

(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
2017年8月3日(03.08.2017)



(10) 国際公開番号
WO 2017/131052 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C22C 18/00 (2006.01) C22C 18/04 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2017/002613
- (22) 国際出願日: 2017年1月26日(26.01.2017)
- (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 2016-016096 2016年1月29日(29.01.2016) JP
- (71) 出願人: J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 長谷川 寛 (HASEGAWA Hiroshi); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 船川 義正 (FUNAKAWA Yoshimasa); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 熊坂 晃, 外 (KUMASAKA Akira et al.); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目7番1号
- J F E テクノリサーチ株式会社知的財産事業部内 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, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, 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, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, 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: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET FOR WARM WORKING, AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 温間加工用高強度鋼板およびその製造方法

(57) Abstract: Provided are a high-strength steel sheet for warm working having outstanding warm working properties and residual ductility after warm working; and a method for producing same. The steel sheet has a constituent composition containing, by mass, C: 0.05-0.20%, Si: no more than 3.0%, Mn: 3.5-8.0%, P: no more than 0.100%, S: no more than 0.02%, Al: 0.01-3.0%, N: no more than 0.010%, with the remainder being made up of Fe and unavoidable impurities, and a metal sheet structure which contains, by surface area ratio, 10-60% retained austenite, 10-80% ferrite, 5-50% martensite and 0-5% bainite, with the C content of the retained austenite being less than 0.40% by mass.

(57) 要約: 温間加工性および温間加工後の残留延性に優れた、温間加工用高強度鋼板およびその製造方法を提供すること。質量%で、C: 0.05~0.20%、Si: 3.0%以下、Mn: 3.5~8.0%、P: 0.100%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.01~3.0%、N: 0.010%以下を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、面積率で、10~60%の残留オーステナイト、10~80%のフェライト、5~50%のマルテンサイトおよび0~5%のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.40質量%未満である鋼板組織を有する温間加工用高強度鋼板およびその製造方法。



WO 2017/131052 A1

明 細 書

発明の名称： 温間加工用高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、温間加工性および温間加工後の残留延性に優れた、温間加工用高強度鋼板およびその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車における衝突安全性改善と重量低減による燃費向上の観点から自動車用部品に用いられる鋼板においては高強度化が求められている。しかしながら、鋼板等材料の高強度化は一般に加工性の低下を招くため、強度と加工性の両方に優れた鋼板の開発が必要とされている。さらには過剰負荷下での破壊抑制の観点から、鋼板を加工した後の残留延性にも優れることが要望されている。

[0003] このような背景の中、様々な特性を有する鋼板開発が行われている。特許文献1では残留オーステナイトを活用し、伸び（以下、EL）を高めた鋼板に関する技術が開示されている。非特許文献1ではオーステナイト単相まで加熱した後加工することでオーステナイト中のC量を低減しつつ、高い加工性を得る技術が開示されている。特許文献2では加熱温度を300℃まで低温化しても優れた伸びと強度を両立する残留オーステナイト含有鋼に関する技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2010-90475号公報
特許文献2：特開2014-62286号公報

非特許文献

[0005] 非特許文献1：H. Karbasian, A. E. Tekkaya: Journal of Materials Processing Technology, 210 (2010), p. 2103-2118.

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0006] しかしながら、上記特許文献1に記載の鋼板は室温で安定な残留オーステナイトを得るために残留オーステナイト中のC量が高くなっており、逆に温間加工での加工性が低下する課題がある。
- [0007] 非特許文献1に開示の技術では鋼板を高温加熱するための設備が必要で、そのランニングコストも高いため、加熱温度の低温化が望まれている。また、組織を最終的にはマルテンサイト化するため残留延性に乏しいという課題がある。
- [0008] 特許文献2に記載の鋼板は、残留オーステナイト中のC量が0.5質量%以上と依然高く、加工により生成するマルテンサイトが硬質なために残留延性の低下を招く。また、加工時の低温化が不十分であるだけでなく、残留延性も考慮されていない。
- [0009] 以上より、50～200℃程度の低い加熱温度でも優れた加工性を有し、かつ加工後に優れた残留延性を有する温間加工用高強度鋼板の例はなく、開発が望まれている。
- [0010] 本発明は、温間加工性および温間加工後の残留延性に優れた、温間加工用高強度鋼板およびその製造方法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、上記した課題を達成するため、鋭意研究を重ねた結果、以下のことを見出した。
- [0012] 特定の成分組成に調整するとともに、温間加工前の残留オーステナイト量が面積率で10～60%、かつ残留オーステナイト中のC量を0.40質量%未満とすることで、優れた温間加工性および温間加工後の残留延性を有する鋼板を得ることができる。従来、このような低C量の残留オーステナイトはオーステンパが不十分な場合に付随的に生成するもので、室温の加工特性に優れず、また安定性に乏しく、経時変化しやすい等の問題から避けるべき相と認識されていた。このため、低C量の残留オーステナイトを多量に生成

させる方法についてもあまり検討されておらず、知見に乏しかった。また、残留オーステナイトは生成してもそのほとんどが0.7%以上程度のC量であった。しかし、本発明者らは残留オーステナイトのC量を従来よりもさらに低め、かつ安定した状態で多量に生成させることにより温間加工性を飛躍的に高めつつ、一方で室温でも高強度を得て、さらには残留延性の向上を図ることを着想した。そして、C量、Mn量とその他の合金元素および焼鈍条件を精緻に制御することでこれを達成し得ることを見出した。

