

(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
2012 年 10 月 11 日(11.10.2012)



(10) 国際公開番号
WO 2012/137687 A1

- (51) 国際特許分類:
C23C 2/12 (2006.01) C23C 2/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/26 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C23C 2/36 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/058655
- (22) 国際出願日: 2012 年 3 月 30 日(30.03.2012)
- (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 2011-081995 2011 年 4 月 1 日(01.04.2011) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(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; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 真木 純 (MAKI, Jun) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 楠見 和久(KUSUMI, Kazuhisa) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1

号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 阿部 雅之(ABE, Masayuki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 黒崎 将夫(KUROSAKI, Masao) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目 5 番 1 号 虎ノ門 3 7 森ビル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, 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, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, 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, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨー

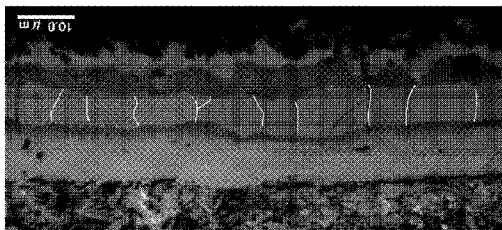
[続葉有]

(54) Title: HOT STAMP-MOLDED HIGH-STRENGTH COMPONENT HAVING EXCELLENT CORROSION RESISTANCE AFTER COATING, AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

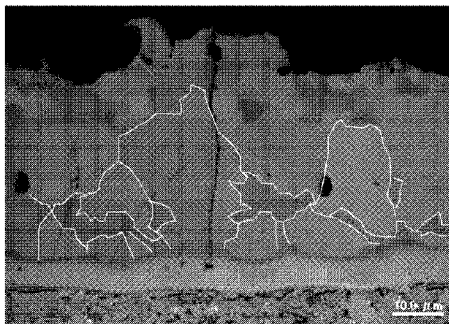
(54) 発明の名称: 塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品およびその製造方法

図 5

(a)



(b)



(57) Abstract: Provided is a hot stamp-molded high-strength component having excellent corrosion resistance after coating in which the propagation of cracks generated in a plating layer during hot stamp machining is inhibited when an Al-plated steel plate has undergone hot stamp machining without the addition of special component elements for inhibiting the generation of cracks in the Al plating layer. This hot stamp-molded high-strength component having excellent corrosion resistance after coating has an alloy plating layer that includes an Al-Fe intermetallic compound phase on the surface of the steel plate, the hot stamp-molded high-strength component characterized in that the alloy plating layer is formed from a plurality of intermetallic compound phases, the average section length of crystal grains of the phases containing 40 to 65 mass% of Al in the plurality of intermetallic compound phases is 3 to 20 μm, the average value of the thickness of the Al-Fe alloy plating layer is 10 to 50 μm, and the ratio of the standard deviation of the thicknesses of the Al-Fe alloy plating layer in relation to the average value of the thicknesses satisfies the following formula: $0 < \text{standard deviation of the thicknesses} / \text{average value of the thicknesses} < 0.15$.

(57) 要約:

[続葉有]



ロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, 添付公開書類:

ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV,
MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK,
SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ,
GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

A1めっき層中にクラック発生を抑制する特別の成分元素を添加しなくてもA1めっき鋼板をホットスタンプ成加工した際に、ホットスタンプ加工時にめっき層に発生するクラックの伝播を抑制した塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形高強度部品を提供する。ホットスタンプ成形された高強度部品であって、鋼板の表面にA1-Fe金属間化合物相を含む合金めっき層を有し、該合金めっき層は、複数の金属間化合物の相から構成されており、前記複数の金属間化合物の相中のA1: 40~65質量%を含有する相の結晶粒の平均切片長さが3~20 μm であり、該A1-Fe合金めっき層の厚みの平均値が10~50 μm であり、該A1-Fe合金めっき層の厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比が、次式: $0 < \text{厚みの標準偏差} / \text{厚みの平均値} \leq 0.15$ 満足することを特徴とする、塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

明 細 書

発明の名称：

塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、高温でのプレス、即ちホットスタンプにより製造される、自動車部品等の構造部材に代表されるような強度が必要とされる部材に適した塗装後耐食性に優れたアルミニウムめっき高強度部品に関し、詳しくは、アルミニウムめっき高強度鋼板のホットスタンプ成形時にA1めっき層に発生するクラックの伝播が抑制され、塗装後耐食性に優れた、ホットスタンプ成形された高強度部品およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、自動車用鋼板の用途（例えば、自動車のピラー、ドアインパクトビーム、バンパービーム等）などにおいて、高強度と高成形性を両立させた鋼板が望まれており、これに対応するものの1つとして、残留オーステナイトのマルテンサイト変態を利用したTRIP（Transformation Induced Plasticity）鋼がある。このTRIP鋼により、成形性の優れた1000MPa級程度の強度を有する高強度鋼板を製造することは可能であるが、さらに高強度、例えば1500MPa以上といった超高強度鋼板で成形性を確保することは困難である。

[0003] このような状況で、高強度及び高成形性を確保する成形法として、最近注目を浴びているのが、ホットスタンプ（熱間プレス、ホットプレス、ホットスタンプ、ダイクエンチ、プレスクエンチ等とも呼称される。）である。このホットスタンプは、鋼板を800℃以上のオーステナイト域で加熱した後、熱間で金型成形することにより高強度鋼板の成形性を向上させ、成形後にプレス金型内で、冷却することにより焼入れをして所望の材質の成形部品を得るというものである。

- [0004] ホットスタンプは、超高強度の部材を成形する方法として有望であるが、通常は大気中で鋼板を加熱する工程を有する。この際、鋼板表面に酸化物（スケール）が生成するため、スケールを除去する後工程が必要であった。ところが、このような後工程には、スケールの除去能や環境負荷等の観点からの対応策の必要性等の問題があった。
- [0005] この問題を改善する技術として、ホットスタンプ部材用の鋼板として A l めっき鋼板を使用することにより、加熱時のスケールの生成を抑制する技術が提案されている（例えば、特許文献 1、2 参照）。
- [0006] A l めっき鋼板は、ホットスタンプにより高強度の成形部品を効率良く製造するのに有効である。A l めっき鋼板は通常プレスされた後、塗装されて使用される。ホットスタンプの際に加熱を行った後の A l めっき層は、表面まで金属間化合物に変化しており、この化合物は非常に脆性であり、ホットスタンプで厳しい成形加工をすると A l めっき層にクラックを生じやすい。また、この金属間化合物の相は母材鋼板よりも貴な電位を有するため、クラックを起点として鋼板素地の腐食が開始され、塗装後耐食性が低下するという問題があった。
- [0007] A l めっき層のクラック発生に起因する塗装後耐食性低下を回避するには、この金属間化合物中に M n を添加することが非常に有効であるので、A l めっき層中に M n を 0. 1 % 以上添加した塗装後耐食性を改善した A l めっき鋼板が提案されている（例えば、特許文献 3 参照）。
- [0008] 特許文献 3 に記載された技術は、A l めっき層中に特定の成分元素を添加して、めっき層に発生するクラックを防止しようとするものであるが、特に A l めっき層中に特定の成分元素を添加することなく、めっき層に発生するクラックを防止する技術ではない。
- [0009] また、A l めっき鋼板の母材鋼へ $T i + 0. 1 M n + 0. 1 S i + 0. 1 C r > 0. 2 5$ となるように元素を添加すると、これらの元素が A l - F e 間の拡散を促進することで、めっき層にクラックが発生してもその周りからの F e - A l 反応が進行して鋼板素地を露出し難くすることで、耐食性を改

善するようにした A l めっき鋼板が提案されている（例えば、特許文献 4 参照）。

[0010] しかしながら、特許文献 4 に記載された技術は、A l めっき層に発生するクラックを防止しようとするものではない。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1：特開 2 0 0 3 - 1 8 1 5 4 9 号公報

特許文献2：特開 2 0 0 3 - 4 9 2 5 6 号公報

特許文献3：特開 2 0 0 3 - 3 4 8 5 5 号公報

特許文献4：特開 2 0 0 3 - 3 4 8 4 6 号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 本発明は、このような実情に鑑みてなされたもので、A l めっき層中にクラック発生を抑制する特別の成分元素を添加しなくても、A l めっき鋼板をホットスタンプ成形した際に、めっき層に発生するクラックの伝播が抑制され、塗装後耐食性に優れた、ホットスタンプ成形された高強度部品を提供することを目的とする。また、A l めっき層表面に潤滑性皮膜を形成して A l めっき鋼板のホットスタンプ成形時の成形性を向上させ、めっき層に生じるクラックの発生を抑制することも目的とする。さらに、ホットスタンプ成形された高強度部品の製造方法を提供することをも目的とする。

課題を解決するための手段

[0013] 本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意研究を重ねて、本発明を完成した。一般に、ホットスタンプ部材用 A l めっき鋼板は、溶融めっき法等により鋼板の片面又は両面に A l めっき層が形成される。A l めっき層は、質量％で、必要に応じて S i : 2 ~ 7 % を含有してもよく、残部 A l 及び不可避免的不純物からなっている。

[0014] ホットスタンプ前の A l めっき鋼板のめっき層は、S i を含有する場合は

、表層よりA l - S i 層及びF e - A l - S i 層から成っている。A l めっき鋼板をホットスタンプするには、まず、A l めっき鋼板を高温に加熱して、鋼板をオーステナイト相とする。そして、オーステナイト化したA l めっき鋼板を熱間でプレス加工して成形し、その後、成形されたA l めっき鋼板を冷却する。A l めっき鋼板を高温にすることで一旦軟化させることができ、後続するプレス加工を容易に行うことができる。また、鋼板は、加熱及び冷却されることにより、焼入れされて約1500MPa以上の高い機械的強度を実現することができる。

[0015] このホットスタンプ部材用A l めっき鋼板の加熱工程で、A l めっき層（S i を含有する場合）内ではA l - S i と鋼板中からのF e との相互拡散が起こり、全体がA l - F e 化合物（金属間化合物）へ変化する。このとき、A l - F e 化合物中に部分的にS i を含有する相も生成する。この化合物（金属間化合物）は非常に脆性であり、ホットスタンプで厳しい成形加工をするとA l めっき層にクラックを生じる。また、この相は母材鋼板よりも貴な電位を有するため、クラックを起点として鋼板素地の腐食が開始され、成形部品の塗装後耐食性を低下させることとなる。したがって、ホットスタンプ成形で、A l めっき層に発生するクラックを抑制することがホットスタンプ成形された部品の塗装後耐食性を改善することとなる。

[0016] ホットスタンプ成形加工では、めっき層にクラックが発生することは避けることができないが、本発明者らは、ホットスタンプで発生するめっき層のクラックをめっき層内で伝播停止することができれば、クラックは母材鋼板に到達できないことに着目した。これにより鋼板素地の腐食が防止でき、ホットスタンプ成形された部品の塗装後耐食性に悪影響を与えないこと見出した。本発明者らは、A l めっき層に発生するクラックのめっき層内でのクラック伝播停止について鋭意研究した。その結果、鋼板の表面に形成されたA l - F e を主とする複数の金属間化合物相の結晶粒の内、その中でA l が40～65%を含有する金属間化合物相の結晶粒の平均切片長さ（以下、単に「平均切片長さ」ともいう）を3～20μmに制御すると、A l めっき層に

発生するクラックの伝播停止ができることを見出した。また、A l めっき層表面にZ n Oを含有する潤滑皮膜をさらに形成することで、ホットスタンプ時の潤滑性を確保でき、表面疵の防止およびクラック発生の防止が可能になることを見出した。さらに、ホットスタンプに適した鋼板組成を見出した。

