

(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
2015年6月18日(18.06.2015)



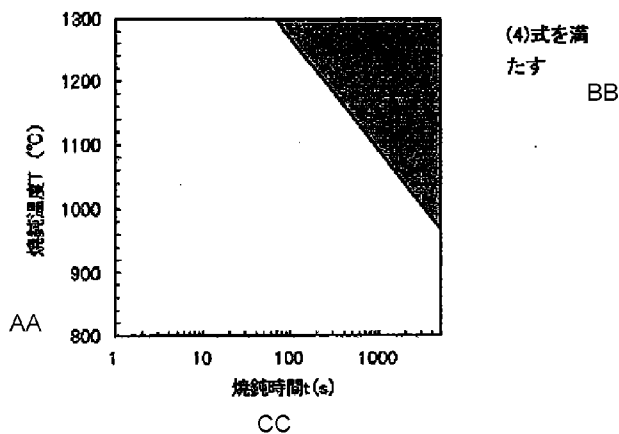
(10) 国際公開番号

WO 2015/087376 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/082940
- (22) 国際出願日: 2013年12月9日(09.12.2013)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (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: 澤田 正美(SAWADA, Masayoshi); 〒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). 安達 和彦(ADACHI, Kazuhiko); 〒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 はづき国際特許事務所 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, 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: AUSTENITIC STAINLESS STEEL SHEET AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造方法



AA Annealing temperature T (°C)
BB Formula (4) is satisfied
CC Annealing time t (s)

(57) Abstract: Provided is an austenitic stainless steel sheet which has a product of the 10% flow stress at a strain rate of 1000/s and the uniform elongation at a strain rate of 0.1/s of 450 MPa or more and also has high strength at a high strain rate and improved ductility at a low strain rate. An austenitic stainless steel sheet containing, in % by mass, 0.02 to 0.30% of C, 10.0 to 25.0% of Cr, 3.5 to 10.0% of Ni, 0 to 3.0% of Si, 0.5% to 5.0% of Mn, 0.10 to 0.40% of N, 0 to 3.0% of Mo, 0 to 3.0% of Cu, 0 to 0.10% of Ti, 0 to 0.50% of Nb and 0 to 1.0% of V, wherein the value determined by the following formula: $C + 3 \times N$ is 0.4% or more, and the remainder is made up by Fe and impurities. In the austenitic stainless steel sheet, the Md_{50} value which is defined by formula (1) is 0 to 50°C inclusive, the volume ratio of each of a Cr carbide and a Cr nitride is 1% or less, and the average crystal particle diameter of a parent phase is 10 μm or less.

(57) 要約: 歪み速度1000/sでの10%流動応力と歪み速度0.1/sでの一様伸びとの積が450MPa以上であり、高歪み速度での高強度化、低歪み速度での延性の向上とが図られたオーステナイト系ステンレス鋼板を提供する。質量%で、C:

0.02~0.30%、Cr:10.0~25.0%、Ni:3.5~10.0%、Si:0~3.0%、Mn:0.5%~5.0%、N:0.10~0.40%、Mo:0~3.0%、Cu:0~3.0%、Ti:0~0.10%、Nb:0~0.50%、V:0~1.0%であり、 $C + 3 \times N$:0.4%以上であり、残部Feおよび不純物からなり、(1)式により規定される Md_{50} 値が0°C以上50°C以下であり、Cr炭化物およびCr窒化物の体積率が1%以下であり、かつ母相の平均結晶粒径が10 μm以下である、オーステナイト系ステンレス鋼板である。

WO 2015/087376 A1

明 細 書

発明の名称：

オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、オーステナイト系ステンレス鋼板およびその製造方法に関し、具体的には、例えば自動車や電車等の構造部材として用いるのに適した、衝突相当の高歪み速度域での強度とプレス成形相当の低歪み速度域での延性とを両立したオーステナイト系ステンレス鋼板とその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 近年、環境問題への対応として、自動車や鉄道等の燃費向上が要望されており、この解決策としては、車体の軽量化が非常に効果的である。さらに車体の軽量化には、重量の多くを占める構造部材を形成する素材の軽量化、具体的には素材の薄肉化が有効である。しかしながら、素材の薄肉化は剛性や衝突時の衝撃吸収能を低下させる。そこで、近年では特に構造部材への高強度素材の適用が進んでいる。

[0003] 例えば、自動車のフロントサイドメンバーなどは、大きく変形せずに衝撃エネルギーを吸収する必要がある。このような小さい歪み域での衝撃吸収能の指標としては、衝突相当の歪み速度 $1000/s$ での 10% 流動応力が適すると考えられる。また、プレス成形性の指標としては、プレス相当の歪み速度 $0.1/s$ での一様伸びが適すると考えられる。すなわち、歪み速度 $1000/s$ での 10% 流動応力と歪み速度 $0.1/s$ での一様伸びとに優れた材料が構造部材として適するといえる。具体的には、歪み速度 $1000/s$ での 10% 流動応力と、歪み速度 $0.1/s$ での一様伸びとの積が 450 MPa 以上となる衝撃吸収能とプレス成形性のいずれか、あるいは両方が極めて優れた材料が望ましい。

[0004] 特許文献1には、Mnを多量に添加し、変形時に加工誘起マルテンサイト変態を起こさせず、オーステナイトの双晶変形によって強度を高めるオース

テナイト系ステンレス鋼に係る発明が開示される。しかし、この発明のオーステナイト系ステンレス鋼では、加工誘起マルテンサイト変態を全く起こさせないため、得られる強度および伸びのバランスが不十分な場合がある。具体的には、特許文献1には、実施例として動的引張試験における10%流動応力と静的引張試験における破断のびとが記載されているが、これらの積はいずれも400MPa弱にとどまる。

