

(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 3 月 6 日(06.03.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/034714 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/32 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C23C 2/12 (2006.01) C25D 5/26 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/072989
- (22) 国際出願日: 2013 年 8 月 28 日(28.08.2013)
- (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 2012-187959 2012 年 8 月 28 日(28.08.2012) 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: 匹田 和夫(HIKIDA Kazuo); 〒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). 玉城 朱里(TAMAKI Akari); 〒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). 小嶋 啓達(KOJIMA Nobusato); 〒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). 高橋 克(TAKAHASHI Masaru); 〒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: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake 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, 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), ユーロシア (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: STEEL PLATE

(54) 発明の名称: 鋼板

(57) Abstract: In this steel plate, the cleanliness of the metal structure is no greater than 0.08%, the degree of segregation (α) of Mn is no greater than 1.6, and during hot forming, the post-hot-forming average hardness difference (ΔH_v) between a low-strain formed section that has incurred a plastic strain of no greater than 5% and a high-strain formed section that has incurred a plastic strain of at least 20% is no greater than 40.

(57) 要約: この鋼板は、金属組織における清浄度が 0.08% 以下であり、Mn の偏析度である α が、1.6 以下であり、熱間成形において、5% 以下の塑性ひずみを受けた低ひずみ成形部と、20% 以上の塑性ひずみを受けた高ひずみ成形部との、前記熱間成形後の平均硬さの差 ΔH_v が 40 以下である。



WO 2014/034714 A1

明 細 書

発明の名称： 鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、例えば熱間プレスのように、熱間成形と同時または熱間成形直後に焼入れが施される用途に好適な鋼板（熱間成形用鋼板）に関する。より詳しくは、本発明は、例えば成形部が20%以上の塑性ひずみを受ける成形である高ひずみ成形を伴う熱間成形が施された場合であっても、成形部におけるひずみ誘起フェライト変態が抑制され、熱間成形後において硬さが均一で、靱性に優れかつ熱間成形後の靱性の異方性が少ない熱間成形用鋼板に関する。

本願は、2012年08月28日に、日本に出願された特願2012-187959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、自動車用鋼板の分野において、自動車の燃費の向上や耐衝突特性の向上のため、高い引張強度を有する高強度鋼板の適用が拡大している。一般に鋼板は高強度化するとプレス成形性が低下する。そのため、高強度鋼板の適用にともなって、複雑な形状の製品を製造することが困難になる。具体的には、鋼板の高強度化にともなって延性が低下するので、加工度が高い部位で破断が生じたり、鋼板の高強度化にともなってスプリングバックや壁反りが大きくなる。その結果、加工された部材の寸法精度が劣化するなどの問題が生じる。したがって、高強度、特に780MPa以上の引張強さを有する鋼板を用いて、プレス成形により複雑な形状を有する製品を製造することは容易ではない。

[0003] 成形をプレス成形ではなくロール成形により行えば、高強度の鋼板についてもある程度の加工が可能になる。しかし、ロール成形では、長手方向に一樣な断面を有する部材の加工にしか適用できないという制約があり、部材形状の自由度が著しく制限される。

[0004] そこで、高強度鋼板のような難プレス成形材料をプレス成形する技術として、例えば特許文献 1 には、成形に供する材料を加熱してから成形する熱間成形（例、熱間プレス）技術が開示されている。この技術は、成形前には軟質な鋼板に対して、成形と同時に又は直後に焼入れを行うことで、成形時には良好な成形性を確保した上で、成形後に、焼入れによって高い強度を有する成形部材を得る技術である。この技術によれば、焼入れ後に主にマルテンサイトからなる組織を得ることができ、複相組織からなる組織を有する高強度鋼板を用いる場合に比べて、局所変形能や靱性に優れる成形部材を得ることができる。

[0005] 現在、上述したような熱間プレスは比較的単純な形状を有する部材への適用が進められ、今後はバーリング成形のような、より厳しい成形が施される部材への適用が期待される。しかしながら、より厳しい成形が施される部材への適用に際しては、高ひずみ成形部においてひずみ誘起フェライト変態が生じてしまい、熱間成形後の部材において局所的に硬さが低下することが懸念される。

[0006] このようなひずみ誘起フェライト変態を抑制するには、熱間成形をより高温域で行えばよい。しかしながら、熱間成形温度の高温化は、生産性の低下、製造コストの増加、表面性状の劣化等を招くため、量産技術への適用は容易ではない。例えば、特許文献 1 には、850℃以上でプレス加工を施す旨が記載されているが、実際の熱間プレスでは、加熱炉等で900℃程度に加熱した鋼板を加熱炉から抽出してプレス機まで搬送して投入する間に850℃以下までの温度低下が生じてしまう場合がある。このような場合、成形におけるひずみ誘起フェライト変態を抑制することは難しい。

[0007] 熱間プレスの生産性を高めるとともに、成形後の部材内での材質安定性を高めるという観点から、特許文献 2 には、プレス金型での抜熱による素材の冷却工程が省略可能な、生産性に優れたホットプレス高強度鋼製部材の製造方法が開示されている。特許文献 2 に開示された方法は非常に優れた発明であるが、Mn、Cr、Cu、Niといった焼入れ性を向上させる作用を有す

る元素を鋼中に多量に含有させる必要がある。そのため、特許文献2の技術は、コストが嵩むという問題を有する。また、特許文献2の技術を用いて製造された部材においては、存在する種々の介在物による、靱性の劣化及び、圧延方向に伸長した介在物（主にMnS）により生じる靱性の異方性が懸念される。実際の部材性能は低靱性側の特性で律則されるので、靱性の異方性があると、本来の母材特性を十分に発揮できない。例えば特許文献3に記載されているようなCa処理による伸長した介在物の形態制御を行うことで、靱性の異方性低減が可能である。しかしこの場合、最も靱性が低くなる方向での靱性値は向上するものの、部材中の介在物量自体は増加するため、その他の方向性靱性値が低くなるという課題がある。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：日本国特開2002-102980号公報

