

(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 10 月 2 日(02.10.2014)



(10) 国際公開番号
WO 2014/157231 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/50* (2006.01)
B22D 11/00 (2006.01) *C22C 38/54* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2014/058332
- (22) 国際出願日: 2014 年 3 月 25 日(25.03.2014)
- (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 2013-071760 2013 年 3 月 29 日(29.03.2013) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金ステンレス株式会社(NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLESS STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 6 番 1 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 田所 裕(TADOKORO, Yutaka); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP). 高野 光司(TAKANO, Kohji); 〒1000004 東京都千代田区大手町二丁目 6 番 1 号 新日鐵住金ステンレス株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目 5 番 1 号 虎

ノ門 3 7 森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

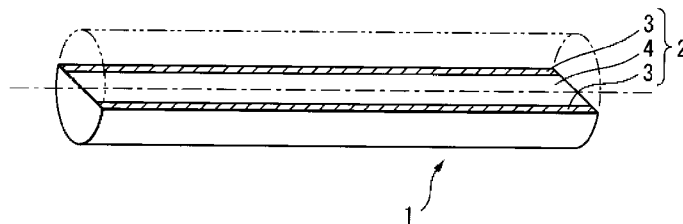
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, 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).

[続葉有]

(54) Title: FERRITIC STAINLESS-STEEL WIRE WITH EXCELLENT COLD FORGEABILITY AND MACHINABILITY

(54) 発明の名称: 冷間鍛造性及び切削性に優れたフェライト系ステンレス鋼線

図1



(57) Abstract: The present invention addresses the problem of obtaining a ferritic stainless-steel wire which has all of cold forgeability, machinability, and corrosion resistance. With respect to corrosion resistance, a Cr-based ferritic stainless-steel wire has corrosion resistance, but the weld has deteriorated corrosion resistance because of partial formation of a Cr-deficient layer due to formation of a carbonitride of Cr along the grain boundaries. Ti and/or Nb is hence added to preferentially precipitate a carbonitride of Ti and/or Nb, thereby restricting the precipitation of the carbonitride of Cr and inhibiting the Cr-deficient layer from forming. A higher content of inclusions is advantageous for machinability, whereas a lower content of inclusions is advantageous for cold forgeability. In view of this, the inventors have succeeded in obtaining a steel wire in which the surface part contains a relatively large amount of precipitated inclusions to thereby guarantee machinability and the central part thereof contains a relatively small amount of precipitated inclusions to thereby ensure toughness and guarantee cold forgeability. Thus, this ferritic stainless-steel wire has all of cold forgeability, machinability, and corrosion resistance.

(57) 要約:

[続葉有]

WO 2014/157231 A1



添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

本発明は、冷間鍛造性、切削性、耐食性を同時に有するフェライト系ステンレス鋼線を得ることを課題とする。耐食性については、C r ベースのフェライト系ステンレス鋼としての耐食性を有するが、溶接部においては、C r 炭窒化物が粒界に沿って形成されるため、部分的にC r 欠乏層が生じるため耐食性が劣化する。そのためT i、N b を添加し、T i、N b の炭窒化物を優先的に析出させることでC r 炭窒化物の析出を制限し、C r 欠乏層の形成を抑制する。切削性には介在物が多くある方がよいものの、逆に冷間鍛造性には介在物が少ない方がよい。そこで、本発明者等は、鋼線の表層部に介在物を比較的多く析出させることにより切削性を担保させ、鋼線中央部では、介在物を比較的少なくすることで靱性を確保し、冷間鍛造性を担保させ、冷間鍛造性、切削性、耐食性を同時に有するフェライト系ステンレス鋼線を得ることができた。

明 細 書

発明の名称：

冷間鍛造性及び切削性に優れたフェライト系ステンレス鋼線

技術分野

[0001] 本発明は、冷間鍛造性、切削性および耐食性を同時に備えたフェライト系ステンレス鋼線に関するものである。

背景技術

[0002] 電子機器部品は強度特性や耐食性に加え、平坦度や寸法精度の要求が厳しく、高い加工性が求められる。そのため、切削のみで加工すると、冷間鍛造に比べると生産性が低く、コストが高い。一方、冷間鍛造は生産性が高いが、製品に要求される表面粗さ規格が厳しく、冷間鍛造のみでは表面仕上げが難しい。したがって冷間鍛造により可能な限り仕上げ形状に近づけて製造し、最後に切削加工で表面を仕上げる方法が、品質を満足し、生産性を高め、鋼線から製品加工してコストが最も低くなる。

[0003] しかしながら、従来のステンレス鋼線は切削が難しい。そのため、切削性を向上させるために、熱伝導率の比較的高いフェライト系ステンレス鋼に、切削性向上に有効なPbやBi等の合金元素を添加し、低融点の介在物や析出物を分散させている。しかし、これらの手段は加工変形量を低下させ割れやすくなる。更に、表面の介在物が大きくなることや数が多くなると、これらを起点として発錆しやすくなり、耐食性の確保が難しくなる。すなわち、冷間鍛造性と切削性、及び耐食性を全て向上させることは非常に難しい。

[0004] 特許文献1には、Cr：10.0～30.0％に、切削性向上のためS：0.10％以下とし、Se：0.03～0.30％、Te：0.01～0.10％、Pb：0.03～0.30％、Bi：0.03～0.30％の少なくとも1種以上を含み、円相当直径200μm以下の結晶粒の占める面積率が60％以上で、シャルピー遷移温度50℃以下の靱性、冷間加工性、加工後の表面肌特性に優れたフェライト系快削ステンレス鋼が開示されている。

しかしながら、特許文献1には介在物の組成や分布に関しては開示されていない。

[0005] 特許文献2には、フェライト系ステンレス鋼を、質量%でC： ≤ 0.15 %、Si： ≤ 1.00 %、Mn： ≤ 1.50 %、Cr： $12 \sim 30$ %、S： ≥ 0.010 %、必要に応じて更にAl： $2.0 \sim 6.0$ %を含有し、且つ硫化物の幅を $3 \mu\text{m}$ 以下にすることにより靱性、延性を損なわず被削性の改善されたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。しかしながら介在物の大きさの制限は開示されているものの、介在物の組成や分布に関しては開示されていない。

[0006] 特許文献3には、質量%で、Cr： $10 \sim 20$ %を含有するフェライト系ステンレス鋼において、円相当径が $1 \mu\text{m}$ 以上であり、質量%でTiO₂： $5 \sim 30$ %、CaO： $5 \sim 30$ %、Al₂O₃： $24.1 \sim 49.7$ %、SiO₂： $6.2 \sim 26.8$ %を含む、Al₂O₃-SiO₂-CaO-TiO₂系の酸化物系介在物を任意の断面 $1\text{mm} \times 1\text{mm}$ あたり30個以上含有することを特徴とする被削性に優れたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。介在物の組成と割合は開示されているものの介在物の分布に関しては開示されていない。

