

(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
2014年2月13日(13.02.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/024825 A1

- (51) 国際特許分類:
C23C 2/06 (2006.01) *C22C 18/00* (2006.01)
C21D 1/18 (2006.01) *C22C 38/00* (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) *C23C 2/28* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/071118
- (22) 国際出願日: 2013年8月5日(05.08.2013)
- (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 2012-175280 2012年8月7日(07.08.2012) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL 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: 高橋 裕之(TAKAHASHI, Hiroyuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 今井 和仁(IMAI, Kazuhito); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 西畑 ひとみ(NISHIBATA, Hitomi); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 萩原 康司, 外(HAGIWARA, Yasushi et al.); 〒1600004 東京都新宿区四谷三丁目1-3 第一富澤ビル はつき国際特許事務所 四谷オフィス Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, 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, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第21条(3))

(54) Title: ZINC-PLATED STEEL SHEET FOR HOT PRESS MOLDING

(54) 発明の名称: 熱間成形用亜鉛系めっき鋼板

(57) Abstract: A zinc-plated steel sheet for hot press molding, which comprises a steel sheet and a zinc plating film formed on the surface of the steel sheet, wherein the steel sheet has a chemical composition containing, in mass%, 0.02 to 0.58% of C, 0.5 to 3.0% of Mn, 0.005 to 1.0% of sol.Al, optional specific components, 2.0% or less of Si, 0.03% or less of P, 0.004% or less of S, 0.01% or less of N, and a remainder made up by Fe and impurities, and wherein the Mn content in a portion of the steel sheet which lays between the interface between the steel sheet and the plating and a region corresponding to the depth of 5 μm in the steel sheet is 0.3 mass% or more, and the zinc plating film is formed in a plating amount of 40 to 110 g/m^2 , has an Al content of 150 mg/m^2 or more and an Al concentration of 0.5 mass% or less. The zinc-plated steel sheet can be heated to 700°C or higher and then subjected to hot press molding.

(57) 要約: 鋼板表面に亜鉛系めっき皮膜を有する亜鉛系めっき鋼板であって、前記鋼板は、質量%で、C: 0.02%~0.58%、Mn: 0.5%~3.0%、sol.Al: 0.005%~1.0%、必要に応じて所定の任意成分、Si: 2.0%以下、P: 0.03%以下、S: 0.004%以下、N: 0.01%以下、残留Feおよび不純物からなる化学組成を有し、鋼板とめっきの界面から深さ5 μm 位置までにおけるMn含有量が0.3質量%以上であり、前記亜鉛系めっき皮膜は、めっき付着量が40 g/m^2 ~110 g/m^2 、めっき皮膜中のAl量が150 mg/m^2 以上、Al濃度が0.5質量%以下であり、前記亜鉛系めっき鋼板は、700°C以上に加熱された後に熱間成形される用途に供される、熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

WO 2014/024825 A1

明 細 書

発明の名称：熱間成形用亜鉛系めっき鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、熱間成形用の亜鉛系めっき鋼板、特に自動車の足廻り、補強部品などの製造に使用するのに適した熱間成形用亜鉛系めっき鋼板に関する。本願は、2012年8月7日に日本に出願された特願2012-175280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、自動車の軽量化のため、鋼板の高強度化を図って、使用する鋼板の厚みを減ずる努力が進められている。高強度鋼板等の難成形材料をプレス成形する技術として、成形すべき材料を予め加熱して成形する熱間プレス等の熱間成形技術が採用されつつある。

[0003] このような熱間成形方法は、変形抵抗の小さい高温で成形し、成形と同時に焼入れも実施できることから、部材の高強度化と成形性を同時に確保できる優れた成形方法である。しかし、成形前に700℃以上の高温に加熱することが必要なため、鋼板表面が酸化するという問題が生じる。この鋼板表面の酸化により生じる鉄酸化物からなるスケールが、プレス時に脱落して金型に付着して生産性が低下したり、プレス後の製品に残存して外観不良を招いたりするという問題がある。しかも、このようなスケールが残存すると、次工程で塗装する場合に鋼板と塗膜の密着性が劣り、耐食性の低下を招く。そこでプレス成形後は、ショットブラスト等のスケール除去処理が必要となる。

[0004] このような問題を解決するため、熱間成形用材料として、母材鋼表面の酸化抑制および／またはプレス成形品の耐食性向上を目的として、亜鉛系めっきまたはアルミニウム系めっきで被覆しためっき鋼板を使用することが提案されている。熱間成形に亜鉛系めっき鋼板を用いた例としては、特許文献1、特許文献2等が挙げられる。

[0005] さらに特許文献3には、鋼中のC濃度、S i濃度、P濃度および／またはT i濃度を規定し、鋼板表面のZ n付着量および皮膜中A l濃度を規定することにより、熱間成形時に形成される酸化被膜の密着性を向上させ、成形品表面の酸化物の剥離処理工程を簡便あるいは不要とした鋼板が提案されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：日本国特開2003-73774号公報

特許文献2：日本国特開2001-353548号公報

特許文献3：日本国特開2005-48254号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] しかし、従来の技術による熱間成形用亜鉛系めっき鋼板では、熱間成形時に形成される亜鉛酸化物層が過度に生成した場合に、熱間成形後にスポット溶接を行った際に溶着やスパークが発生する場合があることが判明した。

[0008] 周知のように、自動車の車体用のパネルは、各種形状にプレス加工されたパネル同士を抵抗溶接（特にスポット溶接）で接合することにより、組み立てられる。特にスポット溶接を行う場合には、連続的に多数の点溶接を行うため、その生産性を向上させるには、同じ電極チップを用いてできるだけ連続打点数を上げることが要求される。

