

(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12月17日(17.12.2015)



(10) 国際公開番号
WO 2015/190422 A1

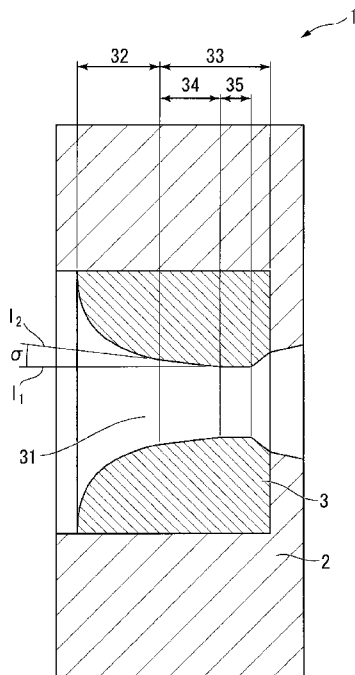
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01) F16F 1/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/066436
- (22) 国際出願日: 2015年6月8日(08.06.2015)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2014-120986 2014年6月11日(11.06.2014) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金ステンレス株式会社(NIPPON STEEL & 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: 山先 祥太(YAMASAKI Shota); 〒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: 志賀 正武, 外(SHIGA Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨー

[続葉有]

(54) Title: HIGH STRENGTH DUPLEX STAINLESS STEEL WIRE ROD, HIGH STRENGTH DUPLEX STAINLESS STEEL WIRE AND MANUFACTURING METHOD THEREFOR AS WELL AS SPRING COMPONENT

(54) 発明の名称: 高強度複相ステンレス鋼線材、高強度複相ステンレス鋼線とその製造方法、ならびにばね部品

[図1]



(57) Abstract: The present high strength duplex stainless steel rod contains, in mass%, C: 0.01-0.21%, Si: 0.05-3.2%, Mn: 0.1-15%, Ni: 0.5% to less than 5%, Cr: 10.0-25.0%, and N: 0.01-0.35%, with the remainder being obtained from Fe and unavoidable impurities. The metal structure has a multiphase structure configured from an α phase, a γ phase and a strain-induced α' phase, with the α phase being 20-70 vol%, the strain-induced α' phase being 5-50 vol%, and the α phase + strain-induced α' phase being at least 30 vol%. The amount of orientation of the [100] plane in the RD direction in the α phase and γ phase is at least 5%. Md30 in the γ phase is -15 - 45. F value is not more than -6.12 and SFE in the γ phase is -20 - 35.

(57) 要約: この高強度複相ステンレス鋼線は、質量%で、C: 0.01~0.21%、Si: 0.05~3.2%、Mn: 0.1~15%、Ni: 0.5%以上、5%未満、Cr: 10.0~25.0%、及びN: 0.01~0.35%を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、金属組織が、 α 相、 γ 相及び加工誘起 α' 相から構成される複相組織を有し、 α 相: 20~70vol%、加工誘起 α' 相: 5~50vol%、 α 相+加工誘起 α' 相: 30vol%以上であり、 α 相と γ 相におけるRD方向の[100]面の配向量が5%以上であり、 γ 相中のMd30が-15~45、F値が-6.12以下、 γ 相中のSFEが-20~35である。

WO 2015/190422 A1

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))

明 細 書

発明の名称：

高強度複相ステンレス鋼線材、高強度複相ステンレス鋼線とその製造方法、ならびにばね部品

技術分野

[0001] 本発明は、高強度複相ステンレス鋼線材、高強度複相ステンレス鋼線とその製造方法、ならびにばね部品に関し、特に、ばね部品用として好適な、剛性率と捻り加工性に優れる高強度複相ステンレス鋼線およびそれに用いられる線材に関する。

本願は、2014年6月11日に、日本に出願された特願2014-120986号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 従来、コイルばねに代表されるような、剛性率に優れる高強度ステンレス製品は、SUS304、SUS316を代表とするオーステナイト系ステンレス鋼線材及び鋼線を素材として加工・成型され製造されてきた。しかしながら、上記のようなオーステナイト系ステンレス鋼線材を加工して製造されたステンレス製品の剛性率は、普通鋼材から製造された製品に比べて劣るという欠点があった。

[0003] 上記課題に対して、強度や剛性率を向上させるために、加工誘起マルテンサイト（加工誘起 α' ）や金属間化合物による強化を利用する技術が検討されている（例えば、特許文献1，2）。しかしながらこの技術では、多量のマルテンサイト（ α' ）を利用するため、得られる製品の捻り加工性に劣る。