特許文献2：日本国特開2006-213959号公報

特許文献3：日本国特開2009-242910号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 上述したように、従来技術においては、熱間プレスは比較的単純な形状を有する部材への適用にとどまっていた。そのため、バーリング成形のようなより厳しい成形が施される部材への適用を考慮した場合に生じうる、高ひずみ成形部におけるひずみ誘起フェライト変態に起因した熱間成形後の部材（熱間成形工程を経た鋼板）の局所的な硬さの低下、靱性の異方性及び靱性値の低下といった技術課題についてはこれまで検討されることがなかった。

[0010] 本発明は、上記課題、すなわち、高ひずみ成形を伴う熱間成形が施された場合であっても、成形部におけるひずみ誘起フェライト変態が抑制され、熱間成形後の硬さが均一（硬さの差が少なく）で、熱間成形後の靱性に優れかつ靱性の異方性が小さい熱間成形用鋼板を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは上記課題を解決すべく鋭意研究を行った。

その結果、鋼板の化学組成、介在物量及び中心偏析を制御することにより、高ひずみ成形を伴う熱間成形が施された場合であっても、ひずみ誘起フェライト変態が抑制され、熱間成形後において、硬さが均一で、熱間成形後に靱性に優れかつ靱性の異方性が少ない、熱間成形用鋼板を得ることができることを新たに知見した。なお、以下の説明において、硬さが均一であることを、硬度分布が安定するという場合がある。

[0012] 上記新知見に基づく本発明の要旨は以下のとおりである。

(1) 本発明の一態様に係る鋼板は、化学組成が、質量%で、C : 0.18%~0.275%、Si : 0.02%~0.15%、Mn : 1.85%~2.75%、sol.Al : 0.0002%~0.5%、Cr : 0.05%~1.00%、B : 0.0005%~0.01%、P : 0.1%以下、S : 0.0035%以下、N : 0.01%以下、Ni : 0~0.15%、Cu : 0~0.05%、Ti : 0~0.1%、Nb : 0~0.2%、を含有し、残部がFeおよび不純物であり；金属組織における清浄度が0.08%以下であり；下記式aで表されるMnの偏析度である α が、1.6以下であり；熱間成形において、5%以下の塑性ひずみを受けた低ひずみ成形部と、20%以上の塑性ひずみを受けた高ひずみ成形部との、前記熱間成形後の平均硬さの差 ΔHv が40以下であることを特徴とする鋼板。

$\alpha = (\text{前記鋼板の板厚中心部での、単位が質量\%の最大Mn濃度}) / (\text{前記鋼板の表面から板厚の} 1/4 \text{の深さ位置での、単位が質量\%の平均Mn濃度}) \cdots \text{式 a}$

[0013] (2) 上記(1)に記載の鋼板では、前記化学組成が、さらに前記Feの一部に代えて、質量%で、Ni : 0.02%~0.15%およびCu : 0.003%~0.05%からなる群から選択された1種または2種を含有してもよい。

[0014] (3) 上記(1)または(2)に記載の鋼板では、前記化学組成が、さら

に前記 Fe の一部に代えて、質量%で、Ti : 0.005%~0.1%および Nb : 0.005%~0.2%からなる群から選択された1種または2種を含有してもよい。

[0015] (4) 上記(1)~(3)のいずれか一項に記載の鋼板では、前記鋼板の表面に、さらにめっき層を有してもよい。

発明の効果

[0016] 本発明の上記態様によれば、バーリング成形のような高ひずみ成形を伴う熱間成形が施された場合であっても、成形部におけるひずみ誘起フェライト変態が抑制されるので、熱間成形後において安定した硬度分布を有し、熱間成形後の靱性に優れ靱性の異方性が低い鋼板が得られる。この鋼板は、例えば、自動車のボデー構造部材、足回り部材等を始めとする機械構造部材等の素材として好適であるので、本発明は産業上極めて有益である。

なお、熱間成形は、常法に従って行えばよい。例えば、素材鋼板を A_{c_3} 点以上(約800℃)、 A_{c_3} 点+200℃以下の温度に加熱し、0秒以上600秒以下の保持を行い、プレス機まで搬送しプレス成形し、下死点で5秒以上の保持を行うことができる。この際、加熱方式は適宜選べばよく、急速加熱の場合は通電加熱や高周波加熱を行うことができる。また通常加熱では加熱温度に設定された炉加熱などを用いることができる。プレス機までの搬送の間に空冷されるため、搬送時間が長くなるとプレス開始までにフェライト変態が起こり軟化する可能性がある。そのため搬送時間は15秒以下とするのが望ましい。金型温度の上昇を防ぐため、金型の冷却を行ってもよい。その場合、冷却方法は金型内に冷却配管を行い、冷媒を流すなど、必要に応じた冷却方式を行えば良い。

発明を実施するための形態

[0017] 以下に、本発明の一実施形態に係る鋼板（本実施形態に係る鋼板と言う場合がある）についてより詳しく説明する。以下の説明中、鋼板の化学組成に関する%はすべて質量%である。

[0018] 1. 化学組成

(1) C : 0.18%~0.275%

Cは、鋼の焼入れ性を高め、焼入れ後の強度を決定し、さらに熱間成形後の局部延性・靱性を制御するために重要な元素である。また、Cはオーステナイト生成元素であるので、高ひずみ成形時におけるひずみ誘起フェライト変態を抑制し、熱間成形後の部材において安定した硬度分布を得ることを容易にする作用を有する。しかしながら、C含有量が0.18%未満では、焼入れ後において好ましい強度である1100MPa以上の引張強度を確保することが困難であり、また、上記作用による安定した硬度分布を得る効果が得られない。一方、C含有量が0.275%を超えると、局部延性と靱性が低下する。したがって、C含有量は0.18%~0.275%とする。C含有量の好ましい上限は0.26%であり、より好ましい上限は0.24%である。