[0013] すなわち、質量%で、C：0.05～0.20%、Si：3.0%以下、Mn：3.5～8.0%、P：0.100%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～3.0%、N：0.010%以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、かつ、面積率で、10～60%の残留オーステナイト、10～80%のフェライト、5～50%のマルテンサイトおよび0～5%のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.4質量%未満である鋼板は、50～200℃での加工性に優れる。また、このような低温の温間加工後において、優れた残留延性を発揮する。

[0014] なお、本発明において、高強度とは室温での引張強度（以下、TSとも称する）が1180MPa以上をいう。優れた温間加工性とは150℃でのELが27%以上をいう。優れた残留延性とは150℃でEL27%となるひずみ付与後、室温での伸びが10%以上をいう。また、鋼板には冷延鋼板および熱延鋼板を含み、さらにこれらの亜鉛めっき鋼板、合金化亜鉛めっき鋼板を含む。鋼板において、説明で区別が必要となる場合は呼び分ける。

[0015] 本発明の要旨は以下のとおりである。

[0016] [1] 質量%で、C：0.05～0.20%、Si：3.0%以下、Mn：3.5～8.0%、P：0.100%以下、S：0.02%以下、Al：0.01～3.0%、N：0.010%以下を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有し、面積率で、10～60%の残留オーステナイト、10～80%のフェライト、5～50%のマルテンサイトおよび0～5%のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.4

0質量%未満である鋼板組織を有する温間加工用高強度鋼板。

[0017] [2] $Md30$ が $80\sim 280^{\circ}\text{C}$ である [1] に記載の温間加工用高強度鋼板。

[0018] [3] さらに、質量%で、 $Cr:0.005\sim 2.0\%$ 、 $Ni:0.005\sim 2.0\%$ 、 $Cu:0.005\sim 2.0\%$ 、 $B:0.0001\sim 0.0050\%$ 、 $Ca:0.0001\sim 0.0050\%$ 、 $REM:0.0001\sim 0.0050\%$ 、 $Sn:0.01\sim 0.50\%$ 、 $Sb:0.0010\sim 0.10\%$ から選ばれる1種以上を含む成分組成を有する、[1] または [2] に記載の温間加工用高強度鋼板。

[0019] [4] さらに、表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有する [1] ~ [3] のいずれかに記載の温間加工用高強度鋼板。

[0020] [5] 引張強さが 1180MPa 以上、 150°C での伸びが 27% 以上である [1] ~ [4] のいずれかに記載の温間加工用高強度鋼板。

[0021] [6] [1] または [3] に記載の成分組成を有する鋼に、熱間圧延を施して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、熱延鋼板に酸洗を施す酸洗工程と、前記酸洗を施した鋼板を、 680°C 超~ 720°C に加熱して、該温度域で $500\sim 1000\text{s}$ 保持する焼鈍保持工程と、 M_s 点~室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却する焼鈍冷却工程と、を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0022] [7] 前記酸洗工程後に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程をさらに有し、前記冷延鋼板を前記焼鈍保持工程に供する、[6] に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0023] [8] 前記焼鈍保持工程後前記焼鈍冷却工程前に亜鉛めっきを施す [6] または [7] に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0024] [9] さらに、前記亜鉛めっき後前記焼鈍冷却工程前に合金化処理を施す [8] に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。

[0025] [10] [1] または [3] に記載の成分組成を有する熱延鋼板または冷延鋼板を、 680°C 超~ 720°C に加熱して、該温度域で $500\sim 1000$

s 保持する焼鈍保持工程と、Ms 点～室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却する焼鈍冷却工程と、を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

発明の効果

[0026] 本発明によれば、温間加工性および温間加工後の残留延性に優れた、温間加工用高強度鋼板を得ることができる。

発明を実施するための形態

[0027] 以下に、本発明の実施形態を説明する。なお、成分元素の含有量（単に「量」という場合がある）を表す「%」は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

[0028] 1) 成分組成

C : 0.05 ~ 0.20 %

C は、マルテンサイトや残留オーステナイトを生成させて TS や EL、残留延性を上昇させるのに有効な元素である。0.05 % 未満ではこのような効果が十分得られない。一方、C 量が 0.20 % を超えると残留オーステナイト中の C 量が高まり、温間加工性や温間加工後の残留延性が低下する。したがって、C 量は 0.05 ~ 0.20 % とする。C 量について、好ましくは 0.10 ~ 0.20 % である。

[0029] Si : 3.0 % 以下

Si は、鋼を固溶強化して TS を上昇させることができる元素である。本発明では、Si を含有しなくても優れた高強度、温間加工性、および温間加工後の残留延性を得ることが出来る。あえて好ましい下限を挙げると、Si 量は 0.01 質量% 以上とすることができる。一方、Si 量が 3.0 % を超えると、鋼が脆化して温間加工後残留延性が低下する。したがって、Si 量は 3.0 % 以下とし、好ましくは 2.5 % 以下、より好ましくは 2.0 % 以下とする。