[0017] 更にA l - F e合金めっき層の厚みはスポット溶接時のチリ発生状況に影響を与えることも見出し、安定したスポット溶接性を得るためにはめっき厚みのバラツキ（標準偏差）を低減させて、A l - F e合金めっき層の厚みの平均値が10～50 μm であり、厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比（厚みの標準偏差／厚みの平均値）が0.15以下とすることが重要であることも見出した。

[0018] 本発明は、これらを見出したことに基づいて完成したもので、その発明の要旨は次の通りである。

[0019] （1）ホットスタンプ成形された高強度部品であって、
鋼板の表面にA l - F e金属間化合物相を含む合金めっき層を有し、
該合金めっき層は、複数の金属間化合物の相から構成されており、
前記複数の金属間化合物の相中のA l : 40～65質量%を含有する相の結晶粒の平均切片長さが3～20 μm であり、
該A l - F e合金めっき層の厚みの平均値が10～50 μm であり、
該A l - F e合金めっき層の厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比が、
次式：

$$0 < \text{厚みの標準偏差} / \text{厚みの平均値} \leq 0.15$$

満足することを特徴とする、塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[0020] （2）前記厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比が0.1以下であることを特徴とする、上記（1）に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[0021] （3）前記A l - F e合金めっき層が、質量%でS i : 2～7%を含有することを特徴とする、上記（1）または（2）に記載の塗装後耐食性に優

れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[0022] (4) 前記Al-Fe合金めっき層の表面にZnOを含有する表面皮膜層が積層されていることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[0023] (5) 前記表面皮膜層のZnOの含有量は、Zn質量換算で片面0.3～7g/m²であることを特徴とする、上記(4)に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[0024] (6) 前記鋼板が成分として質量%で、

C : 0.1～0.5%、

Si : 0.01～0.7%、

Mn : 0.2～2.5%、

Al : 0.01～0.5%、

P : 0.001～0.1%、

S : 0.001～0.1%、及び

N : 0.0010%～0.05%、

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物より成る化学成分の鋼板から成ることを特徴とする上記(1)または(2)に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[0025] (7) 前記鋼板が、さらに質量%で、

Cr : 0.4超～3%、

Mo : 0.005～0.5%、

B : 0.0001～0.01%、

W : 0.01～3%、

V : 0.01～2%、

Ti : 0.005～0.5%、

Nb : 0.01～1%

Ni : 0.01～5%、

Cu : 0.1～3%、

S n : 0.005%~0.1%、

S b : 0.005%~0.1%

から選ばれる1種、または2種以上の成分を含有することを特徴とする上記

(6)に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品

。

[0026] (8) ホットスタンプ成形された高強度部品用A l めっき鋼板の製造方法であって、

質量%で、

C : 0.1~0.5%、

S i : 0.01~0.7%、

M n : 0.2~2.5%、

A l : 0.01~0.5%、

P : 0.001~0.1%、

S : 0.001~0.1%、及び

N : 0.0010%~0.05%、

を含み、残部がF e 及び不可避免の不純物より成る化学成分を含む鋼を熱間圧延し、その後冷間圧延して得られた冷延鋼板を、

溶融めっきラインにおいて焼鈍温度670~760℃まで加熱し、還元炉において60秒以下保持し、その後のA l めっきを施して、A l めっき鋼板を製造する工程、

前記A l めっき鋼板を圧延率が0.5~2%なるように調質圧延する工程、

前記調質圧延されたA l めっき鋼板を、昇温速度3~200℃/秒で昇温し、次式：

$$LMP = T (20 + \log t)$$

(上記式中、T：鋼板の加熱温度(絶対温度K)、t：狙い温度に達した後の加熱炉内での保定時間(hrs))

で表されるラルソン・ミラー・パラメーター(LMP)=20000~23

000の条件でホットスタンプ成形する工程、そして

ホットスタンプ後に20～500℃/秒の冷却速度で金型で焼入れする工程を含むホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

[0027] (9) 前記鋼が、更に質量%で、

Cr : 0.4超～3%、

Mo : 0.005～0.5%、

B : 0.0001～0.01%、

W : 0.01～3%、

V : 0.01～2%、

Ti : 0.005～0.5%、

Nb : 0.01～1%

Ni : 0.01～5%、

Cu : 0.1～3%、

Sn : 0.005%～0.1%、

Sb : 0.005%～0.1%

から選ばれる1種、または2種以上の成分を含有することを特徴とする上記

(8)に記載のホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

[0028] (10) 前記ホットスタンプ成形する工程において、の昇温速度が4～200℃/秒であることを特徴とする上記(8)又は(9)に記載のホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

(11) 前記A1めっき鋼板を製造する工程において、A1めっきを施すためのめっき浴が、Si量を7～15%含み、浴温又は浴への侵入板温のいずれかが650℃以下であることを特徴とする、(8)～(10)のいずれかに記載のホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

発明の効果

[0029] 本発明によれば、ホットスタンプ成形時にA1めっき鋼板のめっき層(合

金属)に発生したクラックを、めっき層の結晶粒界で伝播させることなく停止させることができる。このためクラックがホットスタンプ成形された高強度部品の表面まで到達しておらず、ホットスタンプ成形された高強度部品の塗装後耐食性を向上させることができる。また、本発明では、Alめっき鋼板のめっき層の表面にZnOを含有する潤滑性表面皮膜層を更に積層させて、ホットスタンプを行なって成形部品とする。これにより、ホットスタンプ時の加工性を向上させることができると共に、クラック発生を抑制することができるので、生産性を向上させることが可能となる。

さらに、めっき厚みのバラツキを低減することにより、スポット溶接性を安定させることができる。また本発明の鋼成分を有する鋼板を用いることにより、1000Mpa以上の引張強度を有するホットスタンプ成形された高強度部品を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0030] [図1]ホットスタンプ成形された部品の断面のAlめっき層の組織偏光顕微鏡写真である。

[図2]Al-Fe-Si三元状態図(650℃等温面)である。

[図3](a)～(d)はAlめっき層の組織偏光顕微鏡写真である。(a)はめっき厚が片面40g/m、ホットスタンプ時の昇温測度が5℃の場合である。(b)はめっき厚が片面40g/m、ホットスタンプ時の昇温測度が20℃の場合である。(c)はめっき厚が片面80g/m、ホットスタンプ時の昇温測度が5℃の場合である。(d)はめっき厚が片面80g/m、ホットスタンプ時の昇温測度が20℃の場合である。また(a)は結晶粒の平均切片長さを線分法で求める方法を示す図である。平均切片長さはめっき層表面と平行な線を引き、この線を通過する粒界の数を数えて測定長さを粒界の数で除することで求めることを示す図である。(a)では平均切片長さは12.3μmであった。

[図4]Al:40～65%を含有する金属間化合物相の平均切片長さに対するAlめっき条件及びホットスタンプ時加熱条件の影響を示す図である。横軸

はホットスタンプ時の加熱条件のラルソン・ミラー・パラメーター (Larson-Miller parameter, LMP) である。

[図5]図3のA1めっき層の組織偏光顕微鏡写真において、結晶粒の粒界をトレースして、明確にして示す組織偏光顕微鏡写真である。

[図6]A1めっき鋼板表面へのZn付着量と動摩擦計数の関係を示す図である。

発明を実施するための形態

[0031] 本発明のホットスタンプ成形された部品は、鋼板表面にA1めっきが施されたA1めっき鋼板を用い、加熱処理によりA1めっき層を表面まで合金化処理し、ホットスタンプ成形により高強度部品とする。

[0032] 本発明で用いるホットスタンプ部材用A1めっき鋼板のA1めっきを実施する方法については特に限定するものではない。例えば、溶融めっき法を初めとして、電気めっき法、真空蒸着法、クラッド法等を用いることが可能であるが、現在、工業的に最も普及しているめっき法は溶融めっき法であり、この方法が望ましい。通常、鋼板のA1めっきでは、A1めっき浴に7～15質量%のSiを含有するものを使用することができるが、Siは必ずしも含有していなくても良い。Siはめっき時に、A1めっきの合金層成長を抑制する働きがある。ホットスタンプ用途に限れば合金層成長を抑制する必然性は小さいが、溶融めっき法においては、1つの浴で種々の用途の製品を製造するため、A1めっきの加工性を要求される用途においては合金層成長を抑制する必要があるので、Siを含有させるのが通常である。本発明においては、A1めっき層が合金化する前のA1めっき層に含有するSi量は、後述するように、Al-Fe合金の平均切片長さを支配する因子である。本発明では、A1めっき浴にSi：7～15%を含有させることが望ましい。ホットスタンプ時にA1めっき層を加熱、合金化させることで、鋼板素地からめっき層中にFeが拡散し、Al-Fe中のSi濃度は、ホットスタンプ前のA1めっき層中よりも低下する。A1めっき浴が、7～15%のSiを含有すると、ホットスタンプ後のAl-Fe合金層はSiを2～7%含有する

。

[0033] 本発明のホットスタンプ成形された高強度部品における鋼板は、ホットスタンプ時の焼鈍により表面のA l めっきが合金化されA l - F e 合金層を有する。このA l - F e 合金層の厚みの平均値は10～50 μ mである。このA l - F e 合金層の厚みが10 μ m以上であれば、加熱工程後に、急速加熱ホットスタンプ部材用A l めっき鋼板として十分な塗装後耐食性を確保できるため好ましい。厚みが大きいほど耐食性上は優位に働くが、一方、F e - A l 合金層の厚みが大きいほど、ホットスタンプ成形時に表層が欠落し易くなるため、厚みの平均値の上限は50 μ m以下とする。

[0034] また、ホットスタンプ成形された高強度部品のA l - F e 合金層の厚みのバラツキはスポット溶接性の安定性に影響する。本発明者らの検討によると、A l - F e 合金層の厚みはチリ発生電流値に影響し、厚みのバラツキが小さいほどチリ発生電流が低下する傾向がある。このため、A l - F e 合金層の厚みのバラツキが大きいとチリ発生電流値がバラツキやすく、結果として適正溶接電流の範囲が小さくなる。したがってA l - F e 合金層の厚みのバラツキを適正に制御する必要があるが、A l - F e 合金めっき層の厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比（厚みの標準偏差／厚みの平均値）を0.15以下とする必要があることが分かった。より好ましくは0.1以下である。このようにすることで安定したスポット溶接性が得られる。

[0035] ホットスタンプ成形された高強度部品のA l - F e 合金めっき層の、厚みの測定及び厚みの標準偏差の算出は以下の手順でおこなった。まず鋼を熱間圧延し、その後冷間圧延され、溶融めっきラインでA l めっきされた鋼板の全幅を加熱、焼入れした。その後幅方向の両エッジより50 mmの位置、幅中央、両エッジより50 mmの位置と中央との中間位置の計5個所で20×30 mmの試験片をサンプリングした。試験片を切断し、断面を検鏡し、表裏の厚みを測定した。試験片断面において、任意の10点の厚みを測定し、厚みの平均値と厚みの標準偏差を算出した。このときの厚みの測定に当たっては、断面研磨後、2～3%ナイトールでエッチングし、A l - F e 合金層

