

(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8月21日(21.08.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/125779 A1

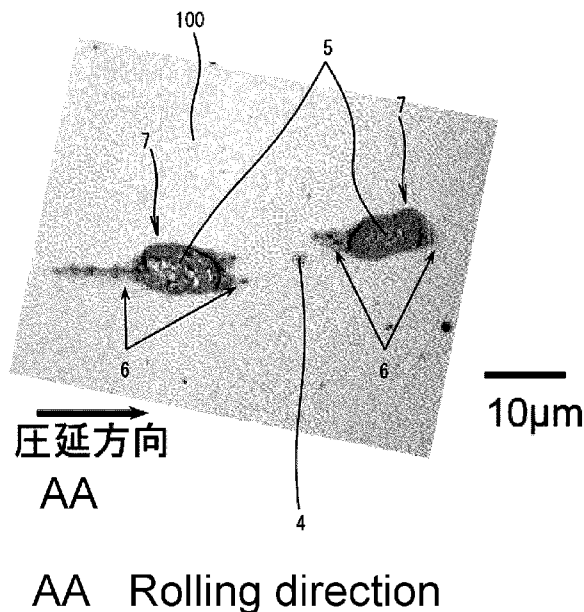
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) B22D 27/04 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C21D 8/00 (2006.01)
B21B 3/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/000486
- (22) 国際出願日: 2014年1月30日(30.01.2014)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2013-029256 2013年2月18日(18.02.2013) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(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: 渡里 宏二(WATARI, Koji); 〒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). 橋村 雅之(HASHIMURA, Masayuki); 〒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: 特許業務法人 森道雄特許事務所(M. MORI PATENT FIRM); 〒6600892 兵庫県尼崎市東難波町五丁目17番23号 Hyogo (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, IR, 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), ユーロシヤ (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).

[続葉有]

(54) Title: FREE MACHINING STEEL WITH LEAD

(54) 発明の名称: 鉛快削鋼

FIG. 2



(57) Abstract: Provided is a free machining steel with lead having excellent machinability. A free machining steel with lead (1) according to an embodiment of the present invention contains, in mass%, 0.005 to 0.2% carbon (C), 0.3 to 2.0% manganese (Mn), 0.005 to 0.2% phosphorus (P), 0.01 to 0.7% sulfur (S), 0.03 to 0.5% lead (Pb), 0.004 to 0.02% nitrogen (N), and 0.003 to 0.03% oxygen (O), with the remainder comprising iron and impurities. Among free machining inclusions (8) in the steel, the ratio of the number of Pb-MnS inclusions having an equivalent circular diameter of at least 5 μm with respect to the total number of free machining inclusions (8) having an equivalent circular diameter of at least 5 μm is at least 5%. The free machining inclusions (8) are not more than 200 μm long. The average of length of the free machining inclusions (8) in the steel having an equivalent circular diameter of at least 5 μm is not more than 50 μm. Among the free machining inclusions (8), there are at least 500/mm² having an equivalent circular diameter of at least 2 μm and having an aspect ratio of not more than 10.

(57) 要約: 被削性に優れた鉛快削鋼を提供する。本実施形態による鉛快削鋼(1)は、質量%で、C: 0.005~0.2%、Mn: 0.3~2.0%、P: 0.005~0.2%、S: 0.01~0.7%、Pb: 0.03~0.5%、N: 0.004~0.02%、及び、O: 0.003~0.03%を含有し、

残部はFe及び不純物からなる。鋼中の快削介在物(8)のうち、5 μm以上の円相当径を有する快削介在物(8)の総数に対する5 μm以上の円相当径を有するPb-MnS介在物の個数の比率は5%以上である。快削介在物(8)の長さは200 μm以下である。鋼中の5 μm以上の円相当径を有する快削介在物(8)の平均長さは50 μm以下である。快削介在物(8)のうち、2 μm以上の円相当径を有し、10以下のアスペクト比を有するものは500個/mm²以上である。

WO 2014/125779 A1

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：鉛快削鋼

技術分野

[0001] 本発明は、快削鋼に関し、さらに詳しくは、鉛を含有する鉛快削鋼に関する。

背景技術

[0002] 自動車や電化製品等の一般的な機械製品は複数の部品を含む。これらの部品の多くは、切削加工により製造される。したがって、部品の素材となる鋼には、「削られやすさ」、つまり、優れた被削性が要求される。

[0003] 快削鋼は被削性に優れる。代表的な快削鋼はたとえば、JIS規格に規定されたSUM23、SUM24L等である。Pbは鋼の被削性を高めるため、快削鋼の多くはPbを含有する。以下、Pbを含有する快削鋼を鉛快削鋼と称する。

[0004] 近年、環境への配慮から、Pb含有量を抑えた快削鋼や、Pbを含有しないPbフリー快削鋼が提案されている。しかしながら、被削性は鉛快削鋼の方が優れる。したがって、現在でも鉛快削鋼の需要は高い。最近では、部品の形状及び表面粗さ等の表面品質に対してさらに高い精度が要求されている。そのため、鉛快削鋼においてもさらなる被削性の向上が求められている。

[0005] 従来から、Pbを含有すれば、被削性が高まることは知られている。しかしながら、鋼中でのPbの存在形態についての報告事例はほとんどない。また、上述の低炭素鉛快削鋼SUM24LはPb、S及びPを含有する。しかしながら、SUM24Lでも被削性が十分ではない場合があり、所望の表面粗さが得られない場合がある。SUM24Lに相当する化学組成に、被削性を高めるSやPをさらに含有すれば、被削性が高まるものの、製造工程中に割れやすくなる。

[0006] 特開2004-176175号公報（特許文献1）は、快削鋼の被削性の改善を提案する。具体的には、特許文献1では、鋼中のMnS介在物の形態

を制御して、鋼の被削性を高めている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開2004-176175号公報

[0008] しかしながら、鉛快削鋼の場合、MnS介在物の形態を単に制御しただけでは、十分な被削性が得られない場合がある。

発明の概要

[0009] 本発明の目的は、被削性に優れた鉛快削鋼を提供することである。

[0010] 本実施形態による鉛快削鋼は、質量%で、C：0.005～0.2%、Mn：0.3～2.0%、P：0.005～0.2%、S：0.01～0.7%、Pb：0.03～0.5%、N：0.004～0.02%、及び、O：0.003～0.03%を含有し、残部はFe及び不純物からなる。鋼中のMnS介在物、Pb介在物、及び、PbとMnSとを含有するPb-MnS介在物のうち、5 μ m以上の円相当径を有するMnS介在物、Pb介在物及びPb-MnS介在物の総数に対する5 μ m以上の円相当径を有するPb-MnS介在物の個数の比率は5%以上である。MnS介在物、Pb介在物及びPb-MnS介在物の長さは200 μ m以下である。鋼中の5 μ m以上の円相当径を有するMnS介在物、Pb介在物及びPb-MnS介在物の平均長さは50 μ m以下である。MnS介在物、Pb介在物及びPb-MnS介在物のうち、2 μ m以上の円相当径を有し、10以下のアスペクト比を有するものが500個/mm²以上である。

[0011] 上記鉛快削鋼は、Feの一部に代えて、Cu：0.5%以下、Ni：0.5%以下、及び、Sn：0.5%以下からなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。また、上記鉛快削鋼は、Feの一部に代えて、Te：0.2%以下、及び、Bi：0.5%以下からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。さらに上記鉛快削鋼はFeの一部に代えて、Cr：0.5%以下、及び、Mo：0.5%以下からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

[0012] 本実施形態による鉛快削鋼は、優れた被削性を有する。

図面の簡単な説明

[0013] [図1A]図 1 Aは、切削時において、構成刃先が大きい場合の切削面近傍の断面図である。

[図1B]図 1 Bは、切削時において、構成刃先が小さい場合の切削面近傍の断面図である。

[図2]図 2は、鋼中のP b 介在物及びP b－M n S 介在物の写真である。

[図3]図 3は、有効大型快削介在物の長さが大きい場合の切削時における構成刃先の形状を説明するための模式図である。

[図4]図 4は、有効大型快削介在物の長さが小さい場合の切削時における構成刃先の形状を説明するための模式図である。

[図5]図 5は、本実施形態の鉛快削鋼の製造工程中の素材の温度履歴の一例を示すフロー図である。

[図6]図 6は、鋳造工程における冷却速度を説明するための模式図である。

[図7A]図 7 Aは、プランジ切削試験を説明するための模式図である。

[図7B]図 7 Bは、プランジ切削試験を説明するための他の模式図である。

発明を実施するための形態

[0014] 以下、図面を参照し、本発明の実施の形態を詳しく説明する。図中同一又は相当部分には同一符号を付してその説明は繰り返さない。以下、元素の含有量の「%」は、質量%を意味する。

[0015] 本発明者らは、鉛快削鋼中のP b 及びM n S 介在物の形態と被削性との関係に注目し、調査及び検討を行った。その結果、本発明者らは次の知見を得た。

[0016] (A) 鋼の被削性が高ければ、切削加工された鋼材の表面粗さは良好になり、切削工具の寿命も伸びる。被削性は、切削中に切削工具の刃先に付着する「構成刃先」の影響を受ける。