[0005] 特許文献2には、低Ni型の自動車構造部材用オーステナイト系ステンレス鋼に係る発明が開示される。しかし、この発明のオーステナイト系ステンレス鋼は、結晶粒径が数10 μ mと粗大であるため、自動車構造部材として成形する際に曲げ加工部の表面で亀裂が発生することが多く、構造部材の特性として不十分である。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2009-30128号公報

特許文献2：特開2010-196103号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 構造部材のさらなる軽量化や設計自由度の向上を図るため、現在でも、素材には高歪み速度での高強度化と、低歪み速度での延性の向上が要求されている。このため、特許文献1，2により開示されたオーステナイト系ステンレス鋼であっても、最新の製品に要求される性能を十分に満足できない場合がある。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者らは、一般的に相反する特性である高強度および高延性の両立にあたり、鋼の各種高強度化の手法を検討した結果、各種高強度化の手法のうちで（a）固溶C，固溶Nによる強化、（b）変形時の変態誘起塑性（TRIP効果）による強化、及び（c）結晶粒微細化による強化を活用すること

により、高歪み速度での高強度と、低歪み速度での高延性を両立させることができることを知見し、本発明を完成した。本発明は、以下に列記の通りである。

[0009] [1]

質量%で、C : 0.02~0.30%、Cr : 10.0~25.0%、Ni : 3.5~10.0%、Si : 0~3.0%、Mn : 0.5%~5.0%、N : 0.10~0.40%、Mo : 0~3.0%、Cu : 0~3.0%、Ti : 0~0.10%、Nb : 0~0.50%、V : 0~1.0%であり、 $C + 3 \times N$: 0.4%以上であり、残部Feおよび不純物からなり、下記(1)式により規定される Md_{50} 値が0℃以上50℃以下であり、Cr炭化物およびCr窒化物の体積率が1%以下であり、かつ母相の平均結晶粒径が10μm以下である、オーステナイト系ステンレス鋼板。

[数1]

$$Md_{50} \text{値}(^{\circ}\text{C}) = 497 - 462(\%C + \%N) - 9.2(\%Si) - 8.1(\%Mn) - 13.7(\%Cr) - 20(\%Ni + \%Cu) - 18.5(\%Mo) \dots (1)$$

[0010] [2]

質量%で、Mo : 0.4~3.0%、Cu : 0.4~3.0%の少なくとも1種を含有する、[1]に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[0011] [3]

質量%で、Ti : 0.01~0.10%、Nb : 0.02~0.50%、V : 0.02~1.0%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]または[2]に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[0012] [4]

歪み速度1000/sでの10%流動応力と歪み速度0.1/sでの一様伸びとの積が450MPa以上である、[1]~[3]のいずれか1項に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[0013] [5]

質量%で、C：0.02～0.30%、Cr：10.0～25.0%、Ni：3.5～10.0%、Si：0～3.0%、Mn：0.5%～5.0%、N：0.10～0.40%、Mo：0～3.0%、Cu：0～3.0%、Ti：0～0.10%、Nb：0～0.50%、V：0～1.0%であり、 $C + 3 \times N$ ：0.4%以上であり、残部Feおよび不純物からなるステンレス鋼素材に熱間圧延を施した後、得られた熱延鋼板に下記（2）式を満足する焼鈍温度T（℃）および焼鈍時間t（sec）で熱延板焼鈍を施す、オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

[数2]

$$t \times \exp(-25007/(T+273)) > 9.36992 \times 10^{-6} \quad \dots (2)$$

発明の効果

[0014] 本発明に係るオーステナイト系ステンレス鋼板は、歪み速度1000/sでの10%流動応力と歪み速度0.1/sでの一様伸びとの積が450MPa以上であり、衝撃吸収能とプレス成形性のいずれかあるいは両方を、従来鋼よりも大きく向上でき、高歪み速度での高強度化と、低歪み速度での延性の向上とが図られる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]図1は（2）式を図示したグラフである。

[図2]図2は、EPMA線分析による熱延焼鈍板の分析結果を示すグラフであり、図2（a）鋼板3の分析結果を示し、図2（b）は鋼板43の分析結果を示し、図2（c）は鋼板44の分析結果を示す。

発明を実施するための形態

[0016] 本発明に係るオーステナイト系ステンレス鋼板の化学組成、金属組織および製造方法を説明する。なお、本明細書では特に断りがない限り化学組成に関する「%」は「質量%」を意味する。

[0017] 1. 化学組成

(C : 0.02 ~ 0.30%)

Cは、固溶強化元素であり、高歪み速度での高強度化に大きく寄与する。Cによる固溶強化は、短範囲障害物を活用した強化であり、強化の歪み速度依存性が大きい。したがって、合金元素による固溶強化、転位による強化、析出物による他の強化と比較して、低歪み速度での延性の劣化が小さく、本発明の目的である高歪み速度での高強度化と低歪み速度での延性との両立に極めて有効である。このため、C含有量は0.02%以上とする。ただし、C含有量が過剰であると、製造過程において粗大な炭化物を生成して、強度および延性のバランスが劣化するので、C含有量は0.30%以下とする。C含有量は、好ましくは0.04%以上0.30%以下であり、さらに好ましくは0.06%以上0.30%以下である。

[0018] (Cr : 10.0 ~ 25.0%)

Crは、ステンレス鋼の基本元素であり、10.0%以上含有させることにより鋼材の表面に不動態皮膜を形成して耐食性を高める作用を奏する。しかし、Cr含有量が過剰であると、高温で δ フェライトが生成し、鋼の熱間加工性が著しく劣化する。そのため、Cr含有量は10.0%以上25.0%以下とする。Cr含有量は、好ましくは15%以上20%以下である。

[0019] (Ni : 3.5 ~ 10.0%)