と鋼板の界面を明確にして、合金めっき層の厚みを測定した。

- [0036] ホットスタンプ前のAlめっき鋼板のAlめっき層は、Siを含有している場合は、表層より順に、Al-Si層、Fe-Al-Si層の2層から成る。このAl-Si層は、ホットスタンプ工程で900℃程度に加熱されると、鋼板中からのFeの拡散が起こり、めっき層全体がAl-Fe化合物の層へ変化するとともに、Al-Fe化合物中に部分的にSiを含有する層も生成する。
- [0037] ホットスタンプ前に、Alめっき鋼板を加熱して、Alめっき層を合金化した場合、Fe-Al合金層は、一般に5層構造となることが多いことが知られている。これら5層は、めっき鋼板表層から順に、第1層、第3層は Fe_2Al_5 、 FeAl_2 を主成分とし、その層中のAl濃度は約50質量%である。第2層中のAl濃度は約30質量%である。第4層、第5層はそれぞれFeAl、 αFe に対応する層と判断できる。第4層、第5層中のAl濃度はそれぞれ15～30質量%、1～15質量%の幅を持つ組成となる。残部はいずれの層もFe及びSiである。これらの各合金層の耐食性はAl含有量にほぼ依存し、Al含有量が高いほど耐食性に優れる。従って、第1層、第3層が最も耐食性に優れている。なお、第5層の下部は鋼板素地であり、マルテンサイトを主体とする焼入組織となっている。また、第2層はFe-Al二元系状態図から説明できないSiを含有する層であり、その詳細な組成は明らかではない。本発明者らは、 Fe_2Al_5 とFe-Al-Si化合物が微細に混じりあったような相であると推定している。
- [0038] このようなAlめっき鋼板を急速加熱ホットスタンプした場合、得られるAl-Fe合金層の構造は、ホットスタンプ時の加熱条件によるが、上記のような明確な5層構造は示さない。これは急速加熱であるために、Feのめっき層への拡散量が少ないためと考えられる。
- [0039] Al-Fe合金層は、鋼板素地中のFeがAlめっき中に拡散して形成されるものであるから、Alめっき層の鋼板側ではFe濃度が高く、Al濃度が低い、そして、めっき層の表面側に向かってFe濃度が低下し、Al濃度

が高くなる濃度分布を有している。

[0040] ホットスタンプ成形された部品の A l めっき層を観察すると、A l - F e 合金相が硬質で脆いため、ホットスタンプ成形された部品のめっき層にはクラックが発生している。図 1 は、ホットスタンプ成形された部品の断面の A l めっき層組織の偏光顕微鏡写真である。図 1 に示すように、大きいクラックは結晶粒を貫通して母材まで達しているが、小さいクラックは結晶粒界で停止(矢印をつけたもの)しているのがわかる。

[0041] そこで、本発明者らはクラックが結晶粒界で停止している現象に着目し、A l めっき層に発生するクラックの伝播停止について鋭意研究した。その結果、鋼の表面に形成された A l - F e を主とする複数の金属間化合物層の結晶粒の内、その中の A l 40 ~ 65 % を含有する金属間化合物層の結晶粒の平均切片長さを 3 ~ 20 μm の範囲にコントロールすることにより、A l めっき層に発生するクラックの伝播停止ができることを見出した。以下に説明するように、ここでいう平均切片長さとは、鋼板面に平行な方向に計測したものを意味する。ここで合金化した A l めっきは当然 A l と F e を主成分とするが、A l 中には S i も含有されるため、A l - F e を主として少量の A l - F e - S i を含有している。

[0042] A l : 40 ~ 65 % を含有する相の平均切片長さに影響する支配因子について検討したところ、A l : 40 ~ 65 % を含有する相の平均切片長さは、めっき厚、熱履歴(昇温速度、保定時間)、A l めっき条件 (S i 量、浴温、侵入板温) 等のホットスタンプ成形された高強度部品の製造条件の影響が大きく、具体的には A l めっき後の合金層の種類の影響が特に大きい。熱履歴のコントロールは以下に説明するラルソン・ミラー・パラメーター (LMP) を用いることができる。

[0043] 合金化した後の A l : 40 ~ 65 % を含有する相の平均切片長さを 3 ~ 20 μm と細かくするためには、A l めっきした時の初期の合金層として β -A l F e S i を生成することが好ましい。 β -A l F e S i は単斜晶 (M o n o c l i n i c) の結晶構造を有する化合物で、A l₅F e S i の組成を有

するとも言われている。更にAlめっき後の合金層として β -Al-Fe-Siを生成させるためには、浴中のSi量を7～15%、浴温を650℃以下とすること、あるいは浴温は650～680℃で且つ侵入板温を650℃以下とすることが有効である。これはこの領域のSi濃度、温度で β -Al-Fe-Siが安定相となるためである。

[0044] β -Al-Fe-SiをAlめっき後の合金層として生成させた時に、Al：40～65%を含有する相の平均切片長さが小さくなる理由は、図2に示すAl-Fe-Si三元状態図より推測することができる。Al：40～65%を含有する相は Fe_2Al_5 を主とする相と考えられる。Alめっきで生成する合金層中の化合物の相はAl-Siの液相と平衡する相であり、 α 相、 β 相、 FeAl_3 相の3種がありうる。例えば FeAl_3 相が生成した場合、この化合物中にFeが拡散すると、 FeAl_3 相が Fe_2Al_5 相に変態すると考えられる。これに対して β 相から Fe_2Al_5 に相至するためには、 β 相 $\rightarrow$ α 相 $\rightarrow$ FeAl_3 相 $\rightarrow$ Fe_2Al_5 相のように多くの変態を経なければならない。変態を経ることで結晶粒が再度生成するため、多くの変態を経るほど平均切片長さは小さくなる傾向がある。すなわち、 FeAl_3 相よりは α 相、 α 相よりは β 相を出発化合物とした方が平均切片長さは小さくなる。

[0045] 合金めっき層中の平均切片長さの測定方法は、ホットスタンプ成形された部品の任意の断面を研磨後、2～3vol%のナイトールでエッチングし、顕微鏡観察する。観察は偏光顕微鏡を用いて行い、偏光角を最も結晶粒のコントラストがはっきりするように調整する。このとき連続的にコントラストが濃く見える化合物の層よりも表層側のコントラストが薄く見える化合物の層がAl：40～65%の相である。この相がクラックの伝播を停止させる特性を有する相であり、塗装後耐食性、めっきの加工性に影響を与える相である。図3(a)～(b)に示すように、特にめっき厚みが薄い(片面40g/m²)ときにはコントラストの濃い相の影響でAl：40～65%の相の平均切片長さが測定し難い。したがって本明細書では、合金めっき層中の結晶粒の平均切片長さを、鋼板面に平行な方向に測定した平均切片長さとして定義

する。平均切片長さは線分法で求める。図3 (a) に示すようにめっき層中に鋼板面と平行な線を引き、この線が通過する粒界の数を数え、測定長を粒界の数で除することで平均切片長さが求められる。この平均切片長さより粒径を計算することも可能であるが、粒径を計算するためには、粒の形状が既知である必要がある。鋼板については、結晶粒は球状と仮定できるが、本発明のような表面に生成した金属間化合物については結晶粒の形状が不明なために粒径でなく平均切片長さを用いた。

[0046] なお、実際の測定では、図3 (a) ~ (d) の偏光顕微鏡写真では、粒界が不明確であるので、図5 (a)、(b) に示すように、図3の(a)、(c) の偏光顕微鏡写真について結晶粒界をトレースして結晶粒界を明確にして測定した。

[0047] A l めっき層が合金化した後のA l : 40 ~ 65 % を含有する相の平均切片長さを3 ~ 20 μm と限定する理由を説明する。A l : 40 ~ 65 % を含有する相のクラック伝播停止特性としては粒径が小さい方が好ましいが、ホットスタンプ部材用鋼板は一旦オーステナイト域まで加熱される必要がある。このためこの鋼板は、一般的に850℃以上に加熱されることになるため、この加熱工程で合金化したA l めっき層は、結晶粒が3 μm 以上まで成長してしまう。したがって、通常3 μm 未満の結晶粒径とすることは極めて困難である。平均切片長さが20 μm を超えて粒径が大きくなると、A l めっき層の加工性が低下し、パウダリング現象が大きくなる。さらに、A l : 40 ~ 65 % を含有する相のクラック伝播停止特性が機能しなくなり、クラックを結晶粒で停止させることができなくなる。

[0048] したがって、本発明ではA l : 40 ~ 65 % を含有する相の平均切片長さを3 ~ 20 μm と限定したが、好ましくは、5 ~ 17 μm である。

[0049] 次に、平均切片長さに及ぼすA l めっき条件、ホットスタンプ時加熱条件の影響について述べる。

[0050] 図4は平均切片長さに対するA l めっき条件及びホットスタンプ時の加熱条件の影響を示す図である。図4の横軸はホットスタンプ時の加熱条件のラ

ルソン・ミラー・パラメーター (Larson-Miller parameter, LMP) である。

ラルソン・ミラー・パラメーター (LMP) は、

$$LMP = T (20 + \log t)$$

(上記式中、 T : 絶対温度 (K)、 t : 時間 (hrs)) で表される。

ここで、 T は鋼板の加熱温度、 t は狙い温度に達した後の加熱炉内での保
定時間である。LMP は一般に熱処理、クリープ等の温度と時間が影響する
事象において、温度と時間を統一的に扱うために用いられる指標である。結
晶粒の成長に対してもこのパラメーターを用いることができる。本発明では
、LMP は結晶粒の平均切片長さに対する温度と時間の影響を 1 つにまとめ
たもので、ホットスタンプ時の熱処理条件をこのパラメーターのみで記述で
きる。

[0051] 図 4 に記載した記号を説明する A、B は A l めっき条件を示す。A は 7 %
S i 浴、浴温 660℃を意味し、B は 11% S i 浴、浴温 640℃を意味し
ている。これはそれぞれ A l めっき時に α -A l F e S i 相、 β -A l F e
S i 相が生成する代表的な条件である。また「5℃/s」及び「50℃/s
」はホットスタンプ時の昇温速度を意味する。5℃/s は通常の炉加熱、5
0℃/s は赤外線加熱、通電加熱等の急速加熱に対応する。ここで「昇温速
度」とは、昇温開始から狙い温度よりも 10℃低い温度に達するまでの平均
昇温速度を意味する。A l めっき条件 A と B とを比較すると、条件 A、すな
わち A l めっき時に α -A l F e S i 相を形成させた方が、条件 B に比べて
平均切片長さが大きくなる傾向を示した。ホットスタンプ時の加熱条件範囲
としてはより狭い範囲 (LMP = 20000 ~ 23000) に制限する必要
があることがわかった。LMP が 20000 未満であると A l - S i めっき
層と鋼板の拡散が不十分で、未合金の A l - S i 層が残存するために好まし
くない。また図 4 のめっき条件 A において、昇温速度 5℃/秒と 50℃/秒
の場合を比較すると、このような狭い範囲であってもホットスタンプでの昇
温速度を大きくするとより組織が微細化することが示されている。昇温速度
は、4 ~ 200℃/秒 (s) の範囲が好ましい。昇温速度が 4℃/秒より遅

いと加熱工程に時間がかかることを意味し、ホットスタンプの生産性が低下することを意味し、また200℃/秒より速いと鋼板内の温度分布の制御が困難になるためいずれも好ましくない。これらAlめっき条件、ホットスタンプ条件を適正化することで平均切片長さを3～20μmとすることが可能である。

[0052] 以上述べたように、鋼の表面に形成したAl-Feを主とする金属間化合物層の内のAl：40～65%を含有する相の結晶粒の平均切片長さが3～20μmとすることにより、ホットスタンプによるめっき層に発生するクラックの伝播をめっき層内に止めることができる。これにより、めっき層のクラックに起因する鋼板母材の腐食を抑制することができ、塗装後耐食性に優れた高強度自動車部品等のホットスタンプ成形された部品を得ることができる。