[0017] 構成刃先とは、切削されている鋼材の一部であって、切削加工中の切削工具の刃先に付着するものを意味する。切削中において、構成刃先は工具から

の脱落と付着とを繰り返しながら、実質的な刃先として機能する。したがって、構成刃先は、被削性に影響する。

[0018] (B) 図1A及び図1Bは、切削加工の途中で切削工具を取り外した後の、切削面近傍の断面図である。図中の白色の破線は、切削工具3の刃先位置を意味する。図1Aでは、大きな構成刃先2が形成されており、構成刃先2が切削工具3から離れて鋼材1に付着している。一方、図1Bでは、構成刃先が図1Aよりも十分に小さかったため、切削工具3とともに鋼材1から脱離している。

[0019] 以上のとおり、構成刃先が大きく成長すれば、構成刃先が鋼材に付着しやすくなる。鋼材に付着した構成刃先は、切削工具と再び接触する。このとき切削工具が損傷する場合がある。さらに、鋼材に付着した構成刃先により、鋼材の切削表面の表面粗さが粗くなる場合がある。さらに、構成刃先が切削工具から脱離する場合、構成刃先の一部が切削工具に残存する場合がある。この場合、残存した構成刃先の一部が核となり、再び構成刃先が成長してしまう。そのため、切削工具が損傷したり、鋼材表面が粗くなる。

[0020] 一方、図1Bのように構成刃先が小さい場合、構成刃先は鋼材及び切削工具から容易に脱離しやすい。この場合、構成刃先が切削工具の寿命に影響しにくく、鋼材の表面粗さも良好に（小さく）なりやすい。

[0021] 以上のとおり、構成刃先は小さい方が好ましく、切削時に構成刃先が成長しにくい方が好ましい。構成刃先が小さい場合、構成刃先の脱落に伴うクラック生成が促進される。さらに、構成刃先は微細なまま頻繁に脱落するため、表面粗さが良好になり、工具寿命も伸びる。すなわち、被削性が高まる。

[0022] (C) 切削時のクラック進展及び構成刃先の形状には、MnS介在物、Pb介在物、Pb-MnS介在物の形状が影響する。本明細書において、MnS介在物は、Mn、S及び不純物からなる介在物を意味する。Pb介在物とは、図2の符号4に示すとおり、Pb及び不純物からなる介在物を意味する。Pb-MnS介在物は、たとえば図2の符号7に示すとおり、MnS5と、MnS5の表面に付着するPb6とを含有する介在物を意味する。これら

3つの介在物を総称して、本明細書では、「快削介在物」と称する。

[0023] 快削介在物は、切削時において、工具刃先近傍の応力集中効果に基づくクラック発生及び進展を促進する。快削介在物はさらに、切削工具と被削材との接触面において、潤滑作用を奏する。

[0024] (D) 有効大型快削介在物の形状は、構成刃先の形状に影響する。快削介在物のうち、 $5\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する快削介在物を有効大型快削介在物と定義する。具体的には、各快削介在物において、鉛快削鋼材の延伸方向の長さML (Maximum Length) が大きすぎたり、有効大型快削介在物における鉛快削鋼材の延伸方向の平均長さAL (Average Length) が大きすぎたりすれば、構成刃先が成長して大きくなりやすく、切削性が低下する。

[0025] 図3は、快削介在物の長さが大きい場合の切削時における構成刃先の形状を説明するための模式図である。図4は、快削介在物の長さが小さい場合の切削時における構成刃先の形状を説明するための模式図である。図3及び図4を参照して、切削工具10が鋼材1を切削する場合、切削工具10の刃先近傍鋼部分で切削工具の進行方向にクラックが生じる。さらに、切削工具の進行方向Xと垂直な方向Y（圧延方向）のクラックは、鋼部分と快削介在物8との界面で形成される。したがって、図3に示すように、快削介在物8の長さが大きい場合、形成される構成刃先2も大きくなる。一方、図4に示すとおり、快削介在物8の長さが小さい場合、形成される構成刃先2も小さくなる。したがって、快削介在物8の長さは小さい方が好ましい。

[0026] 具体的には、快削介在物の長さMLが $200\mu\text{m}$ 以下であり、有効大型快削介在物の平均長さALが $50\mu\text{m}$ 以下である場合、構成刃先は微細になり、被削性が高まる。

[0027] (E) 上述のとおり、鋼中の快削介在物はクラックの生成及び進展を促進する。したがって、図4に示すように、アスペクト比が小さい快削介在物が多数鋼中に存在すれば、微細な構成刃先が均一に多数形成される。そのため、表面粗さが良好になり、工具寿命も伸びる。

[0028] $2\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する快削介在物を有効快削介在物と定義する。
有効快削介在物のうち、10以下のアスペクト比を有するものの個数（以下、特定介在物密度SNOという）が500個/ mm^2 以上存在すれば、微細な構成刃先が均一に多数生成され、被削性が高まる。なお、円相当径が $5\mu\text{m}$ 以上である有効大型快削介在物も、有効快削介在物に含まれる。

[0029] (F) 有効大型快削介在物において、Pb-MnS介在物の割合が多い方が、クラックが進展しやすく、被削性が高まる。MnSの表面にPbが付着している方が、MnSを起点にクラックが発生した場合、クラックが進展しやすいと推定される。したがって、有効大型快削介在物の総数に対するPb-MnS介在物の個数が多い方が被削性が高まる。具体的には、鋼中の有効大型快削介在物の総数に対する有効大型Pb-MnS介在物の個数の比率R1が5%以上であれば、クラックが発生及び進展しやすく、高い被削性が得られる。ここでいう有効大型Pb-MnS介在物とは、 $5\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有するPb-MnS介在物を意味する。

[0030] 以上の知見に基づいて、本発明者らは、本実施形態による鉛快削鋼を完成した。以下、本実施形態による鉛快削鋼について詳述する。

[0031] [化学組成]

本実施の形態による鉛快削鋼は、以下の化学組成を有する。

[0032] C : 0.005 ~ 0.2%

炭素(C)は、鋼の強度を高める。Cはさらに、鋼中の酸素量及び被削性に影響を与える。C含有量が低すぎれば、鋼中に酸素が多量に残存し、ピンホールが発生する。さらに、硬質酸化物が生成され、被削性が低下する。一方、C含有量が高すぎれば、鋼の強度が高くなり過ぎ、被削性が低下する。したがって、C含有量は0.005 ~ 0.2%である。C含有量の好ましい下限は0.005%よりも高く、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.07%である。C含有量の好ましい上限は0.2%未満であり、さらに好ましくは0.12%であり、さらに好ましくは0.09%である。

[0033] Mn : 0.3 ~ 2.0 %

マンガン (Mn) は、溶鋼中において軟質な酸化物を形成し、硬質酸化物の生成を抑制する。そのため、鋼の被削性が高まる。Mn はさらに、S と結合して MnS を形成し、固溶 S 量を低減する。固溶 S 量が低減すれば、高温脆化割れが抑制される。Mn 含有量が低すぎれば、上記効果が得られにくい。Mn 含有量が低すぎればさらに、S が MnS を形成する代わりに FeS を形成し、鋼が脆化する。一方、Mn 含有量が高すぎれば、鋼の硬度が高くなりすぎ、被削性及び冷間加工性が低下する。したがって、Mn 含有量は 0.3 ~ 2.0 % である。Mn 含有量の好ましい下限は 0.3 % よりも高く、さらに好ましくは 0.5 % であり、さらに好ましくは 0.8 % である。Mn 含有量の好ましい上限は 2.0 % 未満であり、さらに好ましくは 1.8 % であり、さらに好ましくは 1.6 % である。

[0034] P : 0.005 ~ 0.2 %

燐 (P) は鋼を脆化し、鋼の被削性を高める。P 含有量が低すぎれば、この効果が得られない。一方、P 含有量が高すぎれば、被削性向上の効果が飽和する。P 含有量が高すぎればさらに、鋼を安定的に製造することが困難になる。したがって、P 含有量は 0.005 ~ 0.2 % である。P 含有量の好ましい下限は 0.005 % よりも高く、さらに好ましくは 0.03 % であり、さらに好ましくは 0.05 % である。P 含有量の好ましい上限は 0.2 % 未満であり、さらに好ましくは 0.15 % であり、さらに好ましくは 0.1 % である。

[0035] S : 0.01 ~ 0.7 %

硫黄 (S) は、Mn と結合して MnS 介在物を形成する。MnS 介在物は鋼の被削性を高める。さらに、Pb は、凝固過程で晶出した MnS の周辺に凝集されるため、MnS は、Pb を鋼中に均一に分散する。S 含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、S 含有量が高すぎれば、粗大な MnS を主成分とする硫化物が生成され、熱間変形特性が低下する。したがって、S 含有量は 0.01 ~ 0.7 % である。被削性と圧延等の製造性とのバラ