[0019] (2) Si : 0.02%~0.15%

Siは、焼入れ性を高めるとともに、熱間成形後のスケール密着性を向上させる元素である。しかしながら、Si含有量が0.02%未満では、上記効果を十分に得られない場合がある。したがって、Si含有量の下限は0.02%とする。好ましい下限は0.03%である。一方、Si含有量が0.15%を超えると、熱間成形の際にオーステナイト変態させるのに必要な加熱温度が著しく高温となる。このため、熱処理に要するコストの上昇を招いたり、加熱不足により焼入れが不十分となったりする場合がある。また、Siはフェライト生成元素であるため、Si含有量が高すぎると、高ひずみ成形時にひずみ誘起フェライト変態が生じやすくなり、熱間成形後の部材において局部的に硬さが低下して、安定した硬度分布が得られない場合がある。さらに、多量のSiの含有は、溶融めっき処理を施す場合のぬれ性の低下により不めっき生じる場合がある。したがって、Si含有量の上限は0.15%とする。

[0020] (3) Mn : 1.85%~2.75%

Mnは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の鋼の強度を安定して確保するために有効な元素である。また、Mnはオーステナイト生成元素であるの

で、高ひずみ成形時におけるひずみ誘起フェライト変態を抑制し、熱間成形後の部材において安定した硬度分布を得ることを容易にする。しかしながら、Mn含有量が1.85%未満では上記効果を十分に得られない場合がある。したがって、Mn含有量の下限を1.85%とする。一方、Mn含有量が2.75%を超えると上記効果は飽和し、むしろ焼入れ後の靱性劣化を招く。したがって、Mn含有量の上限は2.75%とする。Mn含有量の好ましい上限は2.5%である。

[0021] (4) sol. Al : 0.0002%~0.5%

Alは、溶鋼を脱酸して鋼を健全化する元素である。 sol. Al 含有量が0.0002%未満では脱酸が十分でない。したがって、 sol. Al 含有量の下限は0.0002%とする。さらに、Alは鋼板の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の強度を安定して確保するために有効な元素でもあるので、積極的に含有させてもよい。しかし、0.5%を超えて含有させてもその効果は飽和するだけでなく、コストの増加を招く。このため、Al含有量の上限は0.5%とする。

なお、 sol. Al とは、酸可溶性Alを示し、その含有量には、酸に溶解しない Al_2O_3 等中に含まれるAl量を含まない。

[0022] (5) Cr : 0.05%~1.00%

Crは、鋼の焼入れ性を高める元素である。また、Crはオーステナイト生成元素であるため、高ひずみ成形時におけるひずみ誘起フェライト変態を抑制し、熱間成形後の部材において安定した硬度分布を得ることを容易にする。しかしながら、Cr含有量が0.05%未満では、上記効果を十分に得られない場合がある。したがって、Cr含有量の下限は0.05%とする。好ましい下限は0.1%であり、より好ましい下限は0.2%である。一方、Cr含有量が1.00%を超えると、Crが鋼中の炭化物に濃化する。その結果、熱間成形に供する際の加熱工程における炭化物の固溶が遅延し、焼入れ性が低下する。したがって、Cr含有量の上限は1.00%とする。Cr含有量の好ましい上限は0.8%である。

[0023] (6) B : 0.0005%~0.01%

Bは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の強度を安定して確保するために有効な元素である。しかしながら、B含有量が0.0005%未満では、上記効果を十分に得られない場合がある。したがって、B含有量の下限は0.0005%とする。一方、B含有量が0.01%超では、上記効果は飽和し、さらに焼入れ部の靱性劣化を招く。したがって、B含有量の上限は0.01%とする。B含有量の好ましい上限は0.005%である。

[0024] (7) P : 0.1%以下

Pは、一般に不純物として含有される元素である。しかし、鋼の焼入れ性を高め、さらに、焼入れ後の鋼の強度を安定して確保する作用を有するので、積極的に含有させてもよい。しかし、P含有量が0.1%を超えると靱性が著しく劣化する。したがって、P含有量は0.1%に制限する。P含有量の好ましい上限は0.05%である。P含有量の下限は特に限定する必要はないが、P含有量の過剰な低減は著しいコスト上昇を招く。このため、P含有量の下限を0.0002%としてもよい。

[0025] (8) S : 0.0035%以下

Sは不純物として含有される元素である。また、特にMnSを形成し、靱性低下および靱性の異方性の主な要因となる。S含有量が0.0035%を超えると靱性の劣化が顕著となるので、S含有量は0.0035%に制限する。S含有量の下限は特に限定する必要はないが、S含有量の過剰な低減は著しいコスト上昇を招くため、S含有量の下限を0.0002%としてもよい。

[0026] (9) N : 0.01%以下

Nは、不純物として含有される元素である。N含有量が0.01%を超えると鋼中に粗大な窒化物を形成して局部変形能及び靱性を著しく劣化させる。したがって、N含有量は0.01%に制限する。N含有量の下限は特に限定する必要はないが、N含有量の過剰な低減は著しいコスト上昇を招く。このため、N含有量の下限は0.0002%としてもよい。N含有量のさらに好ましい下限は0.0008%以上である。

[0027] 以上の元素に加えて、本実施形態に係る鋼板は下記の任意元素を含有していてもよい。これらの元素は必ずしも含有させる必要はない。そのため、含有量の下限を特に制限する必要はなく、それらの下限は0%である。

[0028] (10) Ni : 0.15%以下、Cu : 0.05%以下

NiおよびCuは、鋼の焼入れ性を高め、かつ焼入れ後の強度を安定して確保するために有効な元素である。したがって、これらの元素の1種または2種を含有させてもよい。しかし、上記上限値を超えていずれかの元素を含有させても、上記効果は飽和する上、コスト的に不利になる。したがって、各元素の含有量は上記のとおりとする。好ましくはNi含有量が0.10%以下、Cu含有量が0.03%以下である。上記効果をより確実に得るには、Ni : 0.02%以上およびCu : 0.003%以上からなる群から選択された1種または2種を含有させることが好ましい。