[0007] 特許文献4には、塑性加工後の切削性を向上して生産性を高め、かつ、介在物の脱落による汚染を防止したロータハブが開示されている。このロータハブに用いるフェライト系快削性ステンレス鋼の成分は、P： $0.05 \sim 0.15$ %、S： $0.10 \sim 0.30$ %、Mn： $0.15 \sim 0.30$ %、Cu： $0.40 \sim 1.00$ %であって、部品の中心軸に沿った切断面上に現れるA系介在物（圧延により引き伸ばされた形状を有する介在物）の方向、大きさ、分布密度（厚み方向の大きさが $50 \mu\text{m}$ を超えるものの分布密度が3個/ mm^2 未満）を規定したロータハブが開示されている。しかしながら、塑性加工前の棒材の介在物の状態については、長さ $100 \mu\text{m}$ 以上のA系介在物が該切断面で1個/ mm^2 以上分布していることが開示されているのみであり、棒材における介在物分布については開示されていない。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開2001-200345号公報

特許文献2：特開2006-131972号公報

特許文献3：特許4350323号公報

特許文献4：特開2009-106085号公報

非特許文献

[0009] 非特許文献1：新日鉄技報 第376号 第57～62頁

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 本発明は、フェライト系ステンレス鋼線において、冷間鍛造性と切削性、及び耐食性を同時に有することを課題とする。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者等は、フェライト系ステンレス鋼の特性に対し、冷間鍛造性と切削性、及び耐食性を発揮させるために必要となる合金成分に加え、介在物の大きさや鋼線中における分布状態について検討し、これらを規定することにより、ハードディスク、ハブ等電子機器材として好適なフェライト系ステンレス鋼線を得ることができることを見出した。

耐食性については、Crベースのフェライト系ステンレス鋼としての耐食性を有するが、溶接部ではCr炭窒化物が粒界に沿って形成され、部分的にCr欠乏層が生じるため耐食性が劣化する。そのためTi、Nbを添加し、Ti、Nbの炭窒化物を優先的に析出させることでCr炭窒化物の析出を制限し、Cr欠乏層の形成を抑制できることを見出した。

切削性と冷間鍛造性は、介在物（非金属介在物ともいう。）の観点から、相反するものである。つまり、切削性には介在物が多くある方がよいものの、逆に冷間鍛造性には介在物が少ない方がよい。そこで、本発明者等は、鋼線の表層部に介在物を比較的多く析出させることにより切削性を担保させ、

鋼線中央部では、介在物を比較的少なくすることで靱性を確保し、冷間鍛造性を担保させることを見出した。

本発明は上記知見に基づきなされたものであり、その要旨は次のとおりである。

[0012] [1] 質量%で、

C : 0.001%以上0.02%以下、

Si : 0.1%以上1.0%以下、

Mn : 1.0%以下、

Cr : 10.5%以上30.0%以下、

N : 0.001%以上0.025%以下

を含有し、更に、

Nb : 0.20%以上0.80%以下

Ti : 0.10%以上0.50%以下

のうち1種または2種を含有し、更に

Cu : 0.05%以上1.0%以下

Ni : 0.05%以上1.0%以下

Mo : 0.02%以上2.5%以下

のうち1種または2種以上を含有し、

$$(Nb + Ti) / (C + N) \geq 10$$

を満足し、残部がFe及び不可避免的不純物である鋼線であって、

不可避免的不純物として

P : 0.04%以下、

S : 0.03%以下に制限され、

更に

鋼線の中心を通り、鋼線の軸方向に平行な断面において、

面積 $100\mu\text{m}^2$ 超の介在物が存在せず、

面積 $0.5\mu\text{m}^2$ 以上の介在物の面積の平均値が $1\mu\text{m}^2$ 以上 $5\mu\text{m}^2$ 以下であ

り、

且つ、鋼線表面より鋼線中心方向に鋼線外径の $1/6$ の長さまでの部分を鋼線表層部、鋼線表面から鋼線外形の $1/6$ 超え鋼線の中心までの部分を鋼線中央部としたとき、

鋼線表層部において面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度が $3000 \sim 7000$ 個/ mm^2 であり、かつ

面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度について鋼線中央部が鋼線表層部より小さいことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼線。

〔2〕前記鋼線中央部における面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度が 3000 個/ mm^2 以下であることを特徴とする〔1〕に記載のフェライト系ステンレス鋼線。

〔3〕鋼線中央部と鋼線表層部における面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度の差が 1000 個/ mm^2 以上であることを特徴とする〔1〕または〔2〕に記載のフェライト系ステンレス鋼線。

〔4〕さらに質量%で、

Al : 0.05%以下、

Ca : 0.05%以下

V : 0.1%以下、

B : 0.01%以下、

Bi : 0.5%以下

Mg : 0.1%以下

Zr : 0.5%以下

REM : 0.1%以下

の一種または二種以上を含有することを特徴とする〔1〕～〔3〕のいずれか1項に記載のフェライト系ステンレス鋼線。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、冷間鍛造性と切削性、及び耐食性を有するフェライト系ステンレス鋼線を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]介在物を調査する鋼線の断面を示す図である。

[図2]ハブ形状を模擬したサンプルを示す図である。

発明を実施するための形態

[0015] 以下、本発明について詳細に説明する。まず、本発明において、ステンレス鋼線の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。本明細書において、特に限定しない限り成分組成に関する％は質量％を意味する。

[0016] C : 0.001％以上0.02％以下

Cは、マトリックスのフェライト組織の強度を高め、更に、オーステナイト相および炭化物の生成元素である。オーステナイト相は、溶接後においてマルテンサイト組織を生じて強度を向上させ、また微細炭化物も強度の向上に寄与するため、0.001％以上含有させる。この効果を確実にするため、好ましくは0.003％以上とし、さらに好ましくは0.004％以上にする。しかしながら、0.02％超では熱間圧延後の冷却速度によってはC_r炭化物の粒界への析出によりその回りにC_r欠乏層が生成するようになる。腐食環境では、粒界に沿ったC_r欠乏層が溶解するので、いわゆる粒界腐食が発生する。従って、C量を0.02％以下の範囲に限定した。さらに粒界腐食を防止するには、C量は0.015％以下の範囲にすることが望ましい。さらに好ましくは、0.010％以下にする。とよい。

[0017] Si : 0.1％以上1.0％以下

Siは、脱酸剤として、またSiO₂の酸化皮膜を形成して切削加工時の表面の温度上昇に対して酸化の進行を抑制するので耐高温酸化性に有用な元素である。しかし、含有量が1.0％超になると硬くなり機械的性質が劣化する。従って、Si量は1.0％以下とした。この効果を確実にするため、好ましくは0.9％以下とし、さらに好ましくは0.8％以下にする。とよい。

また、0.1％未満では脱酸効果が得られないため0.1％以上含有させる。この効果を確実にするため、好ましくは0.2％以上とし、さらに好ましくは0.25％以上にする。とよい。