[0053] 本発明のホットスタンプ成形された高強度部品は、Al-Feを主とする合金めっき層の表面にZnOを含有する表面皮膜層を更に有することができる。

[0054] 本発明のホットスタンプ成形された高強度部品は、ホットスタンプ時に極めて硬質であるAl-Fe金属間化合物が鋼板表面のめっき層に形成される。このため、ホットスタンプ成形のプレス加工時に金型との接触により加工傷が成形部品の表面に形成され、この加工傷が、めっき層にクラックが発生する原因となるという問題がある。本発明者らはAlめっき層の表面に優れた潤滑性を有する表面皮膜を形成することで、成形部品の加工傷およびめっき層のクラック発生を抑制できることを見出し、ホットスタンプ成形における成形性及び成形部品の耐食性を向上させることができることを見出した。

[0055] 本発明らは、ホットスタンプ成形に適した潤滑性を有する表面皮膜について鋭意研究した結果、Alめっき層の表面にZnO（酸化亜鉛）を含有する潤滑性表面皮膜層を積層することで、成形部品表面の加工傷およびめっき層のクラック発生を効果的に防止できることを見出した。

[0056] ZnOは、Alめっき鋼板の片面側の表面皮膜層中に、Zn質量換算で0

、 $3 \sim 7 \text{ g/m}^2$ 含有される。より好ましくは $0.5 \sim 4 \text{ g/m}^2$ である。 ZnO の含有量が Zn 質量換算で 0.1 g/m^2 以上である場合には、潤滑向上効果や偏り防止効果（ Al めっき層厚みの均一化効果）などを効果的に発揮することができる。一方、 ZnO の含有量が Zn 質量換算で 7 g/m^2 を超える場合には、 Al めっき層及び表面皮膜層の合計厚みが厚くなり過ぎ、溶接性や塗料密着性が低下する。

[0057] 図6は、 Al めっき鋼板表面への Zn 付着量と動摩擦計数の関係を示す図である。表面皮膜層中の ZnO の含有量を変動させて、ホットスタンプ成形時の潤滑性の評価を行った。この潤滑性の評価は、以下の試験により行った。まず、 ZnO 皮膜層有する Al めっき鋼板の各供試材（ $150 \times 200 \text{ mm}$ ）を 900°C に加熱した後、 700°C まで冷却した各供試材に、鋼球を介して荷重を上から加え、そして、この鋼球を、供試材上を滑らせて引抜いた。この際、引抜き荷重をロードセルにより測定し、引抜き荷重／押し付け荷重の比を、動摩擦係数とした。その結果を、図6に示す。動摩擦係数が 0.65 より小さいと良好と評価できる。 Zn 付着量で概ね 0.7 g/m^2 以上の領域で、動摩擦係数が効果的に低く抑えられ、熱間潤滑性を向上させられることが判る。

[0058] ZnO を含有する表面皮膜層の形成は、例えば、 ZnO を含有する塗料を塗布し、塗布後の焼付け及び乾燥による硬化処理を行うことにより、 Al めっき層上に形成することができる。 ZnO 塗料の塗布方法としては、例えば、所定の有機性のバインダ（*binder*）と ZnO 粉末の分散物とを混合して Al めっき層の表面に塗布する方法、粉体塗装による塗布方法などが挙げられる。塗布後の焼付け及び乾燥方法としては、例えば、熱風炉、誘導加熱炉、近赤外線炉などの方法又はこれらの組み合わせによる方法などが挙げられる。この際、塗布に使用されるバインダの種類によっては、塗布後の焼付け及び乾燥の代わりに、例えば紫外線又は電子線などによる硬化処理が行われてもよい。所定の有機性バインダとしては、例えば、ポリウレタン樹脂やポリエステル樹脂などが挙げられる。しかし、 ZnO の表面皮膜層形成方

法はこれらの例に限定されるものではなく、様々な方法により形成可能である。

[0059] このようなZnOを含有する表面皮膜層は、ホットスタンプ成形時のAlめっき鋼板の潤滑性を高めることができるので、成形された部品表面のめっき層の加工傷およびめっき層のクラック発生を抑制することができる。

[0060] ZnOは、融点が約1975℃であり、Alめっき層（アルミの融点は約660℃）などに比べても高い。従って、めっき鋼板をホットスタンプ方法で加工する場合など、例えば800℃以上に鋼板を加熱したとしても、このZnOを含有する表面皮膜層は溶融しない。従って、たとえAlめっき鋼板の加熱によりAlめっき層が溶融したとしても、ZnO表面皮膜層によりAlめっき層が覆われた状態が維持されるため、溶融したAlめっき層の厚みが不均一に偏ることを防止することができる。なお、ホットスタンプ成形された高強度部品のAlめっき層の厚みの偏りは、例えば、ブランク材が重力方向に対して縦向きになるような炉によって加熱が行われた場合や、通電加熱や誘導加熱による加熱が行われた場合などに発生しやすい。しかし、この表面皮膜層は、これらの加熱が行われた場合のAlめっき層の厚みの偏りをも防止可能であり、Alめっき層をより厚く形成することをも可能である。

[0061] このようにZnO表面皮膜層は、潤滑性を向上させ、かつ、Alめっき層の厚みを均一化するなどの効果を発揮することにより、ホットスタンプのプレス加工時の成形性及びプレス加工後の耐食性を向上させることができる。

また、Alめっき層の厚みを均一化することができるので、昇温速度を高めることが可能な通電加熱や誘導加熱による急速加熱を行うことができ、Al：40～65質量%を含有する金属間化合物相の結晶粒の平均切片長さを3～20μmとするのに有効である。

[0062] 更にはこのZnO表面皮膜層はスポット溶接性、塗料密着性、塗装後耐食性等の性能を低下させることも無い。塗装後耐食性は、寧ろ表面皮膜層を付与することにより、更に改善される。

[0063] 次に、本発明者らは、優れた耐食性と優れた生産性を兼ね備える急速加熱

ホットスタンプ部材用 A l めっき鋼板を得るための鋼板の成分組成について鋭意検討を行った。その結果、ホットスタンプが金型によるプレスと焼入を同時に行うものであるので、ホットスタンプ部材用 A l めっき鋼板としては、焼入れされやすい成分を含有することで、ホットスタンプ成形後に 1000 MPa 以上の高強度を有するホットスタンプ成形された部品と成ることの観点から以下に説明する鋼板の成分を得た。

[0064] 以下本発明での鋼板成分を限定した理由について説明する。なお、成分についての%は質量%を意味する。

[0065] (C : 0.1 ~ 0.5 %)

本発明は成型後に 1000 MPa 以上の高強度を有するホットスタンプ成形された部品を提供とするものであり、高強度を有するためにホットスタンプ後に急冷してマルテンサイトを主体とする組織に変態させることが要求される。焼入性の向上という観点からは、C 量で少なくとも 0.1 % が必要である。一方、C 量が多過ぎると鋼板の靱性の低下が著しくなるため、加工性が低下する。そのため、C 量は 0.5 % 以下であることが好ましい。

[0066] (Si : 0.01 ~ 0.7 %)

Si は、めっき中の Al と Fe 間の反応を促進して、Al めっき鋼板の耐熱性を向上させる効果を有する。しかし、Si は、冷間圧延した鋼板の再結晶焼鈍中に安定な酸化皮膜を鋼板表面に形成するので、Al めっきの特性を阻害する元素でもある。この観点から Si 量の上限を 0.7 % とする。しかし、Si 量を 0.01 % 未満とすると疲労特性が劣るため、好ましくない。したがって、Si 量は 0.01 ~ 0.7 % である。

[0067] (Mn : 0.2 ~ 2.5 %)

Mn は、鋼板の焼入れ性を高める元素としてよく知られている。また、不可避免的に混入する S に起因する熱間脆性を防ぐために必要な元素でもある。この理由から 0.2 % 以上の添加が必要である。また、Mn は Al めっき後の鋼板の耐熱性も向上させる。しかし、2.5 % を超えて Mn を添加すると焼入れ後のホットスタンプ成形された部品の衝撃特性が低下するため 2.5

%を上限とする。

[0068] (A l : 0.01~0.5%)

A l は、脱酸元素として好適であるので0.01%以上含有させてよい。しかし多量に含有させると粗大な酸化物を形成して鋼板の機械的性質を損なうので、A l 量の上限は0.5%とする。

[0069] (P : 0.001~0.1%)

Pは不可避免的に鋼板に含有される不純物元素である。しかし、Pは固溶強化元素であり、比較的安価に鋼板の強度を上昇させることができるので、P量の下限を0.001%とした。ただし、添加量がむやみに増加すると、高強度材での靱性を低下させるなどの悪影響が出るためP量の上限を0.1%とした。

[0070] (S : 0.001~0.1%)

Sは不可避免的に含まれる元素である。Mn Sとして鋼中の介在物になり、Mn Sが多いと、Mn Sが破壊の起点となり、延性、靱性を阻害し、加工性劣化の要因となる。したがってS量は、低いほど望ましい。S量の上限を0.1%以下としたが、S量を必要以上に低下させるには製造コストから望ましくないので、下限を0.001%とした。

[0071] (N : 0.0010%~0.05%)

Nは、T i やBと容易に結合するので、それらの元素の目的とする効果を減じないように制御しておく必要がある。N量が0.05%以下であれば許容できる。望ましくは、N量は0.01%以下である。一方、必要以上に低減することは製鋼工程に多大な負荷を掛けるので0.0010%をN量の下限の目安とすればよい。

[0072] 次に、鋼中に選択的に含有することができる成分について説明する。

[0073] (C r : 0.4%超~3%)

C r も一般的に焼入性を高める元素であり、Mnと同様に使用されるが、鋼板にA l めっき層を適用する際には別の効果も有する。C r が存在すると、例えばA l めっき層を適用後にボックス焼鈍を行ってA l めっき層を合金

化させる場合に、めっき層と鋼板母材との合金化が行われやすくなる。A l めっき鋼板をボックス焼鈍する際に、A l めっき層内にA l Nが生成する。A l Nは、A l めっき層の合金化を抑制し、めっき剥離するが、C rを添加することによって、A l Nが生成し難くなり、A l めっき層の合金化が容易になる。これらの効果を得るためにはC r量は、0.4%超である。しかし、C r量を、3%を超えて添加しても効果は飽和し、またコストも上昇し、加えてA l めっき特性を低下させるため、C r量の上限は3%である。

[0074] (Mo : 0.005~0.5%)

MoもC rと同様に、A l めっき層のボックス焼鈍を行う際、めっき層と鋼板母材との界面に生成するめっき層剥離の原因となるA l Nの生成を抑制する効果がある。また、鋼板の焼入れ性の観点から有用な元素である。それらの効果を得るためにはMo量は、0.005%必要である。しかし、0.5%を超えて添加しても効果は飽和するので、Mo量の上限は0.5%である。

[0075] (B : 0.0001~0.01%)

Bも鋼板の焼入れ性の観点から有用な元素であり、0.0001%以上の添加が必要である。但し、B量を0.01%を超えて添加しても効果は飽和し、また鑄造欠陥や熱間圧延時の鋼板の割れを生じさせるなど製造性を低下させるので、B量の上限は0.01%である。好ましくは、B量は0.0003~0.005%である。

[0076] (W : 0.01~3%)

Wは鋼板の焼入れ性の観点から有用な元素であり、0.01%以上にて効果を発揮する。但し、3%を超えて添加しても効果は飽和し、またコストも上昇するので、W量の上限は3%である。

[0077] (V : 0.01~2%)

VはWと同様に、鋼板の焼入れ性の観点から有用な元素であり、0.01%以上のV量で効果を発揮する。但し、V量を、2%を超えて添加しても効果は飽和し、またコストも上昇するので、V量の上限は2%である。

[0078] (T i : 0.005 ~ 0.5%)