[0029] (11) Ti : 0.1%以下、Nb : 0.2%以下

TiおよびNbは、鋼板をAc₃点以上に加熱して熱間成形に供する際に、再結晶を抑制し、さらに微細な炭化物を形成して粒成長を抑制し、オーステナイト粒を細粒にする元素である。オーステナイト粒が細粒になると、熱間成形部材の靱性が大きく改善する。また、Tiには、鋼中のNと優先的に結合することでTiNを生成し、BNの析出によりBが消費されることを抑制する。その結果としてTiを含有させることで、Bによる焼入れ性を高めることができる。上記効果を得るため、これらの元素の1種または2種を含有させてもよい。しかし、上記上限値を超えていずれかの元素を含有させると、TiCやNbCの析出量が増加してCが消費され、焼入れ後の強度が低下する場合がある。したがって、各元素の含有量は上記のとおりとする。好ましくは、Ti含有量の上限が0.08%、Nb含有量の上限が0.15%である。なお、上記効果をより確実に得るには、Ti : 0.005%以上およびNb : 0.005%以上からなる群から選択された1種または2種を含有させることが好ましい。

[0030] 上記以外の残部は、Feおよび不純物である。不純物とは、鉬石やスクラ

ップ等の原材料や、製造環境から混入するものを指す。

本発明に係る鋼板は、熱延鋼板、冷延鋼板のいずれでもよく、また熱延鋼板又は冷延鋼板に焼鈍を施した焼鈍熱延鋼板または焼鈍冷延鋼板でもよい。

[0031] 2. 金属組織

(1) 清浄度：0.08%以下

本実施形態における清浄度はJIS G0555に規定された、鋼板中に含まれるA系、B系、C系介在物量の算術計算での総和で定義される。介在物量が増加すると亀裂伝播が容易になり靱性劣化および靱性の異方性増加を招く。よって清浄度の上限を0.08%とする。好ましい上限は0.04%である。本実施形態に係る鋼板ではA系介在物であるMnSが主な靱性の異方性低下の要因となる。そのため、特に、A系介在物が0.06%以下であることが望ましい。さらに好ましくは、A系介在物が0.03%以下である。

なお、清浄度は低い方が好ましいが、コストの観点からその下限を0.003%または0.005%としてもよい。

[0032] (2) Mn偏析度 α ：1.6以下

Mnは、鋳造時に鋼板の板厚中心部付近に偏析しやすい。この中心偏析が大きい場合、偏析部にMnS等の介在物が集中し、靱性の低下および靱性の異方性の増加を招く。さらに、焼入時に偏析部に生成するマルテンサイトは硬質なため、靱性が劣化する。またMnとPとの相互作用により、Mn偏析部には、P偏析も増加し、これによっても靱性劣化を招く。そのため、下記式1で表されるMn偏析度 α を1.6以下とする。Mn偏析度 α は、1.0に近い（すなわち偏析がない）ことが好ましいが、コストの観点から、その下限を1.03、または1.05としてもよい。

$\alpha = \text{[板厚中心部での最大Mn濃度 (質量\%)]} / \text{[表面から板厚の1/4深さ位置での平均Mn濃度 (質量\%)]} \cdots (\text{式1})$

[0033] 3. めっき層

本発明に係る熱間成形用鋼板の表面に、耐食性の向上等を目的としてめっき層を形成し、表面処理鋼板としてもよい。めっき層を有しても、本実施形

態の効果を損なわない。めっき層は電気めっき層であってもよく溶融めっき層であってもよい。電気めっき層としては、電気亜鉛めっき層、電気Zn-Ni合金めっき層等が例示される。溶融めっき層としては、溶融亜鉛めっき層、合金化溶融亜鉛めっき層、溶融アルミニウムめっき層、溶融Zn-Al合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg合金めっき層、溶融Zn-Al-Mg-Si合金めっき層等が例示される。めっき付着量は特に制限されず一般的な範囲内でよい。

[0034] 4. 製造方法

次に本発明に係る熱間成形用鋼板の代表的な製造方法について説明する。以下の工程を含む製造方法を用いることによって、容易に本実施形態に係る鋼板を得ることができる。

[0035] (1) 連続鋳造工程 (S1)

上述の化学組成を有する溶鋼を連続鋳造法により、鋼片（スラブ）にする。この連続鋳造工程では、溶鋼温度を液相線温度から5℃以上高い温度とし、かつ単位時間当たりの溶鋼鋳込み量を6 t o n /分以下とし、さらに鋳片が完全凝固する前に中心偏析低減処理を施すことが好ましい。

連続鋳造時に溶鋼の単位時間あたりの鋳込み量（鋳込み速度）が6 t o n /分を超えると、鋳型内での溶鋼流動が速いので介在物が補足されやすくなり、スラブ中の介在物が増加する。また溶鋼温度が液相線温度から5℃未満であると粘度が上昇し、介在物が浮上しにくくなり、鋼中の介在物量が増加し、清浄度が悪化（値が増加）する。溶鋼を連続鋳造する際に、溶鋼の温度を液相線温度より8℃以上、鋳込み量を5 t o n /分を以下とすることがさらに好ましい。

中心偏析低減処理としては、例えば、鋳片が完全凝固する前の未凝固層に対して電磁攪拌や未凝固層圧下などを行うことにより、濃化部の緩和または排出を行うことができる。

[0036] (2) スラブ均質化処理工程 (S2)

スラブが完全に凝固した後の偏析低減処理として、さらに、スラブを11

50℃～1350℃に加熱し、10時間～50時間の保持を行うスラブ均質化処理を行ってもよい。上記条件でスラブ均質化処理を行うことで、さらに偏析度を低減することができる。なお、加熱温度の好ましい上限は1300℃、好ましい保持時間の上限は30時間である。

[0037] (3) 熱間圧延工程(S3)～冷却工程(S4)～巻き取り工程(S5)