Niは、オーステナイト系ステンレス鋼の基本元素であり、室温で優れた強度および延性のバランスを有するオーステナイト相を安定して得るために、Niを3.5%以上含有させる。しかし、Ni含有量が多過ぎるとオーステナイト相が過剰に安定化し、変形時の加工誘起マルテンサイト変態が抑制され、加工硬化し難くなる結果、伸びが低下する。そのために、Ni含有量は3.5%以上10.0%以下とする。Ni含有量は、好ましくは3.5%以上8%以下である。

[0020] (Mn : 0.5 ~ 5.0%)

Mnは、溶製時の脱酸材として用いられる。また、Mnは、オーステナイト安定化元素であり、かつC、Nの固溶限を上げ、多量のC、Nを固溶させ

る効果があり、他の元素とのバランスを考慮して適量を含有させる。しかし、Mn含有量が過剰であると、製造過程で粗大なMn化合物が生成され、粗大なMn化合物が破壊の起点となって、成形性が劣化する。以上の理由により、Mn含有量は0.5%以上5.0%以下とする。Mn含有量は、好ましくは1.0%以上5.0%以下であり、さらに好ましくは1.5%以上5.0%以下である。

[0021] (N : 0.10~0.40%)

Nは、Cと同様に固溶強化元素であり、高歪み速度での高強度化に有効である。固溶Nは、固溶Cと同様に、合金元素による固溶強化、転位による強化、析出物による強化と比較して、低歪み速度での延性の劣化が小さいため、本発明の目的である高歪み速度での高強度化と低歪み速度での延性の向上に極めて有効である。このため、N含有量は0.10%以上とする。ただし、N含有量が過剰であると、製造過程において粗大な窒化物を生成して、強度および延性のバランスが劣化するので、N含有量は0.40%以下とする。N含有量は、好ましくは0.15%以上0.30%以下であり、さらに好ましくは0.20%以上0.25%以下である。

[0022] (C + 3 × N : 0.4%以上)

上述したように、C、Nは固溶強化元素であり、高歪み速度での高強度化に大きく寄与する。CとNによる固溶強化は、合金元素による固溶強化、転位による強化、析出物による強化と比較して、低歪み速度での延性の劣化が小さいことから、本発明の目的である高歪み速度での高強度化と低歪み速度での延性の両立のため、C + 3 × Nを0.4%以上とする。

[0023] 本発明に係るオーステナイト系ステンレス鋼は、必要に応じて以下に説明する任意添加元素をさらに含有していてもよい。

[0024] (Si : 0~3.0%)

Siは、固溶強化元素であり、鋼の高強度化に寄与するとともに、溶製時の脱酸材としても用いられる。Siは、必要に応じて含有させてもよい。高強度化のためには、0.1%以上含有することが望ましい。しかし、Si含

有量が過剰であると、製造過程で粗大なS i化合物が生成され、これらの粗大なS i化合物が熱間加工性及び冷間加工性の劣化を招く。このため、S i含有量は、3.0%以下であり、望ましくは2.8%以下である。

[0025] (Mo : 0~3.0%またはCu : 0~3.0%の一方または両方)

Moは、耐食性の向上に有効な元素であり、必要に応じて含有させてもよい。しかし、Mo含有量が多過ぎると延性の低下をもたらすため、Mo含有量は、3.0%以下とする。Mo含有量は、好ましくは2.5%以下であり、耐食性向上効果を確実に得るためには0.4%以上含有することが好ましい。

[0026] Cuは、冷間加工性及び延性の向上に有効であり、必要に応じて含有させてもよい。しかし、Cu含有量が多過ぎると熱間脆性を誘発するため、Cu含有量は3.0%以下とする。Cu含有量は、好ましくは2.5%以下であり、冷間加工性及び延性の向上効果を確実に得るためには0.4%以上含有することが好ましい。

[0027] (Ti : 0~0.10%、Nb : 0~0.50%およびV : 0~1.0%から選ばれた1種または2種以上)

Ti、NbおよびVは、いずれも、製造過程において、微細な炭化物あるいは窒化物として析出し、ピン止め効果により結晶の粒成長を抑制する効果があるので、必要に応じて含有させてもよい。ただし、これらの元素の含有量が過剰になると、粗大な炭化物や窒化物が生成し、これらが変形時の破壊起点となって成形性を著しく劣化させる。そのために、Ti含有量は0.10%以下とし、Nb含有量は0.50%以下とし、V含有量は1.0%以下とする。好ましくは、Ti含有量は0.05%以下であり、Nb含有量は0.2%以下であり、V含有量は0.5%以下である。また、結晶の粒成長を抑制する効果を確実に得るためには、Tiは0.01%以上、Nbは0.02%以上、Vは0.02%以上、含有することが好ましい。

[0028] 上述した以外の残部は、Fe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。代表的な不純物としては、P : 0.05%以下、S : 0.03%以下などが例示される。

[0029] (Md₃₀値が0℃以上50℃以下)

Md₃₀値は、オーステナイト安定度を示す指標であり、30%の伸び歪みを与えた時に50%がマルテンサイトに変態する加工温度である。Md₃₀値は、下記(1)式により規定される。Md₃₀値を0℃以上50℃以下とすることにより、変形時に適度に加工誘起マルテンサイトが生成し、TRIP効果が発現することで、より優れた強度および延性のバランスが得られる。

[0030] [数3]

$$\text{Md}_{30}\text{値}(\text{℃}) = 497 - 462(\%C + \%N) - 9.2(\%Si) - 8.1(\%Mn) - 13.7(\%Cr) - 20(\%Ni + \%Cu) - 18.5(\%Mo) \quad \dots (1)$$

[0031] 2. 金属組織

(オーステナイト母相の結晶粒径 : 10 μm以下)