[0004] また、上記技術によって得られるステンレス鋼は希少金属の高価なNiを多く含有しており、製造コストの観点から望ましくない。そのため、近年では、このようなステンレス鋼に対して低Ni化（Ni量の低減）による低コスト化の要求が強くなってきている。

[0005] 低Ni化の方策として、高Mn系ステンレス鋼が提案されてきた。そして、高Mn系ステンレスの強度を向上させる手段として、金属組織の複相組織化（金属組織を複相組織とすること）が挙げられる（例えば、特許文献3）。

特許文献3に記載の技術は、複相組織のうちオーステナイト（ γ ）量を制御し、高強度化を図っている。しかしながら、特許文献3に記載の技術では、さらなる高強度化を望む近年の要求強度を満たしてないばかりか、剛性率が十分でない。

[0006] また、特許文献3に記載の技術は、高い強度を必要とする構造用部材に用いられる鋼板に好適な技術であって、鋼線材に対し複相組織化（鋼線材を複相組織化すること）を利用する技術は未だ検討されていない。

[0007] これまでの安価な素材である低Ni系・高Mn系のステンレス鋼線材及び鋼線は、ばね用として幅広く使用されておらず、さらに従来のばね用素材では、剛性率と捻り加工性の向上が不充分であった。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開2005-298932号公報

特許文献2：特開2012-97350号公報

特許文献3：特開2008-291282号公報（特許第4949124号公報）

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 本発明の課題は、剛性率と捻り加工性に優れる高強度複相ステンレス鋼材、高強度複相ステンレス鋼線とその製造方法、ならびにばね部品を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明の一態様では、高Mn、低Ni系の廉価原料で、オーステナイト相

(γ) 中の $Md30$ 値と、積層欠陥エネルギーの生成指標である SFE とを規定した素材（鋼線材）に対し、伸線プロセス制御（伸線の減面率（50～90%）と BA 熱処理（ストランド焼鈍）の温度（950～1150℃））を組み合わせた製造方法を適用することが重要である。

その結果、フェライト相（ α ）の変形集合組織が加工誘起マルテンサイト相（加工誘起 α' ）によって $RD//\{100\}$ （ RD 方向に対して平行な $\{100\}$ 面）へ配向する。また γ の変形集合組織も低 SFE （ SFE 値が小さいこと）によって $RD//\{100\}$ へ配向する。これにより、得られる鋼線の剛性率と捻り加工性が向上する。また、本発明の一態様に係る鋼線の相比率は高（ $\alpha +$ 加工誘起 α' ）量である（フェライト相と加工誘起マルテンサイト相との合計量が多い）ため、 FCC 構造を有するオーステナイト系ステンレス鋼線より高い剛性率を示すことが可能である。

本発明の一態様の要旨は下記のとおりである。

[0011] (1) 質量%で、

C : 0.01～0.21%、

Si : 0.05～3.2%、

Mn : 0.1～15%、

Ni : 0.5%以上、5%未満、

Cr : 10.0～25.0%、及び

N : 0.01～0.35%を含有し、

残部が Fe および不可避免的不純物からなり、

金属組織がフェライト相及びオーステナイト相を含み、前記フェライト相の量が 20～70 vol.% であり、

下記 (a) 式で示されるオーステナイト相中の $Md30$ が $-15 \sim 45$ であり、

下記 (b) 式で示される F 値が -6.12 以下であり、

下記 (c) 式で示されるオーステナイト相中の SFE が $-20 \sim 35$ であることを特徴とする高強度複相ステンレス鋼線材。

$$Md30 = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (a)$$

$$F\text{値} = Ni + 30C + 0.12Mn + 18N - (0.78Cr + 1.17Si + 1.09Mo) \dots (b)$$

$$SFE = -53 + 6.2Ni + 0.7Cr + 3.2Mn + 9.3Mo \dots (c)$$

但し、式中の元素記号は、その元素の鋼中における含有量（質量％）を意味する。

(2) 更に質量％で、

Mo : 3.0％以下、

Cu : 3.0％以下、

Co : 2.5％以下、

Al : 0.001～2.0％、及び

B : 0.012％以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(1)に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

(3) 更に質量％で、

W : 2.5％以下、及び

Sn : 2.5％以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(1)または(2)に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

(4) 更に質量％で、

Ti : 1.0％以下、

V : 2.5％以下、

Nb : 2.5％以下、及び

Ta : 2.5％以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(1)～(3)の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

(5) 更に質量％で、

Ca : 0.012％以下、

Mg : 0.012％以下、

Zr : 0.012%以下、及び

REM : 0.05%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(1)～(4)の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