[0030] Mn : 3.5 ~ 8.0 %

Mn は、マルテンサイトや残留オーステナイトを生成させて TS や EL、残留延性を上昇させるのに有効な元素である。また、残留オーステナイト中

のC量を低減するのに有効な元素である。3.5%未満ではこうした効果が十分得られず、また本発明に好ましくないベイナイトが生成しやすくなる。一方、8.0%を超えると鋼が脆化して温間加工後残留延性が低下する。したがって、Mn量は3.5~8.0%以下とし、好ましくは3.5~7.0%とする。また、Mn含有量の下限については、3.5%超が好ましい。より好ましくは4.0%超である。さらに好ましくは4.5%以上である。

[0031] P : 0.100%以下

Pを含有すると、鋼が脆化して温間加工後残留延性が低下する場合があるため、その量は極力低減することが望ましい。本発明ではP量は0.100%まで許容できる。好ましくは、0.02%以下である。下限は特に規定しないが、0.001%未満では生産能率の低下を招くため、0.001%以上が好ましい。

[0032] S : 0.02%以下

Sは、鋼が脆化して温間加工後残留延性が低下する場合があるため、その量は極力低減することが好ましい。本発明ではS量は0.02%まで許容できる。好ましくは、0.005%以下である。下限は特に規定しないが、0.0005%未満では生産能率の低下を招くため、0.0005%以上が好ましい。

[0033] Al : 0.01~3.0%

Alは、フェライトの生成を促進し、フェライトを得るのに有効な元素である。Al量が3.0%を超えると、鋼が脆化して温間加工後残留延性が低下する場合がある。したがって、Al量は3.0%以下とし、好ましくは1.5%以下、より好ましくは1.0%以下とする。一方、製鋼工程での脱酸の観点から、Al量は0.01%以上とし、好ましくは0.02%以上である。

[0034] N : 0.010%以下

Nはマルテンサイトを硬化させ、温間加工後残留延性の低下を招くため、その量は極力低減することが好ましい。本発明ではN量は0.010%まで

許容できる。好ましくは、0.007%以下である。下限は特に規定しないが、0.0005%未満では生産能率の低下を招くため、0.0005%以上が好ましい。

[0035] 残部はFeおよび不可避免的不純物である。なお、必要に応じて以下の元素（任意元素）の1種以上を適宜含有させることができる。

[0036] Cr: 0.005~2.0%、Ni: 0.005~2.0%、Cu: 0.005~2.0%、B: 0.0001~0.0050%、Ca: 0.0001~0.0050%、REM: 0.0001~0.0050%、Sn: 0.01~0.50%、Sb: 0.0010~0.10%から選ばれる1種以上
Cr、Ni、Cuはマルテンサイトを生成させ、高強度化に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Cr、Ni、Cuのそれぞれの含有量は0.005%以上が好ましい。より好ましくは0.05%以上である。Cr、Ni、Cuのそれぞれの含有量が2.0%を超えると、温間加工後残留延性が低下するおそれがある。より好ましくは1.0%以下である。

[0037] Bはマルテンサイトを生成させ、高強度化に有効な元素である。このような効果を得る観点から、B量は0.0001%以上が好ましい。より好ましくは、0.0005%以上である。B量が0.0050%を超えると介在物が増加して温間加工後残留延性が低下するおそれがある。より好ましくは0.0030%以下である。

[0038] Ca、REMは介在物の形態制御により温間加工後残留延性の向上に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Ca、REMそれぞれの含有量は0.0001%以上が好ましい。より好ましくは0.0005%以上である。Ca、REMのそれぞれの含有量が0.0050%を超えると、介在物量が増加して温間加工後残留延性が低下するおそれがある。より好ましくは0.0040%以下である。

[0039] Sn、Sbは脱炭や脱窒、脱硼等を抑制して、鋼の強度低下抑制に有効な元素である。このような効果を得る観点から、Sn量は0.01%以上、より好ましくは0.03%以上である。また、Sb量は0.0010%以上が

好ましい。より好ましくは0.0050%以上である。Snの量が0.50%、Sb量が0.10%を超えると鋼が脆化して温間加工後残留延性が低下するおそれがある。上限についてSn量は0.10%以下が好ましい。Sb量は0.05%以下が好ましい。

[0040] したがって、Cr、Ni、Cu、B、Ca、REM、Sn、Sbの含有量はそれぞれCr:0.005~2.0%、Ni:0.005~2.0%、Cu:0.005~2.0%、B:0.0001~0.0050%、Ca:0.0001~0.0050%、REM:0.0001~0.0050%、Sn:0.01~0.50%、Sb:0.0010~0.10%が好ましい。

[0041] また、その他の元素として本願発明では、Zr、Mg、La、Ceを合計で0.002%まで含んでも構わない。

[0042] また、上記任意元素を下限値未満で含む場合、下限値未満で含まれる任意元素は、不可避的不純物として含まれるものとする。

[0043] 2) 鋼板組織

以下の説明において、鋼板組織の面積率は単に「%」と表示する。亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有する場合はこれらを含まない地鉄鋼板の組織を意味する。

[0044] 残留オーステナイト:10~60%

残留オーステナイトの面積率が10%未満では室温で1180MPa以上のTSと温間加工で27%以上のEL(温間加工に相当する150℃の条件でのEL)が得られない。一方、60%を超えると温間加工後残留延性が低下する。したがって、残留オーステナイトの面積率は10~60%とする。面積率の下限側は好ましくは20%以上又は20%超であり、より好ましくは30%以上又は30%超である。さらに好ましくは35%以上である。面積率の上限側は好ましくは55%以下である。