結晶粒の微細化は、鋼の延性の劣化が小さい強化法であり、本発明で対象とするステンレス鋼においても有効な強化手法であることが分かった。また、結晶粒径を小さくし、結晶粒界の密度を上げることにより、変形時に結晶粒界に集中する歪みを分散させ、き裂の発生を抑制する効果もある。そこで、オーステナイト母相の結晶粒径を10 μm以下とする。オーステナイト母相の結晶粒径は、好ましくは7 μm以下であり、さらに好ましくは6 μm以下である。

[0032] (Cr炭窒化物の体積率 : 1.0%以下)

前述のとおり、C、N含有量を増やすことにより、高歪み速度での強度と低歪み速度での延性とのバランスが向上するが、これは、固溶C、Nの場合、高強度化に及ぼす歪み速度依存性が大きいためである。したがって、C、Nを多く添加しても、これらがCr炭化物やCr窒化物として存在したのではこの効果を得られない。ここで、Cr炭化物としてはCr₂₃C₆が挙げられ、Cr窒化物としてはCr₂N、CrNが挙げられる。ここでいうCr炭化物には、微量のNが固溶したCr₂₃(C, N)₆を含み、Cr窒化物には微量の

Cが固溶したC_r (C, N), C_r (C, N)を含む。さらに、C_r炭化物, C_r窒化物のように粗大な化合物が存在する場合、C_r炭化物, C_r窒化物自身、あるいはC_r炭化物, C_r窒化物と母相との界面がき裂の起点となり易く、延性を顕著に劣化させる。このため、C_r炭化物, C_r窒化物が少ないことが望ましく、具体的には、C_r炭化物およびC_r窒化物の体積率を1.0%以下とする。

[0033] 3. 製造方法

本発明は、多くのC、Nを固溶させることにより、優れた強度および延性のバランスを得ることを特徴とする。しかし、例えば特許文献2で開示された、1080℃、60秒間程度の熱延板焼鈍では、熱間圧延時に析出あるいは濃化したC、Nが十分に均一化せず、これらの析出あるいは濃化したC、Nが、その後の固溶化熱処理や焼鈍を経ても残存する場合があります、固溶化熱処理や焼鈍後の冷却過程で、C_r炭化物や窒化物が残存した析出物を核として析出しやすく、C、Nを多く固溶した状態にできない。

[0034] 本発明者らは、焼鈍温度T (℃)、焼鈍時間t (sec)とC、Nの拡散を詳細に検討した結果、熱延板中のC、Nが150μm以上拡散するような焼鈍温度Tおよび焼鈍時間tにより熱延板焼鈍を施すことによって、熱間圧延時に析出あるいは濃化したC、Nが十分に固溶し均一化することが判明した。

[0035] ここで、拡散距離λは、(3)式のように拡散係数D、時間tで整理される。さらに、オーステナイト系ステンレス鋼中のNの拡散係数D (m²/sec)は、文献(例えば、鋼の物性と窒素 69ページ アグネ技術センター)によると、(4)式により表わされる。

[0036] [数4]

$$\lambda = \sqrt{2Dt} \quad \dots (3)$$

[0037] [数5]

$$D = 0.0012 \exp \left(-2.50073 \times \frac{10^4}{T+273} \right) \quad \dots (4)$$

[0038] (3) 式および (4) 式に基づいて N が $150\text{ }\mu\text{m}$ 以上拡散する条件を整理したものが (2) 式である。また、(2) 式を図示したものが図 1 である。図 1 中の灰色に塗られた部分 (右上方部分) が、(2) 式を満たす範囲である。オーステナイト系ステンレス鋼中の C は、拡散係数が N とほぼ同じであるため、(2) 式を満たす焼鈍温度および焼鈍時間の熱延板焼鈍を行えば、 C も十分に拡散し、均一化される。

[0039] [数6]

$$t \times \exp(-25007/(T+273)) > 9.36992 \times 10^{-6} \quad \dots (2)$$

[0040] また、熱延板焼鈍時に C 、 N が拡散して均一化されても、冷却速度が遅いと、冷却中に C 、 N が Cr 炭化物、 Cr 窒化物として析出する場合がある。特に Cr 炭化物、 Cr 窒化物が析出し易い 700°C までは冷却速度を $2.0^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることが好ましい。熱延板焼鈍以後の溶体化処理や焼鈍においても、温度は 900°C 以上で保持し、保持温度から 700°C までの冷却速度は $2.0^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることが好ましい。

実施例

[0041] 表 1 に示す化学組成の 17kg のステンレス鋼塊を溶製した。表 1 において、鋼種 A1～A25 は、化学組成、 $(C+3 \times N)$ 量、 Md_{30} 値がいずれも本発明の範囲を満足する材料であり、鋼種 B1～B14 は、化学組成、 $(C+3 \times N)$ 量、 Md_{30} 値の少なくとも 1 つが本発明の範囲を外れる材料である。表 1 中、「—」は、含有を意図していないこと (含有量が望ましい範囲未満もしくは 0) を示す。

[0042]

[表1]