[0018] Mn : 1.0％以下

MnもCと同様マトリックスのフェライト組織の強度を高め、更に、オーステナイト相生成元素であるが、オーステナイトMn含有量が1.0%を超えると鋼中に残存する介在物が多くなり耐食性が劣化する。従って、Mn量は1.0%以下の範囲とした。この効果を確実にするため、好ましくは0.9%以下とし、さらに好ましくは0.8%以下にするとよい。また、Mnは必ずしも含有しなくてもよいが、0.1%より少ないと鋼線の強度が低くなるので、0.1%以上含有することが好ましい。さらに好ましくは、0.15%以上とするとよい。

[0019] P : 0.04%以下

Pは、原料から不可避で混入する元素であり、靱性等の機械的性質を劣化させるのみならず、耐食性に対しても有害な元素である。したがって、Pは極力低減することが好ましい。特にP含有量が0.04%超になるとその悪影響が顕著になるので、P量は0.04%以下に制限するものとした。

[0020] S : 0.03%以下

Sは、Pと同様に原料から不可避で混入する元素であり、Mnと結合してMnSを形成し、初期発錆の起点となる。またSは、結晶粒界に偏析して粒界脆化を促進する有害元素でもある。したがって、Sは極力低減することが好ましい。特にS含有量が0.03%を超えるとその悪影響が顕著になるので、S量は0.03%以下に制限するものとした。

[0021] Cr : 10.5%以上30.0%以下

Crは、本発明における耐食性発現成分として重要な元素である。本発明で対象にする鋼線は、耐食性に必要なCr量として、少なくとも10.5%が必要である。これは、10.5%未満になると強固な不動態皮膜や高温酸化皮膜が生成され難くなるためである。この効果を確実にするため、好ましくは12.0%以上とし、さらに好ましくは15.0%以上とするとよい。一方、Cr濃度が30.0%超になると、耐食性は良くなるものの、靱性が低くなることやコストアップに繋がる。従って、Cr濃度は30.0%以下とした。この効果を確実にするため、好ましくは21.0%以下とし、さら

に好ましくは20.0%以下にするとよい。

[0022] N : 0.001%以上0.025%以下

Nは、マトリックスのフェライト組織の強度を高め、更に、オーステナイト相および窒化物の生成元素であり強度を高めるため、0.001%以上含有させる。この効果を確実にするため、好ましくは0.005%以上とし、さらに好ましくは0.008%以上にするとよい。一方、過剰に含有させると耐食性、冷間鍛造性を劣化させるため上限を0.025%とした。好ましくは、0.020%以下であり、更に好ましくは、0.018%以下である。

[0023] Nb : 0.20%以上0.80%以下、またはTi : 0.10%以上0.50%以下の少なくとも1種以上

NbとTiは、ともに炭化物や窒化物を形成する元素であり、Cr炭化物の生成を抑制し、その結果Cr欠乏層の生成を抑制するので粒界腐食を防止することができる。そのため、NbとTiの少なくとも1種以上を含有させることとする。

[0024] Nbで耐食性向上効果を得るためには、0.20%以上含有させることが必要である。この効果を確実にするため、好ましくは0.25%以上とし、さらに好ましくは0.30%以上にするとよい。

しかしながら含有量が0.80%超になると冷間鍛造性や耐高温酸化性が劣化する。この効果を確実にするため、好ましくは0.75%以下とし、さらに好ましくは0.70%以下にするとよい。

[0025] Tiで上記効果を発現させるためには、0.10%以上添加することが望ましい。この効果を確実にするため、好ましくは0.15%以上とし、さらに好ましくは0.20%以上にするとよい。一方、含有量が0.50%超になると冷間鍛造性や耐高温酸化性が劣化する。とくにTiは多く含むと酸化皮膜が緻密でなくなるため高温酸化が進行しやすくなる。従って、0.50%以下とした。この効果を確実にするため、好ましくは0.45%以下であり、更に好ましくは0.40%以下にするとよい。

[0026] また、TiとNbを共に含有させることにより、酸化皮膜の緻密さを増す効果が発現し、耐食性が向上する。

[0027] $(Nb + Ti) / (C + N) \geq 10$

上述したNbとTiは、 $(Nb + Ti) / (C + N) \geq 10$ となるように含有させることが必要である。式中、Nb、Ti、C、Nはそれぞれの元素含有量（質量％）を意味する。

[0028] フェライト系ステンレス鋼は溶接時にCr炭窒化物が粒界に沿って形成され、その回りには耐食性が劣化したCr欠乏層が存在する。急冷してもCr欠乏層の形成を抑制することは難しい。そのためTi、Nbを添加し、Ti、Nb炭窒化物を優先的に析出させることでCr炭窒化物析出を抑制しCr欠乏層の形成を抑制する。溶接部の粒界腐食感受性を検出する試験方法として、JIS G 0575の硫酸濃度を変えた硫酸・硫酸銅腐食試験を実施した。試験条件は、沸騰させた溶液中（硫酸濃度：0.5％、硫酸銅：5％）に試験片を銅片に接触させながら16時間（h）連続浸漬した。試験後、試験片の断面を切出し、光学顕微鏡で溶着金属部の粒界腐食状況を観察した。硫酸・硫酸銅腐食試験における粒界腐食発生有無と溶着金属成分の関係を調査した結果、

$$(Nb + Ti) / (C + N) \geq 10$$

であれば粒界腐食の発生が抑制されることを見出した。この効果を確実にするため、好ましくは、 $(Nb + Ti) / (C + N) \geq 15$ とするとよく、更に好ましくは、 $(Nb + Ti) / (C + N) \geq 20$ とするとよい。

[0029] Cu、Ni、Moは、含有させることによって耐食性や強度が向上するため、1種以上を含有させる。

[0030] Cu：0.05％以上1.0％以下

Cuは、耐食性および強度を向上させる有用な元素である。この効果を得るためには、0.05％以上含有させることが好ましい。この効果を確実にするため、好ましくは0.1％以上にとするとよく、更に好ましくは0.2％以上にとするとよい。一方、含有量が1.0％超になると靱性が劣化するのみ

ならず冷間鍛造性が劣化する。従って、1.0%以下とした。この効果を確実にするため、好ましくは0.9%以下にするとよく、更に好ましくは0.8%以下にするとよい。

[0031] Ni : 0.05%以上1.0%以下

Niは、Cuと同様に耐食性および強度を向上させる有効な元素である。この効果を得るためには0.05%以上含有させることが好ましい。この効果を確実にするため、好ましくは0.1%以上にするとよく、更に好ましくは0.2%以上にするとよい。一方、含有量が1.0%超になると冷間鍛造性が劣化する。従って、1.0%以下とした。この効果を確実にするため、好ましくは、0.9%以下にするとよく、更に好ましくは、0.8%以下にするとよい。