ンスを考慮した場合、S含有量の好ましい下限は0.01%よりも高く、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.15%である。S含有量の好ましい上限は0.7%未満であり、さらに好ましくは0.5%であり、さらに好ましくは0.4%である。製造時における鋼の品質安定性を維持しつつ、被削性以外の機械的特性よりも被削性を優先する場合、好ましいS含有量は0.28%以上である。

[0036] Pb : 0.03~0.5%

鉛(Pb)はマトリクスのFeにほぼ固溶せず、軟質のPb介在物を形成する。Pbはさらに、MnS周辺に隣接し、Pb-MnS介在物を形成する。MnSに隣接したPbは、Pb-MnS介在物と母材との界面の潤滑性を高め、熱間圧延時のPb-MnS介在物の延伸を抑える。また、Pbはクラックの進展を助長する。そのため、鋼中にPb介在物とMnS介在物とが形成され、さらに、Pb-MnS介在物が形成されれば、被削性が高まる。Pb含有量が低すぎれば、上記効果が得られない。一方、Pb含有量が高すぎれば、鉛快削鋼を安定して製造するのが困難になる。したがって、Pb含有量は0.03~0.5%である。Pb含有量の好ましい下限は0.03%よりも高く、さらに好ましくは0.1%であり、さらに好ましくは0.15%である。Pb含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.4%であり、さらに好ましくは0.35%である。

[0037] N : 0.004~0.02%

窒素(N)は被削性及び切削後の表面粗さに影響を与える。具体的には、N含有量が低すぎれば、切削時の鋼中の転位が動きやすい。そのため、マトリクスの延性が高くなり過ぎる。この場合、切削むしれが生じやすくなり、良好な表面粗さが得られない。一方、N含有量が高すぎれば、転位が動きにくくなる。この場合、鋼が脆化し、伸線や冷間鍛造等の切削以外の冷間加工時に鋼が割れやすくなる。したがって、N含有量は0.004~0.02%である。N含有量の好ましい下限は0.004%よりも高く、さらに好ましくは0.006%であり、さらに好ましくは0.008%である。N含有量

の好ましい上限は0.02%未満であり、さらに好ましくは0.018%であり、さらに好ましくは0.015%である。

[0038] O: 0.003~0.03%

酸素(O)は、MnSの形状に影響を与える。O含有量が低すぎる場合、MnS中の酸素量も低減する。そのため、MnSの延伸性が高まる。圧延等により鋼を加工した場合、所定の方向(たとえば圧延方向)にMnSが延伸しやすくなり、鋼に異方性が生じやすくなる。この場合、切削時に構成刃先が大型化したり、切削された鋼部分の不規則な脱落が生じる。そのため、鋼の表面が粗くなったり、工具が劣化したりする。本実施形態では特に、MnSの形状はPbの分散に影響する。そのため、アスペクト比の高い(つまり、延伸した)MnSは好ましくない。O含有量が低すぎる場合はさらに、特定介在物密度SNOが小さくなる。一方、O含有量が高すぎる場合、鋼中で過剰な硬質酸化物が形成され、鋼の被削性が低下する。したがって、O含有量は0.003~0.03%である。O含有量の好ましい下限は0.003%よりも高く、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.008%であり、さらに好ましくは0.012%である。O含有量の好ましい上限は0.03%未満であり、さらに好ましくは0.025%であり、さらに好ましくは0.022%である。耐火物の溶損等を考慮した場合、O含有量のさらに好ましい上限は0.018%である。

[0039] 本実施の形態による鉛快削鋼の残部は鉄(Fe)及び不純物からなる。ここでいう不純物は、鋼の原料として利用される鉱石やスクラップ、又は製造過程の環境等から混入される元素をいう。

[0040] [鋼中の快削介在物について]

本実施形態による快削鋼では、鋼中の快削介在物(MnS介在物、Pb介在物、Pb-Mn介在物)が次の条件1~条件4を満たす。

[0041] [条件1]

鋼中の快削介在物のうち、5 μ m以上の円相当径を有するMnS介在物、5 μ m以上の円相当径を有するPb介在物、及び、5 μ m以上の円相当径を

有する Pb-MnS 介在物の総数に対する $5\ \mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する Pb-MnS 介在物の個数の比率 R_1 が 5 % 以上である。ここで、円相当径とは、快削介在物の面積を、同じ面積を有する円に換算した場合の円の直径を意味する。

[0042] [条件 2]

鋼中の快削介在物の長さ ML が $200\ \mu\text{m}$ 以下である。

[0043] [条件 3]

鋼中の快削介在物のうち、 $5\ \mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する MnS 介在物、 $5\ \mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する Pb 介在物、及び、 $5\ \mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する Pb-MnS 介在物の平均長さ AL が $50\ \mu\text{m}$ 以下である。

[0044] [条件 4]

鋼中の快削介在物のうち、 $2\ \mu\text{m}$ 以上の円相当径を有し、10 以下のアスペクト比を有する快削介在物の個数（特定介在物密度 SNO という）が $500\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以上である。

[0045] 以下、各条件について詳述する。

[0046] [条件 1 について]

上述のとおり、Pb-MnS 介在物では、MnS の表面に付着した Pb が、MnS を起点として発生したクラックの進展を促進する。そのため、有効大型快削介在物の総数に対する有効大型 Pb-MnS 介在物の個数の比率 R_1 が高ければ、被削性が高まる。具体的には、比率 R_1 が 5 % 以上であれば、クラックが進展しやすく、高い被削性が得られる。

[0047] 比率 R_1 は次の方法で得られる。鉛快削鋼材（たとえば、棒鋼、線材等）の延伸方向（たとえば圧延方向）と平行であり、鉛快削鋼材の中心線を含む断面（以下、主面という）を研磨する。主面のうち、鉛快削鋼材の表面から半径方向に向かって半径の $1/2$ 深さの位置（いわゆる $R/2$ 位置）部を 10 視野観察する。各視野の面積は $4\ \text{mm}^2$ ($2\ \text{mm} \times 2\ \text{mm}$) とする。したがって、観察された視野の総面積は $40\ \text{mm}^2$ である。

[0048] 各視野を 16×12 領域に分割する。そして各領域に存在する介在物を特

定する。そして、特定された介在物の化学組成を分析し、特定された介在物の快削介在物の種類（P b 介在物、M n S 介在物、P b - M n S 介在物）を決定する。

[0049] 介在物の特定及び快削介在物の種類の決定には、エネルギー分散型X線分光器（EDX）を備えた電子顕微鏡（SEM）を用いる。特定された介在物のうち、円相当径が1 μ m未満のものは、画像のノイズと判断して対象から外す。

[0050] SEM及びEDXにより得られた画像（介在物組成解析画像）を用いて、各快削介在物の円相当径を求める。以上の方法により、5 μ m以上の円相当径を有する快削介在物（つまり、有効大型快削介在物）が特定され、5 μ m以上の円相当径を有するP b - M n S 介在物（有効大型P b - M n S 介在物）が特定される。快削介在物の円相当径の上限は特に限定されないが、たとえば、200 μ mである。

[0051] 10視野で特定された有効大型快削介在物の総数TN0と、10視野で特定された有効大型P b - M n S 介在物の総数TN1とをそれぞれ求める。そして次の式（1）に基づいて比率RI（%）を求める。

$$RI = TN1 / TN0 \times 100 \quad (1)$$

[0052] 快削介在物の特定、円相当径の算出、有効大型快削介在物の特定、総数TN0及びTN1の特定等は、上述の介在物組成解析画像を用いて、周知の粒子解析ソフトウェアにより解析できる。

[0053] 好ましい比率RIは10%以上であり、さらに好ましくは15%以上である。この場合、被削性がさらに高まる。

[0054] [条件2及び条件3について]

鋼中の快削介在物の長さMLは200 μ m以下である（条件2）。さらに、快削介在物のうち、有効大型快削介在物（つまり、5 μ m以上の円相当径を有するM n S 介在物、5 μ m以上の円相当径を有するP b 介在物、及び、5 μ m以上の円相当径を有するP b - M n S 介在物）の平均長さALは50 μ m以下である（条件3）。この場合、構成刃先が微細化しやすく、切削時

に鋼中にクラックが発生及び進展しやすい。そのため、優れた表面粗さ及び工具寿命が得られ、高い被削性が得られる。

[0055] 快削介在物の長さ ML 及び有効大型快削介在物の平均長さ AL は次の方法で測定される。鉛快削鋼材（たとえば、棒鋼、線材等）の主面を研磨する。主面のうち、 $R/2$ 位置部を鏡面研磨し、観察する。観察総面積を 2000 mm^2 とする。観察総面積は 20 視野の総面積であり、各視野面積は $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ とする。光学顕微鏡を用いて 400 倍の倍率で各視野の快削介在物を特定する。特定された快削介在物のうち、円相当径が $2\text{ }\mu\text{ m}$ 以上の快削介在物（有効快削介在物）の各々において、鋼材の延伸方向の長さ LL と、延伸方向と垂直な長さ LS とを測定する。特定された各快削介在物の長さ LL のうち、最大のものを快削介在物の長さ ML （ $\mu\text{ m}$ ）と定義する。