[0045] フェライト:10~80%

フェライトの面積率が10%未満では温間加工で27%以上のELが得られない。一方、80%を超えると本発明の高強度が得られない。したがって

、フェライトの面積率は10～80%とする。好ましくは10～60%とし、より好ましくは10～50%とする。

[0046] マルテンサイト：5～50%

マルテンサイトの面積率が5%未満では室温で1180MPa以上のTSが得られない。一方、50%を超えると温間加工で27%以上のELが得られない。したがって、マルテンサイトの面積率は5～50%とする。面積率の下限側は好ましくは10%以上である。より好ましくは20%超、さらに好ましくは25%以上である。

[0047] ベイナイト：0～5%

本発明においてベイナイトは好ましくないが5%まで許容される。5%を超えると室温で1180MPa以上のTSと温間加工で27%以上のELが両立できなくなる。したがって、ベイナイトは0～5%とし、好ましくは0～3%、より好ましくは0～1%とする。

[0048] 本発明の鋼板組織は、残留オーステナイト、フェライト、マルテンサイト（さらに含んでもベイナイト）からなり、他の相は含まない。例えば、パーライトは含まない。また、残留オーステナイト、フェライト、マルテンサイトの合計は95%以上が好ましい。

[0049] 残留オーステナイト中のC量：0.40質量%未満

後述するように、残留オーステナイト中のC量は下記（1）式、（2）式により求める。残留オーステナイト中のC量が0.40質量%以上では本発明の温間加工後残留延性が得られない。したがって残留オーステナイト中のC量は0.40質量%未満とし、好ましくは0.3質量%未満、より好ましくは0.2質量%未満とする。

[0050] 本発明においてフェライト、マルテンサイトの面積率とは、観察面積に占める各組織の面積の割合のことであり、これらの面積率は、鋼板よりサンプルを切り出し、圧延方向に平行な板厚断面を研磨後、3%ナイトールで腐食し、板厚1/4位置をSEM（走査型電子顕微鏡）で1500倍の倍率でそれぞれ3視野撮影し、得られた画像データからMedia Cyberne

t i c s社製の I m a g e - P r oを用いて各組織の面積率を求め、視野の平均面積率を各組織の面積率とする。前記画像データにおいて、フェライトは黒色、マルテンサイトおよび残留オーステナイトは白色、ベイナイトは炭化物または島状マルテンサイトを含む暗灰色として区別される。マルテンサイトの面積率は該白色組織の面積率から後述する残留オーステナイトの面積率を差し引くことで求める。なお、本発明において、マルテンサイトは炭化物を含むオートテンパードマルテンサイトや焼戻しマルテンサイトであっても構わない。また、本発明では含有しないが、パーライトは黒色と白色の層状組織として区別できる。

[0051] 残留オーステナイトの体積率は鋼板を板厚の1/4位置まで研削後、化学研磨によりさらに0.1mm研磨した面について、X線回折装置でMoのK α 線を用い、fcc鉄（オーステナイト）の(200)面、(220)面、(311)面と、bcc鉄（フェライト）の(200)面、(211)面、(220)面の積分反射強度を測定し、bcc鉄の各面からの積分反射強度に対するfcc鉄の各面からの積分反射強度の強度比から体積率を求める。本発明では該体積率の値を面積率の値として用いる。

[0052] また、残留オーステナイトの格子定数を、X線回折装置でCoのK α 線を用い、(220)面の回折ピークシフト量から(1)式により算出する。さらに(2)式より残留オーステナイト中のC量を算出する。

[0053] [数1]

$$a = 0.17889\sqrt{2}/\sin\theta \cdots (1)$$

ここで、aは残留オーステナイトの格子定数(nm)、 θ は(200)面の回折ピーク角度を2で除した値(rad)である。

$$a = 0.3578 + 0.0033[C] + 0.000095[Mn] + 0.00006[Cr] + 0.0022[N] + 0.00056[Al] + 0.00015[Cu] + 0.00031[Mo] \cdots (2)$$

ここで、aは残留オーステナイトの格子定数(nm)、[M]はオーステナイト相中の元素Mの質量%である。

[0054] 本発明では残留オーステナイト中の元素M(C以外)の質量%は鋼全体に

占める質量%とした。aとC以外の元素含有量を(2)式に代入すれば、残留オーステナイト中のC量が算出できる。

[0055] 3) 特性等

Md30 : 80~280℃

本発明ではMd30を80~280℃とすることで温間加工性を高めることができる。なお、本発明においてMd30とは30%の真ひずみを与えた時、無ひずみ時に存在した残留オーステナイトのうち面積率で50%がマルテンサイト化する温度である。

[0056] 温間加工用高強度鋼板のTS : 1180MPa以上

温間加工された部材の無加工部での強度も部材全体の強度に大きく影響するため、高い強度を有する必要がある。室温でのTSが1180MPa未満では骨格構造用途には適さない。したがって、温間加工用高強度鋼板のTSは1180MPa以上とする。より好ましくは1320MPa以上である。

[0057] 温間加工用高強度鋼板の150℃での(温間での)伸び : 27%以上

温間加工用高強度鋼板の150℃(温間加工時の温度に相当する温度で本発明ではこの温度を基準にする)での伸びが27%未満ではピラー等の厳しい加工部を有する部品への適用性が乏しい。したがって、150℃での伸びは27%以上とする。