[0009] スポット溶接の連続打点数を増加させるためには、電極チップの損耗をいかに抑制するかが重要である。溶接時に電極チップの溶着やスパークが発生した場合には、電極損耗が助長され、電極チップの脱落が起こることから、以後の溶接が継続できなくなるという問題がある。そのため、スポット溶接時の溶着やスパークの発生を抑制することが生産性の向上の面から重要である。

[0010] 本発明ではこの問題点、すなわち熱間成形用亜鉛系めっき鋼板の熱間成形

後のスポット溶接性の問題を解決することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、熱間成形用亜鉛系めっき鋼板の熱間成形時の亜鉛酸化物生成について調査し、熱間成形後のスポット溶接性が良好となるよう鋭意検討した。その結果、めっき基材である鋼板の化学組成ならびに亜鉛系めっき層のめっき付着量およびAl量とAl濃度を適正範囲内に収めること、鋼板表面近傍のMn量の低下ならびに金属組織を適正化することで、熱間成形時にめっき皮膜中にAl酸化物とMn酸化物を多く生成させることにより、亜鉛酸化物層が過度に生成することが抑制され、熱間成形後のスポット溶接性を良好とすることが可能であることを新たに知見した。

[0012] 上記新知見に基づく本発明は以下のとおりである。

[0013] [1]

鋼板表面に亜鉛系めっき皮膜を有する亜鉛系めっき鋼板であって、

前記鋼板は、質量%で、C：0.02%～0.58%、Mn：0.5%～3.0%、sol.Al：0.005%～1.0%、Ti：0%～0.20%、Nb：0%～0.20%、V：0%～1.0%、W：0%～1.0%、Cr：0%～1.0%、Mo：0%～1.0%、Cu：0%～1.0%、Ni：0%～1.0%、B：0%～0.010%、Mg：0%～0.05%、Ca：0%～0.05%、REM：0%～0.05%、Bi：0%～0.05%、Si：2.0%以下、P：0.03%以下、S：0.004%以下、N：0.01%以下、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有し、鋼板とめっきの界面から深さ5μm位置までにおけるMn含有量が0.3質量%以上であり、

前記亜鉛系めっき皮膜は、めっき付着量が40g/m²～110g/m²、めっき皮膜中のAl量が150mg/m²以上、Al濃度が0.5質量%以下であり、

前記亜鉛系めっき鋼板は、700℃以上に加熱された後に熱間成形される用途に供される、熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[0014] [2]

前記鋼板は、質量%で、 $Ti : 0.01\% \sim 0.20\%$ 、 $Nb : 0.01\% \sim 0.20\%$ 、 $V : 0.1\% \sim 1.0\%$ 、 $W : 0.1\% \sim 1.0\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、[1]に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[0015] [3]

前記鋼板は、質量%で、 $Cr : 0.1\% \sim 1.0\%$ 、 $Mo : 0.1\% \sim 1.0\%$ 、 $Cu : 0.1\% \sim 1.0\%$ 、 $Ni : 0.1\% \sim 1.0\%$ 、 $B : 0.0010\% \sim 0.010\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、[1] または [2] に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[0016] [4]

前記鋼板は、質量%で、 $Mg : 0.0005\% \sim 0.05\%$ 、 $Ca : 0.0005\% \sim 0.05\%$ 、 $REM : 0.0005\% \sim 0.05\%$ からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、[1] ～ [3] のいずれか1項に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[0017] [5]

前記鋼板は、質量%で、 $Bi : 0.0002\% \sim 0.05\%$ 以下を含有する、[1] ～ [4] のいずれか1項に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[0018] [6]

前記亜鉛系めっき鋼板が合金化溶融亜鉛めっき鋼板である、[1] ～ [5] のいずれか1項に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[0019] 本発明において「亜鉛系めっき」とは亜鉛めっきおよび亜鉛合金めっきを包含する意味である。

発明の効果

[0020] 本発明に係る熱間成形用亜鉛系めっき鋼板は、熱間成形時の亜鉛酸化物の過度な生成が抑制されるため、熱間成形後のスポット溶接時の溶着およびスパークの発生を抑制することができる。その結果、自動車車体組立工程において、溶接時の連続打点数が向上することにより、電極チップの手入れ頻度を低減することができるとともに、スパーク現象の発生頻度を低減して、車

体表面手入れの必要性を解消することが可能となるなど、溶接トラブルを回避でき、自動車車体組立工程の生産性を飛躍的に向上させることができる。

発明を実施するための形態

[0021] 以下に本発明の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板の基材である素地鋼板の化学組成、めっき皮膜、熱間成形法、および製造方法についてより詳しく説明する。なお、本明細書においては、化学組成を示す「%」はすべて「質量%」である。

[0022] 1. 基材鋼板の化学組成

[必須成分]

[C : 0.02%~0.58%]

Cは、鋼板の焼入れ性を高めかつ焼入れ後強度を主に決定する非常に重要な元素である。さらにA_{C3}点を下げ、焼入れ処理温度の低温化を促進する元素である。C含有量が0.02%未満では、その効果は十分ではない。したがって、C含有量は0.02%以上とする。一方、C含有量が0.58%を超えると、焼入れ部の靱性劣化が著しくなる。したがって、C含有量は0.58%以下とする。好ましくは0.45%以下である。

[0023] [Mn : 0.5%~3.0%]