[0032] Mo : 0.02%以上2.5%以下

Moは、耐食性および高温強度を高め、フェライト生成元素であり、0.02%以上含有させることでこの効果が得られる。この効果を確実にするため、好ましくは0.1%以上にするとよく、更に好ましくは0.3%以上にするとよい。一方2.5%を超えるとσ相が析出しやすく脆化し、冷間鍛造性が劣化するので0.02~2.5%とする。この効果を確実にするため、好ましくは、2.3%以下にするとよく、更に好ましくは、2.0%以下にするとよい。

[0033] 本発明では、更に種々の目的に応じてAl, Ca, V, B, Bi, Mg, Zr, REM (Sc, Y及び原子番号57番~71番までの元素)から選ばれた1種又は2種以上を任意で添加することができる。

[0034] Al : 0.05%以下

Alは、脱酸剤として有用な元素であり、必要に応じて0.001%以上添加できる。しかし、含有量が0.05%超になると靱性が劣化する。従って、0.05%以下とした。

[0035] Ca : 0.05%以下

Caは、熱間加工性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.0

0.1%以上添加できる。一方、含有量が0.05%超になると靱性が劣化する。従って、0.05%以下とした。

[0036] V : 0.1%以下

Vは、耐食性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.03%以上添加できる。一方、含有量が0.1%超になると靱性が劣化する。従って、0.1%以下とした。

[0037] B : 0.01%以下

Bは、熱間加工性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.003%以上添加できる。一方、含有量が0.01%超になると靱性が劣化する。従って、0.01%以下とした。

[0038] Bi : 0.5%以下

Biは、耐食性及び切削加工性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.005%以上添加できる。一方、含有量が0.5%超になると靱性が劣化する。従って、0.5%以下とした。

[0039] Mg : 0.1%以下

Mgは、耐食性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.0002%以上添加できる。一方、含有量が0.1%超になると靱性が劣化する。従って、0.1%以下とした。

[0040] Zr : 0.5%以下

Zrは、耐食性、熱間加工性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.03%以上添加できる。一方、含有量が0.5%超になると効果が飽和する。従って、0.5%以下とした。

[0041] REM (Sc, Y及び原子番号57番～71番までの元素) : 0.1%以下

REMは、熱間加工性を向上させる有用な元素であり、必要に応じて0.03%以上添加できる。一方、含有量が0.1%超になると靱性が劣化する。従って、0.1%以下とした。

[0042] また、本発明において、鋼線中の介在物について規定した理由を説明する

。

上述したように、本発明者らは、冷間鍛造性と快削性とを両立する条件を見出すため、介在物の大きさや密度について、詳細に検討を行った。

[0043] 介在物の測定は、以下のようにして行った。つまり、J I S G 0 5 5 5 (2 0 0 3) の附属書 1 の方法に従い顕微鏡観察及び画像処理によって測定した。図 1 に示すように、検査される面（被検面）2 は鋼線の中心を通り、鋼線軸方向に平行な切断面で、中心から試験片 1 の端（鋼線の表層）まで含むものとした。また、被検面 2 中で、鋼線表面から鋼線中心方向に鋼線外径の $1/6$ の長さ（鋼線の外径を t とし、鋼線径の $1/6$ に相当する長さを $1/6 t$ と表す。以下同様。）までの領域を鋼線表層部 3 とよぶ。また、鋼線表面から鋼線中心方向に、鋼線外径の $1/6$ の長さを超え、鋼線外径の $1/2$ の長さ（つまり鋼線中心）までの領域を鋼線中央部 4 とよぶ。なお、被検面 2 中の観察領域は、鋼線表層部で 300 mm^2 とし、鋼線中央部で 600 mm^2 とした。そして、縦 $125\text{ }\mu\text{m}$ × 横 $150\text{ }\mu\text{m}$ の測定視野を、それぞれの観察領域から 200 視野、 400 視野ずつ抽出し、介在物の面積や密度を測定した。なお、顕微鏡の倍率は 400 倍とし、各測定視野の端部において、介在物の一部が視野外にはみ出しているなどの理由で介在物全体が観察できないものについては測定対象外とした。また、各測定視野において介在物面積が $0.5\text{ }\mu\text{m}^2$ 未満のものは、冷間鍛造性や快削性への影響が極めて小さいため、測定対象外とした。この測定方法にて、種々の鋼線について、介在物の大きさや密度と、冷間鍛造性、快削性との関係を調査した。

なお、介在物の測定方法は、前記した方法には特に限定されない。観察領域や、測定視野の大きさは、適宜選択すればよい。

[0044] その結果、非検面において、過剰に大きい介在物（例えば介在物面積で $100\text{ }\mu\text{m}^2$ 超の介在物）が存在すると、冷間鍛造で割れが生じることが分かった。ここで、介在物面積とは、測定視野で測定される介在物の面積を指す。そのため、介在物面積の最大値を $100\text{ }\mu\text{m}^2$ 以下とした。また、介在物面積の平均値が $1\text{ }\mu\text{m}^2$ 未満であると切削加工性が悪化するので、介在物面積の平

均値は $1 \mu\text{m}^2$ 以上とした。介在物面積の平均値が $5 \mu\text{m}^2$ 超であると冷間鍛造で割れが生じるようになるので、介在物面積の平均値は $5 \mu\text{m}^2$ 以下とした。

[0045] また、鋼線表層部における介在物が大きく、密度が大きいほど切り屑が小さく分離しやすいため切削加工性が向上することを知見した。一方、冷間鍛造においては介在物が小さく、密度が小さいほど、介在物を起点とした加工割れが発生し難く有利であることも分かった。また、介在物が小さく、さらに密度も小さいほど発錆の起点が少なくなり耐食性が高くなることも分かった。これらの理由から、介在物の介在物面積の最大値や平均値を制御するだけでなく、鋼線表層部と鋼線中央部のそれぞれにおいて介在物の密度を制御することが重要であることを見出した。

[0046] まず、切削加工性向上に寄与する鋼線表層部における介在物の制御について説明する。

[0047] 鋼線表層部における介在物面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度が 3000 個/ mm^2 未満の場合、切削加工性が悪くなり、 7000 個/ mm^2 超の場合は冷間鍛造性が悪くなる。このため、介在物の密度は 3000 個/ mm^2 以上 7000 個/ mm^2 以下とするとよい。

[0048] 鋼線表層部の介在物を対象としたのは、次の理由による。すなわち、冷間鍛造後の切削加工を必要とする切り代は小さいほどコストが低くなるが、鋼線表層部の切削性が良好であれば、加工コストが低く抑えられ、さらに製品の平坦度や表面粗さが確保できるからである。鋼線の外径は特に限定されないが、 $\phi 1\text{mm} \sim \phi 20\text{mm}$ が望ましい。