区分	鋼種	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	Cu	N	Ti	Nb	V	C+3N	Md ₃₀ 値/°C
本 発 明 例	A1	0.025	17.1	6.7	0.5	1.4	-	-	0.135	0.001	0.001	0.001	0.43	38.9
	A2	0.043	17.1	6.7	0.5	1.4	-	-	0.118	0.001	0.001	0.001	0.4	38.4
	A3	0.061	17.1	6.2	0.5	1.4	-	-	0.125	0.001	0.001	0.001	0.44	36.9
	A4	0.127	16.8	5	0.5	1.4	-	-	0.112	0.001	0.001	0.001	0.46	40.5
	A5	0.025	16.5	6.2	0.5	1.4	-	-	0.162	0.001	0.001	0.001	0.51	44.6
	A6	0.02	18.9	4	0.5	1.4	-	-	0.198	0.001	0.001	0.001	0.61	41.4
	A7	0.02	17.7	3.9	0.5	1.2	-	-	0.255	0.001	0.001	0.001	0.79	35.1
	A8	0.04	21.5	3.6	0.5	1.4	-	-	0.125	0.001	0.001	0.001	0.42	38.3
	A9	0.03	10.8	9.8	0.5	1.4	0.6	0.6	0.135	0.001	0.001	0.001	0.44	37.8
	A10	0.024	17.1	6.1	2.2	1.4	-	-	0.132	0.001	0.001	0.001	0.42	37.1
	A11	0.026	17.1	6.1	0.5	2.8	-	-	0.133	0.001	0.001	0.001	0.43	40.0
	A12	0.024	17.1	6	0.5	1.4	0.9	-	0.136	0.001	0.001	0.001	0.43	36.2
	A13	0.023	17.1	5	0.5	1	2.5	-	0.133	0.001	0.001	0.001	0.42	31.7
	A14	0.025	17.1	6	0.5	1.4	-	1.2	0.135	0.001	0.001	0.001	0.43	28.9
	A15	0.025	17.1	5	0.5	1	-	2.5	0.135	0.001	0.001	0.001	0.43	26.1
	A16	0.025	17.1	5	0.5	1	0.9	1.2	0.135	0.001	0.001	0.001	0.43	35.5
	A17	0.025	17.1	6	0.5	1.4	0.9	-	0.135	0.02	0.001	0.001	0.43	36.2
	A18	0.025	17.1	5	0.5	1	2.5	-	0.135	0.08	0.001	0.001	0.43	29.9
	A19	0.025	17.1	6	0.5	1.4	-	1.2	0.135	0.001	0.03	0.001	0.43	28.9
	A20	0.027	17.1	5	0.5	1	-	2.5	0.135	0.001	0.08	0.001	0.43	25.2
	A21	0.025	17.1	5	0.5	1	0.9	1.2	0.135	0.001	0.001	0.1	0.43	35.5
	A22	0.026	17.2	6.6	0.5	1.4	-	-	0.151	0.001	0.001	0.5	0.48	31.6
	A23	0.025	17.1	5	0.5	1	0.9	1.2	0.135	0.001	0.05	0.2	0.43	35.5
	A24	0.027	17.1	5	0.5	1	0.9	1.2	0.135	0.001	0.05	0.001	0.43	34.5
	A25	0.025	17.1	5	0.5	1	0.9	1.2	0.137	0.001	0.001	0.4	0.44	34.5
比 較 例	B1	<u>0.019</u>	17.2	6.8	0.5	1.5	-	-	0.133	0.001	0.052	0.001	0.42	38.4
	B2	<u>0.31</u>	12.5	4.1	0.3	1	-	-	0.105	0.001	0.05	0.001	0.63	41.2
	B3	0.03	18.8	6.5	0.5	3.5	-	-	<u>0.094</u>	0.001	0.05	0.001	<u>0.31</u>	19.2
	B4	0.021	13.5	4	0.5	1.2	-	-	<u>0.41</u>	0.001	0.05	0.001	1.25	18.6
	B5	<u>0.017</u>	18.5	7.2	0.5	1.4	-	-	<u>0.07</u>	0.001	0.05	0.001	<u>0.23</u>	43.4
	B6	0.021	17.1	6.8	0.5	1.4	-	-	0.11	0.001	0.049	0.001	<u>0.35</u>	<u>50.3</u>
	B7	0.052	<u>9.2</u>	9.5	0.5	1.4	-	-	0.152	0.001	0.049	0.001	0.51	<u>70.8</u>
	B8	0.024	<u>26</u>	4.5	0.5	1	-	-	0.127	0.001	0.05	0.001	0.41	<u>-31.7</u>
	B9	0.046	17.1	<u>3.2</u>	0.5	1.4	-	-	0.152	0.001	0.05	0.001	0.5	<u>91.3</u>
	B10	0.022	12.5	<u>10.2</u>	0.5	1	-	-	0.127	0.001	0.001	0.001	0.4	40.2
	B11	0.054	13.5	5.7	3.5	<u>5.2</u>	-	-	0.125	0.001	0.05	0.001	0.43	41.0
	B12	0.031	15.2	4.2	<u>3.2</u>	<u>5.1</u>	-	-	0.155	<u>0.15</u>	0.001	0.001	0.5	48.1
	B13	0.025	15.2	5	0.5	1	3.5	0.5	0.125	0.001	<u>0.6</u>	0.001	0.4	32.0
	B14	0.023	17.1	5	0.5	1	0.5	<u>3.2</u>	0.135	0.001	0.05	<u>1.2</u>	0.43	3.8

[0043] このステンレス鋼鋳塊を切削加工して厚さ4.5mmの熱間圧延用素材とした。その後に熱間圧延を施して、厚さ6.0mmの熱延鋼板とした後、この

熱延鋼板にそれぞれ表2に示す焼鈍温度および焼鈍時間で熱延板焼鈍を施した。鋼板28、34、35、43、44は、熱延板焼鈍における焼鈍温度 T (°C)、焼鈍時間 t (sec)が上記(2)式を満足しない例である。

[0044] その後、冷間圧延と焼鈍を2〜3回ずつ繰り返して、厚さ1.0mmの冷延板を得た。最後に900〜1000°Cで180秒間焼鈍を施した。

Cr炭窒化物の体積率 V (%), 平均結晶粒径 D (μm), 歪み速度1000/sでの10%流動応力(10%FS), 歪み速度0.1/sでの一様伸び(UEL)は、以下の手法で測定した。

[0045] (Cr炭窒化物の体積率)

鋼板を板厚が3/4となるまで化学研磨した後、特性X線をCo-K α 線、 2θ を30-100 (degree)の範囲でX回折測定を行った。検出された回折ピークを用いてCr炭化物およびCr窒化物の体積率 V を算出した。母相のX線回折ピークは、オーステナイト相の(111)面、(200)面、(220)面、および母相のマルテンサイト相の(110)面、(200)面、(211)面からの回折ピークを用いた。炭化物のX線回折ピークとしてCr₂₃C₆の(420)面、(422)面、(440)面からの回折ピーク、窒化物のX線回折ピークとしてCr₂Nの(110)面、(002)面、(111)面および、CrNの(111)面、(220)面、(311)面からの回折ピークを用いた。