Mnは、鋼板の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後強度を安定して確保するために、非常に効果のある元素である。また、熱間成形前の加熱時にめっき皮膜中にMnは拡散し、めっき皮膜中にMn酸化物を多く生成させることにより、亜鉛酸化物層が過度に生成することが抑制され、熱間成形後のスポット溶接性を良好にさせる効果を持つ。Mn含有量が0.5%未満ではその効果は十分ではない。したがって、Mn含有量は0.5%以上とする。好ましくは0.8%以上である。一方、Mn含有量が3.0%を超えるとその効果は飽和するばかりか、却って焼入れ後に安定した強度確保が困難となる場合がある。したがって、Mn含有量は3.0%以下とする。好ましくは2.4%以下である。

[0024] [sol. Al : 0.005%~1.0%]

A l は、鋼を脱酸して鋼材を健全化する作用を有する。s o l . A l 含有量が 0.005 % 未満では上記作用による効果を得ることが困難である。したがって、s o l . A l 含有量は 0.005 % 以上とする。一方、s o l . A l 含有量が 1.0 % 超では、上記作用による効果は飽和して、コスト的に不利になる。したがって、s o l . A l 含有量は 1.0 % 以下とする。

[0025] [任意成分]

本発明においては、基材鋼板において、上記の必須成分に加え、さらに、以下の任意成分を所定範囲で含有しても良い。なお、必須成分と異なり、以下に説明する任意成分は含有しなくても良い。

[0026] [T i : 0 % ~ 0.20 %、N b : 0 % ~ 0.20 %、V : 0 % ~ 1.0 %、W : 0 % ~ 1.0 % からなる群から選ばれた 1 種または 2 種以上]

T i、N b、V、W は、亜鉛系めっき層と素地鋼板における F e および Z n の相互拡散を促進し、めっき層の合金化速度を高め、熱間成形時等に熔融 Z n 合金層を生じにくくする元素である。したがって、T i、N b、V、W を基材鋼板に含有させてもよい。しかし、T i、N b の含有量が 0.20 % を超えると、あるいは、V、W の含有量が 1.0 % を超えると、上記作用による効果は飽和し、コスト的に不利となる。したがって、T i、N b の含有量は 0.20 % 以下、V、W の含有量は 1.0 % 以下とする。好ましくは T i、N b は 0.15 % 以下、V、W は 0.5 % 以下である。上記作用による効果をより確実に得るには T i、N b の含有量を 0.01 % 以上、V、W の含有量を 0.1 % 以上とすることが好ましい。

[0027] [C r : 0 % ~ 1.0 %、M o : 0 % ~ 1.0 %、C u : 0 % ~ 1.0 %、N i : 0 % ~ 1.0 %、B : 0 % ~ 0.010 % からなる群から選ばれた 1 種または 2 種以上]

C r、M o、C u、N i および B は、鋼板の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後強度を安定して確保するために、効果のある元素である。したがって、これらの元素の 1 種または 2 種以上を含有させてもよい。しかし、C r、M o、C u、N i については 1.0 % 超、B については 0.010 % 超としても、

上記効果は飽和して、コスト的に不利となる。したがって、Cr、Mo、Cu、Niの含有量は1.0%以下、B含有量は0.010%以下とする。Bの含有量は0.0080%以下とすることが好ましい。上記効果をより確実に得るには、Cr、Mo、Cu、Niは0.1%以上およびB:0.0010%以上のいずれかを満足させることが好ましい。

[0028] [Ca:0%~0.05%、Mg:0%~0.05%、REM:0%~0.05%からなる群から選ばれた1種または2種以上]

Ca、MgおよびREMは、鋼中の介在物の形態を微細化し、介在物による熱間成形時の割れの発生を防止する作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかし、過剰に添加すると、鋼中の介在物の形態を微細化する効果は飽和し、コスト増を招くだけとなる。したがって、Ca含有量は0.05%以下、Mg含有量は0.05%以下、REM含有量は0.05%以下とする。上記作用による効果をより確実に得るには、Ca:0.0005%以上、Mg:0.0005%以上およびREM:0.0005%以上のいずれかを満足させることが好ましい。

[0029] ここで、REMは、Sc、Yおよびランタノイドの合計17元素を指し、上記REMの含有量は、これらの元素の合計含有量を指す。ランタノイドの場合、工業的にはミッシュメタルの形で添加される。

[0030] [Bi:0%~0.05%]

Biは、溶鋼の凝固過程において凝固核となり、デンドライトの2次アーム間隔を小さくすることにより、デンドライト2次アーム間隔内に偏析するMn等の偏析を抑制する作用を有する元素である。したがって、Biを含有させてもよい。特に熱間プレス用鋼板のように多量のMnを含有させることがよく行われる鋼板については、Mnの偏析に起因する靱性の劣化を抑制するのにBiは効果がある。したがって、そのような鋼種にはBiを含有させることが好ましい。しかし、0.05%を超えてBiを含有させても、上記作用による効果は飽和してしまい、いたずらにコストの増加を招く。したがって、Bi含有量は0.05%以下とする。好ましくは0.02%以下である。

なお、上記作用による効果をより確実に得るには、B i 含有量を0.0002%以上とすることが好ましい。さらに好ましくは0.0005%以上である。

[0031] [不純物]

上述した以外の残部は、F e 及び不純物である。不純物としては、鉱石やスクラップ等の原材料に含まれるもの、製造工程において含まれるもの、が例示される。本発明において、代表的な不純物としては、以下が例示される。

[0032] [S i : 2.0%以下]