[0056] さらに、上記の方法で特定された各快削介在物のうち有効大型快削介在物（円相当径が $5\text{ }\mu\text{ m}$ 以上の快削介在物）の長さ LL （ $\mu\text{ m}$ ）の平均値を平均長さ AL （ $\mu\text{ m}$ ）と定義する。長さ ML 及び有効大型快削介在物の平均長さ AL は、上述の粒子解析ソフトウェアを用いて解析できる。

[0057] 快削介在物の長さ ML が $200\text{ }\mu\text{ m}$ を超える、又は、有効大型快削介在物の平均長さ AL が $50\text{ }\mu\text{ m}$ を超える場合、快削介在物が過剰に大きい、又は、快削介在物のアスペクト比 AR が過剰に大きく、快削介在物が延伸している。アスペクト比 AR は、次の式（2）で定義される。

$$\text{アスペクト比 } AR = \text{快削介在物の長さ } LL / \text{快削介在物の長さ } LS \quad (2)$$

[0058] 快削介在物が過剰に大きかったり、過剰に延伸していたりする場合、図3に示すとおり、大型の構成刃先2が形成される。構成刃先2が大型になれば、生成される構成刃先2の分布が不均一になりやすく、その結果、表面粗さが低下し、工具寿命も短くなる。

[0059] 長さ ML が $200\text{ }\mu\text{ m}$ 以下であり、かつ、有効大型快削介在物の平均長さ AL が $50\text{ }\mu\text{ m}$ 以下である場合、快削介在物のアスペクト比 AR が小さく、快削介在物は球状に近い。この場合、図4に示すとおり、構成刃先2が微細

になり、切削工具の刃先において、複数の微細な構成刃先 2 が均一に分布しやすい。そのため、均一な切削が可能であり、良好な表面粗さが得られ、工具寿命も長くなる。

[0060] [条件 4 について]

本実施形態の快削鋼では、鋼中の快削介在物のうち、 $2\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有し 10 以下のアスペクト比を有する快削介在物の個数（以下、特定介在物密度 SNO という）が $500\text{個}/\text{mm}^2$ 以上である。

[0061] ここで、特定介在物密度 SNO は次の方法で求められる。条件 1 に規定の方法で各視野（合計 10 視野）での快削介在物を特定する。特定された各快削介在物について条件 1 と同じ方法で円相当径を求める。また、各快削介在物のうち、円相当径が $2\mu\text{m}$ 以上の快削介在物について式（2）に基づいてアスペクト比 AR を求める。以上の方法により、10 視野において、 $2\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有し 10 以下のアスペクト比を有する快削介在物の総数 $SN1$ を求める。

[0062] 総数 $SN1$ 、及び 10 視野の総面積（ mm^2 ）を用いて、次の式（3）により特定介在物密度 SNO （ $\text{個}/\text{mm}^2$ ）を求める。

$$\text{特定介在物密度 } SNO = \text{総数 } SN1 / 10 \text{ 視野の総面積} \quad (3)$$

[0063] 円相当径、アスペクト比、総数 $SN1$ 等は、上記粒子解析ソフトウェアを用いて解析できる。

[0064] 有効快削介在物（ $2\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する快削介在物）は構成刃先の微細化に寄与する。特定介在物密度 SNO が少なすぎれば、鋼中での有効快削介在物の分布が十分でない。そのため、構成刃先が微細化しない場合が生じ、過剰に成長した構成刃先が発生しやすい。この場合、被削性が低下する。

[0065] 特定介在物密度 SNO が $500\text{個}/\text{mm}^2$ 以上である場合、有効快削介在物が鋼中に均一に分散している。そのため、構成刃先が微細化しやすく、構成刃先のばらつきを抑えることができる。その結果、良好な表面粗さが得られる。

[0066] [選択元素について]

本実施の形態による鉛快削鋼はさらに、Feの一部に代えて、Cu、Ni及びSnからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの選択元素は耐食性を高める。

[0067] Cu : 0.5%以下

銅(Cu)は選択元素である。Cuは鋼の耐食性を高める。Cuはさらに、鋼の被削性を高める。一方、Cu含有量が高すぎれば、鋼の熱間延性が低下する。したがって、Cu含有量は0.5%以下である。Cu含有量が0.05%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Cu含有量のさらに好ましい下限は、0.07%であり、さらに好ましくは0.15%である。Cu含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.4%であり、さらに好ましくは0.3%である。

[0068] Ni : 0.5%以下

ニッケル(Ni)は選択元素である。Niは鋼の耐食性を高める。Niはさらに、鋼の延性を高める。鉛快削鋼がCuを含有する場合は、Niは鉛快削鋼の脆化を抑制し、鋼の製造安定性を高める。一方、Ni含有量が高すぎれば、延性が高くなりすぎ、被削性が低下する。したがって、Ni含有量は0.5%以下である。Ni含有量が0.05%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Ni含有量のさらに好ましい下限は、0.1%である。Ni含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.4%であり、さらに好ましくは0.3%である。

[0069] Sn : 0.5%以下

錫(Sn)は選択元素である。Snは鋼の耐食性を高める。Snはさらに、鋼の被削性を高める。一方、Sn含有量が高すぎれば、鋼の熱間延性が低下する。したがって、Sn含有量は0.5%以下である。Sn含有量が0.05%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Sn含有量のさらに好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは0.2%である。Sn含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.4%であり、

さらに好ましくは0.3%である。

[0070] 本実施形態による鉛快削鋼はさらに、Feの一部に代えて、Te及びBiからなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素は選択元素であり、鋼の被削性を高める。

[0071] Te：0.2%以下

テルル（Te）は選択元素である。Teは鋼の被削性を高める。Teは特に、快削介在物の形状制御に有効であり、具体的には、MnS介在物、Pb-MnS介在物のアスペクト比を小さくする。一方、Te含有量が高すぎれば、鋼の熱間延性が低下する。したがって、Te含有量は0.2%以下である。Te含有量が0.0003%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Te含有量のさらに好ましい下限は0.0008%であり、さらに好ましくは0.01%である。Te含有量の好ましい上限は0.2%未満であり、さらに好ましくは0.1%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0072] Bi：0.5%以下

ビスマス（Bi）は選択元素である。Biは鋼の被削性を高める。一方、Bi含有量が高すぎれば、鋼の熱間延性が低下する。したがって、Bi含有量は0.5%以下である。Bi含有量が0.005%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Bi含有量のさらに好ましい下限は0.008%であり、さらに好ましくは0.01%である。Bi含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.1%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0073] 本実施の形態による鉛快削鋼はさらに、Feの一部に代えて、Cr及びMoからなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの選択元素は圧延後の鋼の硬さを高める。

[0074] Cr、Moは焼き入れ性を高める。そのため、本実施形態の鉛快削鋼のような低炭素鋼においても、圧延後の素材の強度を調整するために有効な場合がある。本実施形態の鉛快削鋼は、伸線されて加工硬化した材料を削る場合が多い。一般に鋼は硬い方が表面粗さに優れるものの、工具摩耗が促進され

る。そのため、鋼の硬さは寸法精度に影響する。精密部品においては伸線による加工硬化後の鋼の硬さを150～250HV程度に制御することが好ましく、さらに加工する形状や切削量によって最適な硬さに調整することが好ましい。

[0075] 伸線による加工硬化後の鋼の硬さは圧延後の鋼の硬さ、加工硬化特性及び加工量で決定づけられる。加工量(たとえば伸線減面率)が小さい場合、加工後の鋼の硬さは大きくなりにくい。そのため、あらかじめ圧延後の鋼の硬さを高めておくことが有効である。そのためにはCr及び／又はMoのような焼き入れ性を向上する元素が有効である。

[0076] Cr：0.5%以下

クロム(Cr)は選択元素である。Crは圧延後の鋼の硬さを高める。Cr含有量が高すぎれば、鋼が硬くなりすぎたり、快削鋼としての被削性が得られにくくなる。したがって、Cr含有量は0.5%以下である。Cr含有量が0.05%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Cr含有量の好ましい下限は0.08%であり、さらに好ましくは0.1%である。Cr含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.3%であり、さらに好ましくは0.2%である。

[0077] Mo：0.5%以下

モリブデン(Mo)は選択元素である。Moは圧延後の鋼の硬さを高める。Mo含有量が高すぎれば、鋼が硬くなりすぎたり、快削鋼としての被削性が得られにくくなる。したがって、Mo含有量は0.5%以下である。Mo含有量が0.02%以上であれば、上記効果が顕著に得られる。Mo含有量の好ましい下限は0.03%である。Mo含有量の好ましい上限は0.2%未満であり、さらに好ましくは0.1%である。

[0078] [製造方法]

上述の条件1～4を満たす快削介在物を含む鉛快削鋼は、たとえば、次の製造方法により製造される。

[0079] 図5は、本実施形態の鉛快削鋼の製造工程中の鋼材の温度履歴を模式的に

示す図である。図5を参照して、製造方法の一例では、初めに、上述の化学組成を満たす溶鋼を連続鋳造法により鋳片にする。又は、溶鋼を造塊法によりインゴットにする（鋳造工程S1）。そして、鋳片又はインゴットを複数回熱間加工して鉛快削鋼材を製造する（熱間加工工程S2）。以下、それぞれの工程について詳述する。