[0012] (6) 質量%で、

C : 0.01～0.21%、

Si : 0.05～3.2%、

Mn : 0.1～15%、

Ni : 0.5%以上、5%未満、

Cr : 10.0～25.0%、及び

N : 0.01～0.35%を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

金属組織が、フェライト相、オーステナイト相及び加工誘起マルテンサイト相から構成される複相組織を有し、前記フェライト相の量が20～70vol.%であり、前記加工誘起マルテンサイト相の量が5～50vol.%であり、前記フェライト相と前記加工誘起マルテンサイト相との合計量が30vol.%以上であり、前記フェライト相と前記オーステナイト相におけるRD方向の{100}面の配向量が5%以上であり、

下記(a)式で示されるオーステナイト相中のMd30が-15～45であり、

下記(b)式で示されるF値が-6.12以下であり、

下記(c)式で示されるオーステナイト相中のSFEが-20～35であることを特徴とする高強度複相ステンレス鋼線。

$$Md30 = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (a)$$

$$F \text{ 値} = Ni + 30C + 0.12Mn + 18N - (0.78Cr + 1.17Si + 1.09Mo) \dots (b)$$

$$SFE = -53 + 6.2Ni + 0.7Cr + 3.2Mn + 9.3Mo \dots$$

・ ・ ・ (c)

但し、式中の元素記号は、その元素の鋼中における含有量（質量％）を意味する。

(7) 更に質量％で、

Mo : 3.0%以下、

Cu : 3.0%以下、

Co : 2.5%以下、

Al : 0.001~2.0%、及び

B : 0.012%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(6)に記載の高強度複相ステンレス鋼線。

(8) 更に質量％で、

W : 2.5%以下、及び

Sn : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(6)または(7)に記載の高強度複相ステンレス鋼線。

(9) 更に質量％で、

Ti : 1.0%以下、

V : 2.5%以下、

Nb : 2.5%以下、及び

Ta : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(6)~(8)の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線。

(10) 更に質量％で、

Ca : 0.012%以下、

Mg : 0.012%以下、

Zr : 0.012%以下、及び

REM : 0.05%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする上記(6)~(9)の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線。

。

[0013] (11) 上記(1)~(5)の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス

鋼線材を用いた上記（６）～（１０）の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線の製造方法であって、

前記高強度複相ステンレス鋼線材に対して５０～９０％の減面率で伸線を施す一次伸線の工程と、次いで前記高強度複相ステンレス鋼線材に対して９５０～１１５０℃で５ｍｉｎ以下保持する熱処理を施す工程と、次いで前記高強度複相ステンレス鋼線材に対して５０～９０％の減面率で伸線を施す二次伸線の工程を有し、前記二次伸線の工程において、伸線温度を２０～１００℃、ダイス半角を６～１１°とすることを特徴とする高強度複相ステンレス鋼線の製造方法。

[0014] （１２） 上記（６）～（１０）の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線からなることを特徴とするばね部品。

発明の効果

[0015] 本発明の一態様によれば、剛性率と捻り加工性に優れる高強度複相ステンレス鋼材、高強度複相ステンレス鋼線とその製造方法、ならびにばね部品を提供できる。

また、本発明の一態様による高強度複相ステンレス線材及びステンレス鋼線は、廉価であり、かつ強度と剛性率に優れるため、この鋼線をばね部品等に適用することで、剛性率と捻り加工性に優れたばね等の部品を安価に提供することができる。

図面の簡単な説明

[0016] [図1]伸線ダイスの断面図（貫通孔の中心軸に沿った断面図）を示す。

発明を実施するための形態

[0017] 本実施形態に係る高強度複相ステンレス鋼材（以下、単に高強度複相ステンレス鋼材、ステンレス鋼線材、線材ともいう。）は、質量％で、C：０．０１～０．２１％以下、Si：０．０５～３．２％、Mn：０．１～１５％、Ni：０．５％以上、５％未満、Cr：１０～２５％、及びN：０．０１～０．３５％を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、金属組織がフェライト相及びオーステナイト相を含み、前記フェライト相の量が２