[0046] 同じ相からのピークであっても面によってX線の反射率が異なる。したがって、各ピークの積分強度は、JCPDSカードの各ピークの相対強度で割り、規格化した。

また、各相の構成元素が異なると、それらの構成元素の原子散乱因子(atomic scattering factor)が異なるため、X線の反射率は異なる。しかしながら、X線回折測定に関する代表的な文献である「B.D.Cullity:Elements of X-ray Diffraction, 2nd ed., Addison-Wesley, Massachussets, (1978)」によると、本発明で対象とするステンレス鋼の母相、および炭化物、窒化物の主要元素であるFe, Cr, Ni, Mnの原子散乱因子の差は小さいため、今回

の実施例の範囲では、各相の構成元素の差が反射率に及ぼす影響は無視できる。

[0047] 以上により、C r炭化物およびC r窒化物の体積率Vは、下記（5）式により表わせる。 V_C 、 V_N 、 V_γ 、 $V_{\alpha'}$ は、それぞれC r炭化物、C r窒化物、オーステナイト相、マルテンサイト相の各面のピークの積分強度をJ C P D Sカードの相対強度で割った後、その値を足し合わせた値である。

[0048] [数7]

$$V=(V_C+V_N)/(V_C+V_N+V_\gamma+V_{\alpha'}) \quad \dots (5)$$

[0049] 一例を（6）式に示す。ここで、 $I_{\gamma(hkl)}$ は、X線回折測定で得られた $\gamma(hkl)$ 面からのピークの積分強度、 $RI_{\gamma(hkl)}$ は、J C P D Sカードの $RI_{\gamma(hkl)}$ の相対強度である。

[0050] [数8]

$$V_\gamma=I_{\gamma(111)}/RI_{\gamma(111)} + I_{\gamma(200)}/RI_{\gamma(200)} + I_{\gamma(220)}/RI_{\gamma(220)} \quad \dots (6)$$

[0051] （結晶粒径）

鋼板の圧延方向平行断面を研磨し、硝酸電解腐食後に、走査型顕微鏡で金属組織を撮影した。撮影した写真から得られた公称粒径を母相の平均結晶粒径とした。

[0052] （歪み速度1000/sでの10%流動応力，歪み速度0.1/sでの一様伸び）

歪み速度1000/sおよび0.1/sで引張試験を行った。各鋼板について引張試験を3回ずつ行い、それらの平均値を特性値とした。ここでは、衝突相当の高歪み速度の強度として歪み速度1000/sでの10%流動応力を利用するとともに、プレス相当の低歪み速度での延性として歪み速度0.1/sでの一様伸びを測定した。これらの10%流動応力と一様伸びの積を、強度および延性のバランスの指標とした。

[0053] 表2に、これらの鋼板のC r炭化物およびC r窒化物の体積率V（%），

平均結晶粒径 D (μm) , 歪み速度 $1000/\text{s}$ での引張試験における 10% 流動応力, 歪み速度 $0.1/\text{s}$ での引張試験における一様伸び, およびこれらの積をまとめて示す。

[0054] [表2]

区分	鋼板	鋼種	熱延板 焼鈍温度 T ($^{\circ}\text{C}$)	熱延板 焼鈍時間 t (sec)	体積 率 V (%)	平均 結晶 粒径 D (μm)	10%F S (MPa)	UEL	10%FS× EL (MPa)
発 明 例	1	A1	1200	600	0.0	8.2	930	0.49	456
	2	A2	1200	600	0.0	6.7	841	0.55	463
	3	A3	1200	600	0.0	6.2	938	0.51	478
	4	A3	1150	600	0.7	6.1	944	0.48	453
	5	A4	1150	1200	0.0	6.4	981	0.47	461
	6	A5	1200	600	0.0	6.5	929	0.50	465
	7	A6	1200	600	0.0	6.6	985	0.49	483
	8	A7	1200	600	0.0	6.4	1038	0.45	467
	9	A8	1200	600	0.0	6.7	910	0.51	464
	10	A9	1150	600	0.2	6.5	922	0.50	461
	11	A10	1200	600	0.0	6.4	921	0.49	451
	12	A11	1200	600	0.0	8	915	0.52	476
	13	A12	1200	600	0.0	6.6	915	0.50	458
	14	A13	1200	600	0.0	6.4	922	0.49	452
	15	A14	1200	600	0.0	6.4	895	0.51	456
	16	A15	1200	600	0.0	6.3	889	0.53	471
	17	A16	1200	600	0.0	6.4	901	0.50	451
	18	A17	1200	600	0.0	5.9	911	0.50	456
	19	A18	1200	600	0.0	5.5	918	0.49	450
	20	A19	1200	600	0.0	5.5	925	0.49	453
	21	A20	1200	600	0.0	5	939	0.48	451
	22	A21	1200	600	0.0	5.5	942	0.49	462
	23	A22	1200	600	0.0	4.8	960	0.48	461
	24	A23	1200	600	0.0	4.8	947	0.48	455
	25	A24	1200	600	0.0	5.2	967	0.49	469
	26	A25	1200	600	0.0	5	948	0.49	465
比 較 例	27	B1	1200	600	0.0	5.2	822	0.51	419
	28	B2	1100	600	1.2	5.8	1024	0.38	389
	29	B3	1200	600	0.0	6.7	810	0.53	429
	30	B4	1200	600	1.5	5.7	1058	0.35	370
	31	B5	1200	600	0.0	5.7	754	0.49	369
	32	B6	1200	600	0.0	5.8	661	0.52	344
	33	B7	1200	600	0.7	5.7	922	0.38	350
	34	B8	1000	300	0.5	6.1	937	0.32	300
	35	B9	1100	300	0.6	5.5	879	0.40	352
	36	B10	1200	300	0.0	8.2	790	0.42	332
	37	B11	1200	600	0.0	7.5	755	0.40	302
	38	B12	1200	600	0.0	6.2	811	0.38	308
	39	B13	1200	600	0.0	5.2	957	0.42	402
	40	B14	1200	600	0.0	5.2	942	0.45	424
	41	A1	1200	600	0.0	12.8	877	0.51	447
	42	A1	1200	600	0.0	24.3	850	0.52	442
	43	A2	1100	600	1.2	6.4	982	0.42	412
	44	A2	1100	180	1.5	6.5	996	0.37	369