T i はN固定の観点から添加することができる。質量%にて、T i をN量の約3.4倍添加することが必要であるが、Nは低減しても10ppm程度であるので、T i 量の下限を0.005%とした。またT i を過剰に添加しても鋼板の焼入れ性を低下させ、また強度も低下させるため、T i 量の上限は0.5%である。

[0079] (N b : 0.01 ~ 1%)

N b はT i と同様にN固定の観点から添加することができる。質量%にて、N b をN量の約6.6倍添加することが必要であるが、Nは低減しても10ppm程度であるので、N b 量の下限を0.01%とした。またN b を過剰に添加しても鋼板の焼入れ性を低下させ、また強度も低下させるため、N b 量の上限は1%であるが、好ましくは0.5%である。

[0080] また、鋼板中の成分として、他にN i、C u、S n、S b等を含有しても本発明の効果を阻害しない。N i は鋼板の焼入れ性に加え、耐衝撃特性改善に繋がる低温靱性の観点から有用な元素であり、0.01%以上のN i 量で効果を発揮する。但し、N i 量を、5%を超えて添加しても効果は飽和し、またコストも上昇するので、0.01 ~ 5%の範囲でN i 量を添加しても良い。C u も鋼板の焼入れ性に加え、靱性の観点で有用な元素であり、0.1%以上のC u 量で効果を発揮する。但し、3%を超えてC u 量を添加しても効果は飽和し、またコストを上昇させるばかりでなく鑄片性状の劣化や熱間圧延時の鋼板の割れや疵を生じさせるため、0.01 ~ 3%の範囲でC u 量を添加しても良い。さらに、S n、S bはいずれもめっきの鋼板に対する濡れ性や密着性を向上させるのに有効な元素であり、0.005% ~ 0.1%の量で添加できる。いずれも0.005%未満の量では効果が認められず、0.1%を超えて添加すると製造時の疵が発生しやすくなったり、また靱性の低下を引き起こしたりするため、S n量、S b量の上限は0.1%である。

[0081] また、その他の成分については特に規定しないが、Z r、A s等の元素が

鉄スクラップから混入する場合があるが、通常の範囲であれば本発明に用いる鋼の特性には影響しない。

[0082] 次いで、ホットスタンプ成形された高強度部品の製造方法について説明する。

[0083] 本発明に用いるホットスタンプ部材用 A l めっき鋼板は、鋼を熱間圧延し、その後冷間圧延して得られた冷延鋼板を、溶融めっきラインにおける焼鈍温度を 670～760℃、還元炉内の在炉時間を 60 秒以下として、鋼板に Si : 7～15% を含有する A l めっきを施すことにより製造する。A l めっき後のスキンプス圧下率を 0.1～0.5% にすることが有効である。

[0084] 溶融めっきラインの焼鈍温度は鋼板形状に影響し、焼鈍温度を高くすると鋼板の C 方向の反りが発生しやすい。その結果、A l めっき時に鋼板の幅方向の中央部とエッジ付近とのめっき付着量差が大きくなりやすい。この観点から焼鈍温度は 760℃ 以下であることが望ましい。また焼鈍温度が低すぎると A l めっき浴への侵入板温が下がりすぎてドロス欠陥が出やすくなるので、焼鈍温度の下限は 670℃ である。

[0085] 還元炉の在炉時間は A l めっき特性に影響する。Si、Cr、Al 等の Fe よりも酸化されやすい元素が、還元炉中で、鋼板表面で酸化して、A l めっき浴と鋼板との反応を妨げやすい。特に還元炉内在炉時間が長いと、この影響が顕著となるため、在炉時間は 60 秒以下が好ましい。なお、在炉時間の下限は特に限定するものではないが 30 秒以上とするのが好ましい。

[0086] A l めっき後に形状調整等の目的でスキンプス圧延を施すが、この時の圧下率はその後のホットスタンプ時の A l めっき層の合金化に影響する。圧下により鋼板、めっき層共に歪みが導入され、この影響が考えられる。圧下率が高いとホットスタンプ後の合金層の結晶粒径が小さくなる傾向があるが、その一方、生成した合金層にクラックを与えるため圧下率が低くすぎることも好ましくない。このため圧下率は 0.1～0.5% とすることが好ましい。

[0087] また、A l めっき後のボックス焼鈍で A l めっき層を合金化させることも

可能である。この際には合金化を進行させるために、鋼中にC r、M o等を含有させることが好ましい。ボックス焼鈍は例えば650℃で10時間程度とする。

[0088] 上述したようにして得られたA lめっき鋼板は、その後のホットスタンプ工程において50℃/秒以上の昇温速度で急速加熱されることができる。また、急速加熱は、A l－F e合金層中のA l：40～65%を含有する相の結晶粒の平均切片長さが3～20μmとするのに有効である。加熱方式については特に限定せず、通常の炉加熱や輻射熱を用いる近赤外線方式の加熱方式を使用することも可能である。また昇温速度50℃/秒以上の急速加熱を行うことが可能な、通電加熱や高周波誘導加熱等の電気を用いる加熱方式を使用することも可能である。

[0089] 昇温速度の上限は特に規定しないが、上記の通電加熱や高周波誘導加熱等の加熱方式を使用する場合には、その装置の性能上、300℃/秒程度が上限となる。

[0090] また、この加熱工程において、最高到達板温を850℃以上とすることが好ましい。最高到達板温を850℃以上とするのは、鋼板をオーステナイト域まで加熱するとともに、表面まで十分にA lめっき層の合金化を進行させるためである。

[0091] 次いで、加熱された状態にあるA lめっき鋼板を上下一対の成形金型間で所定形状にホットスタンプ成形する。成形後にプレス下死点で数秒間の静止保持をすることで、成形金型との接触冷却により焼き入れを行って、本発明のホットスタンプ成形された高強度部品を得る。

[0092] ホットスタンプ後の成形部品は、溶接、化成処理、電着塗装等を経て最終製品となる。

通常は、カチオン電着塗装が用いられることが多く、その膜厚は1～30μm程度である。電着塗装の後に中塗り、上塗り等の塗装が施されることもある。

実施例

[0093] 以下、実施例を用いて本発明をさらに具体的に説明する。

(実施例1)

通常の熱延工程及び冷延工程を経た、表1に示すような鋼成分の冷延鋼板(板厚1.4 mm)を材料として、Siを含有する溶融Alめっきを行った。溶融Alめっきは無酸化炉－還元炉タイプのラインを使用し、めっき後、ガスワイピング法でめっき付着量を両面合計で160 g/m²に調節し、その後冷却した。この際のめっき浴組成としては、(A): Al－7% Si－2% Fe、浴温660℃、及び(B): Al－11% Si－2% Fe、浴温640℃であった。このめっき浴条件は、図4のAlめっき条件A、Bにそれぞれ相当する。浴中のFeは、浴中のめっき機器やストリップから供給される不可避のものであることに留意されたい。また焼鈍温度は720℃、還元炉内在炉時間は45秒とした。Alめっき鋼板の外観は概ね不めっき等がなく良好であった。

[0094] こうして作成した試験片の塗装後耐食性を評価した。ホットスタンプ成形は通常の炉加熱手段を用い、Alめっき鋼板の昇温速度は約5℃/秒であった。大気中で250×300 mm大の試験片を加熱し、昇温に約3分、その後約1分保定した後に脱炉し、約700℃の温度まで大気中で冷却して、ハット形状に成型し、金型冷却した。このときの冷却速度が約200℃/秒であった。表2に示すように試験片の加熱温度を種々変えて合金化後のAlめっき層組織を制御した。

[0095] ハット成形品の縦壁部を50×100 mmに切出し、塗装後耐食性を評価した。パーカラライジング(株)製化成処理液PB-SX35で化成処理を施し、その後、日本ペイント(株)製カチオン電着塗料パワーニクス110を約20 μm厚みになるまで塗装した。その後、カッターでこの塗膜にクロスカットを入れ、社団法人自動車技術会で定めた複合腐食試験(JASO M610-92)を180サイクル(60日)行ない、クロスカットからの膨れ幅(片側最大膨れ幅)を測定した。このとき一般的な防錆鋼板であるGA(合金化溶融亜鉛めっき鋼板)(付着量片面45 g/m²)の膨れ幅は5 mm

であった。

- [0096] 塗装後耐食性の評価として、◎：膨れ幅4 mm以下、○：膨れ幅4 mm超～6 mm以下、×：膨れ幅6 mm超とした。
- [0097] スポット溶接性に評価に関しては、平板で行う必要があるため、400×500 mmの平板形状の金型を用いた。通常の炉加熱手段を用い、400×500 mmのA1めっき鋼板を昇温速度は約5℃/秒、大気中で加熱し、昇温に約3分、その後約1分保定した後に脱炉し、約700℃の温度まで大気中で冷却してその後金型で焼入れた。溶融めっきラインでA1めっきされたA1めっき鋼板の幅方向の両エッジ30 mmを切り捨て、これ以外は全て試験に使用した。ホットスタンプ後に焼入後、30×50 mmの溶接試験片を切出し、加圧力500 kgf、通電10サイクル（60 Hz）で適正溶接電流範囲を計測した。この際の下限電流は $4\sqrt{t}$ （tは板厚）、上限電流はチリ発生とし、上限電流値一下限電流値を適正溶接電流範囲とした。
- [0098] スポット溶接性の評価としては、○：適正溶接電流範囲2 kA超、×：適正溶接電流範囲2 kA以下とした。
- [0099] また、ナイトールエッチング後に試験片を断面検鏡して、めっき厚みについて、厚みの平均値、厚みの標準偏差（めっき厚のバラツキ）、厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比（標準偏差／平均）を求めた。そして、合金層組織を観察し、A1：40～65質量%を含有する相の結晶粒の平均切片長さを測定した。この際、試験片はハット成形品において変形の少ないフランジ部から切り出した。
- [0100] なお、めっき厚みの平均値およびめっき厚みの標準偏差は、鋼板幅方向の両エッジより50 mm位置、中央、両エッジより50 mm位置と中央の中間位置の計5個所で20×30 mmの試験片をサンプリングした。試験片を切断し、断面検鏡し、表裏の厚みを算出し、10点の厚みを測定し、厚みの平均値と標準偏差を算出した。
- [0101] A1めっき条件、ホットスタンプ条件、平均切片長さ、厚みの平均値、塗装後耐食性、溶接性の評価結果を表2に記載した。

[0102] また同時に断面硬度をビッカース硬度計（荷重 1 k g f）で測定したが、測定した全ての箇所硬度 4 2 0 以上の値が得られた。

[0103] [表1]

表 1

鋼成分 (mass%)									
C	Si	Mn	Al	P	S	N	Ti	B	Cr
0.22	0.19	1.24	0.04	0.02	0.014	0.005	0.02	0.003	0.12

[0104]

[表2]

表 2 番号	めっき 条件	加熱温度 (°C)	保定期間 (秒)	めっき厚平均 (μm)	めっき厚 標準偏差	標準偏差 ／平均	平均切片長さ (μm)	塗装後 耐食性	スポット 溶接性	備考
1	A	850	60	28	2.2	0.08	4	○	○	本発明例
2	A	900	60	33	2.4	0.07	7	◎	○	本発明例
3	A	950	60	37	2.1	0.06	13	◎	○	本発明例
4	A	1000	60	44	2.7	0.06	22	×	○	比較例
5	A	1050	60	53	2.4	0.05	33	×	○	比較例
6	B	850	60	28	2.3	0.08	4	○	○	本発明例
7	B	900	60	32	2.3	0.07	5	◎	○	本発明例
8	B	950	60	35	2.5	0.07	9	◎	○	本発明例
9	B	1000	60	42	2.6	0.06	15	◎	○	本発明例
10	B	1050	60	50	2.4	0.05	23	×	○	比較例