[0058] 本発明鋼板は、表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有してよい。亜鉛めっき層の組成は、例えば、Alが0.10~0.25%、残部亜鉛と不可避的不純物としてよい。

[0059] 4) 温間加工用高強度鋼板の製造条件

本発明の温間加工用高強度鋼板は、例えば、上記の成分組成を有するスラブ等の鋼に、熱間圧延あるいはさらに冷間圧延を施し作製した、熱延鋼板あるいは冷延鋼板を、680℃超~720℃に加熱して該温度域で500~1000s(以下、時間をあらわすsは秒を意味する。)保持する焼鈍保持工程、Ms点~室温までを10℃/s以上で冷却する焼鈍冷却工程に供する製造方法で製造可能である。焼鈍では炭化物を溶解させてオーステナイトを生

成させるとともにフェライトとオーステナイトの2相域での焼鈍保持時間を適正化することで元素分配を制御し、さらにその後の冷却において、Ms点以下の冷却速度を $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることで、先に生成したマルテンサイトから隣接する残部オーステナイトへのCの拡散が抑制されて、本発明のC量の低い残留オーステナイトとフェライトおよびマルテンサイトからなる鋼板組織を得ることができる。以下、詳しく説明する。

[0060] まず、焼鈍保持工程および焼鈍冷却工程を有する焼鈍工程について説明する。熱延鋼板または冷延鋼板を焼鈍工程に供する。

[0061] 焼鈍温度までの平均加熱速度

焼鈍温度までの平均加熱速度は適宜選択可能である。好ましい範囲を挙げると、 $1\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ である。 $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満は生産能率の低下を招くため好ましくない。一方、 $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると鋼板面内の温度制御が難しくなるため好ましくない。

[0062] 焼鈍温度： 680°C 超 $\sim 720^{\circ}\text{C}$

焼鈍温度が 680°C 以下ではオーステナイトが生成しない、あるいは生成してもCやMnの過濃化により本発明の温間加工性や残留延性が得られない。一方、 720°C を超えると残留オーステナイトが減少し、温間加工性が不十分となる。したがって、焼鈍温度は 680°C 超 $\sim 720^{\circ}\text{C}$ とする。

[0063] 焼鈍保持時間： $500\sim 1000\text{ s}$

焼鈍時間が 500 s 未満では残留延性が低下する。一方、 1000 s を超えるとオーステナイトへのCやMnの過濃化により本発明の温間加工性や残留延性が得られない。したがって、焼鈍保持時間は $500\sim 1000\text{ s}$ とする。

[0064] 本発明では、焼鈍保持工程後、焼鈍冷却工程までは任意の工程とすることができる。例えば、亜鉛めっき浴温度より少々高い冷却停止温度まで鋼板を冷却し、亜鉛めっき等を施し、その後、Ms点($^{\circ}\text{C}$)まで任意の方法により冷却することができる。また、焼鈍保持工程後、亜鉛めっきを施さず、Ms点($^{\circ}\text{C}$)まで任意の方法により冷却することもできる。

[0065] 本発明において、 M_s 点 ($^{\circ}C$) はフォーマスタにより求める。

[0066] 亜鉛めっき処理

上記のように冷却停止温度（例えば $350\sim600^{\circ}C$ ）で保持した後、鋼板に亜鉛めっき処理を施してもよい。亜鉛めっきに使用するめっき浴の組成はAlが $0.10\sim0.25\%$ 、残部が亜鉛と不可避免的不純物からなることが好ましい。さらに合金化処理を行ってもよい。合金化条件は $460\sim600^{\circ}C$ が好ましい。

[0067] めっきを付与する場合は上記焼鈍保持後から M_s 点までの冷却の途中でなければならない。 M_s 点以下まで冷却した後めっきを施すと本発明の鋼板組織が得られず、本発明の温間加工性が得られない。

[0068] M_s 点～室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却

以上の処理の後、 M_s 点まで冷却する。その後さらに、 M_s 点～室温までを平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却する。 M_s 点～室温までの平均冷却速度が $10^{\circ}C/s$ 未満では、Cの拡散により残留オーステナイト中のC量が増加して温間加工性が劣化する。したがって、 M_s 点～室温までの平均冷却速度は $10^{\circ}C/s$ 以上とする。なお、 M_s 点以下の冷却途中で再加熱を伴う場合もCの拡散により残留オーステナイト中のC量が増加するため、 M_s 点から室温までの冷却中は加熱してはならない。上限は特に規定しないが $1000^{\circ}C/s$ を超えると過剰な冷却設備が必要となりコストアップを招くため、平均冷却速度の上限は $1000^{\circ}C/s$ 以下が好ましい。なお、室温とは $0\sim50^{\circ}C$ を意味する。

[0069] 上記焼鈍工程前までの製造方法の条件は、特に限定しないが、例えば以下の条件で行うのが好ましい。

[0070] スラブは、マクロ偏析を防止するため、連続鋳造法で製造するのが好ましく、また、造塊法、薄スラブ鋳造法により製造することもできる。スラブを熱間圧延するには、スラブをいったん室温まで冷却し、その後再加熱して熱間圧延を行ってもよいし、スラブを室温まで冷却せずに加熱炉に装入して熱間圧延を行うこともできる。あるいはわずかの保熱を行った後に直ちに熱間