上述した連続鋳造工程及び必要に応じてスラブ均質化処理工程を行うことにより得られた鋼片を1050℃～1350℃とした後に熱間圧延を施し鋼板とする。熱間圧延が完了した鋼板を5秒～20秒、その温度域で保持する。保持後に水冷にて400℃～700℃の温度域まで鋼板を冷却する。次いで、冷却された鋼板について巻き取りを行う。

[0038] 鋼片は、鋼板に焼入れを行った後の部材の靱性および局部変形能を劣化させる原因となる非金属介在物を含有する場合がある。したがって、鋼片を熱間圧延に供する際に、これらの非金属介在物を十分に固溶させることが好ましい。上記化学組成の鋼片については、熱間圧延に供する際に1050℃以上とすることで上記非金属介在物の固溶が促進される。したがって、熱間圧延に供する鋼片の温度は1050℃以上とすることが好ましい。なお、熱間圧延に供する鋼片の温度は1050℃以上であればよく、1050℃未満となった鋼片を加熱して1050℃以上とすればよい。

[0039] 仕上げ圧延後に加工オーステナイトままから変態させた場合、圧延集合組織が残留し最終製品において異方性が生じる要因となる。よって、再結晶オーステナイトからの変態となるように、鋼板の圧延完了後、その温度域において5秒以上の保持を行うことが好ましい。製造ラインにて5秒以上の保持を行うためには、例えば、仕上げ圧延後の冷却帯において水冷却をせずに搬送すれば良い。

[0040] 巻き取り温度を400℃以上とすることにより、金属組織中のフェライト面積率を高めることができる。フェライト面積率が高いと、熱延鋼板の強度が抑えられ、後工程で冷間圧延をする際には、荷重制御や鋼板平坦・板厚制御が容易になり、製造能率が高まる。したがって、巻き取り温度は400℃

以上とすることが好ましい。

[0041] 一方、巻き取り温度を700℃以下とすることにより、巻き取り後におけるスケール成長が抑えられ、スケール疵の発生が抑制される。また、巻き取り後におけるコイルの自重による変形も抑えられ、この変形によるコイル表面のすり疵の発生が抑制される。したがって、巻き取り温度は700℃以下とすることが好ましい。なお、上記変形は、巻き取り後に未変態オーステナイトが残存し、その未変態オーステナイトが巻き取り後にフェライト変態した場合に、フェライト変態による体積膨張とその後の熱収縮により、コイルの巻き取り張力が失われることにより生じる。

[0042] (4) 酸洗工程 (S6)

上記巻き取り工程後の鋼板について、酸洗を行ってもよい。酸洗は常法にしたがって行えばよい。酸洗前または酸洗後において、平坦矯正やスケール剥離促進のためにスキンプス圧延を施してもよく、本実施形態の効果に影響することはない。スキンプス圧延を施す場合の伸び率は特に規定する必要はなく、例えば0.3%以上3.0%未満とすればよい。

[0043] (5) 冷間圧延工程 (S7)

上記酸洗工程により得られた酸洗鋼板には、必要に応じて冷間圧延を施してもよい。冷間圧延方法は常法にしたがって行えばよい。冷間圧延の圧下率は通常の範囲内でよく、一般的には30%~80%である。

[0044] (6) 焼鈍工程 (S8)

上記巻き取り工程 (S5) で得られた熱延鋼板または上記冷間圧延工程 (S7) で得られた冷延鋼板には、必要に応じて700℃~950℃の焼鈍を施すことができる。

[0045] 熱延鋼板および冷延鋼板に700℃以上の温度域に保持する焼鈍を施すことにより、熱延条件の影響を低減させることができ、焼入れ後の特性のさらなる安定化を図ることが可能となる。また、冷延鋼板については、再結晶により鋼板が軟質化し、熱間成形前における加工性を向上させることができる。したがって、熱延鋼板または冷延鋼板に焼鈍を施す場合には、700℃以

上の温度域に保持することが好ましい。

[0046] 一方、焼鈍温度を 950°C 以下とすることにより、焼鈍に要するコストを抑制するとともに高い生産性を確保することが可能となる。また、組織の粗粒化を抑制できるので、焼入れ後においてより良好な靱性を確保できる。したがって、熱延鋼板または冷延鋼板に焼鈍を施す場合には、 950°C 以下の温度域に保持することが好ましい。

[0047] 焼鈍を施す場合の焼鈍後の冷却は、 550°C までを $3^{\circ}\text{C}/\text{秒} \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の平均冷却速度で冷却することが好ましい。上記平均冷却速度を $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とすることにより、粗大パーライトや粗大セメンタイトの生成が抑制され、焼入れ後の特性を向上させることができる。また、上記平均冷却速度を $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下とすることにより、材質の安定化を図ることが容易になる。

[0048] (7) めっき工程 (S9)

鋼板表面にめっき層を形成し、めっき鋼板とする場合は、電気めっきおよび溶融めっきともに常法に従って行えばよい。溶融亜鉛めっきの場合は、連続溶融亜鉛めっき設備を使用し、設備内で上記焼鈍工程とこれに連続させためっき処理とを実施してもよく、また、上記焼鈍工程から独立させて、めっき処理を実施してもよい。溶融亜鉛めっきは、さらに合金化処理を施して合金化溶融亜鉛めっきとしてもよい。合金化処理を施す場合には、合金化処理温度を $480^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$ とすることが好ましい。合金化処理温度を 480°C 以上とすることで、合金化処理むらを抑制することができる。また、合金化処理温度を 600°C 以下とすることで、製造コストを抑制するとともに高い生産性を確保することができる。溶融亜鉛めっき後は、平坦矯正のため必要に応じスキンプス圧延を施してもよい。スキンプス圧延の伸び率は常法に従えばよい。

[0049] 本鋼板中の介在物量と偏析度は熱間圧延までの工程でほぼ決定され、熱間成形前後では実質的に変化しない。したがって、熱間成形前の鋼板の化学組成、介在物量（清浄度）、偏析度が本実施形態の範囲を満たしていれば、それから熱間プレスにより製造された熱間プレス部材も同様に本実施形態の範