[0049] 耐食性の観点からも、上記の成分範囲であれば、母地の合金元素の規定により発錆が抑制されることも分かった。

[0050] また、鋼線中央部において、介在物の密度が、鋼線表層部の密度より小さいことを規定した理由を説明する。鋼線中央部においては、切削加工性より冷間鍛造性及び耐食性の確保が重要であり、そのため介在物の密度を小さくすることが有効である。したがって、鋼線中央部は鋼線表層部より介在物の

密度を小さくするとよい。鋼線表層部と鋼線中央部の介在物の密度差が1000個/mm²以上であると好ましい。

[0051] 鋼線中央部において、介在物面積0.5 μm²以上の介在物の密度が、1000個/mm²以上3000個/mm²以下であることが望ましい。3000個/mm²以下とすることにより、冷間鍛造性及び耐食性を十分に確保することができる。1000個/mm²未満にすると精錬工程及び鑄造工程に手間や時間を要し生産性が低下し、製造コストが大幅に上昇するからである。

[0052] 本発明のステンレス鋼線の製造方法について説明する。

[0053] 鋼線は、その材料としてのビレットから逐次加工されて製造され、さらに鋼線から部品が製造されるが、その代表的な製造プロセスは以下の通りである。

[1]ビレット→[2]線材圧延→[3]焼鈍→[4]伸線→[5]焼鈍→[6]スキパス伸線→[7]冷間鍛造→[8]切削加工→[9]部品として使用。

また、ビレットはa合金原料溶解→b精錬→c連続鑄造のプロセスで製造される。

[0054] 上述した介在物の大きさ及び密度は、b精錬→c連続鑄造のプロセス条件によって、制御することが可能である。製錬や鑄造の諸条件と介在物性状との関連を例示する。例えば、断面積100 μm²を超える大型の介在物は、精錬工程や鑄造工程で浮上させてスラグとして溶鋼から分離することができる。このため、浮上時間を長くすると、大型の介在物が浮上しやすくなる。鑄造工程での浮上時間を大きくするため、連続鑄造時のビレットの引き抜き速度を遅くするほど、最大介在物のサイズ（断面積）を小さくすることができる。また、介在物面積0.5 μm²以上の介在物の平均介在物面積を小さくすることができる。従って、ビレットの引き抜き速度を適正化することにより、介在物面積100 μm²超の介在物が存在せず、介在物面積0.5 μm²以上の介在物の平均介在物面積を5 μm²以下にすることができる。ただし、引き抜き速度を遅くしすぎると、介在物面積0.5 μm²以上の介在物の平均介在物面積が1 μm²未満となるので、引き抜き速度を下げすぎないようにする

。後述の実施例で用いた連続鑄造装置の場合について具体的に示すと、ビレットの引抜き速度を $0.1 \sim 1.0 \text{ m/min}$ に設定すると良い。ビレットの引抜き速度が 0.1 m/min 未満だと、浮上時間が過剰に長くなるため、鋼内部には微細な介在物しか残存せず、必要な介在物面積を得ることができなくなる。さらに、過剰に清浄化されるため、快削性に必要な表層部の介在物密度も得られなくなる。一方、 1.0 m/min 超では介在物浮上時間が短すぎるため、大きな介在物が残存するだけでなく、清浄化が進まないため介在物密度が大きくなりすぎるため、冷間鍛造性が悪くなる。

[0055] また、鑄型内電磁攪拌によっても鋼内介在物を制御することが可能である。鑄型内電磁攪拌を行うと、溶鋼内に流動が発生し、介在物同士が衝突を繰り返す。それにより、一部の介在物は凝集し、浮上しやすい大型の介在物となる。この作用により、鑄型内電磁攪拌の条件を適正に設定することで鋼を清浄化することが可能になる。また、電磁攪拌は表層部と中心部の介在物密度分布にも影響を及ぼす。つまり、このような大型の介在物は、浮上しやすくなると共に、同じ介在物内での速度差が顕著に現れ出す。つまり、電磁攪拌を行う場合はビレットの外周側では溶鋼流速が速く、中心部では溶鋼流速は遅くなる。介在物が大きくなってくると、介在物の外周側は速度が速く中心部側では速度が遅いため、大型介在物は中心部へ向かって移動していく。そして、大型介在物は中心部へ向かうと同時に浮上していくため、中心部付近の介在物は大型介在物に取り込まれながら一緒に浮上していく。その結果、表層部よりも中心部のほうが介在物の密度が小さくなるのである。従って、電磁攪拌による溶鋼流速を調整することにより、（１）鋼線表層部における介在物面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の存在密度が $3000 \sim 7000 \text{ 個/mm}^2$ 、（２）介在物面積 $0.5 \mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度において、鋼線中央部が鋼線表層部より小さくできる。下記実施例で用いた丸ビレット連続鑄造装置の場合、電磁攪拌の条件は、モールドの中心からモールド半径の $5/6$ の位置に於ける流速が $10 \sim 20 \text{ cm/秒}$ となるように設定する。電磁攪拌による流速が 10 cm/秒 未満では、大型介在物の生成は少なく、介在物

密度が大きくなりすぎてしまう。一方、20cm/秒超では、大型介在物が多量に発生し、介在物の浮上が過剰となる。その結果、鋼内部には微細な介在物しか残存せず、必要な介在物平均面積を得ることができなくなる。さらに、過剰に清浄化されるため、快削性に必要な表層部介在物密度も得られなくなる。

[0056] なお、これらの設定条件は、使用している設備や諸々の操業条件によって異なる場合があり、実操業の諸条件と介在物の大きさ、密度との関係を調べて、介在物分布が本発明範囲となるように適宜設定すれば良い。

実施例

[0057] a 合金原料溶解－b 精錬－c 連続鋳造の工程でビレットを作製し、[1]ビレット－[2]線材圧延－[3]焼鈍－[4]伸線－[5]焼鈍－[6]酸洗－[7]スキンプス伸線の工程で線材コイルを製造した。

[0058] 連続鋳造は、直径178mmの丸ビレット連続鋳造装置によって行った。連続鋳造の鋳型内において電磁攪拌を適用した。電磁攪拌は、鋳型内の溶鋼に旋回流れを形成するように行った。鋳型内の溶鋼流速の測定を行った。鋳型内の溶鋼表面において、モールドの中心からモールド半径の5/6の位置の溶鋼流速を、非特許文献1に記載されたような溶鋼流速計測センサーによって計測した。

[0059] [4]伸線後に[5]焼鈍（900～950℃×1～3h、水冷等）を実施した。[7]スキンプス伸線後に介在物サイズ及び介在物分布を測定した（表1に記載）。また、スキンプス伸線後サンプルを切出し、冷間鍛造し割れの有無を調査した。冷間鍛造の条件はφ16mm鋼線を長手方向に垂直に切断してサンプルを切出し、そのサンプルを据え込み鍛造した。据え込み率（％）は、下記で70％とした。

$$\text{据え込み率（％）} = \left(\left(H - h \right) / H \right) \times 100$$

ただし、鍛造前のサンプルの長さをH、鍛造後のサンプルの長さをhとする。

[0060] 鍛造後表面の割れの有無を観察し、据え込み率70％で割れ無しを◎（優）

， 据え込み率 50% で割れ無しを○(良)， 据え込み率 50% で割れ有り を× (不可) で評価した。

[0061] また、鋼線の切削性の評価については、 $\phi 16\text{ mm}$ の鋼線の端面をサーメット工具で切削し、100 m 切削後の表面状態を R_a にて評価した。周速 150 m/min ，切り込み 0.04 mm 、送り 0.03 mm/rev 、クーラントには水溶性切削油剤を用いた。