S i は、不純物として含有され、亜鉛系めっき層と素地鋼板におけるF e およびZ n の相互拡散を抑制し、めっき層の合金化速度を低下させる元素である。また、熱間成形前の加熱時に、加熱により形成された亜鉛酸化物層と鋼板との界面に濃化して、亜鉛酸化物層の密着性を低下させる。熱間成形や急速冷却時の熱膨張差にも耐えられる亜鉛酸化物層の密着性を確保するために、S i 含有量は2.0%以下とする。より望ましいS i 含有量は1.5%以下である。

[0033] [P : 0.02%以下]

P は、不純物として含有され、亜鉛系めっき層と素地鋼板におけるF e およびZ n の相互拡散を抑制し、めっき層の合金化速度を低下させる元素である。熱間成形前の加熱時に亜鉛酸化物層を過度に増加させないようにするには、本来のめっき成分であるZ n をF e - Z n 固溶相として鋼板表層に取り込み、酸化を抑制することが有効であるところ、P 含有量が0.02%超では酸化抑制が困難となる。したがって、P 含有量は0.02%以下とする。好ましくは0.01%以下である。

[0034] [S : 0.004%以下]

S は、不純物として含有される元素であり、M n S を形成し、鋼を脆化させる作用を有する。また、大量に含有させると熱間成形前の加熱中にめっき皮膜中へのM n の拡散を妨げ、めっき皮膜中のM n 酸化物量を減少させ、スポット溶接性を劣化させる。したがって、S 含有量は0.004%以下とする。

。より望ましいS含有量は0.003%以下である。

[0035] [N: 0.01%以下]

Nは、不純物として含有され、鋼中にて介在物を形成し、熱間成形後の靱性を劣化させる元素である。したがって、N含有量は0.01%以下とする。好ましくは0.008%以下、さらに好ましくは0.005%以下である。

[0036] 2. めっき皮膜

[めっき付着量]

本発明の熱間成形用鋼板は、鋼板表面に亜鉛系めっき層を有する亜鉛系めっき鋼板である。亜鉛系めっきの付着量は、片面あたり（以下も同じ） $40\text{ g/m}^2 \sim 110\text{ g/m}^2$ とする。亜鉛系めっきの付着量が多すぎると（ 110 g/m^2 を超えると）、熱間成形前の加熱時にめっき皮膜のZnを固溶相として母材鋼板に十分に取り込むことができず、亜鉛酸化物層が過剰に形成されてしまい、密着性が低下する。めっき付着量が少なすぎると（ 40 g/m^2 未満であると）、熱間成形前の加熱の際に鋼板の酸化を抑制するのに必要な亜鉛酸化物層を形成することが困難となる。

[0037] [めっき組成]

亜鉛系めっき皮膜の組成は特に制限がなく、純亜鉛めっき皮膜であっても、Al、Mn、Ni、Cr、Co、Mg、SnおよびPb等の合金元素を1種または2種以上を、その目的に応じて適正量含有させた亜鉛合金めっき皮膜であってもよい（Alについては、後述のようにAl濃度は0.5質量%以下に制限される）。その他、原料等から不可避免的に混入することがあるFe、Be、B、Si、P、S、Ti、V、W、Mo、Sb、Cd、Nb、CuおよびSr等の1種または2種以上がめっき皮膜に含有されることもある。また、亜鉛系めっき皮膜、合金化溶融亜鉛めっき皮膜、すなわち、溶融亜鉛めっき皮膜を熱処理によりZn-Fe合金めっき皮膜にしたものであってもよい。より具体的には、溶融亜鉛めっきZn-Fe合金めっきの他に溶融5%Al-Znめっき、溶融10%Ni-Znめっきといった亜鉛が含まれる亜鉛系めっきならば本発明の効果が発揮できる。

[0038] 亜鉛系めっきの形成法も特に制限されないが、めっき付着量を 40 g/m^2 以上とするには、溶融めっき法が有利である。好ましい亜鉛系めっき皮膜は、溶融亜鉛めっき皮膜および合金化溶融亜鉛めっき皮膜である。

[0039] なお、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のめっき皮膜中の Fe 濃度は $8 \sim 15 \%$ の範囲が好ましい。Fe 濃度が低すぎると、表面に融点の低い純亜鉛相が残りやすく、また亜鉛主体の酸化皮膜も厚く形成されやすい。一方、めっき皮膜中の Fe 濃度が高すぎると、めっき層が剥離するパウダリング現象を生じやすくなってしまう。

[0040] [めっき皮膜中の Al 量、Al 濃度]

亜鉛系めっきの皮膜中 Al 量は 150 mg/m^2 以上とする。皮膜中 Al 量が 150 mg/m^2 未満であると、熱間成形前の加熱時に皮膜表層に生成する Al 酸化物が少ないため、亜鉛の酸化が抑制されず、亜鉛酸化物が過度に生成して、スポット溶接時にスパークや溶着が発生してしまう。なお、熱間成形時に亜鉛の母材鋼への拡散を促す観点から、めっき皮膜中の Al 濃度は 0.5 質量%以下とする。好ましくは 0.4 質量%以下である。

[0041] 連続溶融亜鉛めっきラインで製造される溶融亜鉛めっき鋼板の皮膜中 Al 量は、焼鈍前加熱時の雰囲気、浴温、侵入材温、浸漬時間、浴中 Al 濃度等に影響されるので、これらの製造条件と皮膜中 Al 量との関係を経験的に求めることにより、皮膜中 Al 量を 150 mg/m^2 以上とすることができる。皮膜中 Al 量を 150 mg/m^2 以上とするには、浴中 Al 濃度としては、 $0.12 \sim 0.18$ 質量%程度が好適範囲であり、より望ましい範囲は $0.14 \sim 0.16$ 質量%である。