0～70 vol. %であり、下記 (a) 式で示されるオーステナイト相中の $Md30$ が $-15 \sim 45$ であり、下記 (b) 式で示される F 値が -6.12 以下であり、下記 (c) 式で示されるオーステナイト相中の SFE が $-20 \sim 35$ であることを特徴とする。

$$Md30 = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni+Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (a)$$

$$F \text{ 値} = Ni + 30C + 0.12Mn + 18N - (0.78Cr + 1.17Si + 1.09Mo) \dots (b)$$

$$SFE = -53 + 6.2Ni + 0.7Cr + 3.2Mn + 9.3Mo \dots (c)$$

但し、式中の元素記号は、その元素の鋼中における含有量（質量％）を意味する。

以下に、先ず、ステンレス鋼線材の成分組成の限定理由について説明する。なお、以下の説明における（％）は、特に説明がない限り、質量％である。

[0018] Cは、伸線加工後に高強度を得るために、0.01％以上添加する。しかしながら、Cを、0.21％を超えて添加すると、捻り加工性が低下する傾向となるおそれがあるため、C量は0.21％以下とし、好ましくは0.14％以下とする。また、C量が0.01％未満となると、剛性率が不足するおそれがある。以上から、C量は0.01％以上0.21％以下とする。

[0019] Siは、脱酸を行い、脱酸生成物を少なくして強度特性を確保するために0.05％以上添加する。好ましくは、Si量を0.2％以上とする。しかしながら、Siを、3.2％を超えて添加すると、その効果は飽和するばかりか、伸線加工性と捻り加工性が悪くなり、また、鋼線の剛性率を劣化させるため、Si量の上限を3.2％にする。Si量は、好ましくは1.5％以下である。

[0020] Mnは、高価なNiの代替元素として有効であり、かつ後述するSFEを高める元素である。このため、伸線後、オーステナイト (γ) の変形集合組

織をRD方向に対して平行な{100}面(RD//{100})へ十分に配向させることができ、Mnは剛性率と捻り加工性を高める効果を有する。これらの効果を享受するため、Mn量を0.1%以上とする。Mn量は好ましくは1%超である。しかしながら、Mnを、15%を超えて添加すると、素材の剛性率と捻り加工性を劣化させるため、Mn量の上限を15%に限定する。

[0021] Niは、剛性率と捻り加工性を確保するため、0.5%以上添加する。好ましくは、Ni量を1.0%以上とする。しかしながら、5.0%以上のNiを添加すると、 γ 中のMd30値が低くなり、剛性率が劣るばかりか、本実施形態の低Ni化(Ni量の低減)の特徴が損なわれる。そのため、Ni量の上限を5%未満にする。Ni量は、好ましくは、4.5%以下である。

[0022] Crは、耐食性を確保するため、10.0%以上添加する。好ましくはCr量を13.0%以上とする。しかしながら、Crを、25%を超えて添加すると、 γ 中のMd30値が低くなり、剛性率が劣るため、Cr量の上限を25.0%にする。Cr量は、好ましくは、24.0%以下である。

[0023] Nは、剛性率を確保するために、0.01%以上添加する。好ましくはN量を0.04%以下とする。しかしながら、Nを、0.35%を超えて添加すると、剛性率と捻り加工性を劣位にするばかりか、製鋼プロセスで窒素のブローホールが生成して製造性を大幅に劣化させる。そのため、N量の上限を0.35%とする。N量は、好ましくは、0.30%以下である。

[0024] 本実施形態のステンレス線材および鋼線は、上述してきた元素以外は、Fe及び不可避免的不純物からなる。

代表的な不可避免的不純物としては、O, S, Pなどが挙げられ、通常、鉄鋼の製造プロセスで不可避免的不純物として0.0001~0.1%の範囲の量で混入する。

また、上述してきた元素以外の任意添加元素について、代表的なものを上記[2]~[5]にて説明したが、詳細を以下で説明する。なお、本明細書中に記載されていない元素であっても、本実施形態の効果を損なわない範囲

で含有させることが出来る。

- [0025] 上記 [2] にて記載した成分組成の限定理由について説明する。
- [0026] Moは、耐食性を向上させる効果を有するため、0.05%以上含有させることが好ましい。しかしながら、Moを、3.0%を超えて含有すると、その効果は飽和するばかりか、逆に剛性率と捻り加工性が劣化するおそれがある。そのため、必要に応じて3.0%以下の範囲の量でMoを含有させることが好ましい。Mo量は、より好ましくは、2.5%以下である。
- [0027] Cuは、微細Cu析出物として強度や剛性率に寄与させることができるため、0.05%以上含有させることが好ましい。しかしながら、Cuを、3.0%を超えて含有すると、剛性率が低下するおそれがある。そのため、必要に応じて3.0%以下の範囲の量でCuを含有させることが好ましい。Cu量は、より好ましくは、2.5%以下である。
- [0028] Coは、線材、鋼線の剛性率を向上させる効果を有するため、0.05%以上含有させることが好ましく、0.1%以上含有させることがより好ましい。しかしながら、Coを、2.5%を超えて含有すると、その効果は飽和するばかりか、逆に鋼線の剛性率が劣化するおそれがある。そのため、必要に応じて2.5%以下の範囲の量でCoを含有させることが好ましい。Co量は、より好ましくは、1.0%以下であり、更に好ましくは0.8%以下である。
- [0029] Bは、粒界強度を向上させて、線材、鋼線の強度を向上させるのに有効な元素である。そのため、Bを0.0004%以上含有させることが好ましく、0.001%以上含有させることがより好ましい。しかしながら、Bを、0.012%を超えて含有すると、粗大なボライド生成により、逆に強度が劣化するおそれがある。そのため、必要に応じてBを0.012%以下の範囲の量で含有させることが好ましい。B量は、より好ましくは、0.010%以下であり、更に好ましくは0.005%以下である。
- [0030] Alは、脱酸を促進して介在物の清浄度レベルを向上させ、線材、鋼線の強度を向上させるのに有効な元素であるため、0.001%以上含有させる