[0080] [鋳造工程S1]

鋳造工程S1では、溶鋼を鋳造して鋳片又はインゴットを製造する。以下、鋳片及びインゴットを総称して素材という。ここでいう素材の横断面積はたとえば、 $350\text{ mm} \times 560\text{ mm}$ 、 $220\text{ mm} \times 220\text{ mm}$ 、 $200\text{ mm} \times 200\text{ mm}$ 及び $150\text{ mm} \times 150\text{ mm}$ のいずれかである。その素材の断面積及び凝固過程での冷却条件により、溶鋼の冷却速度RCが制御される。MnS介在物は、鋳造工程S1における素材の凝固末期に晶出する。鋳造工程S1において、溶鋼の冷却速度RCが速いほど、Mnの固容量が増大する。そのため、鋼中に晶出するMnSは成長せずMnSの形状が小さくなる。この場合、MnS中の酸素量が多くなるため、アスペクト比の小さなMnSが形成される。しかしながら、冷却速度RCが速すぎれば、S固容量が過剰に多くなり、鋼の熱間延性が低下する。そのため、連続鋳造により鋳片を製造する場合、ブレークアウトが発生しやすくなる。冷却速度が速すぎればさらに、有効大型快削介在物のうち、Pb-MnS介在物が少なくなり、比率RIが低くなり過ぎる。一方、冷却速度RCが遅すぎれば、鋼中に晶出したMnSが粗大になり、個数も少なくなる。その結果、特定介在物密度SNOが 500 個/mm^2 未満となり、鋼の被削性が低下する。またPbの分布も不均一になりやすく、品質安定性にも劣る。

[0081] 図6は、鋳造された素材の横断面図である。厚さW（mm）の素材のうち、表面から素材中心に向かって $W/4$ の位置の地点P1において、液相線温度から固相線温度までの冷却速度を、鋳造工程S1における冷却速度RC（ $^{\circ}\text{C/min}$ ）と定義する。冷却速度RCが $0.1 \sim 20^{\circ}\text{C/min}$ である場合、適切なアスペクト比及びサイズのMnSが形成され、適切な特定介在物

密度 SNO が得られる。さらに、 $Pb-MnS$ 介在物の生成が促進され、適切な比率 $R1$ が得られる。さらに、熱間加工工程 $S2$ が適切であれば、上記条件 1～4 を満たす快削介在物を含有する鉛快削鋼を製造できる。

[0082] 冷却速度 RC の好ましい上限は $20^{\circ}C/min$ 未満であり、さらに好ましくは $15^{\circ}C/min$ であり、より好ましくは $15^{\circ}C/min$ 未満である。この場合、適切なアスペクト比及びサイズの MnS が形成されやすい。一方、冷却速度 RC が遅すぎれば、 MnS 介在物の個数が少なくなったり、 Pb 介在物が不均一に分布しやすくなり、品質安定性が低下する。したがって、冷却速度 RC の好ましい下限は $0.1^{\circ}C/min$ であり、さらに好ましくは $5^{\circ}C/min$ である。

[0083] 冷却速度 RC は次の方法で求めることができる。凝固後の素材を横断方向に切断する。素材の横断面のうち、地点 $P1$ での凝固組織の厚み方向の 2 次デンドライトアーム間隔 $\lambda 2$ (μm) を測定する。測定値 $\lambda 2$ を用いて、次の式 (4) に基づいて冷却速度 RC ($^{\circ}C/min$) を求める。

$$RC = (\lambda 2 / 770)^{-1/0.41} \quad (4)$$

[0084] 2 次デンドライトアーム間隔 $\lambda 2$ は冷却速度に依存する。したがって、2 次デンドライトアーム間隔 $\lambda 2$ を測定することにより冷却速度 RC を求めることができる。

[0085] [熱間加工工程 $S2$]

熱間加工工程 $S2$ では通常、複数回の熱間加工 ($S21 \sim S2k$ 、 k は 2 以上の自然数) が実施される。各熱間加工を実施する前に、素材を加熱する。たとえば、図 5 では、2 回の熱間加工 $S21$ 及び $S22$ を実施する。熱間加工 $S21$ では初めに、素材を加熱する ($HP1$)。その後、素材に対して熱間加工を実施する ($WP1$)。熱間加工はたとえば、分塊圧延である。熱間加工後の素材は空冷等の周知の冷却法により冷却される。熱間加工 $S22$ でも、熱間加工 $S21$ と同様に、初めに、1 回目の熱間加工により製造された素材を再び加熱する ($HP2$)。その後、2 回目の熱間加工を実施して、鋼材を製造する ($WP2$)。たとえば、連続圧延機により素材を圧延して棒

鋼や線材を製造する。以上のとおり、熱間加工工程 S 2 では、複数回の熱間加工（S 2 1 ～ S 2 k）が実施される。

[0086] 有効快削介在物（有効大型快削介在物も含む）は主として鑄造時に晶出し、成長する。これらの快削介在物は軟質の介在物である。したがって、熱間加工により、快削介在物の形状は変化しやすい。熱間加工では一般的に、鉛快削鋼を一軸に延伸する。そのため、快削介在物も一軸（圧延方向等）に延伸しやすい。

[0087] 各熱間加工 S 2 1 ～ S 2 k における熱間加工開始時の素材の表面温度（以下、加工開始温度という）が低すぎれば、圧延装置や熱間鍛造装置等による加工（圧下等）が快削介在物まで浸透しやすいため、快削介在物が延伸しやすい。圧延開始温度が 1 0 8 0℃以上であれば、マトリクスの熱間延性が高まる。そのため、加工（圧下）が快削介在物まで浸透しにくい。つまり、快削介在物の変形する前に、マトリクスが変形する。そのため、快削介在物は熱間加工において変形しにくく、製造された鉛快削鋼の快削介在物は、条件 2 及び 3 を満たす。

[0088] 熱間加工 S 2 1 ～ S 2 k を複数回実施する場合、各熱間加工における加工開始温度を 1 0 8 0℃以上にすれば、製造後の鋼中の快削介在物は条件 2 及び 3 を満たす。たとえば、上述の例のように、2 回の熱間加工 S 2 1 及び S 2 2 を実施する場合、各加工 WP 1、WP 2 における加工開始温度を 1 0 8 0℃以上にする。WP 1 が分塊圧延であり、WP 2 が連続圧延機による製品圧延である場合、分塊圧延での加工開始温度（圧延開始温度）を 1 0 8 0℃以上とし、かつ、連続圧延での加工開始温度（圧延開始温度）も 1 0 8 0℃以上にする。

[0089] 加工開始温度は、たとえば、加工装置（分塊圧延機及び連続圧延機）の入側に配置された放射温度計により測定可能である。

実施例

[0090] 種々の化学組成及び製造条件で鉛快削鋼を製造し、被削性を評価した。

[0091] [試験方法]

総称して素材と称する)を製造した。連続鑄造法、造塊法のいずれもその断面は $200 \times 200 \text{ mm}$ であり、その冷却方法を制御して得られた各試験番号の鋼を鑄造するときの冷却速度 RC ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)は表1に示すとおりであった。各試験番号の冷却速度 RC は、2次デンドライトアーム間隔を測定して、上述の式(4)に基づき計算によって求めた。

[0094] 各試験番号の素材に対して、2回の熱間加工を実施して 50 mm の外径を有する丸棒材を製造した。各熱間加工では、分塊圧延、延伸圧延及び熱間鍛造のいずれかを実施した。各熱間加工において、加工開始温度 $T1$ 及び $T2$ ($^{\circ}\text{C}$)を測定した。表1に、各試験番号での加工開始温度を表1に示す。表1中の「 $T1$ 」欄には、1回目の熱間加工での加工開始温度が記載されている。「 $T2$ 」欄には、2回目の熱間加工での加工開始温度が記載されている。

[0095] 各試験番号において、各熱間加工を実施するごとに、熱間加工後の素材の表面を観察し、割れの有無を確認した。割れが発生している場合、その試験番号の試験を中止した。

[0096] [快削介在物観察試験]

各試験番号の丸棒材から、組織観察用の試験片を採取した。試験片の表面のうち、丸棒材の長手方向(つまり、圧延方向又は延伸方向)と平行であり、かつ、丸棒材の中心線を含む断面を検鏡面と定義した。上述の方法に基づいて、各試験番号の快削介在物の長さ ML (μm)、有効大型快削介在物の平均長さ AL (μm)、比率 $R1$ (%)及び特定介在物密度 SNO (個/ mm^2)を求めた。

[0097] [ドリル穿孔試験]

各試験番号の鋼の被削性を、ドリル穿孔試験で評価した。ドリル穿孔試験では、各試験番号の丸棒材に対して、ドリルを用いて任意の切削速度で 15 mm 深さの穴を複数回形成し続けた。そして、累計の穴深さが 1000 mm となるまで切削可能(つまり、 15 mm 深さの穴が67個以上穿孔可能)であった最高の切削速度 $VL1000$ (m/min)を求めた。