囲を満たす。

実施例

[0050] 表 1 に示す化学組成を有する鋼を試験用転炉で溶製し、試験用連続鑄造機にて連続鑄造を実施した。表 2 に示すように、連続鑄造工程において、鑄造時には鑄込み速度及び溶鋼加熱温度差（溶鋼温度－液相線温度）を種々変更した。またスラブ凝固過程において、電磁攪拌を行った。さらに、スラブ最終凝固部において連続鑄造機内の上下対のロール間隔を狭める未凝固層圧下（押出）により中心偏析部の排出を行った。比較として一部、電磁攪拌及び／または押出（中心偏析低減処理）を行わないスラブも作成した。その後 1300℃にて20時間のスラブ均質化処理を行った。一部はスラブ均質化処理を省略した。このようにして作成したスラブを用いて熱間圧延を行い、その後に冷却して巻き取り、板厚 5.0 mm または 2.9 mm の熱延鋼板を得た。この時の熱間圧延条件は、スラブの加熱温度が 1250℃、圧延開始温度 1150℃、圧延終了温度 900℃、巻き取り温度 650℃であった。熱間圧延は多パス圧延で実施し、圧延終了後に 10 秒の保持を行った。熱間圧延後の冷却は水冷により実施した。比較のため一部は保持を行わなかった。

なお、鑄込み速度は、実機生産設備と本実施例で用いた試験用連続鑄造機では、設備の大きさが異なる。そのため、表 2 には、サイズファクターを考慮して、実機生産設備における鑄込み速度に換算した値を記載している。また、表 2 中の溶鋼加熱温度差とは、溶鋼温度から液相線温度を引いた値である。

[0051] 得られた熱延鋼板に、常法にしたがって酸洗処理を施して酸洗鋼板とした。板厚 5.0 mm の酸洗鋼板については、冷間圧延を施すことにより 2.9 mm の冷延鋼板とした。一部の熱延鋼板には電気めっきを施した。一部の冷延鋼板には、連続焼鈍設備において再結晶焼鈍（焼鈍温度 800℃、焼鈍時間 60 秒間）を施し、さらにその一部についてその後に電気亜鉛めっきを施した。さらに、熱延鋼板および冷延鋼板の一部について連続溶融亜鉛めっき設備において焼鈍（焼鈍温度 800℃、焼鈍時間 60 秒間）および溶融亜鉛め

つきを施した。溶融亜鉛めっき浴の温度は460℃とし、一部は540℃で20秒間の合金化処理を施すことにより、溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得た。

[0052] [表1]

鋼種	(質量%)													液相線溫度 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	B	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	
A	0.190	0.10	2.45	0.007	0.0015	0.040	0.0050	0.0030	0.47	-	-	0.06	-	1508
B	0.220	0.12	2.20	0.010	0.0025	0.040	0.0030	0.0008	0.21	-	-	0.09	0.02	1508
C	0.260	0.09	2.14	0.015	0.0020	0.008	0.0040	0.0050	0.40	0.05	-	-	-	1505
D	0.210	0.09	2.20	0.011	0.0018	0.026	0.0062	0.0022	0.20	-	-	0.03	-	1509
E	0.250	0.10	1.88	0.010	0.0020	0.020	0.0030	0.0011	0.30	0.01	-	0.01	0.02	1507
F	0.255	0.12	2.00	0.010	0.0080	0.030	0.0040	0.0022	0.25	-	-	-	-	1506
G	0.190	0.03	2.00	0.010	0.0020	0.010	0.0030	0.0030	0.80	-	0.04	-	-	1511
H	0.230	0.05	2.68	0.020	0.0020	0.020	0.0035	0.0025	0.85	-	-	-	-	1504
I	0.220	0.05	2.20	0.010	0.0023	0.100	0.0030	0.0010	0.50	-	-	0.02	-	1508
J	0.210	0.20	1.30	0.011	0.0026	0.026	0.0062	0.0022	0.20	-	-	0.03	-	1514
K	0.200	0.90	2.00	0.012	0.0020	0.042	0.0039	0.0010	0.28	-	-	-	-	1500
L	0.160	0.13	1.93	0.010	0.0050	0.038	0.0048	0.0015	0.02	-	-	-	-	1515
M	0.210	0.10	1.60	0.010	0.0020	0.038	0.0038	0.0010	0.22	-	-	0.03	-	1512
N	0.320	0.10	2.00	0.010	0.0028	0.025	0.0039	0.0015	0.22	-	-	0.02	-	1502
O	0.120	0.13	2.10	0.012	0.0026	0.040	0.0045	0.0020	0.25	-	-	0.04	-	1516
P	0.190	0.10	1.90	0.009	0.0023	0.035	0.0038	0.0018	0.02	-	-	0.03	-	1513
Q	0.210	0.14	5.00	0.020	0.0030	0.025	0.0030	0.0025	0.20	-	-	0.02	-	1492
R	0.220	0.12	2.10	0.015	0.0028	0.038	0.0042	0.0150	0.30	-	-	0.05	-	1508

[0053] [表2]