[0105] 表2の評価結果に示すように、A | めっき条件A、Bの試験片を、共に同じ条件でホットスタンプしたが、得られた合金層組織（平均切片長さ）には

違いが認められた。平均切片長さの大きいものは相対的に塗装後耐食性が低下していた。その原因はめっきクラックに起因するものと推定された。

[0106] すなわち、本発明例はいずれも塗装後耐食性およびスポット溶接性に優れたものであったが、平均切片長さが本発明の要件を満たしていない比較例（番号4，5，10）は、塗装後耐食性が劣っていた。

Aの条件でA1めっきした試料を用いて、急速加熱をし、平板の金型で焼入れた。加熱方法は近赤外線加熱炉を用い、このときの昇温速度は50℃／秒であった。到達板温と保定条件も変化させて、このときのめっき層組織を観察した。その結果と表2の結果をまとめたものが図4である。平均切片長さは、めっき条件、加熱条件に依存することが示されている。

[0107] （実施例2）

下記表3に示す種々の鋼成分（A～I）の冷延鋼板（板厚1～2mm）を使用し、実施例1と同様にA1めっきした。この例では、このときの焼鈍温度、還元炉内時間を変更した。A1めっき浴組成は質量％でSi：9％、Fe：2％を含有していた。浴温は660℃、めっき後付着量をガスワイピング法で、両面合計で160g／m²に調整した。

[0108] その後実施例1と同様の方法を用いて、ホットスタンプ時の加熱温度を950℃とし、焼入した。その後、塗装後耐食性、スポット溶接性を評価した。評価方法は実施例1と同じである。ビッカース硬度は全て420以上となった。

[0109]

[表3]

表 3

	鋼成分 (mass%)											その他
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Ti	B	Cr	Mo	
A	0.23	0.24	1.52	0.041	0.067	0.071	0.005	0.092	0.006	—	—	
B	0.21	0.39	0.33	0.041	0.009	0.053	0.003	0.033	0.0091	2.624	0.122	
C	0.24	0.03	2.49	0.038	0.032	0.018	0.004	0.099	0.0063	0.001	0.375	
D	0.36	0.63	1.81	0.013	0.071	0.053	0.005	0.089	0.0064	0.904	0.295	W:0.01
E	0.16	0.21	0.84	0.051	0.023	0.038	0.002	0.020	0.0017	2.3	0.233	Ni:0.04
F	0.19	0.25	2.25	0.044	0.099	0.063	0.003	0.066	0.0026	2.156	0.255	Cu:0.02
G	0.19	0.75	1.232	0.067	0.069	0.055	0.004	0.026	0.005	2.604	0.032	
H	0.30	0.19	0.91	0.03	0.01	0.019	0.003	—	—	—	—	
I	0.17	0.20	0.85	0.052	0.021	0.028	0.002	0.021	0.0015	2.1	—	Ni:0.04 Sb:0.01

[0110]

[表4]

表 4	番号	鋼	板厚 (mm)	焼鈍温度 (°C)	還元炉時間 (秒)	めっき厚平均 (μ m)	めっき厚 標準偏差	標準偏差 /平均	平均切片長さ (μ m)	塗装後 耐食性	スポット 溶接性	備考
	1	A	1.2	740	40	28	2.5	0.09	12	◎	○	本発明例
	2	A	1.6	740	50	29	3.1	0.11	12	◎	○	本発明例
	3	A	2.0	740	55	29	3.7	0.13	12	◎	○	本発明例
	4	A	2.0	760	55	29	4.5	0.16	12	◎	×	比較例
	5	B	1.6	730	50	28	3.0	0.11	13	◎	○	本発明例
	6	C	1.6	710	50	29	2.9	0.10	12	◎	○	本発明例
	7	D	1.6	720	50	29	3.3	0.11	12	◎	○	本発明例
	8	E	1.6	730	50	28	3.2	0.11	13	◎	○	本発明例
	9	F	1.6	740	50	28	3.0	0.11	12	◎	○	本発明例
	10	G	2.0	740	65	28	4.4	0.16	12	×	×	比較例
	11	H	1.2	740	40	28	2.6	0.10	12	◎	○	本発明例
	12	I	1.6	740	50	28	3.2	0.11	12	◎	○	本発明例

[0111] 実施例2では、使用した鋼の成分、板厚、A I めっき浴組成を変えた。表4の評価結果に示すように、板厚が大きくなるとめっき厚の標準偏差が大き

くなり、また焼鈍温度が高くなるとめっき厚の標準偏差が大きくなる傾向が認められた。標準偏差が大きいと、適正溶接電流範囲が狭く、スポット溶接においてチリが発生しやすかった。また鋼成分GのようなS iの高い成分系では、還元炉内の在炉時間が長い（65秒）と不めっきの発生が認められ、塗装後耐食性が低下した。

[0112] すなわち、表4の評価結果に示すように、本発明例はいずれも塗装後耐食性およびスポット溶接性に優れたものであったが、厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比（標準偏差／平均）が0.15を超える比較例（No. 4）は、スポット溶接性が劣っていて、また、還元炉時間が長く、且つ標準偏差／平均が0.15を超える比較例（No. 10）は、塗装後耐食性およびスポット溶接性の両方が劣っていた。

[0113] （実施例3）

実施例2の表4の番号2と5のA lめっき鋼板を用いて、ボックス焼鈍によりA lめっき層を合金化させた。このとき番号2は鋼成分A、番号5は鋼成分Bに対応し、これらは鋼中C r量に差異がある。このとき番号2（鋼成分A）ではボックス焼鈍時にA lめっき層と鋼板との界面付近にA l Nが生成してA lめっき層の十分な合金化ができていなかった。番号5（鋼成分B）では合金化ができていた。番号5を用い、その後通電加熱手段を用いて、昇温速度200℃／秒で950℃まで昇温させ、保定することなく、焼入れた。ボックス焼鈍でA lめっき層が合金化していたので、通電加熱後もA l－F e合金層の膜厚は一定であった。塗装後耐食性及びスポット溶接性を実施例1と同様の方法で評価したところ、塗装後耐食性は◎、スポット溶接性は○相当の評価となり、良好な特性を示した。ビッカース硬度も482を示した。

[0114] （実施例4）

実施例1の表1の鋼を用いて、実施例1のA lめっき条件BでA lめっきを施した。この時のめっき付着量を両面合計で80～160 g／m²に調整した。更にA lめっき後にZ n Oの微細分散水溶液（シーアイ化成(株)製ナノテックスラリー）とウレタン系水溶性樹脂の混合液をロールコーターで塗布

し、80℃で乾燥させた。このときのZnO皮膜の付着量はZn換算で0.5～3 g/m²であった。この試験片をホットスタンプし、焼入処理した。

[0115] この際のホットスタンプ条件として、実施例1に示した炉加熱に加えて、赤外線加熱炉も使用した。保定時間は炉加熱が60秒、赤外線加熱ともに60秒であった。なお、赤外線加熱での昇温速度は約19℃/秒であった。こうして作成した試験片を、実施例1と同様の方法で評価した。このときの評価結果を表5に示す。ビッカース硬度は全て420以上であった。

[0116]

[表5]

表 5

番号	めっき付着量 (g/m ²)	Zn付着量 (g/m ²)	加熱 方法	加熱温度 (°C)	めっき厚平均 (μm)	めっき厚 標準偏差	標準偏差 ／平均	平均切片長さ (μm)	塗装後 耐食性	スポット 溶接性	備考
1	80	1.0	炉	900	15	1.1	0.07	9	◎	○	本発明例
2	80	1.0	赤外	950	14	1.2	0.09	11	◎	○	本発明例
3	80	2.0	赤外	950	14	1.1	0.08	11	◎	○	本発明例
4	80	3.0	赤外	950	15	1.3	0.09	10	◎	○	本発明例
5	120	0.5	赤外	900	23	2.0	0.09	11	◎	○	本発明例
6	160	0.5	赤外	900	29	2.4	0.08	12	◎	○	本発明例
7	160	1.0	赤外	900	29	2.3	0.08	12	◎	○	本発明例

[0117] ZnO皮膜を付与した試験片は、付着量が少なくても良好な塗装後耐食性を示した。また、スポット溶接性も良好であった。

請求の範囲

- [請求項1] ホットスタンプ成形された高強度部品であって、
 鋼板の表面に A l - F e 金属間化合物相を含む合金めっき層を有し、
 、
 該合金めっき層は、複数の金属間化合物の相から構成されており、
 前記複数の金属間化合物の相中の A l : 4 0 ~ 6 5 質量%を含有する
 相の結晶粒の平均切片長さが 3 ~ 2 0 μ m であり、
 該 A l - F e 合金めっき層の厚みの平均値が 1 0 ~ 5 0 μ m であり、
 該 A l - F e 合金めっき層の厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する
 比が、次式：

$$0 < \text{厚みの標準偏差} / \text{厚みの平均値} \leq 0.15$$

 満足することを特徴とする、塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。
- [請求項2] 前記厚みの標準偏差の厚みの平均値に対する比が 0.1 以下であることを特徴とする、請求項 1 に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。
- [請求項3] 前記 A l - F e 合金めっき層が、質量%で S i : 2 ~ 7 %を含有することを特徴とする、請求項 1 または 2 に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。
- [請求項4] 前記 A l - F e 合金めっき層の表面に Z n O を含有する表面皮膜層が積層されていることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。
- [請求項5] 前記表面皮膜層の Z n O の含有量は、Z n 質量換算で片面 0.3 ~ 7 g / m²であることを特徴とする、請求項 4 に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。
- [請求項6] 前記鋼板が成分として質量%で、
 C : 0.1 ~ 0.5 %、
 S i : 0.01 ~ 0.7 %、

Mn : 0.2 ~ 2.5 %、
Al : 0.01 ~ 0.5 %、
P : 0.001 ~ 0.1 %、
S : 0.001 ~ 0.1 %、及び
N : 0.0010 % ~ 0.05 %、

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物より成る化学成分の鋼板から成ることを特徴とする請求項1または2に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[請求項7] 前記鋼板が、さらに質量%で、

Cr : 0.4 超 ~ 3 %、
Mo : 0.005 ~ 0.5 %、
B : 0.0001 ~ 0.01 %、
W : 0.01 ~ 3 %、
V : 0.01 ~ 2 %、
Ti : 0.005 ~ 0.5 %、
Nb : 0.01 ~ 1 %
Ni : 0.01 ~ 5 %、
Cu : 0.1 ~ 3 %、
Sn : 0.005 % ~ 0.1 %、
Sb : 0.005 % ~ 0.1 %

から選ばれる1種、または2種以上の成分を含有することを特徴とする請求項6に記載の塗装後耐食性に優れたホットスタンプ成形された高強度部品。

[請求項8] ホットスタンプ成形された高強度部品用Alめっき鋼板の製造方法であって、

質量%で、
C : 0.1 ~ 0.5 %、
Si : 0.01 ~ 0.7 %、

Mn : 0.2 ~ 2.5 %、
Al : 0.01 ~ 0.5 %、
P : 0.001 ~ 0.1 %、
S : 0.001 ~ 0.1 %、及び
N : 0.0010 % ~ 0.05 %、

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物より成る化学成分を含む鋼を
熱間圧延し、その後冷間圧延して得られた冷延鋼板を、