[0098] 具体的には、NACHI（商標）製の直径5mmのドリルを用いた。ドリルの突出し量を60mm、送りを0.33mm/revとし、穿孔時には市販の水溶性切削油を用いた。穿孔方向は、丸棒材の長手方向と垂直な方向（横断方向）とした。ドリルが溶損又は折損するまで繰り返し穴開け加工を実施し、切削速度VL1000を求めた。切削速度VL1000が大きいほど、高速で多くの穴を穿孔可能なことを意味するため、工具寿命に優れ、被削性が高いと判断した。

[0099] [プランジ切削試験]

各試験番号の鋼の切削後の表面粗さを、図7A及び図7Bに示すプランジ切削試験で評価した。プランジ切削試験では、突切工具20を用いて、丸棒材30を軸周りに回転させながら丸棒材30の表面を切削して、図7Bに示すとおり、溝G1～G10を順次形成した。具体的には、突切工具20を丸棒材30の半径方向に前進して溝G1を形成した。その後、図7B中の矢印のとおり、突切工具20を丸棒材30の半径方向に後進し、その後丸棒材の軸方向に所定距離移動した。そして、突切工具20を再び半径方向に前進して、溝G2を形成した。その後、同様に溝G3～溝G10を順次形成した。溝G10を形成後、突切工具20を再び溝G1の位置まで移動し、溝G1～溝G10に対して再び溝加工を繰り返した。200溝加工（各溝G1～G10ごとに20溝加工）を実施した後、溝G10の底面の表面粗さを評価した。

[0100] 突切工具20の素材はJIS規格のSHK57に相当し、すくい角は20°、逃げ角は6°であった。溝加工時の突切工具20の切削速度は80m/minであり、送りは0.05mm/revであった。切削時には市販の不水溶性切削油を使用した。

[0101] 表面粗さは、次の方法で測定した。200溝加工後の溝G10の底面において、触針式表面粗さ計を用いて、JIS B0601（1972）に準拠して最大高さRmax（μm）を測定した。最大高さRmaxが小さいほど、切削性に優れると評価した。

[0102] [試験結果]

試験結果を表 1 に示す。表 1 中の「加工割れ」欄の「有」は、熱間加工後に割れが確認されたことを意味する。「無」は、割れが確認されなかったことを意味する。「ML」欄には、各試験番号の快削介在物の長さ ML (μm) が記載されている。「AL」欄には各試験番号の有効大型快削介在物の平均長さ AL (μm) が記載されている。「RI」欄には、各試験番号の比率 RI (%) が記載されている。「SNO」欄には、特定介在物密度 (個/ mm^2) が記載されている。「VL1000」欄には、ドリル穿孔試験で得られた各試験番号の切削速度 (m/min) が記載されている。「Rmax」欄には、プランジ切削試験で得られた各試験番号の表面の最大高さ Rmax (μm) が記載されている。

[0103] 表 1 を参照して、試験番号 1 ～ 14 では、化学組成が適切であり、鑄造工程における冷却速度 RC、各熱間加工工程における加工開始温度 T1 及び T2 も適切であった。そのため、鋼中の快削介在物の最大長さ ML は $200\mu\text{m}$ 以下であり、平均長さ AL は $50\mu\text{m}$ 以下であった。さらに、比率 RI は 5% 以上であり、特定介在物密度 SNO も $500\text{個}/\text{mm}^2$ 以上であった。そのため、試験番号 1 ～ 14 の切削速度はいずれも高く、 $130\text{m}/\text{min}$ 以上であった。さらに、最大高さ Rmax もいずれも小さく、 $14.5\mu\text{m}$ 以下であった。

[0104] 一方、試験番号 15 では、化学組成が適切だったものの、鑄造工程での冷却速度 RC が速すぎた。そのため、1 回目の熱間加工後の素材に割れが確認された。

[0105] 試験番号 16 では、化学組成が適切だったものの、第 1 回目及び第 2 回目の加工開始温度 T1 及び T2 がいずれも 1080°C 未満であった。そのため、丸棒材中の快削介在物の最大長さ ML 及び有効大型快削介在物の平均長さ AL が長すぎた。そのため、最大高さ Rmax が大きく、被削性が低かった。

[0106] 試験番号 17 では、酸素含有量が低すぎた。そのため、特定介在物密度 S

N O が少なかった。その結果、最大高さ R_{max} が大きく、被削性が低かった。

[0107] 試験番号 18 も、酸素含有量が低すぎた。そのため、特定介在物密度 S N O が少なかった。その結果、切削速度 $V_L 1000$ が小さすぎ、最大高さ R_{max} が大きすぎた。

[0108] 試験番号 19 では、N 含有量が低すぎた。そのため、最大高さ R_{max} が大きすぎ、被削性が低かった。N 含有量が低すぎたため、マトリクスの延性が高くなり過ぎたと考えられる。

[0109] 試験番号 20～22 では、化学組成が適正だったものの、第 1 回目及び第 2 回目の加工開始温度 T_1 及び T_2 のいずれかが 1080°C 未満であった。そのため、鋼中の快削介在物の長さ ML 及び有効大型快削介在物の平均長さ AL の少なくとも一方が大きすぎた。その結果、最大高さ R_{max} がいずれも大きく、被削性が低かった。

[0110] 試験番号 23 は N 含有量が低すぎた。そのため、最大高さ R_{max} が大きすぎ、被削性が低かった。

[0111] 試験番号 24 では試験番号 17 及び 18 と同様に、酸素含有量が低すぎた。そのため、特定介在物密度 S N O が少なかった。その結果、切削速度 $V_L 1000$ が小さく、最大高さ R_{max} が大きく、被削性が低かった。

[0112] 試験番号 25 では、P b 含有量は低すぎた。そのため、快削介在物の長さ ML 、有効大型快削介在物の平均長さ AL が大きすぎた。P b 含有量が低く、介在物と母材との界面の潤滑性が低かったためと考えられる。さらに、P b - M n S 介在物の比率 R_I も低すぎた。そのため、切削速度 $V_L 1000$ が小さく、最大高さ R_{max} が大きく、被削性が低かった。

[0113] 試験番号 26 では、化学組成は適切であったものの、冷却速度 RC が速すぎた。そのため、比率 R_I が低すぎた。その結果、切削速度 $V_L 1000$ が小さく、最大高さ R_{max} が大きかった。

[0114] 試験番号 27 では、化学組成は適切であったものの、冷却速度 RC が遅すぎた。そのため、特定介在物密度 S N O が少なすぎた。その結果、最大高さ

R m a x が大きかった。

[0115] 以上、本発明の実施の形態を説明したが、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。よって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変形して実施することが可能である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.005 ~ 0.2 %、

Mn : 0.3 ~ 2.0 %、

P : 0.005 ~ 0.2 %、

S : 0.01 ~ 0.7 %、

Pb : 0.03 ~ 0.5 %、

N : 0.004 ~ 0.02 %、及び、

O : 0.003 ~ 0.03 %、

を含有し、残部はFe及び不純物からなり、

鋼中のMnS介在物、Pb介在物、及び、PbとMnSとを含有するPb-MnS介在物のうち、5 μ m以上の円相当径を有する前記MnS介在物、前記Pb介在物及び前記Pb-MnS介在物の総数に対する5 μ m以上の円相当径を有する前記Pb-MnS介在物の個数の比率は5 %以上であり、

前記MnS介在物、前記Pb介在物及び前記Pb-MnS介在物の長さは200 μ m以下であり、

前記5 μ m以上の円相当径を有する前記MnS介在物、前記Pb介在物及び前記Pb-MnS介在物の平均長さは50 μ m以下であり、

前記MnS介在物、前記Pb介在物、前記Pb-MnS介在物のうち、2 μ m以上の円相当径を有し、10以下のアスペクト比を有するものが500個/ mm^2 以上である、鉛快削鋼。

[請求項2]

請求項1に記載の鉛快削鋼であって、

前記Feの一部に代えて、

Cu : 0.5 %以下、

Ni : 0.5 %以下、及び、

Sn : 0.5 %以下、

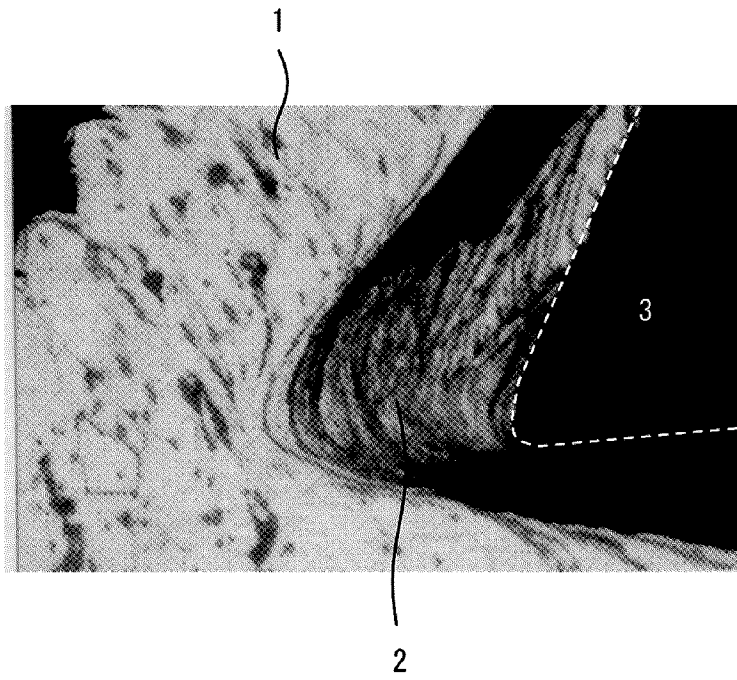
からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、鉛快削鋼