圧延する省エネルギープロセスも適用できる。スラブを加熱する場合は、炭化物を溶解させたり、圧延荷重の増大を防止するため、 1100°C 以上に加熱することが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブの加熱温度は 1300°C 以下とすることが好ましい。なお、スラブ温度はスラブ表面の温度である。スラブを熱間圧延する際は、粗圧延後の粗バーを加熱することもできる。また、粗バー同士を接合し、仕上げ圧延を連続的に行う、いわゆる連続圧延プロセスを適用できる。仕上げ圧延は、異方性を増大させ、冷間圧延・焼鈍後の加工性を低下させる場合があるので、 800°C 以上の仕上げ温度で行うことが好ましい。また、圧延荷重の低減や形状・材質の均一化のために、仕上げ圧延の全パスあるいは一部のパスで摩擦係数が $0.10\sim 0.25$ となる潤滑圧延を行うことが好ましい。

[0071] 巻取り後の鋼板は、スケールを酸洗などにより除去する。場合によりさらに熱処理、冷間圧延が施され、その後さらに焼鈍、亜鉛めっき等が施される。

[0072] 上記冷間圧延は、常法に則り、行えばよい。また、冷間圧延の圧下率は特に規定しないが 30% 未満ではその後の焼鈍で粗粒等の不均一組織や未再結晶組織を生成する場合があるため、 30% 以上が好ましい。また、圧下率が 90% を超えると板形状の悪化を招く場合があるため 90% 以下が好ましい。なお、本発明においては冷間圧延前に熱処理を施しても構わない。またその最高到達温度は 600°C を超えるとオーステナイトの生成等の組織変化を伴うため、 600°C 以下が好ましい。

[0073] 5) 温間加工条件

本発明の温間加工用高強度鋼板は、 $50\sim 200^{\circ}\text{C}$ の温度域で温間加工を行うのに適している。温間加工温度が 50°C 未満あるいは 200°C を超えると、本発明の温間加工用高強度鋼板の温間加工性が十分発揮されない場合がある。

実施例

[0074] 以下、本発明を、実施例に基づいて具体的に説明する。本発明の技術的範

囲は以下の実施例に限定されない。

[0075] 表1に示す成分組成の鋼（残部はFeおよび不可避的不純物）を実験室の真空溶解炉により溶製し、圧延して鋼スラブとした。これらの鋼スラブを1200℃に加熱後粗圧延、仕上げ圧延して、厚さ3.0mmの熱延板（熱延鋼板）とした。熱延の仕上げ圧延温度は900℃、巻取り温度は500℃とした。巻取り後、酸洗を施した。次いで、一部軟質化のために600℃で1時間の焼鈍（熱処理）を施した後1.4mmまで冷間圧延して冷延板（冷延鋼板（CR））とした。得られた熱延板および冷延板を焼鈍に供した。

[0076] 焼鈍は実験室にて熱処理およびめっき処理装置を用いて表2に示す条件で行い、冷延鋼板を焼鈍してなる温間加工用高強度鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板（GI）および合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）1～20を作製した。なお、表2には焼鈍保持工程後焼鈍冷却工程前までの冷却条件やめっき条件も記載してある。表2のNo. 10は焼鈍後の冷却で一旦Ms点より低い温度まで冷却しているため、「Ms～室温までの平均冷却速度」を記載していない。溶融亜鉛めっき鋼板は460℃のめっき浴中に浸漬し、付着量35～45g/m²のめっき層を形成させ、合金化亜鉛めっき鋼板はめっき層形成後550℃で1～60s保持する合金化処理を行うことで作製した。

[0077] 得られた冷延鋼板を焼鈍してなる温間加工用高強度鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板に伸長率0.3%の調質圧延を施した後、以下の試験方法にしたがい、室温の引張特性、温間の引張特性および残留延性を評価した。結果を表3に示す。また、上述の方法で測定した各相の面積率等も表3に示した。

[0078] <室温引張試験>

焼鈍板（亜鉛めっき処理、合金化亜鉛めっき処理をした場合は、地鉄鋼板を意味する。以下同じ。）より圧延方向に対して平行方向にJIS5号引張試験片（JIS Z2201）を採取し、室温で歪速度が10⁻³/sとするJIS Z2241の規定に準拠した引張試験を行い、TSを求めた。なお、1180MPa以上を合格とした。

[0079] <温間引張試験>

焼鈍板より圧延方向に対して平行方向にJIS 5号引張試験片（JIS Z 2201）を採取し、試験温度が80℃または150℃、歪速度が 10^{-3} / sとする引張試験を行い、ELを求めた。なお、温間引張試験のELが27%以上を温間加工性良好とした。

[0080] <残留延性>

試験温度が150℃とした上記温間引張試験と同様の条件において、均一伸びが27%のひずみ量まで引張加工を施した後、100℃以下まで10℃ / sとなる条件で室温までファン冷却し、該試験片の中央部より平行部長さ30mm、平行部幅12.5mm、評点間距離25mmの引張試験片を採取し、室温にて歪速度が 10^{-3} / sで引張試験を行い、ELを求めた。なお、ELが10%以上を残留延性良好とした。

[0081]

[表1]