溶融めっきラインにおいて焼鈍温度670~760℃まで加熱し、
還元炉において60秒以下保持し、その後のAlめっきを施して、Al
めっき鋼板を製造する工程、

前記Alめっき鋼板を圧延率が0.5~2%なるように調質圧延す
る工程、

前記調質圧延されたAlめっき鋼板を、昇温速度3~200℃/秒
で昇温し、次式：

$$LMP = T (20 + \log t)$$

(上記式中、T：鋼板の加熱温度（絶対温度K）、t：狙い温度に
達した後の加熱炉内での保定時間（hrs））

で表されるラルソン・ミラー・パラメーター（LMP）=20000
~23000の条件でホットスタンプ成形する工程、そして

ホットスタンプ後に20~500℃/秒の冷却速度で金型で焼入れ
する工程

を含むホットスタンプ成形された高強度部品用Alめっき鋼板の製造
方法。

[請求項9]

前記鋼が、更に質量%で、

Cr : 0.4超~3 %、
Mo : 0.005 ~ 0.5 %、
B : 0.0001 ~ 0.01 %、
W : 0.01 ~ 3 %、

V : 0.01 ~ 2 %、
Ti : 0.005 ~ 0.5 %、
Nb : 0.01 ~ 1 %
Ni : 0.01 ~ 5 %、
Cu : 0.1 ~ 3 %、
Sn : 0.005 % ~ 0.1 %、
Sb : 0.005 % ~ 0.1 %

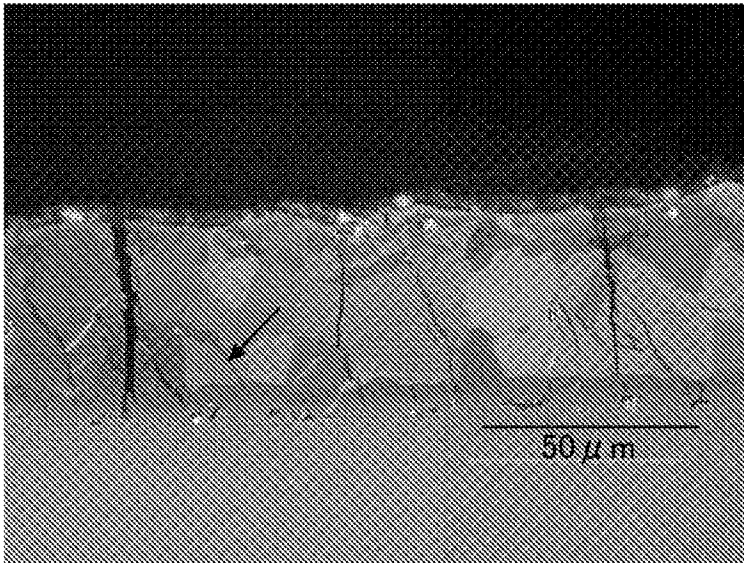
から選ばれる1種、または2種以上の成分を含有することを特徴とする請求項8に記載のホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

[請求項10] 前記ホットスタンプ成形する工程において、加熱の際の昇温速度が4 ~ 200℃/秒であることを特徴とする請求項8又は9に記載のホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

[請求項11] 前記A1めっき鋼板を製造する工程において、A1めっきを施すためのめっき浴が、Si量を7 ~ 15%含み、浴温又は浴への侵入板温のいずれかが650℃以下であることを特徴とする、請求項8 ~ 10に記載のホットスタンプ成形された高強度部品用A1めっき鋼板の製造方法。

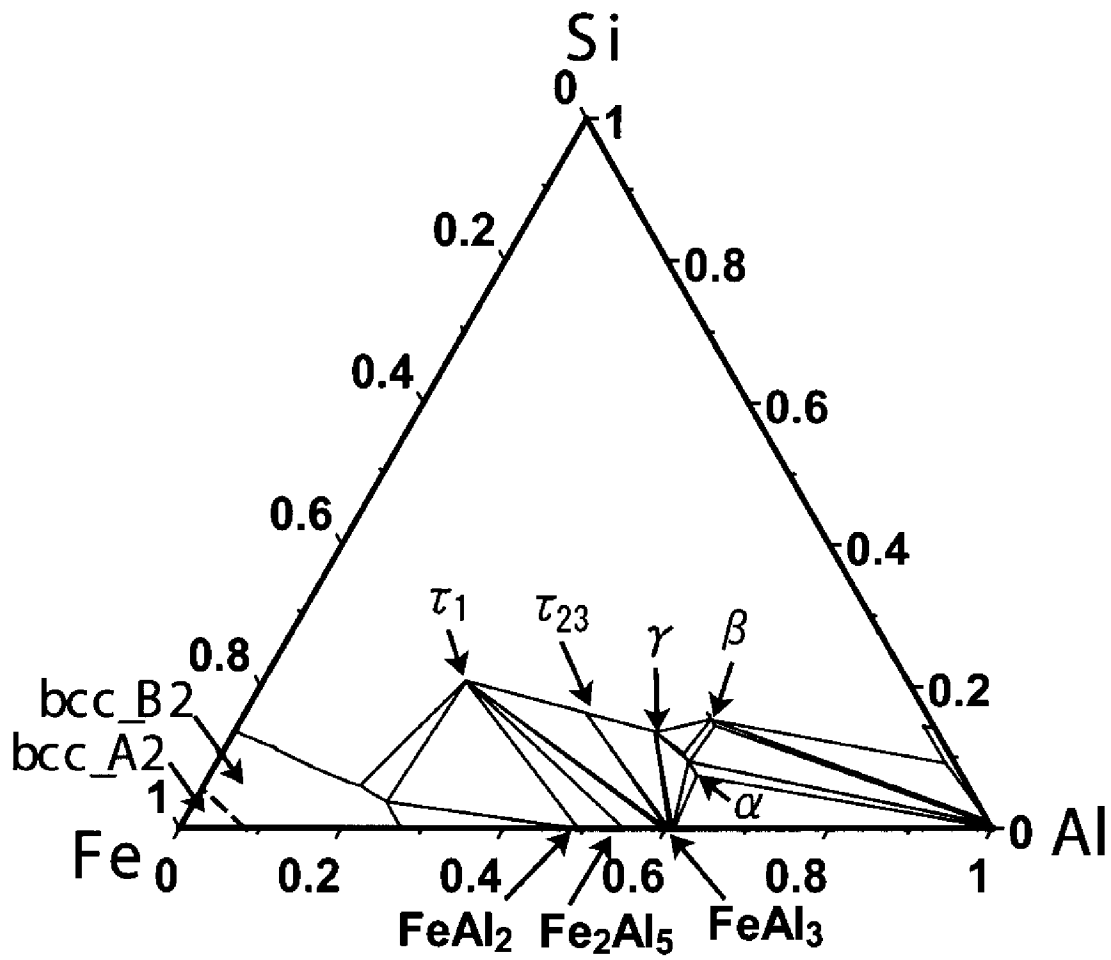
[図1]

図 1



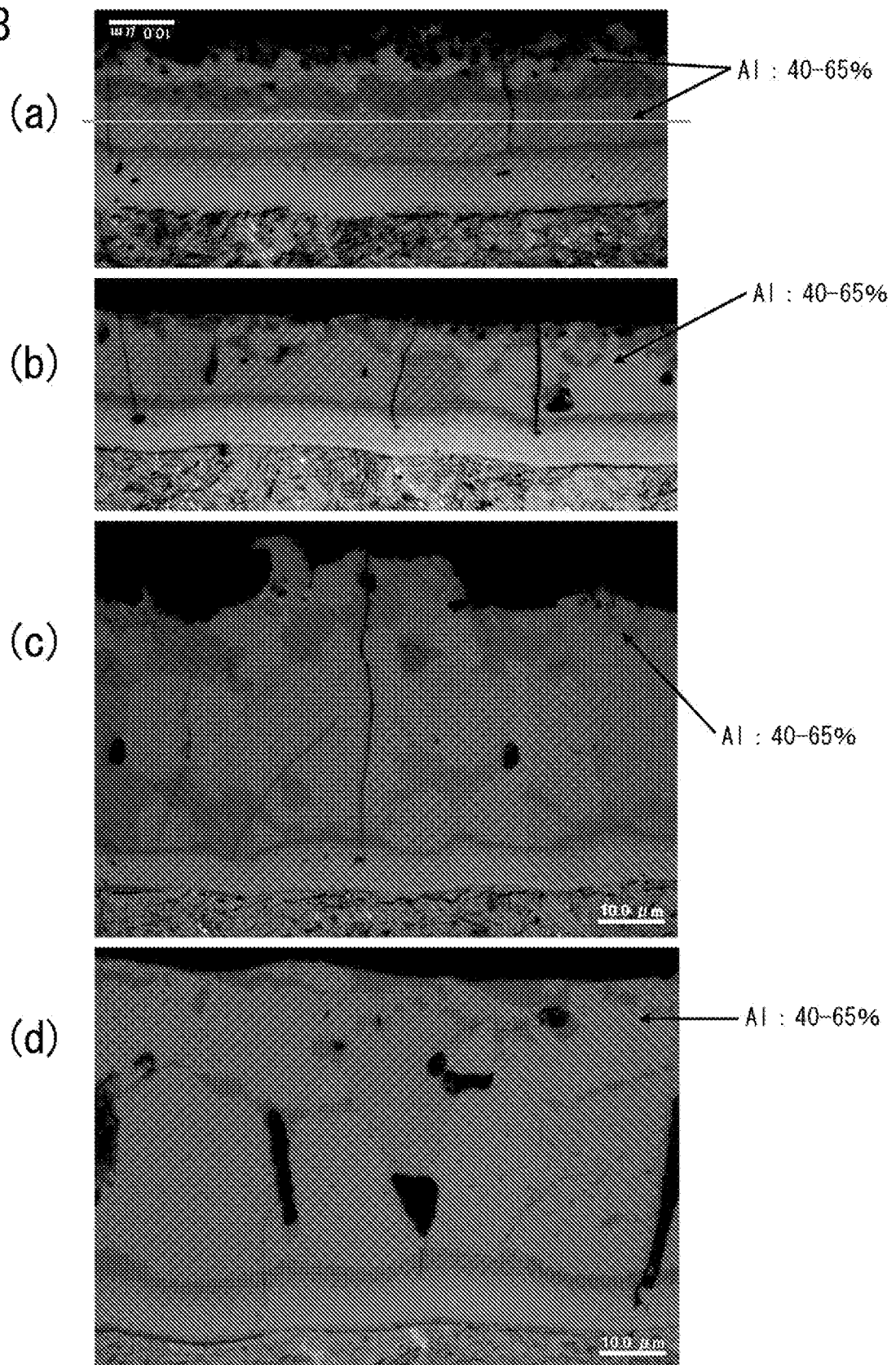
[図2]