。

- [請求項3] 請求項1又は請求項2に記載の鉛快削鋼であって、
前記F eの一部に代えて、
T e : 0.2%以下、及び、
B i : 0.5%以下、
からなる群から選択される1種以上を含有する、鉛快削鋼。
- [請求項4] 請求項1～請求項3のいずれか1項に記載の鉛快削鋼であって、
前記F eの一部に代えて、
C r : 0.5%以下、及び、
M o : 0.5%以下、
からなる群から選択される1種以上を含有する、鉛快削鋼。

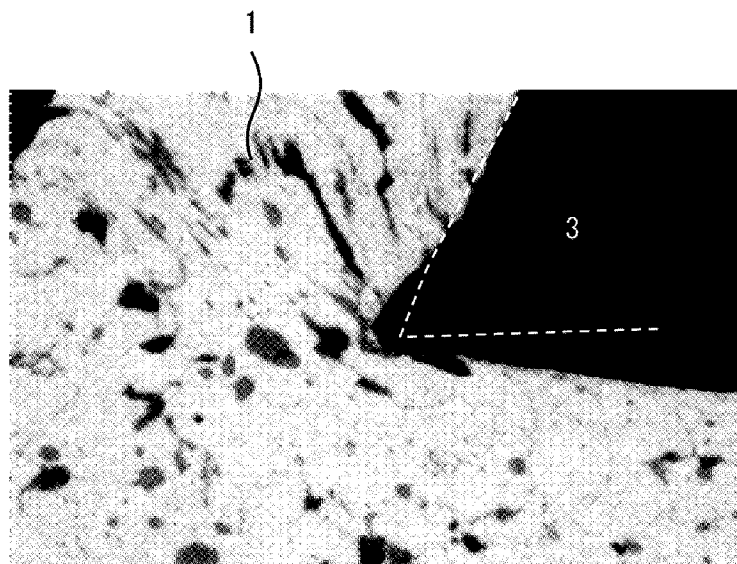
[図1A]

FIG. 1A



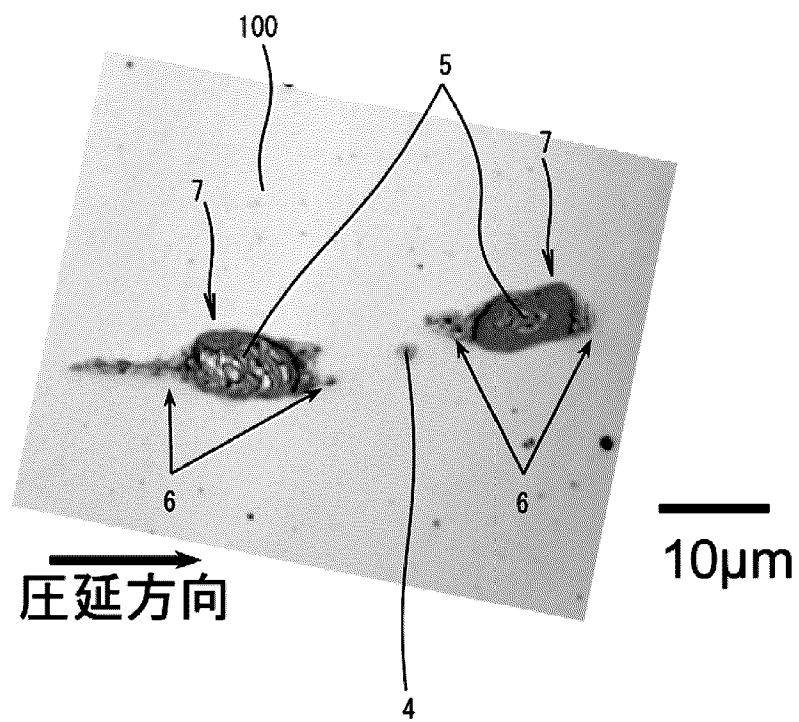
[図1B]

FIG. 1B



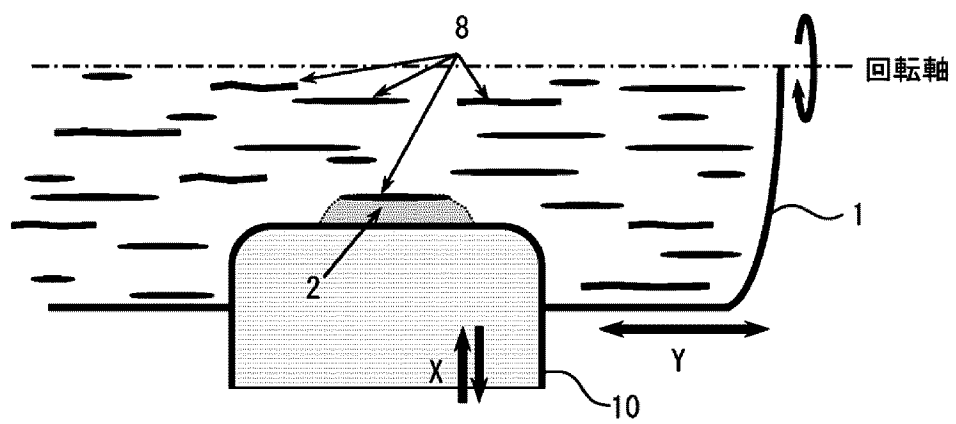
[図2]

FIG. 2



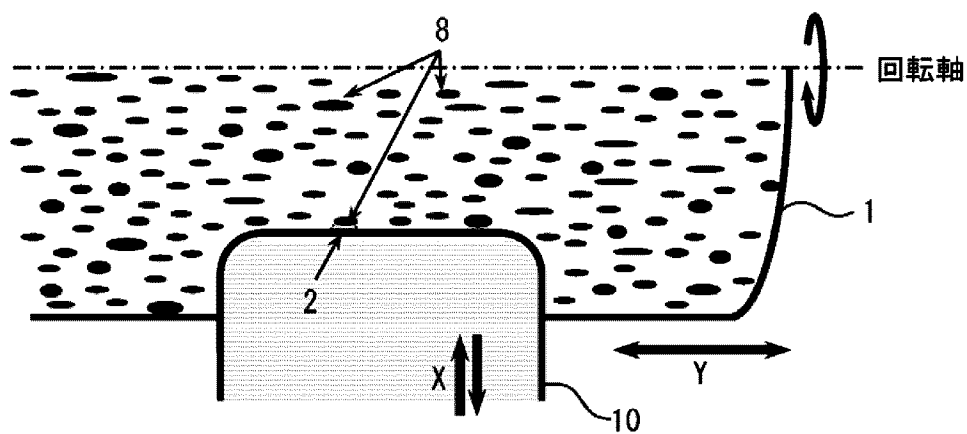
[図3]

FIG. 3



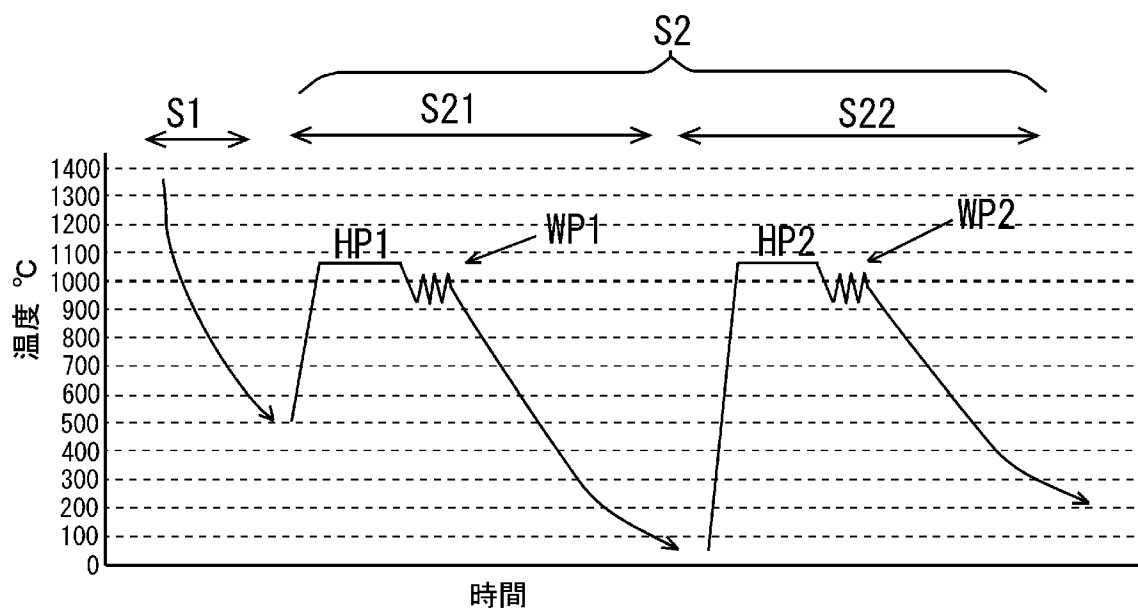
[図4]