[0042] また、溶融亜鉛系めっき鋼板の中でも、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が、熱間成形後のめっき皮膜の剥離が格段に少なく、熱間成形用途には特に好適である。合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、めっきの融点が高いことと、母材鋼—めっき界面の Fe—Al 系合金層が存在しないため、熱間成形前の加熱時に亜鉛が母材鋼中に拡散し、固溶相を形成するのに有利である。溶融亜鉛めっき鋼板のような純亜鉛系のめっきでは、めっきの融点が約 420°C と低いた

め、亜鉛が蒸発しやすく、また界面に存在するFe-Al層がZnの拡散を阻害するため、亜鉛主体の酸化皮膜が厚く形成されやすい。

[0043] [鋼板表層のMn濃度]

鋼板とめっきの界面から深さ5 μ mの位置までにおける、鋼板のMn含有量が0.3質量%以上であることが望ましい。鋼板表層のMn濃度を一定量以上とすることにより、熱間成形前の加熱中に容易にめっき皮膜中にMnを拡散させることができる。めっき皮膜中にMnが多く存在するとMn酸化物が容易に形成し、亜鉛の酸化を抑制することができる。その効果を得るには、熱間成形前の鋼板とめっきの界面から深さ5 μ m位置までにおける、鋼板のMn含有量が0.3質量%以上であることが必要である。深さ5 μ mを超える深さにおける、鋼板中のMnは、めっきと拡散距離が遠いためその効果が少なく、また、鋼板とめっきの界面から深さ5 μ mの位置までにおけるMn量が0.3質量%未満では、その効果が無いためである。

[0044] [鋼板の金属組織]

更に、熱間成形前の加熱中に容易にめっき皮膜中にMnを拡散させ、スポット溶接性を向上させるには、鋼板とめっきの界面から深さ5 μ m位置までにおける、鋼板の金属組織はフェライト面積率60%以上が望ましい。フェライト面積率が60%以上であると、熱間成形前の加熱中に容易にめっき皮膜中にMnを拡散させることができる。逆にCを含むパーライトやベイナイト、マルテンサイトが40%以上あるとCによりMnの拡散が遅延される。

[0045] 3. 熱間成形

本発明の亜鉛系めっき鋼板は、通常700～1000℃程度に加熱され、続いてプレス成形等の熱間成形が行われる。

[0046] 加熱方法としては、電気炉やガス炉等による加熱、火炎加熱、通電加熱、高周波加熱、誘導加熱等が挙げられる。この時の加熱により材料の焼入れも達成したい場合には、目標とする硬度となる焼入れ温度（通常、前記の700～1000℃程度）に加熱したのち、温度を一定時間保持し、高温のまま、例えば水冷管を通した金型を用いてプレス成形を行い、その際に金型との

接触により急冷する。もちろん、プレス金型を加熱しておいて、焼入れ温度あるいは冷却速度を変化させ、熱間プレス後の製品特性を制御してもよい。

[0047] 4. 製造方法

上記のように、鋼板の熱間成形では、熱間成形時に鋼板はオーステナイト域またはその近傍に加熱され、その温度域で成形される。したがって、加熱前の室温での素地鋼板の機械的性質は重要ではない。そのため、加熱前の素地鋼板の金属組織については特に規定しない。つまり、めっき前の素地鋼板は熱延鋼板と冷延鋼板のいずれであってもよく、その製造方法については限定しない。しかし、生産性の観点から、好適な製造方法を以下に述べる。

[0048] [熱間圧延]

熱間圧延は、酸化による表層のMn量を減少させないため960℃以下の仕上げ圧延が望ましく、仕上げ圧延後2秒以内に20℃/sec以上の冷却速度で650℃以下で巻き取る必要がある。これは、鋼板表面のMn濃度は、鋼板が酸化雰囲気中に晒された場合、鉄よりもMnが酸化されやすいために、鋼板表面においては選択的に酸化され、表面近傍のMn濃度が低下するためであり、熱延後速やかに冷却することが必要である。一方、巻取温度がCT500℃以下になると、フェライト変態が起こりにくく鋼板とめっきの界面から深さ10μm位置までにおける金属組織はフェライト面積率60%以上を確保できない。したがって、巻取温度は500～650℃が好ましい。更に、巻き取り後は、650℃から400℃を20℃/hr以下の速度で冷却するのが望ましい。この処理は、650℃以下の温度域では鋼板内でのMnの拡散速度が抑制されるために、鋼板表面においてはMnの酸化が進み鋼板の極近傍におけるMn濃度は低下するが、熱間成形時に有効に作用する表層5μm以内のMnの総量を回復させる効果がある。更にその効果を顕著にするには、巻き取り後、650℃～450℃間で、10hr間以上の熱処理を行うことが望ましい。特に望ましくは、650℃～500℃間で10hr間以上の均熱処理をすることが望ましい。これにより、熱間成形時に有効に作用する表層5μm以内のMnの総量を回復させる効果が増大させることができる。

[0049] [冷間圧延]

冷間圧延は、常法によって行う。本発明の鋼板は炭素量が多いため、過度の圧下率で冷間圧延を行うとミルの負担が大きくなる。また、加工硬化により冷間圧延後の強度が高くなりすぎると、亜鉛めっきラインにて、コイル接続時の溶接強度やライン通板能力が問題となる。したがって、圧下率は90%以下が好ましく、80%以下がさらに好ましい。