[0055] 表2における鋼板1～26は、本発明例の鋼板である。鋼板1～26におけるMo含有量：0.3%、Cu含有量：0.3%、Ti，Nb，V含有量：0.001%は、いずれも、不純物としての含有量である。

[0056] 鋼板1～26は、いずれも、優れた強度および延性のバランスを有する。具体的には、歪み速度1000/sでの10%流動応力と歪み速度0.1/sでの一様伸びの積が450MPaを超える鋼である。

[0057] 一方、鋼板27～44は比較鋼であり、強度および延性のバランスに劣る鋼である。

鋼板27，28は、C含有量が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

[0058] 鋼板29，30は、N含有量が本発明の範囲から外れ、特に鋼板29は（ $C + 3 \times N$ ）量も本発明の範囲よりも少なくいため、強度および延性のバランスに劣る。

鋼板31，32は、（ $C + 3 \times N$ ）量が本発明の範囲よりも少なく、特に鋼板31はC含有量およびN含有量のいずれもが本発明の範囲を外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

[0059] 鋼板33，34は、Cr含有量および Md_{30} 値が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

鋼板35は、Ni含有量および Md_{30} 値が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

[0060] 鋼板36は、Ni含有量および Md_{30} 値が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

鋼板37は、Si含有量およびMn含有量が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

[0061] 鋼板38は、Si含有量、Mn含有量およびTi含有量が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

鋼板39は、Mo含有量およびNb含有量が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

[0062] 鋼板 4 0 は、C u 含有量および V 含有量が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。

鋼板 4 1, 4 2 は、いずれも、本発明の範囲を満足する化学組成、 $(C + 3 \times N)$ 量および $M d_{30}$ 値を有するものの、結晶粒径が本発明の範囲から外れるため、強度および延性のバランスに劣る。鋼種 A 1 から作製した鋼板 1, 4 1, 4 2 を比較することにより、結晶粒径を $10 \mu m$ 以下にすることにより優れた強度および延性のバランスを得られることが分かる。

[0063] さらに、鋼板 4 3, 4 4 は、いずれも、本発明の範囲を満足する化学組成、 $(C + 3 \times N)$ 量および $M d_{30}$ 値を有するものの、冷延焼鈍材の C r 炭化物および C r 窒化物の合計の体積率が 1 % を超えており、強度および延性のバランスに劣る。鋼種 A 3 から作った鋼板 3, 4, 4 3, 4 4 を比較することにより、C r 炭化物および C r 窒化物の合計の体積率を 1 % 以下にすることにより、優れた強度および延性のバランスが得られることがわかる。

[0064] 図 2 は E P M A 線分析による熱延焼鈍板の分析結果を示すグラフであり、図 2 (a) 鋼板 3 の分析結果を示し、図 2 (b) は鋼板 4 3 の分析結果を示し、図 2 (c) は鋼板 4 4 の分析結果を示す。

[0065] 鋼板 4 3, 4 4 は、本発明の範囲を満足する化学組成であるが、熱間圧延後の熱延板焼鈍の焼鈍温度および焼鈍時間が (2) 式を満たさず、図 2 (a) ~ 図 2 (c) の熱延焼鈍板の E P M A 分析結果からわかるように、熱延板焼鈍後に C, N が濃化した領域が存在する。これらが、最終焼鈍後まで残存し、多量の C r の炭化物、窒化物として存在する。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C : 0.02～0.30%、Cr : 10.0～25.0%、Ni : 3.5～10.0%、Si : 0～3.0%、Mn : 0.5%～5.0%、N : 0.10～0.40%、Mo : 0～3.0%、Cu : 0～3.0%、Ti : 0～0.10%、Nb : 0～0.50%、V : 0～1.0%であり、C + 3 × N : 0.4%以上であり、残部Feおよび不純物からなり、下記(1)式により規定される Md_{30} 値が0℃以上50℃以下であり、Cr炭化物およびCr窒化物の体積率が1%以下であり、かつ母相の平均結晶粒径が10μm以下である、オーステナイト系ステンレス鋼板。

[数1]

$$Md_{30} \text{ 値 } (^{\circ}\text{C}) = 497 - 462(\%C + \%N) - 9.2(\%Si) - 8.1(\%Mn) - 13.7(\%Cr) - 20(\%Ni + \%Cu) - 18.5(\%Mo) \quad \dots (1)$$

[請求項2] 質量%で、Si : 0.1～3.0%、Mo : 0.4～3.0%、Cu : 0.4～3.0%の少なくとも1種を含有する、請求項1に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[請求項3] 質量%で、Ti : 0.01～0.10%、Nb : 0.02～0.50%、V : 0.02～1.0%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または請求項2に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

[請求項4] 歪み速度1000/sでの10%流動応力と歪み速度0.1/sでの一様伸びとの積が450MPa以上である、請求項1～3のいずれか1項に記載のオーステナイト系ステンレス鋼板。