FIG. 4



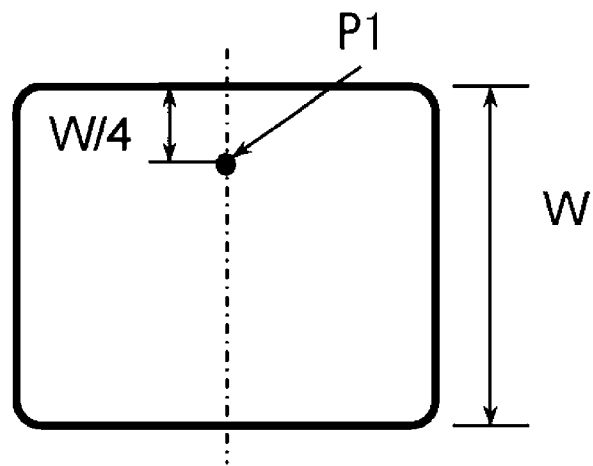
[図5]

FIG. 5



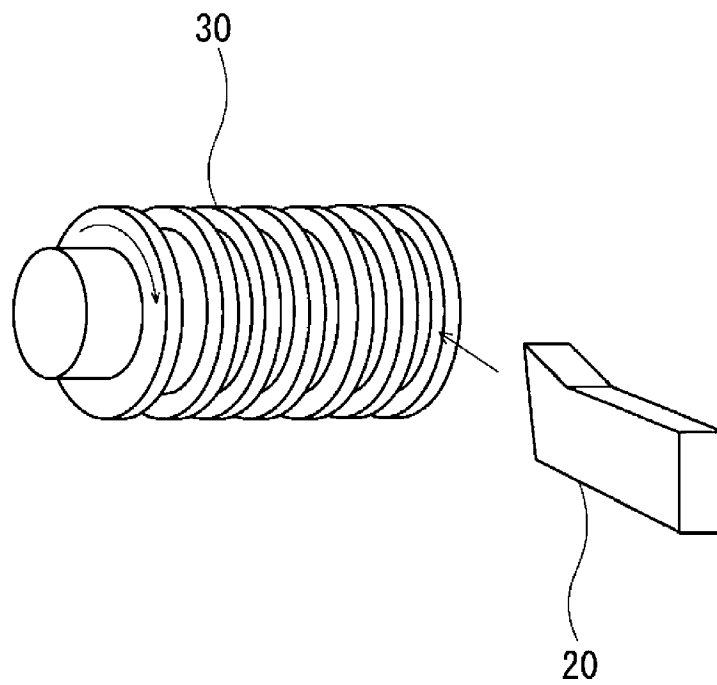
[図6]

FIG. 6



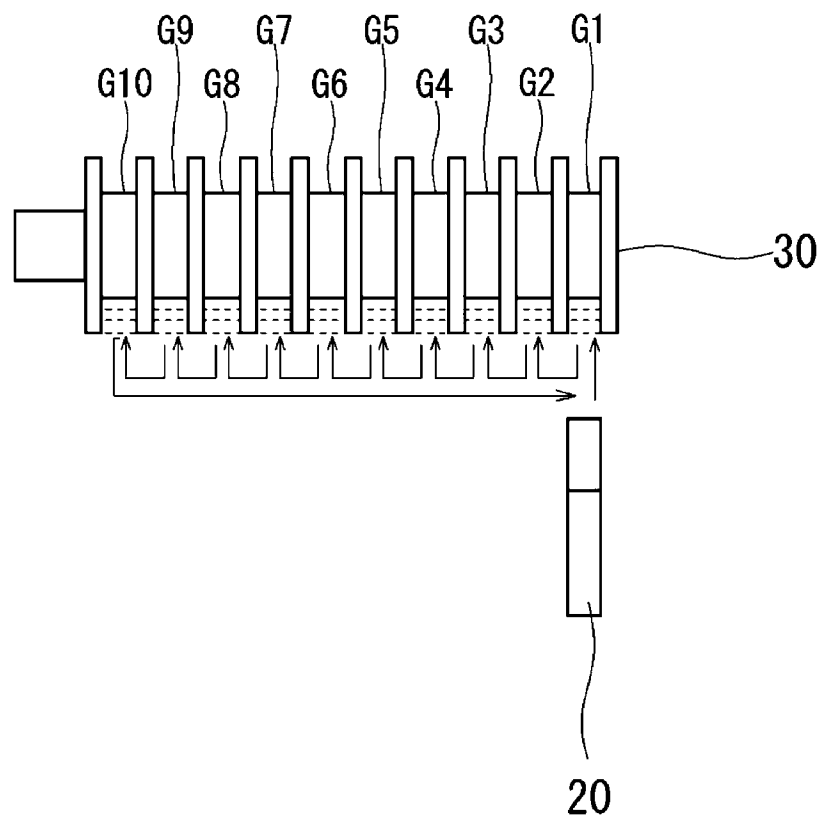
[図7A]

FIG. 7A



[図7B]

FIG. 7B



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/000486

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, B21B3/02(2006.01)n, B22D27/04(2006.01)n, C21D8/00(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, B21B3/02, B22D27/04, C21D8/00

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	1996-2014
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2014	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2014

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 2009-120955 A (Nippon Steel Corp.), 04 June 2009 (04.06.2009), claims & WO 2004/050932 A1 & US 2006/0013720 A1 & EP 1580287 A1 & TW 249579 B & CN 1711367 A & KR 10-2005-0075019 A	1-4
A	WO 2008/066194 A1 (Nippon Steel Corp.), 05 June 2008 (05.06.2008), claims & US 2010/0054984 A1 & EP 2096186 A1 & AU 2007326255 A1 & TW 200840875 A & CN 101573463 A & KR 10-2009-0055648 A	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
16 April, 2014 (16.04.14)

Date of mailing of the international search report
28 April, 2014 (28.04.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/000486

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2005-307241 A (Daido Steel Co., Ltd.), 04 November 2005 (04.11.2005), claims (Family: none)	1-4
A	JP 62-23970 A (Nippon Steel Corp.), 31 January 1987 (31.01.1987), claims & US 4719079 A & EP 212856 A2 & BR 8603467 A & IN 166966 A & CA 1289777 C & MX 3225 A & KR 10-1991-0002870 B1	1-4
A	JP 55-85658 A (Daido Steel Co., Ltd.), 27 June 1980 (27.06.1980), claims & US 4279646 A & DE 2951812 A1 & FR 2445388 A1	1-4
A	US 4203763 A (Scandinavian Lancers AB), 20 May 1980 (20.05.1980), claims & GB 2011478 A & SE 7714561 A & IT 1101445 B	1-4
A	EP 1054074 A2 (POHANG IRON & STEEL CO., LTD.), 22 November 2000 (22.11.2000), claims (Family: none)	1-4

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, B21B3/02(2006.01)n, B22D27/04(2006.01)n, C21D8/00(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, B21B3/02, B22D27/04, C21D8/00

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 4 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 4 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 4 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 2009-120955 A（新日本製鐵株式会社）2009.06.04, 特許請求の範囲 & WO 2004/050932 A1 & US 2006/0013720 A1 & EP 1580287 A1 & TW 249579 B & CN 1711367 A & KR 10-2005-0075019 A	1-4
A	WO 2008/066194 A1（新日本製鐵株式会社）2008.06.05, 特許請求の範囲 & US 2010/0054984 A1 & EP 2096186 A1 & AU 2007326255 A1 & TW 200840875 A & CN 101573463 A & KR 10-2009-0055648 A	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 6 . 0 4 . 2 0 1 4

国際調査報告の発送日

2 8 . 0 4 . 2 0 1 4

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）

佐藤 陽一

4 K

9 7 3 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 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
A	JP 2005-307241 A (大同特殊鋼株式会社) 2005. 11. 04, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-4
A	JP 62-23970 A (新日本製鐵株式会社) 1987. 01. 31, 特許請求の範囲 & US 4719079 A & EP 212856 A2 & BR 8603467 A & IN 166966 A & CA 1289777 C & MX 3225 A & KR 10-1991-0002870 B1	1-4
A	JP 55-85658 A (大同特殊鋼株式会社) 1980. 06. 27, 特許請求の範囲 & US 4279646 A & DE 2951812 A1 & FR 2445388 A1	1-4
A	US 4203763 A (Scandinavian Lancers Aktiebolag) 1980. 05. 20, Claims & GB 2011478 A & SE 7714561 A & IT 1101445 B	1-4
A	EP 1054074 A2 (POHANG IRON & STEEL CO., LTD.) 2000. 11. 22, Claims (ファミリーなし)	1-4