[0050] [亜鉛系めっき]

亜鉛系めっき層の形成は、生産効率に優れた連続溶融亜鉛めっきラインを用いるのが好ましい。基材が熱延鋼板である場合にはコイルを巻き戻してめっき処理するが、冷延鋼板の場合には焼鈍に続けて溶融亜鉛めっきを行うのが一般的である。

[0051] 以下では、連続溶融亜鉛めっきラインで溶融亜鉛めっきまたは合金化溶融亜鉛めっきを行う場合を例にとってめっき方法を説明する。

[0052] 連続溶融亜鉛めっきでは、まず、加熱炉で鋼材が加熱され、焼鈍が行われる。加熱炉における鋼材の最高加熱温度はAc3点-50℃以下が望ましい。最高加熱温度がAc3点-50℃超であると、熱延板で生成させた鋼板表面から深さ5μm位置までの金属組織がオーステナイト化が進み、鋼板とめっきの界面から深さ5μm位置までにおける金属組織はフェライト面積率60%以上にすることができない。一方、最高加熱温度の下限は、熱延板で生成させた鋼板表面から深さ5μm位置までのフェライト面積率にほとんど影響無いため、連続焼鈍板でも維持されるため、特に規定しない。

[0053] 連続溶融亜鉛めっきラインの焼鈍雰囲気は露点-30℃以下にする必要がある。露点が-30℃超えであると、溶融亜鉛めっき前に鋼板表層近傍が酸化されやすくなり、鋼板表面の酸化により表層のMn量が減少してしまう。好ましくは露点を-35℃以下にすることでより効果が発揮できる。また、焼鈍雰囲気の露点が-30℃以下の場合、鋼板表面のM、nの選択酸化が、表面への酸素成分（酸素、水分等）の供給律速となり、酸化が抑制されるために、熱間加工前の表層5μm以内のMn総量を多くすることができる。

- [0054] 加熱後の冷却速度は鋼板表面から深さ5 μ m位置までのフェライト面積率に影響無いため、任意の速度で冷却することができる。好ましくは、鋼板を軟質化するため、70℃/秒以下の冷却速度で、冷却するのが好ましい。
- [0055] 溶融亜鉛めっきは、常法により、溶融亜鉛めっき浴に鋼板を浸漬して引き上げればよい。めっき付着量の制御は引き上げ速度やノズルより吹き出すワイピングガスの流量調整により行われる。また、めっき皮膜のA l濃度の調整は、めっき浴組成、めっき浴温度、めっき浴への浸漬時間を制御することにより行うことができ、めっき皮膜中のA l含有量はめっき付着量を制御することによっても達成される。
- [0056] 合金化処理は、溶融亜鉛めっき処理を行ったのち、ガス炉、誘導加熱炉等で再加熱することにより行われ、めっき層と素地鋼板との間で金属拡散が行われ、めっき皮膜の合金化（Z n－F e合金形成）が進行する。めっき層中のF e含有量（％）を高めるためには、合金化温度を480℃以上とすることが望ましい。480℃未満では合金化速度が遅いため、ライン速度を低下させる必要が生じ、生産性を阻害したり、合金化炉を長くする等の設備的対応が必要となる。合金化温度が高いほど、合金化速度が速くなるが、A c₁点以上では、上述した最高加熱温度と同じ理由により、鋼板が高強度化してしまう。合金化温度の好ましい範囲は500～650℃である。
- [0057] 溶融亜鉛めっきや合金化処理の後に、調質圧延を行うと、鋼板の平坦矯正、表面粗度の調整が可能となることから、用途によっては、調質圧延を行ってもよい。
- [0058] 亜鉛系めっき鋼板において周知のように、耐食性または塗装性を高めるために、めっき表面に化成処理皮膜を形成してもよい。化成処理はノンクロム系化成処理液を用いて実施することが好ましい。

実施例

- [0059] 表1に示す化学組成を有する鋼種A～Jのスラブを用いて熱間圧延を行った。表層のMn量を減少させないため仕上げ圧延は900℃で実施した。仕上げ圧延1秒後、50℃/secの冷却速度で冷却して600℃で巻き取った。その後、熱

間成形時に有効に作用する表層 5 μm 以内の Mn の総量を回復させるために、保温炉に入れて 600 $\sim$ 400 $^{\circ}\text{C}$ 間を 5 $^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ で徐冷し、板厚 2.8 mm の熱延鋼板を得た。熱延鋼板に酸洗処理を施した後、冷間圧延は圧下率 60% で実施し、1.2 mm の冷延鋼板とした。一部の熱延鋼板については、酸洗ままとし、冷間圧延を施さなかった。

[0060] [表1]

鋼種	化学組成(単位:質量%、残部Feおよび不純物)										その他
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cr	Ti	B	
A	0.22	1.50	1.6	0.01	0.002	0.004	0.03	—	—	—	
B	0.22	0.06	1.5	0.01	0.002	0.004	0.04	—	—	—	Mg: 0.001 Ca: 0.002
C	0.21	0.04	1.2	0.01	0.001	0.004	0.04	0.2	0.02	0.0016	
D	0.20	0.30	1.3	0.02	0.002	0.004	0.03	0.2	0.02	0.0014	Bi: 0.002
E	0.21	0.21	1.2	0.01	0.002	0.003	0.04	0.5	0.02	0.0015	
F	0.21	0.07	2.1	0.01	0.001	0.004	0.04	0.2	0.03	0.0020	
G	0.21	0.07	2.1	0.01	0.001	0.004	0.80	0.2	0.03	0.0020	REM: 0.001
H	0.13	0.07	2.0	0.01	0.001	0.005	0.04	0.2	0.03	0.0023	
I	0.10	0.06	2.3	0.02	0.001	0.004	0.04	0.2	0.02	0.0022	Cu0.2,Ni0.2,Mo0.2
J	0.30	0.20	1.7	0.01	0.001	0.003	0.04	0.2	0.03	0.0013	Nb0.08,V0.2,W0.1