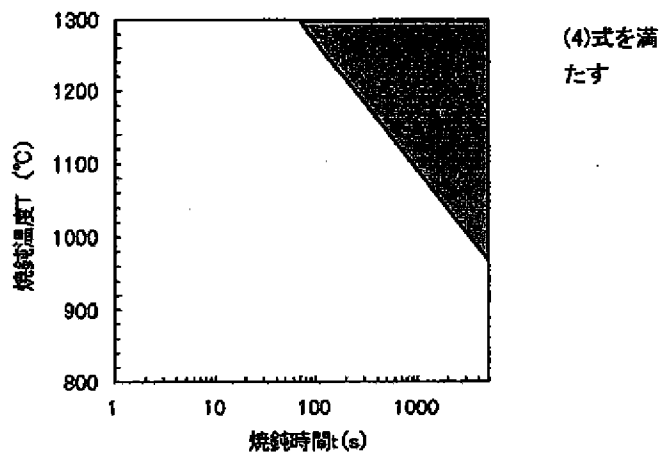
[請求項5] 質量%で、C : 0.02～0.30%、Cr : 10.0～25.0%、Ni : 3.5～10.0%、Si : 0～3.0%、Mn : 0.5%～5.0%、N : 0.10～0.40%、Mo : 0～3.0%、Cu : 0～3.0%、Ti : 0～0.10%、Nb : 0～0.50%、

V : 0 ~ 1. 0 % であり、C + 3 × N : 0. 4 % 以上であり、残部 F e および不純物からなるステンレス鋼素材に熱間圧延を施した後、得られた熱延鋼板に下記 (2) 式を満足する焼鈍温度 T (° C) および焼鈍時間 t (s e c) で熱延板焼鈍を施す、オーステナイト系ステンレス鋼板の製造方法。

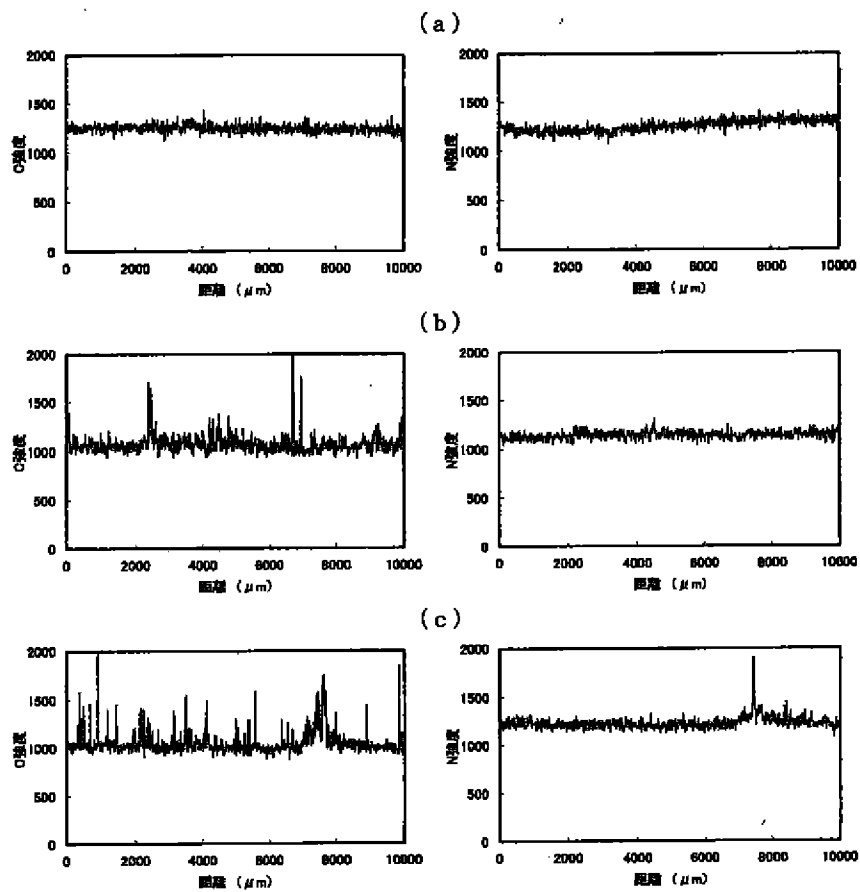
[数2]

$$t \times \exp(-25007/(T+273)) > 9.36992 \times 10^{-6} \quad \dots (2)$$

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/082940

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/58(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)

C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48

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 2009-221554 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 01 October 2009 (01.10.2009), steel no.A1 (Family: none)	1-5
A	JP 2007-321182 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 13 December 2007 (13.12.2007), steel type no.A3 (Family: none)	1-5
A	JP 2002-20843 A (Nippon Steel Corp.), 23 January 2002 (23.01.2002), claims (Family: none)	1-5



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

28 February, 2014 (28.02.14)

Date of mailing of the international search report

11 March, 2014 (11.03.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/082940

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 2010-215953 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 30 September 2010 (30.09.2010), claims (Family: none)	1-5
E,X	JP 2014-1422 A (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 09 January 2014 (09.01.2014), entire text (Family: none)	1-5

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, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/58(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. C22C38/00-38/60, C21D9/46-9/48			
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 2009-221554 A（日新製鋼株式会社）2009.10.01, 鋼 No. A1（ファミリーなし）	1-5	
A	JP 2007-321182 A（日新製鋼株式会社）2007.12.13, 鋼種番号 A3（ファミリーなし）	1-5	
A	JP 2002-20843 A（新日本製鐵株式会社）2002.01.23, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-5	
☒ 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 2 8 . 0 2 . 2 0 1 4		国際調査報告の発送日 1 1 . 0 3 . 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 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5	4 K 9 7 3 1

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリ*	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 2010-215953 A (住友金属工業株式会社) 2010.09.30, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
E, X	JP 2014-1422 A (新日鐵住金株式会社) 2014.01.09, 全文 (ファミリーなし)	1-5