$R_a : 0.5\text{ }\mu\text{m}$ 以下でむしろ小のものを○ (良)

$R_a : 0.5\text{ }\mu\text{m}$ 超えるかあるいはむしろ大のものを× (不可)、
で評価した。

[0062] また、冷間鍛造後に表層に切削加工を施して、図 2 に示す $\phi 20\text{ mm}$ 、厚み 1.0 mm のハブを模擬した形状のサンプルを作製した。

[0063] その後、ハブを模擬したサンプルについて JIS Z 2371 に準拠した、 35°C 5% 塩水噴霧試験 (168 h) を実施し、発錆の状況を観察した。発錆状況は、発錆無し◎ (優)， 僅かに発錆有り (レイティングナンバー 6 以上) ○ (良)， 発錆有り (レイティングナンバー 6 未満) を× (不可) として評価した。

[0064] 表 1，表 2 に本発明のハブ材用ステンレス鋼線の化学成分と冷間鍛造，切削加工，塩水噴霧試験の評価結果および比較例を示す。表中の「耐粒界腐食性指標」は $(Ti + Nb) / (C + N)$ を意味する。

[0065] 表 1 に記載した No. 1～No. 29 における電磁攪拌条件は、 $10\sim 20\text{ cm/秒}$ 、ピレット引抜き速度は $0.1\sim 1.0\text{ m/分}$ である。

[0066]

[表1]

分類	合金成分(質量%)														最大 介在物 サイズ (μm^2)	介在物 平均 面積 (μm^2)	介在物分布 (鋼線表層部) [A](個/mm ²)	介在物分布 (鋼線中央部) [B](個/mm ²)	冷間 鍛造性	切削 加工性	耐食性
	No	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	N	その他							
本発明	1	0.008	0.39	0.45	0.036	0.004	16.10	0.22	0.03	0.31	0.378		0.0135		55	3.2	4250	2130	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	2	0.007	0.29	0.57	0.031	0.003	17.26		0.03	0.33	0.362		0.0124		70	2.0	5130	3650	◎(良)	◎(良)	◎(良)
	3	0.005	0.48	0.63	0.035	0.004	17.97			0.34	0.385		0.0145		100	1.5	3020	1080	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	4	0.007	0.39	0.51	0.035	0.006	18.90	0.20		0.374			0.0133		65	4.9	4150	2090	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	5	0.003	0.41	0.48	0.039	0.003	19.26	0.27	0.03	0.28	0.374		0.0136	Al 0.05	85	4.0	5210	2130	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	6	0.004	0.51	0.62	0.032	0.004	20.97		0.02		0.324		0.0135	Ca 0.05	70	2.2	5980	5140	◎(良)	◎(良)	◎(良)
	7	0.017	0.39	0.51	0.036	0.005	16.09	0.20	0.04	0.32	0.383		0.0200	V 0.1	40	3.3	3910	1020	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	8	0.013	0.45	0.32	0.027	0.003	19.43	0.28		0.41	0.454		0.0128	B 0.01	80	4.3	5040	3000	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	9	0.012	0.47	0.33	0.026	0.004	16.07	0.27	0.04	0.40	0.447		0.0127	Bi 0.5	70	2.1	5480	2040	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	10	0.011	0.48	0.32	0.024	0.001	13.45	0.28	0.03	0.40	0.445		0.0123		95	2.4	4260	1860	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	11	0.013	0.47	0.36	0.028	0.003	29.87	0.33	0.02	0.38	0.425		0.0118		31	2.5	6470	4110	◎(良)	◎(良)	◎(良)
	12	0.011	0.45	0.34	0.025	0.004	20.26	0.29	0.02	0.45	0.488		0.0122	Mg 0.1	60	3.1	6010	4810	◎(良)	◎(良)	◎(良)
	13	0.012	0.47	0.31	0.021	0.005	20.98	0.31	0.04	0.34	0.448		0.0125	Zr 0.5	80	3.4	3530	1940	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	14	0.009	0.41	0.24	0.031	0.002	19.12	0.24	2.02		0.314	0.182	0.0138	REM 0.1	50	4.2	3800	2310	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	15	0.019	0.42	0.25	0.035	0.004	15.88	0.51	1.82	0.05	0.795	0.173	0.0132		40	3.1	5990	4180	◎(良)	◎(良)	◎(良)
	16	0.007	0.35	0.21	0.031	0.005	16.92	0.24	1.95		0.339	0.185	0.0129	Ca 0.01 B 0.002	30	1.9	6720	4550	◎(良)	◎(良)	◎(良)
比較例	17	0.011	0.43	0.23	0.032	0.001	18.18	0.23	1.93			0.254	0.0125		70	1.9	6860	2920	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	18	0.006	0.39	0.24	0.037	0.003	10.50	0.98	1.85	0.06	0.300	0.165	0.0141		80	1.2	5970	970	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	19	0.014	0.45	0.23	0.035	0.004	22.70	0.05	1.74	0.05	0.252	0.155	0.0110		40	3.9	4750	3530	◎(良)	◎(良)	◎(良)
	20	0.009	0.41	0.23	0.032	0.001	19.13	0.26	1.89	0.07	0.201	0.140	0.0245		80	1.6	4440	1800	◎(優)	◎(良)	◎(優)
	21	0.032	0.17	0.98	0.038	0.003	20.25	0.11	0.03	0.01	0.390		0.0050		35	2.0	3150	2970	◎(良)	◎(良)	×(不可)
	22	0.011	1.20	0.28	0.022	0.005	17.50	0.16	0.05	0.04	0.302		0.0175		70	3.0	4870	3220	×(不可)	◎(良)	◎(良)
	23	0.020	0.17	1.02	0.038	0.003	20.25	0.11	0.03	0.01	0.346		0.0115		35	3.0	3000	2980	◎(良)	◎(良)	×(不可)
	24	0.014	0.42	0.34	0.025	0.004	10.05	0.15	0.04	0.04	0.314		0.0143		85	2.0	4890	2950	◎(優)	◎(良)	×(不可)
	25	0.012	0.43	0.30	0.023	0.003	30.45	0.21	0.02	0.03	0.316		0.0136		50	3.0	5920	7960	×(不可)	◎(良)	◎(良)
	26	0.003	0.34	0.41	0.024	0.001	18.90	0.05	1.08	0.05	0.192		0.0136		45	3.0	4070	1350	◎(良)	◎(良)	×(不可)
	27	0.011	0.45	0.28	0.022	0.005	17.54	0.16	0.05	0.04	0.805		0.0176		70	4.0	4930	3020	×(不可)	◎(良)	◎(良)
	28	0.012	0.35	0.32	0.022	0.005	19.95	0.22	0.04	0.04	0.394		0.0260		35	4.0	4920	3400	×(不可)	◎(良)	◎(良)
	29	0.020	0.17	0.98	0.038	0.004	20.25	0.11	0.03	0.01	0.305	0.11	0.0225		45	2.0	3050	3000	◎(良)	◎(良)	×(不可)