[0061] 得られた熱延鋼板および冷延鋼板を、溶融亜鉛めっき設備において溶融亜鉛めっきを施した。焼鈍条件は露点 -40°C にて $750^{\circ}\text{C}\times 200$ 秒で行い、その後6 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で 540°C まで冷却した。めっき条件は、浴温: 450 $\sim$ 460 $^{\circ}\text{C}$ 、浴中 Al 濃度: 0.10 $\sim$ 0.15%、片面あたりのめっき付着量: 40 $\sim$ 80 g/ m^2 の範囲内で変更した。溶融めっきの後、500 $\sim$ 600 $^{\circ}\text{C}$ で合金化処理を行い合金化溶融亜鉛めっき鋼板とした。一部は合金化処理を行わず溶融亜鉛めっき鋼板とした。

[0062] 鋼板とめっきの界面から深さ 5 μm 位置までにおける Mn 量は、GDS(グロー放電発光分光法)にて測定した。得られた各々の鋼板の3か所について、めっき鋼板界面から深さ 50 μm まで GDS で Mn 量のプロファイルを調査した。表面 5 μm 以内の Mn 量は、めっき鋼板界面から深さ 5 μm までの Mn 量の平均値とした。得られためっき鋼板界面から深さ 5 μm までの Mn 量の平均値をさら

に測定3か所の平均値とした。

[0063] フェライト面積率は得られた鋼板を切りだし、ナイトルエッチングを行った。光学顕微鏡500倍にて表層近傍を各10視野ずつ観察し、フェライト面積率を算出した。

[0064] 製造した溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板から、熱間プレス用の試験片（試験片サイズ：幅250mm×長さ200mm）を採取し、加熱炉内で鋼板温度を900℃に到達させ、その温度にて3分保持後に取りだし、その直後に平板の鋼製金型を用いて熱間プレスを行い、急冷した。

[0065] 熱間プレスした鋼板試験片を2枚重ね合わせた状態で、下記の条件でスポット溶接を実施し、1000点の連続打点試験により溶接性評価を実施した。スパークが発生した回数をカウントし、1000点までに溶着してしまったものについては溶着と記載した。

[0066] 加圧力：400kgf

通電時間：15サイクル

保持時間：9サイクル

溶接電流：チリ発生直前電流

電極チップ形状：DR型、先端Φ6mm－40R

[0067] 上記のスポット溶接性の試験結果を、製造条件（冷間圧延および合金化処理の有無）およびめっき皮膜の分析結果と共に表2にまとめて示す。

[0068]

[表2]

区分	試験 No.	鋼 種	冷間圧延 の有無	合金化 処理の 有無	鋼板とめっきの界面から 深さ5 μm 位置まで におけるMn含有量 (mass%)	鋼板とめっきの界面から 深さ5 μm 位置まで におけるフライト面積率(%)	熱間プレス前鋼板のめっき分析結果				熱間成形後スポット 溶接時 スパーク発生回数 (回)
							付着量(g/m^2)	Al量 (mg/m^2)	Al濃度 (%)	Fe濃度 (%)	
発 明 例	1	A	有り	有り	1.0	64	43	154	0.37	11.5	0
	2	B	有り	有り	0.8	60	64	170	0.27	13.6	0
	3	C	有り	有り	0.3	81	61	152	0.26	11.2	0
	4	C	有り	有り	0.7	62	54	194	0.36	11.4	0
	5	C	無し	有り	0.8	80	55	186	0.34	10.7	0
	6	D	有り	有り	0.3	54	78	152	0.24	10.0	3
	7	E	有り	有り	0.7	58	60	166	0.28	12.7	5
	8	E	有り	無し	0.6	65	63	174	0.28	<0.5	0
	9	E	有り	有り	0.3	62	65	152	0.30	10.5	0
	10	F	有り	有り	1.1	58	60	162	0.27	12.5	2
	11	F	有り	有り	0.3	67	62	151	0.26	11.5	0
	12	G	有り	有り	1.0	65	48	156	0.33	12.4	0
	13	H	有り	有り	1.3	54	60	192	0.32	13.4	1
	14	I	有り	有り	1.5	75	54	158	0.30	11.9	0
	15	J	有り	有り	1.1	74	64	160	0.25	12.0	0
比 較 例	16	A	有り	有り	0.1	50	43	94	0.22	11.2	303(500回目で密着 し、試験中止)
	17	B	有り	有り	0.1	65	44	98	0.22	10.6	158
	18	C	有り	有り	0.2	62	45	100	0.22	10.4	102
	19	C	有り	有り	0.2	69	38	94	0.25	10.9	80
	20	D	有り	有り	0.1	68	53	126	0.24	11.7	121
	21	D	有り	有り	0.2	63	53	130	0.25	10.7	20
	22	D	有り	有り	0.2	70	64	178	0.26	10.2	54
	23	E	有り	有り	0.2	65	62	160	0.28	11.5	25
	24	E	有り	無し	0.2	67	65	189	0.30	10.8	58
	25	E	有り	有り	0.2	62	58	152	0.32	10.6	21
	26	F	有り	有り	0.2	65	52	136	0.27	11.0	56
	27	G	有り	有り	0.1	64	56	142	0.25	11.0	60
	28	H	有り	有り	0.2	63	52	118	0.23	11.6	75
	29	I	有り	有り	0.2	67	46	130	0.29	11.1	80
	30	J	有り	有り	0.2	68	41	128	0.31	11.2	85