試験 番号	鋼種	溶鋼加熱 温度差 (°C)	鑄込み 速度 (ton/分)	電磁攪拌	押出	スラブ 均質化 処理	仕上げ後 保持	清浄度 (%)	Mn 偏析度 α	備考
1	A	32	4.2	有	有	有	有	0.02	1.2	発明例
2	A	32	4.2	有	有	有	無	0.02	1.2	発明例
3	B	32	5.5	有	有	有	有	0.03	1.2	発明例
4	B	32	7.0	有	有	有	有	0.16	1.3	比較例
5	C	35	2.3	有	有	無	有	0.01	1.3	発明例
6	C	35	2.3	有	有	有	有	0.01	1.1	発明例
7	D	31	3.3	有	有	有	有	0.02	1.3	発明例
8	D	31	3.3	無	有	有	有	0.02	1.8	比較例
9	E	33	2.5	有	有	有	有	0.01	1.2	発明例
10	F	34	6.0	有	有	有	有	0.12	1.3	比較例
11	G	30	3.0	有	有	有	有	0.02	1.3	発明例
12	H	36	2.8	無	無	無	有	0.02	2.0	比較例
13	H	36	2.8	有	有	有	有	0.02	1.2	発明例
14	I	32	5.7	有	有	有	有	0.04	1.1	発明例
15	I	2	5.7	有	有	有	有	0.17	1.3	比較例
16	J	26	3.4	有	有	有	有	0.02	1.2	比較例
17	K	40	4.8	有	有	有	有	0.03	1.3	比較例
18	L	25	5.5	有	有	有	有	0.09	1.3	比較例
19	M	28	2.5	有	有	有	有	0.01	1.1	比較例
20	N	38	3.0	有	有	有	有	0.02	1.2	比較例
21	O	24	5.5	有	有	有	有	0.03	1.1	比較例
22	P	27	3.0	有	有	有	有	0.02	1.2	比較例
23	Q	48	2.2	有	有	有	有	0.01	1.5	比較例
24	R	32	5.2	有	有	有	有	0.03	1.2	比較例

[0054] 製造した鋼板を供試材とし、熱間プレス試験装置を用いて熱間プレス成形を実施した。ブランクサイズ：150mm角、打ち抜き穴径：36mm（クリアランス10%）で打ち抜きを行った鋼板を、加熱炉内で鋼板表面温度を

900℃になるまで加熱し、その温度にて4分間保持した後、加熱炉より取り出した。その後、750℃になるまで放冷により冷却し、750℃に到達した時点で熱間バーリング成形を施し、下死点で1分間保持を行った。熱間バーリング成形条件は以下の通りである。

パンチ形状：円錐、

パンチ径：60mm、

プレス速度：40mm/秒、

成形後の冷却は下死点にて1分間保持する金型冷却により行った。

[0055] 熱間プレスした鋼板の圧延方向に平行な断面について、バーリング部（20%以上の塑性ひずみを受けた高ひずみ成形部）およびフランジ部（塑性ひずみ量が5%以下である低ひずみ成形部）の断面の板厚の1/4深さ位置の硬さをビッカース硬度計で測定した。測定荷重は98kNであった。測定方法はJIS Z2244に準拠した。この硬度測定を同じ板厚位置にて200μmピッチで移動しながら合計5回実施した。各部材について得られた5個のビッカース硬度値の平均値を求め、平均硬さ（Hv）とした。バーリング部の平均硬さとフランジ部の平均硬さとの差（ $\Delta Hv = [\text{フランジ部} Hv] - [\text{バーリング部} Hv]$ ）を求め、 ΔHv が40以下の場合を硬さ合格と判定した。硬さの調査結果を表3に示す。

なお、ひずみ量は、加工された鋼板の各位置の板厚を測定し、加工前の板厚に対する加工後の板厚の減少量から求めた。

[0056] また、製造した鋼板を供試材とし、靱性値（靱性の絶対値）及び靱性の異方性について調査を行った。

調査は、以下の要領で行った。まず、上記2.9mmの鋼板を、加熱炉内で鋼板表面温度が900℃に到達するまで加熱し、その温度にて4分間保持した後、加熱炉より取り出した。次いで、750℃になるまで放冷により冷却し、750℃に到達した時点で平板金型にて上下からはさみ、1分間保持を行った。その後、供試材からの表裏面を研削し、2.5mmの厚さにした。サンプルの長手方向が、圧延方向と圧延直角方向となるように、シャルピ

一衝撃試験サンプルを採取した。この際ノッチは2 mm深さのVノッチであった。試験温度は室温としてJIS Z 2242に準じて衝撃試験を行った。圧延方向の衝撃値（吸収エネルギー／断面積）と圧延直角方向の衝撃値との比を異方性の指標とした。

結果を表3に示す。試験の結果、長手圧延方向の衝撃値が70 J/cm²以上、かつ衝撃値比0.65以上であれば、が特性良好であると判定した。

[0057] 鋼板の清浄度はJIS G0555に準拠して調査した。各試験番号の鋼板について5箇所から供試材を切り出して、板厚の1/8、1/4、1/2、3/4及び7/8の各位置において、点算法にて清浄度を調査した。各板厚位置での結果のうち、清浄度の値が最も大きい数値をその供試材の清浄度とした。清浄度はA系、B系、C系介在物の総和とした。

[0058] Mn偏析度はEPMAによりMnの成分面分析を行うことにより求めた。各試験番号の鋼板について5箇所から供試材を切り出し、板厚の1/4、1/2の各位置において500倍の倍率で10視野測定し、各視野のMn偏析度の平均値を採用した。

[0059]

[表3]

試験 番号	鋼種	工程	めっき種	硬さ			圧延方向 衝撃値 (J/cm ²)	衝撃値比	備考
				フランジ部	バーリング部	ΔHv			
1	A	熱延	—	436	440	-4	110.9	0.785	発明例
2	A	熱延	—	440	438	2	101.5	0.727	発明例
3	B	冷延焼鈍	溶融亜鉛	468	455	13	88.9	0.681	発明例
4	B	冷延焼鈍	溶融亜鉛	467	450	17	52.9	0.466	比較例
5	C	熱延	電気めっき	509	489	20	73.2	0.729	発明例
6	C	熱延	電気めっき	507	483	24	78.2	0.769	発明例
7	D	熱延	溶融亜鉛	459	438	21	89.5	0.725	発明例
8	D	熱延	溶融亜鉛	456	440	16	79.0	0.625	比較例
9	E	冷延まま	—	496	480	16	79.3	0.749	発明例
10	F	冷延まま	—	503	470	33	58.5	0.407	比較例
11	G	冷延焼鈍	電気めっき	438	428	10	106.6	0.714	発明例
12	H	冷延焼鈍	溶融亜鉛	476	473	3	66.9	0.574	比較例
13	H	冷延焼鈍	溶融亜鉛	481	480	1	88.9	0.734	発明例
14	I	冷延焼鈍	—	470	471	-1	85.9	0.701	発明例
15	I	冷延焼鈍	—	467	462	5	55.4	0.466	比較例
16	J	熱延	—	456	395	61	99.0	0.688	比較例
17	K	熱延	溶融亜鉛	447	392	55	99.6	0.699	比較例
18	L	冷延まま	—	409	310	99	111.3	0.511	比較例
19	M	冷延焼鈍	溶融亜鉛	458	417	41	101.0	0.769	比較例
20	N	冷延焼鈍	溶融亜鉛	567	557	10	37.9	0.674	比較例
21	O	冷延焼鈍	—	366	322	44	136.0	0.693	比較例
22	P	冷延焼鈍	—	435	372	63	109.1	0.711	比較例
23	Q	冷延焼鈍	—	519	517	2	62.0	0.615	比較例
24	R	冷延焼鈍	—	463	432	31	61.9	0.659	比較例