[0067] No. 1～No. 20は、本発明の実施例を示す。いずれも冷間鍛造性、切削性及び耐食性の劣化は検出されなかった。

[0068] 一方、No. 21はC量が0.02%を上回っており、耐食性が劣化した

。No. 22はSi量が1.0%を超えており、冷間鍛造性が劣化した。No. 23はMn量が1.0%を超えており、耐食性が劣化した。

[0069] No. 24はCr量が10.5%を下回っており、耐食性が劣化した。No. 25はCr量が30.0%を上回っており、冷間鍛造性が劣化した。No. 26はNb量が0.20%を下回っており、耐食性が劣化した。

[0070] No. 27はNb量が0.80%を上回っており、冷間鍛造性が劣化した。No. 28はN量が0.025%を上回っており、冷間鍛造性が劣化した。

[0071] No. 29は粒界腐食性指標 $(Ti + Nb) / (C + N)$ が10を下回っており、耐食性が劣化した。

[0072]

[表2]

No	合金成分(質量%)												電磁 攪拌 条件 流速 (cm/s)	ピレット 引き抜き 速度 (m/min)	最大 介在物 サイズ (μm^2)	介在物 平均 面積 (μm^2)	介在物 分布 層 1/6t ~1/6t [A] (個/mm ²)	介在物 分布 1/6t~ 1/2t [B] (個/mm ²)	冷間 鍛造性	切削 加工性	耐食性	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	N										その他
30	0.008	0.39	0.45	0.036	0.003	16.05	0.22	0.03	0.31	0.378	0.0135		17.58	10	0.5	75	3.7	5860	2130	◎(優)	○(良)	◎(優)
31	0.008	0.46	0.98	0.031	0.024	16.45	0.21	0.03	0.32	0.381	0.0135		17.72	15	0.1	55	1.6	5280	3260	◎(優)	○(良)	○(良)
32	0.005	0.15	0.15	0.038	0.001	17.82	0.16	0.12	0.43	0.302	0.0090		21.57	20	0.3	43	2.2	5030	3650	○(良)	○(良)	○(良)
33	0.009	0.39	0.45	0.036	0.003	16.08	0.24	0.05	0.30	0.365	0.0135		17.50	10	0.8	80	4.8	6040	3150	◎(優)	○(良)	○(良)
34	0.008	0.39	0.45	0.032	0.005	16.09	0.22	0.03	0.31	0.377	0.0135		17.10	15	1.0	90	5.0	5420	4070	○(良)	○(良)	○(良)
35	0.008	0.39	0.45	0.036	0.004	16.10	0.22	0.03	0.31	0.378	0.0135		17.58	10	1.3	96	7.0	7150	5820	×(不可)	○(良)	×(不可)
36	0.009	0.46	0.98	0.031	0.025	16.50	0.21	0.03	0.32	0.381	0.0135		16.93	20	1.2	200	6.5	5510	3680	×(不可)	○(良)	×(不可)
37	0.005	0.15	0.15	0.038	0.001	17.80	0.16	0.12	0.43	0.302	0.0090		21.57	10	0.05	22	0.8	2860	2790	○(良)	×(不可)	◎(優)
38	0.008	0.39	0.45	0.036	0.004	16.10	0.24	0.05	0.30	0.365	0.0135		17.50	25	0.2	35	0.7	2570	2060	○(良)	×(不可)	◎(優)
39	0.008	0.39	0.45	0.032	0.004	16.10	0.22	0.03	0.31	0.377	0.0135		17.10	5	0.3	52	1.4	8580	7430	×(不可)	○(良)	×(不可)

[0073] 表2に記載した実施例においては、電磁攪拌による溶鋼流速（cm／秒）とピレットの引き抜き速度（m／分）を変化させた。本実施例を適用した連

続鑄造装置においては、ビレットの引抜速度が 0.1 m/分 未満だと、浮上時間が過剰に長くなる結果、鋼内部には微細な介在物しか残存せず、必要な介在物平均面積を得ることができなくなる。一方、 1.0 m/分 超では介在物浮上時間が短すぎるため、最大介在物サイズが本発明範囲を超え、あるいは平均介在物面積が本発明の上限を超え、冷間鍛造性が悪くなる。電磁攪拌による流速が 10 cm/秒 未満では、鋼線の半径方向において鋼線中央部の介在物密度を減少させることができず、介在物の分布が適正にならない。一方、 20 cm/秒 超では、大型介在物が多量に発生し、介在物の浮上が過剰となる。その結果、鋼内部には微細な介在物しか残存せず、必要な介在物平均面積を得ることができなくなる他、過剰に清浄化されるため、快削性に必要な表層部介在物密度も得られなくなる。

[0074] 表2のNo. 30～No. 34は本発明の実施例を示す。成分が本発明範囲内であり、電磁攪拌による溶鋼流速とビレットの引き抜き速度を好適条件とした結果として、鋼線中の介在物の大きさ、密度、分布が本発明範囲内にあり、いずれも冷間鍛造性、切削性及び耐食性の劣化は検出されなかった。

[0075] 比較例のNo. 35はビレット引抜き速度が 1.0 m/分 を上回り、介在物平均面積が $5\text{ }\mu\text{ m}^2$ を上回っており、鋼線表層部の介在物密度が上限を上回り、冷間鍛造性および耐食性が劣化した。No. 36はビレット引抜き速度が 1.0 m/分 を上回り、介在物サイズが $100\text{ }\mu\text{ m}^2$ を上回っており、介在物平均面積が $5\text{ }\mu\text{ m}^2$ を上回っており、冷間鍛造性および耐食性が劣化した。No. 37はビレット引抜き速度が 0.1 m/分 を下回り、介在物平均面積が $1\text{ }\mu\text{ m}^2$ を下回っており、鋼線表層部の介在物密度が下限を下回り、切削加工性が劣化した。

[0076] No. 38は 電磁攪拌速度が 20 cm/秒 を上回り、介在物平均面積が $1\text{ }\mu\text{ m}^2$ を下回っており、鋼線表層部の介在物密度が 3000 個/mm^2 を下回り、切削加工性が劣化した。No. 39は電磁攪拌速度が 10 cm/秒 を下回り、鋼線表層部の介在物密度が 7000 個/mm^2 を上回っており、冷間鍛造性および耐食性が劣化した。