[0069] 表2において、試験No. 1～15は本発明に従った発明例であり、試験No. 16～30は、熱延後の急冷、巻き取り時や連続焼鈍時のMn量の回復処理を行わなかった例で、鋼板とめっきの界面から深さ5 μm 位置までにおけるMn含有量が少なく、めっき皮膜中のAl量が少なすぎる比較例である。発明例である試験No. 1～15では、スポット溶接の連続打点試験で、スパーク発生回数が少なく、いずれもスポット溶接性が良好であったのに対し、比較例である試験No. 16～30ではスパーク発生回数が多く、いずれもスポット溶接性が不芳となった。以上から、鋼板とめっきの界面から深さ5 μm 位

置までにおけるMn含有量が0.3%以上でめっき皮膜中のAl含有量が150g/m²より多くなると、熱間成形した亜鉛系めっき鋼板のスポット溶接性の劣化が防止できることがわかる。

請求の範囲

- [請求項1] 鋼板表面に亜鉛系めっき皮膜を有する亜鉛系めっき鋼板であって、
前記鋼板は、質量%で、C : 0.02%~0.58%、Mn : 0.5%~3.0%、sol.Al : 0.005%~1.0%、Ti : 0%~0.20%、Nb : 0%~0.20%、V : 0%~1.0%、W : 0%~1.0%、Cr : 0%~1.0%、Mo : 0%~1.0%、Cu : 0%~1.0%、Ni : 0%~1.0%、B : 0%~0.010%、Mg : 0%~0.05%、Ca : 0%~0.05%、REM : 0%~0.05%、Bi : 0%~0.05%、Si : 2.0%以下、P : 0.03%以下、S : 0.004%以下、N : 0.01%以下、残部Feおよび不純物からなる化学組成を有し、鋼板とめっきの界面から深さ5 μ m位置までにおけるMn含有量が0.3質量%以上であり、
前記亜鉛系めっき皮膜は、めっき付着量が40g/m²~110g/m²、めっき皮膜中のAl量が150mg/m²以上、Al濃度が0.5質量%以下であり、
前記亜鉛系めっき鋼板は、700℃以上に加熱された後に熱間成形される用途に供される、熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。
- [請求項2] 前記鋼板は、質量%で、Ti : 0.01%~0.20%、Nb : 0.01%~0.20%、V : 0.1%~1.0%、W : 0.1%~1.0%からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。
- [請求項3] 前記鋼板は、質量%で、Cr : 0.1%~1.0%、Mo : 0.1%~1.0%、Cu : 0.1%~1.0%、Ni : 0.1%~1.0%、B : 0.0010%~0.010%からなる群から選ばれた1種または2種以上を含有する、請求項1または請求項2に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。
- [請求項4] 前記鋼板は、質量%で、Mg : 0.0005%~0.05%、Ca : 0.0005%~0.05%、REM : 0.0005%~0.05%から

なる群から選ばれた 1 種または 2 種以上を含有する、請求項 1 ～ 3 のいずれか 1 項に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[請求項5] 前記鋼板は、質量％で、Bi : 0.0002 % ～ 0.05 % 以下を含有する、請求項 1 ～ 4 のいずれか 1 項に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

[請求項6] 前記亜鉛系めっき鋼板が合金化溶融亜鉛めっき鋼板である、請求項 1 ～ 5 のいずれか 1 項に記載の熱間成形用亜鉛系めっき鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/071118

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C23C2/06(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/28(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)

C23C2/06, C21D1/18, C21D9/00, C21D9/46, C22C18/00, C22C38/00, C22C38/58, C23C2/28

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 1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2013 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2013

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 2011-256404 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 22 December 2011 (22.12.2011), paragraphs [0021] to [0108] (Family: none)	1-6
Y	JP 2012-102359 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 31 May 2012 (31.05.2012), paragraphs [0026], [0031], [0037], [0058] to [0063], [0087] (Family: none)	1-6

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
15 October, 2013 (15.10.13)

Date of mailing of the international search report
29 October, 2013 (29.10.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C）） Int.Cl. C23C2/06(2006.01)i, C21D1/18(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/28(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. C23C2/06, C21D1/18, C21D9/00, C21D9/46, C22C18/00, C22C38/00, C22C38/58, C23C2/28			
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 3 年 日本国実用新案登録公報 1 9 9 6 - 2 0 1 3 年 日本国登録実用新案公報 1 9 9 4 - 2 0 1 3 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 2011-256404 A（住友金属工業株式会社）2011.12.22, 段落【0021】 - 【0108】（ファミリーなし）	1-6	
Y	JP 2012-102359 A（住友金属工業株式会社）2012.05.31, 段落【0026】 , 【0031】 , 【0037】 , 【0058】 - 【0063】 , 【0087】（ファミリーなし）	1-6	
☐ C 欄の続きにも文献が列挙されている。 ☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「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 1 5 . 1 0 . 2 0 1 3		国際調査報告の発送日 2 9 . 1 0 . 2 0 1 3	
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） 山本 雄一 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 2 5	4 E 3 1 2 3