図2



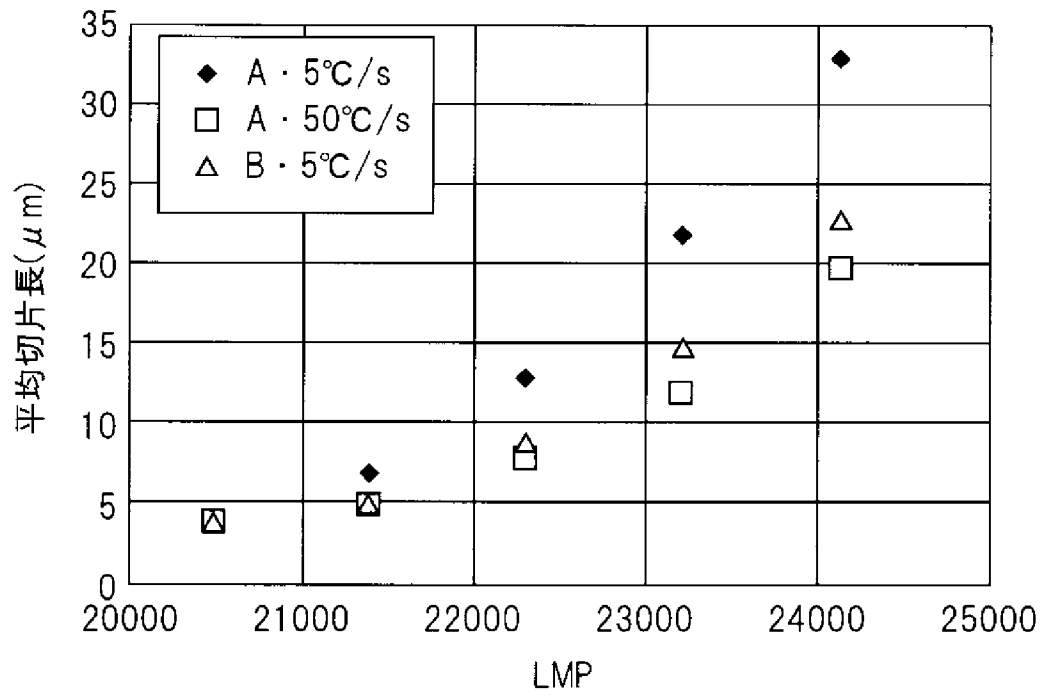
[図3]

図 3



[図4]

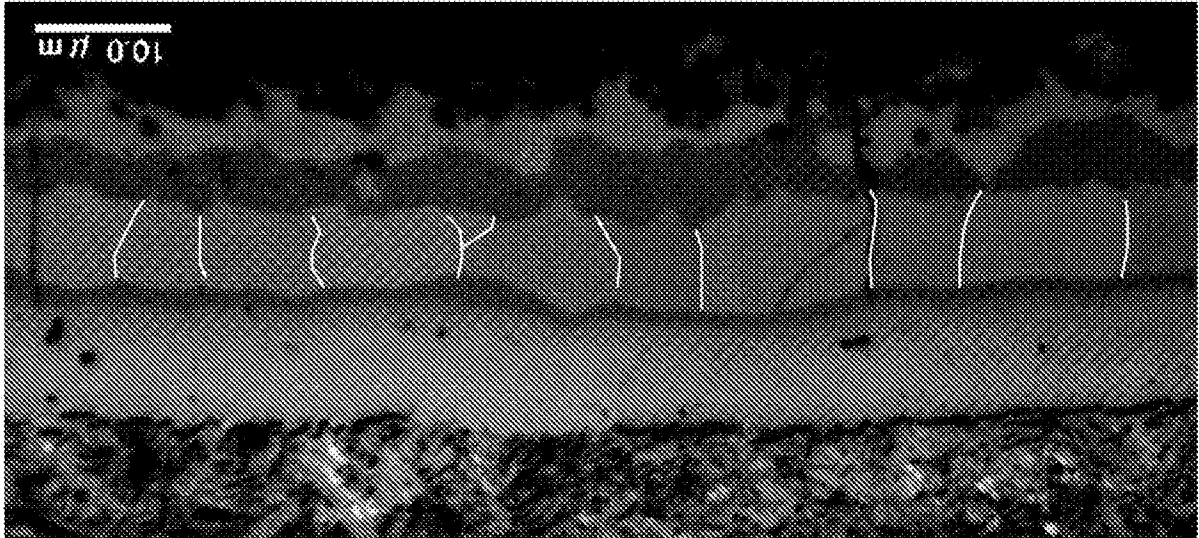
図4



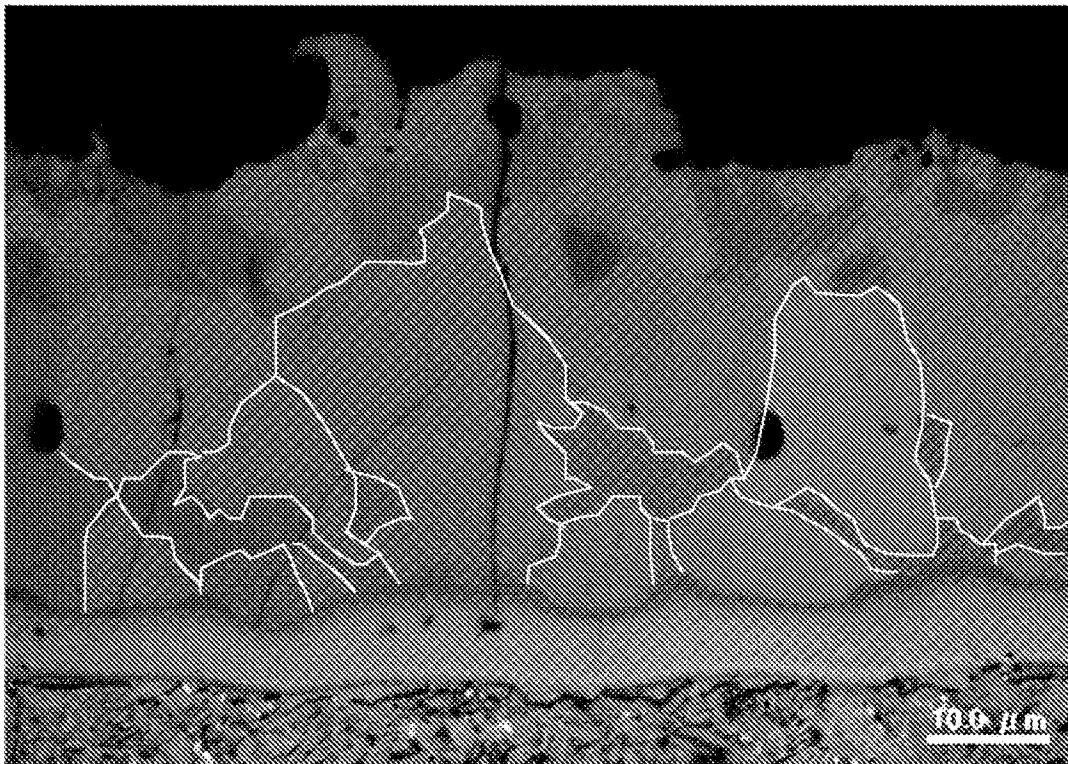
[図5]

図 5

(a)

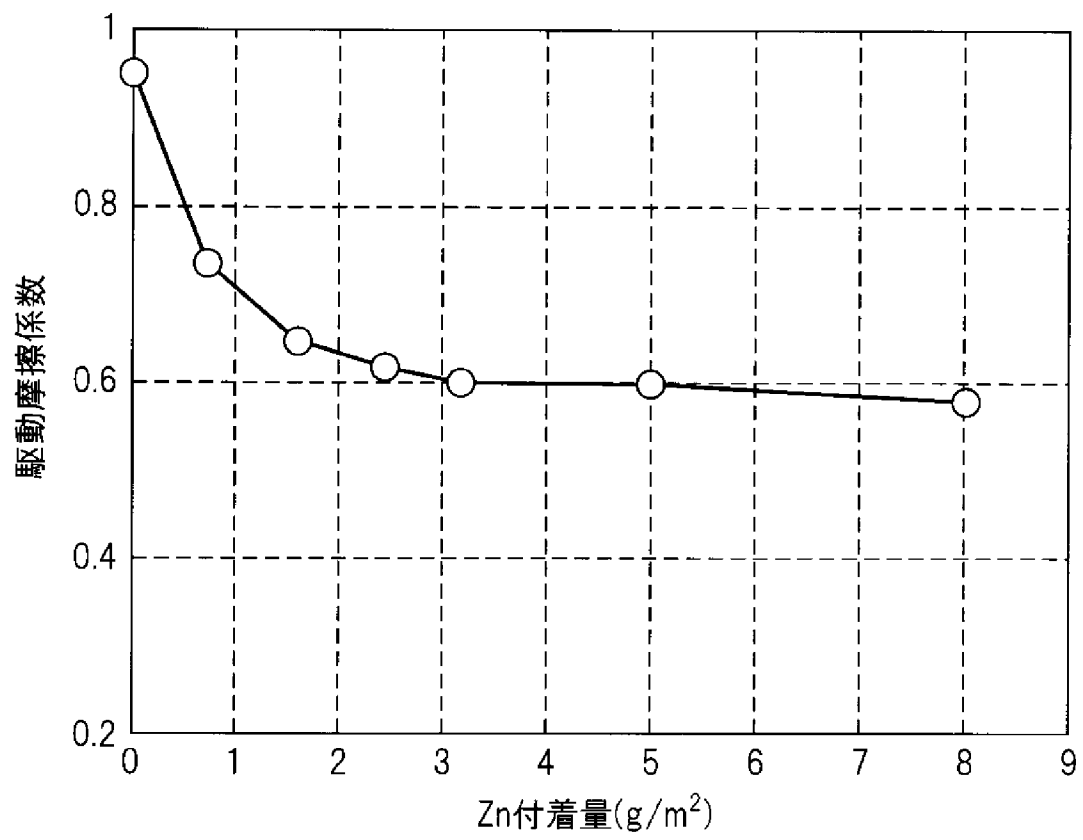


(b)



[図6]

図6



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/058655

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C23C2/12(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C2/02(2006.01)i, C23C2/26(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/36(2006.01)i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C23C2/12, C21D9/46, C22C38/00, C22C38/60, C23C2/02, C23C2/26, C23C2/28, C23C2/36

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	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

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.
Y	JP 2007-211276 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 23 August 2007 (23.08.2007), claims; paragraphs [0012], [0027] to [0043], [0062], [0094] to [0098], [0103] to [0109], [0116] to [0121] (Family: none)	1-11
Y	JP 2010-018860 A (Nippon Steel Corp.), 28 January 2010 (28.01.2010), claims; paragraphs [0008], [0037], [0049], [0053], [0055] (Family: none)	1-11

☒ 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
25 June, 2012 (25.06.12)

Date of mailing of the international search report
03 July, 2012 (03.07.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/058655

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	WO 2009/131233 A1 (Nippon Steel Corp.), 29 October 2009 (29.10.2009), claims 1, 3; paragraph [0039] & US 2011/0030441 A1 & EP 2270257 A1 & AU 2009238926 A & CA 2721266 A & MX 2010011034 A & CN 102066615 A & KR 10-2010-0121705 A	4, 5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C23C2/12(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i,
C23C2/02(2006.01)i, C23C2/26(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/36(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C23C2/12, C21D9/46, C22C38/00, C22C38/60, C23C2/02, C23C2/26, C23C2/28, C23C2/36

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 2 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 2 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 2 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
Y	JP 2007-211276 A (住友金属工業株式会社) 2007. 08. 23, 【特許請求の範囲】、【0 0 1 2】、【0 0 2 7】 - 【0 0 4 3】、 【0 0 6 2】、【0 0 9 4】 - 【0 0 9 8】、【0 1 0 3】 - 【0 1 0 9】、【0 1 1 6】 - 【0 1 2 1】 (ファミリーなし)	1 - 1 1

☒ 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

2 5 . 0 6 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

0 3 . 0 7 . 2 0 1 2

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
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)

称屋 健太郎

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 2 5

4 E

3 6 3 5

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
Y	JP 2010-018860 A (新日本製鐵株式会社) 2010.01.28, 【特許請求の範囲】,【0008】,【0037】,【0049】,【0053】,【0055】 (ファミリーなし)	1 - 1 1
Y	WO 2009/131233 A1 (新日本製鐵株式会社) 2009.10.29, 【請求項1】,【請求項3】,【0039】 & US 2011/0030441 A1 & EP 2270257 A1 & AU 2009238926 A & CA 2721266 A & MX 2010011034 A & CN 102066615 A & KR 10-2010-0121705 A	4, 5