産業上の利用可能性

[0077] 本発明に係るフェライト系ステンレス鋼は、冷間鍛造性、切削性および耐食性に優れたているので、電子機器部品（ハードディスク、ハブ等）等に利用することができる。

符号の説明

- [0078]
- | | |
|---|-------|
| 1 | 試験片 |
| 2 | 被検面 |
| 3 | 鋼線表層部 |
| 4 | 鋼線中央部 |

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.001%以上0.02%以下、

Si : 0.1%以上1.0%以下、

Mn : 1.0%以下、

Cr : 10.5%以上30.0%以下、

N : 0.001%以上0.025%以下

を含有し、更に、

Nb : 0.20%以上0.80%以下

Ti : 0.10%以上0.50%以下

のうち1種または2種を含有し、更に

Cu : 0.05%以上1.0%以下

Ni : 0.05%以上1.0%以下

Mo : 0.02%以上2.5%以下

のうち1種または2種以上を含有し、

$$(Nb + Ti) / (C + N) \geq 10$$

を満足し、残部がFe及び不可避免の不純物である鋼線であって、

不可避免の不純物として

P : 0.04%以下、

S : 0.03%以下に制限され、

更に

鋼線の中心を通り、鋼線の軸方向に平行な断面において、

面積 $100\mu\text{m}^2$ 超の介在物が存在せず、面積 $0.5\mu\text{m}^2$ 以上の介在物の面積の平均値が $1\mu\text{m}^2$ 以上 $5\mu\text{m}^2$

以下であり、

且つ、鋼線表面より鋼線中心方向に鋼線外径の $1/6$ の長さまでの部分を鋼線表層部、鋼線表面から鋼線外形の $1/6$ を超え鋼線の中心までの部分を鋼線中央部としたとき、

鋼線表層部において面積 $0.5\mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度が3000～7000個/ mm^2 であり、かつ

面積 $0.5\mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度について鋼線中央部の密度が鋼線表層部の密度より小さいことを特徴とするフェライト系ステンレス鋼線。

[請求項2] 前記鋼線中央部における面積 $0.5\mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度が3000個/ mm^2 以下であることを特徴とする請求項1に記載のフェライト系ステンレス鋼線。

[請求項3] 鋼線中央部と鋼線表層部における面積 $0.5\mu\text{m}^2$ 以上の介在物の密度の差が1000個/ mm^2 以上であることを特徴とする請求項1または2に記載のフェライト系ステンレス鋼線。

[請求項4] さらに質量%で、

Al : 0.05%以下、

Ca : 0.05%以下

V : 0.1%以下、

B : 0.01%以下、

Bi : 0.5%以下

Mg : 0.1%以下

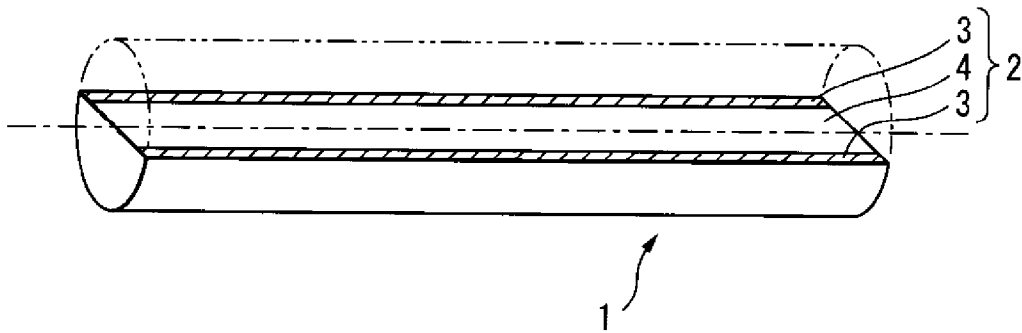
Zr : 0.5%以下

REM : 0.1%以下

の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載のフェライト系ステンレス鋼線。

[図1]

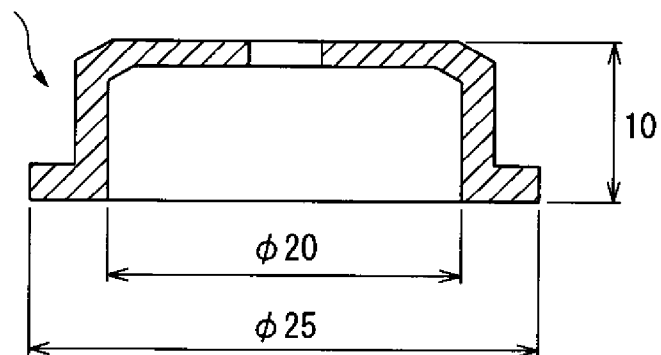
図1



[図2]

図2

ハブ形状を模擬したサンプル



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/058332

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B22D11/00(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i, C22C38/54(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, B22D11/00, B22D27/02

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 2010-261074 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 18 November 2010 (18.11.2010), claims 1 to 3 (Family: none)	1-4
A	JP 2008-266677 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 06 November 2008 (06.11.2008), table 1, steels M to O according to the present invention (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
05 June, 2014 (05.06.14)

Date of mailing of the international search report
17 June, 2014 (17.06.14)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2014/058332

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 2007-77444 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 29 March 2007 (29.03.2007), table 1, steels Q to T, V to X (Family: none)	1-4
A	JP 2007-169714 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 05 July 2007 (05.07.2007), table 1, steels J to M according to the present invention (Family: none)	1-4
A	JP 2006-233251 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 07 September 2006 (07.09.2006), table 1, A to C, E (Family: none)	1-4
A	JP 2006-16665 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 19 January 2006 (19.01.2006), table 2, steels T to X according to the present invention & TW 267557 B & KR 10-2006-0049716 A & CN 1715437 A	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, B22D11/00(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i, C22C38/54(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, B22D11/00, B22D27/02

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 2010-261074 A（新日鐵住金ステンレス株式会社）2010. 11. 18, 【請求項 1】－【請求項 3】（ファミリーなし）	1-4
A	JP 2008-266677 A（新日鐵住金ステンレス株式会社）2008. 11. 06, 【表 1】の本発明鋼M－O（ファミリーなし）	1-4
A	JP 2007-77444 A（新日鐵住金ステンレス株式会社）2007. 03. 29, 【表 1】の鋼Q－T、V－X（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

0 5 . 0 6 . 2 0 1 4

国際調査報告の発送日

1 7 . 0 6 . 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

5 2 7 6

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 2007-169714 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2007. 07. 05, 【表 1】の本発明鋼 J-M (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2006-233251 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2006. 09. 07, 【表 1】の A-C、E (ファミリーなし)	1-4
A	JP 2006-16665 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2006. 01. 19, 【表 2】の本発明鋼 T-X & TW 267557 B & KR 10-2006-0049716 A & CN 1715437 A	1-4