[0060] 試験番号16～19、21、22では、いずれも低ひずみ変形部であるフランジ部の平均硬さに比べて高ひずみ変形部であるバーリング部の平均硬さが著しく低下し、ΔHvの値は41～99と大きくなった。これは、バーリング加工により起こるひずみ誘起フェライト変態によってバーリング部が軟

化してしまったためである。このような場合、製造された熱間成形品は局所的に硬さが異なり、成形品の強度が一様とならず部分的に低強度となるので、製品としての信頼性が損なわれる。

また、試験番号 4、8、10、12、15、18、20、23、24 では、化学組成、清浄度または偏析度が本発明の範囲を外れているため、圧延方向衝撃値及び／または衝撃値比が十分でなかった。

[0061] これに対し、本発明の化学組成を有する鋼板は、冷延工程の有無、焼鈍工程の有無、及びめっき種によらず、いずれも ΔH_v が $-4 \sim 24$ であり、フランジ部の平均硬さとバーリング部の平均硬さとの差が小さく、高ひずみ成形時の硬さおよび強度の安定性に優れていた。

また、熱間圧延後の靱性及び靱性の異方性についても十分な値を示していた。

産業上の利用可能性

[0062] 本発明の鋼板は、バーリング成形のような高ひずみ成形を伴う熱間成形が施された場合であっても、成形部におけるひずみ誘起フェライト変態が抑制されるので、熱間成形後において安定した硬度分布を有し、熱間成形後の靱性に優れ靱性の異方性が低い鋼板が得られる。この鋼板は、例えば、自動車のボデー構造部材、足回り部材等を始めとする機械構造部材等の素材として好適であるので、本発明は産業上極めて有益である。

請求の範囲

[請求項1]

化学組成が、質量%で、

C : 0.18%~0.275%、

Si : 0.02%~0.15%、

Mn : 1.85%~2.75%、

sol.Al : 0.0002%~0.5%、

Cr : 0.05%~1.00%、

B : 0.0005%~0.01%

P : 0.1%以下、

S : 0.0035%以下、

N : 0.01%以下、

Ni : 0~0.15%、

Cu : 0~0.05%、

Ti : 0~0.1%、

Nb : 0~0.2%、

を含有し、

残部がFeおよび不純物であり；

金属組織における清浄度が0.08%以下であり；

下記式1で表されるMnの偏析度である α が、1.6以下であり；

熱間成形において、5%以下の塑性ひずみを受けた低ひずみ成形部と、20%以上の塑性ひずみを受けた高ひずみ成形部との、前記熱間成形後の平均硬さの差 ΔH_v が40以下である

ことを特徴とする鋼板。

$\alpha = (\text{前記鋼板の板厚中心部での、単位が質量\%の最大Mn濃度}) / (\text{前記鋼板の表面から板厚の} 1/4 \text{の深さ位置での、単位が質量\%の平均Mn濃度}) \cdots \text{式1}$

[請求項2]

前記化学組成が、さらに前記Feの一部に代えて、質量%で、Ni : 0.02%~0.15%およびCu : 0.003%~0.05%から

なる群から選択された 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の鋼板。

[請求項3] 前記化学組成が、さらに前記 Fe の一部に代えて、質量%で、Ti : 0.005%~0.1%およびNb : 0.005%~0.2%からなる群から選択された 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 または請求項 2 に記載の鋼板。

[請求項4] 前記鋼板の表面に、さらにめっき層を有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鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/072989

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/32(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/12(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)n, C21D9/46(2006.01)n, C25D5/26(2006.01)n

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)

C22C38/00-38/60, C23C2/00-2/40, C21D8/02, C21D9/46, C25D5/26

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2013
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.
A	JP 2007-314817 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 06 December 2007 (06.12.2007), claims; paragraphs [0010], [0025] to [0029], [0081]; tables 1 to 5; fig. 2 (Family: none)	1-4
A	JP 2011-99149 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 19 May 2011 (19.05.2011), claims; paragraphs [0017] to [0023], [0085] to [0091]; tables 1 to 3 (Family: none)	1-4

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

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
 "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
 "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
 "&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
13 November, 2013 (13.11.13)

Date of mailing of the international search report
26 November, 2013 (26.11.13)

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. C22C38/32(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/12(2006.01)i,
C23C2/40(2006.01)i, C21D8/02(2006.01)n, C21D9/46(2006.01)n, C25D5/26(2006.01)n

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. C22C38/00-38/60, C23C2/00-2/40, C21D8/02, C21D9/46, C25D5/26

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	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
A	JP 2007-314817 A（住友金属工業株式会社）2007.12.06, 特許請求の範囲, [0010], [0025] - [0029], [0081], 表1 - 表5, 図2（ファミリーなし）	1 - 4
A	JP 2011-99149 A（住友金属工業株式会社）2011.05.19, 特許請求の範囲, [0017] - [0023], [0085] - [0091], 表1 - 表3（ファミリーなし）	1 - 4

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

1 3 . 1 1 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

2 6 . 1 1 . 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100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

鈴木 毅

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

9 1 5 4