鋼	成分組成(質量%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他			
A	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲内		
B	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	B:0.0010	発明範囲内		
C	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	Cr:0.10	発明範囲内		
D	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	Ni:0.1	発明範囲内		
E	0.15	0.50	7.0	0.015	0.001	1.000	0.003	Cu:0.1	発明範囲内		
F	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	Ca:0.0010	発明範囲内		
G	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	REM:0.0020	発明範囲内		
H	0.01	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲外		
I	0.25	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲外		
J	0.15	3.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲外		
K	0.15	1.50	9.0	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲外		
L	0.15	1.50	2.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲外		
M	0.15	1.50	4.0	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲内		
N	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	Sb:0.01	発明範囲内		
O	0.15	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	Sn:0.05	発明範囲内		
P	0.06	1.50	5.5	0.015	0.001	0.030	0.003	-	発明範囲内		

[0082]

[表2]

鋼板 No.	鋼	冷間圧延	焼鈍条件										*鋼板表面	備考	
			平均加熱速度 (°C/s)	焼鈍温度 (°C)	焼鈍保持時間 (s)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	Ms点 (°C)	冷却停止後保持温度 (°C)	冷却停止後保持時間 (s)	めっき浴温度 (°C)	めっき合金化温度 (°C)			Ms~室温までの平均冷却速度 (°C/s)
1	A	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
2		有	5	740	1000	50	500	260	500	100	460	550	15	GA	比較例
3	B	無	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
4		無	5	650	1000	50	500	120	500	100	460	550	15	GA	比較例
5	C	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	-	15	GI	発明例
6		有	5	700	3600	50	500	150	500	100	460	-	15	GI	比較例
7	D	有	5	690	1000	50	500	180	500	100	-	-	15	CR	発明例
8		有	5	690	1000	50	500	180	500	100	-	-	0.1	CR	比較例
9	E	有	5	710	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
10		有	5	700	1000	50	150	180	500	100	460	550	-	GA	比較例
11	F	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
12	G	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
13	H	有	5	690	1000	50	500	240	500	100	460	550	15	GA	比較例
14	I	有	5	700	1000	50	500	40	500	100	460	550	15	GA	比較例
15	J	有	5	700	1000	50	500	170	500	100	460	550	15	GA	比較例
16	K	有	5	700	1000	50	500	80	500	100	460	550	15	GA	比較例
17	L	有	5	700	1000	50	500	330	500	100	460	550	15	GA	比較例
18	M	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
19	N	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
20	O	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例
21	O	有	5	700	180	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	比較例
22	P	有	5	700	1000	50	500	180	500	100	460	550	15	GA	発明例

*鋼板表面: CR: 冷延鋼板, GI: 溶融亜鉛めっき鋼板, GA: 合金化溶融亜鉛めっき鋼板

[0083]

[表3]

鋼板 No.	鋼板組織 ^{*1}						Md30 (°C)	温間引張加工温度 (°C)	機械特性			備考
	V(F) (%)	V(M) (%)	V(γ) (%)	V(B) (%)	その他 (%)	O(γ) (%)			室温	温間	温間加工後室温	
1	14	38	48	0	0	0.14	200	150	1510	44	12	発明例
2	2	88	10	0	0	0.01	-	150	1625	11	-	比較例
3	15	41	44	0	0	0.17	210	150	1547	42	13	発明例
4	58	14	28	0	0	0.41	110	150	1056	24	-	比較例
5	13	39	48	0	0	0.14	200	150	1517	45	11	発明例
6	30	44	26	0	0	0.40	150	150	1360	26	-	比較例
7	22	35	43	0	0	0.31	180	80	1382	38	14	発明例
8	25	34	41	0	0	0.42	130	150	1338	23	-	比較例
9	15	36	49	0	0	0.15	190	150	1558	45	16	発明例
10	15	61	24	0	0	0.44	80	150	1298	19	-	比較例
11	16	38	46	0	0	0.15	200	150	1509	44	13	発明例
12	15	40	45	0	0	0.14	200	150	1496	43	12	発明例
13	38	34	28	0	0	0.01	-	150	1021	23	-	比較例
14	11	30	59	0	0	0.53	60	150	1769	26	-	比較例
15	15	39	46	0	0	0.14	190	150	1563	46	7	比較例
16	10	30	60	0	0	0.11	170	150	1720	55	8	比較例
17	63	10	13	13	1	0.51	50	150	756	33	21	比較例
18	42	27	31	0	0	0.35	200	150	1224	36	11	発明例
19	14	37	49	0	0	0.14	200	150	1517	43	13	発明例
20	15	36	49	0	0	0.14	200	150	1522	44	13	発明例
21	31	41	28	0	0	0.40	200	150	1276	26	-	比較例
22	47	37	16	0	0	0.03	290	150	1218	32	10	発明例

*1 V(F):フェライトの面積率、V(M):マルテンサイトの面積率、V(γ):残留オーステナイトの面積率、V(B):ベイナイトの面積率

C(γ):残留オーステナイト中のC量(質量%)

*2 温間でEL:27%ひずみ付与後、室温での伸び

[0084] 発明例では、いずれも、室温でのTSが1180MPa以上で、温間でのELが27%以上であり、温間加工後の残留延性に優れた、温間加工用高強度鋼板であった。なお、鋼板No. 7について、温間引張試験の試験温度を150°Cとした場合、温間でのELは33%と優れていた。一方、本発明の範囲を外れる比較例は所望のTS、温間加工性、残留延性のいずれか1つ以上を得られていない。

産業上利用の可能性

[0085] 本発明によれば、温間加工性および温間加工後の残留延性に優れた、温間

加工用高強度鋼板を得ることができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.05 ~ 0.20%、

Si : 3.0%以下、

Mn : 3.5 ~ 8.0%、

P : 0.100%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.01 ~ 3.0%、

N : 0.010%以下を含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなる成分組成を有し、

面積率で、10 ~ 60%の残留オーステナイト、10 ~ 80%のフェライト、5 ~ 50%のマルテンサイトおよび0 ~ 5%のベイナイトからなり、かつ残留オーステナイト中のC量が0.40質量%未満である鋼板組織を有する温間加工用高強度鋼板。

[請求項2]

Md30が80 ~ 280℃である請求項1に記載の温間加工用高強度鋼板。

[請求項3]

さらに、質量%で、

Cr : 0.005 ~ 2.0%、

Ni : 0.005 ~ 2.0%、

Cu : 0.005 ~ 2.0%、

B : 0.0001 ~ 0.0050%、

Ca : 0.0001 ~ 0.0050%、

REM : 0.0001 ~ 0.0050%、

Sn : 0.01 ~ 0.50%、

Sb : 0.0010 ~ 0.10%から選ばれる1種以上を含む成分組成を有する、請求項1または2に記載の温間加工用高強度鋼板。

[請求項4]

さらに、表面に亜鉛めっき層または合金化亜鉛めっき層を有する請求項1 ~ 3のいずれかに記載の温間加工用高強度鋼板。

- [請求項5] 引張強さが1180MPa以上、150℃での伸びが27%以上である請求項1～4のいずれかに記載の温間加工用高強度鋼板。
- [請求項6] 請求項1または3に記載の成分組成を有する鋼に、熱間圧延を施して熱延鋼板とする熱間圧延工程と、
熱延鋼板に酸洗を施す酸洗工程と、
前記酸洗を施した鋼板を、680℃超～720℃に加熱して、該温度域で500～1000s保持する焼鈍保持工程と、
Ms点～室温までを平均冷却速度10℃/s以上で冷却する焼鈍冷却工程と、
を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。
- [請求項7] 前記酸洗工程後に冷間圧延を施して冷延鋼板とする冷間圧延工程をさらに有し、
前記冷延鋼板を前記焼鈍保持工程に供する、請求項6に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。
- [請求項8] 前記焼鈍保持工程後前記焼鈍冷却工程前に亜鉛めっきを施す請求項6または7に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。
- [請求項9] さらに、前記亜鉛めっき後前記焼鈍冷却工程前に合金化処理を施す請求項8に記載の温間加工用高強度鋼板の製造方法。
- [請求項10] 請求項1または3に記載の成分組成を有する熱延鋼板または冷延鋼板を、680℃超～720℃に加熱して、該温度域で500～1000s保持する焼鈍保持工程と、
Ms点～室温までを平均冷却速度10℃/s以上で冷却する焼鈍冷却工程と、
を有する温間加工用高強度鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2017/002613

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C22C18/04(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)
C22C1/00-49/14, C21D9/46

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	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2015-503023 A (Posco), 29 January 2015 (29.01.2015), table 2 & US 2014/0308156 A1 tables 2 to 2-continued & WO 2013/069937 A1 & EP 2778247 A1 & KR 10-2013-0050138 A & CN 103917681 A	1-10
A	JP 2012-251239 A (JFE Steel Corp.), 20 December 2012 (20.12.2012), tables 1 to 3 & US 2014/0103684 A1 tables 1 to 3-continued & WO 2012/153471 A1 & EP 2708610 A1 & CA 2835153 A1 & KR 10-2013-0140176 A & CN 103582714 A	1-10

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 19 April 2017 (19.04.17)	Date of mailing of the international search report 09 May 2017 (09.05.17)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.
--	---

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/002613

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2011/093319 A1 (Nippon Steel Corp.), 04 August 2011 (04.08.2011), tables 1, 6, 7 & US 2013/0037180 A1 tables 1, 6 to 7-continued & JP 4903915 B2 & EP 2530179 A1 & CA 2787575 A1 & CN 102712980 A & KR 10-2012-0096109 A	1-10

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C18/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C22C18/04(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 (IPC))

Int.Cl. C22C1/00-49/14, C21D9/46

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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 2015-503023 A (ポスコ) 2015.01.29, 表2 & US 2014/0308156 A1, TABLE 2 ~ TABLE 2 - continued & WO 2013/069937 A1 & EP 2778247 A1 & KR 10-2013-0050138 A & CN 103917681 A	1-10
A	JP 2012-251239 A (JFEスチール株式会社) 2012.12.20, 表1~表3 & US 2014/0103684 A1, TABLE 1 ~ TABLE 3 - continued	1-10

☑ 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	の日の後に公表された文献
「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	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日
19.04.2017

国際調査報告の発送日
09.05.2017

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁 (ISA/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) 河野 一夫	4K	9833
電話番号 03-3581-1101 内線	3435	

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
A	<p>n u e d & WO 2012/153471 A1 & EP 2708610 A1 & CA 2835153 A1 & KR 10-2013-0140176 A & CN 103582714 A</p> <p>WO 2011/093319 A1 (新日本製鐵株式会社) 2011.08.04, [表1]、[表6]、[表7] & US 2013/0037180 A1 , TABLE 1, TABLE 6 ~ TABL E 7 - c o n t i n u e d & JP 4903915 B2 & EP 2530179 A1 & CA 2787575 A1 & CN 102712980 A & KR 10-2012-0096109 A</p>	1 - 1 0