ことが好ましい。A l量は、より好ましくは0.003%以上であり、さらに好ましくは0.005%以上である。しかしながら、A lを、2.0%を超えて含有すると、その効果は飽和するばかりか、材料自体の強度が劣化する。そのため、必要に応じて2.0%以下の範囲の量でA lを含有させることが好ましい。A l量は、より好ましくは、1.0%以下であり、更に好ましくは0.1%以下である。

[0031] 次に、上記 [3] にて記載した成分組成の限定理由について説明する。

[0032] Wは、耐食性を向上させるのに有効な元素であるため、0.05%以上含有させることが好ましい。W量は、より好ましくは、0.1%以上である。しかしながら、Wを、2.5%を超えて含有すると、その効果は飽和するばかりか、逆に剛性率が劣化するおそれがある。そのため、必要に応じて2.5%以下の範囲の量でWを含有させることが好ましい。W量は、より好ましくは、2.0%以下であり、更に好ましくは1.5%以下である。

[0033] S nは、耐食性を向上させるのに有効な元素であるため、0.01%以上含有させることが好ましい。S n量は、より好ましくは、0.05%以上である。しかしながら、S nを、2.5%を超えて含有すると、その効果は飽和するばかりか、逆に剛性率が劣化するおそれがある。そのため、必要に応じて2.5%以下の範囲の量でS nを含有させることが好ましい。S n量は、より好ましくは、1.0%以下であり、更に好ましくは0.2%以下である。

[0034] 次に、上記 [4] にて記載した成分組成の限定理由について説明する。

[0035] T i, V, N b, T aは、炭窒化物を形成して結晶粒径を微細にして、線材、鋼線の剛性率を改善するため、必要に応じて、T i : 1.0%以下, V : 2.5%以下, N b : 2.5%以下, 及びT a : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有させてもよい。しかしながら、これら各元素を、それぞれの規定された上限を超えて含有させると、粗大介在物が生成し、線材、鋼線の剛性率が低下するおそれがある。これらのことから、各元素の量の好ましい範囲は、T i : 0.03~0.7%、V : 0.04~1.5%、N b

: 0.04~1.5%、Ta: 0.04~1.5%であり、更に好ましくは、Ti: 0.05~0.5%、V: 0.08~0.9%、Nb: 0.08~0.9%、Ta: 0.08~0.9%である。

[0036] 次に、上記 [5] にて記載した成分組成の限定理由について説明する。

[0037] Ca, Mg, Zr, REMは、脱酸のため、必要に応じて、Ca: 0.012%以下、Mg: 0.012%以下、Zr: 0.012%以下、及びREM: 0.05%以下から選択される1種以上を含有させてもよい。しかしながら、これら各元素を、それぞれの規定された上限を超えて含有すると、粗大介在物が生成して鋼線の剛性率が低下するおそれがある。これらのことから、各元素の量の好ましい範囲は、Ca: 0.0004~0.010%、Mg: 0.0004~0.010%、Zr: 0.0004~0.010%、REM: 0.0004~0.05%であり、更に好ましくはCa: 0.001~0.005%、Mg: 0.001~0.005%、Zr: 0.001~0.005%、REM: 0.001~0.05%である。

[0038] 以上説明した各元素の他にも、本実施形態の効果を損なわない範囲で含有させることが出来る。その他の成分について本実施形態では特に規定するものではないが、一般的な不純物元素であるP、S、Zn、Bi、Pb、Se、Sb、H、Ga等は可能な限り低減することが好ましい。これらの元素は、本実施形態の課題を解決する限度において、その含有量（割合）が制御され、必要に応じて、 $P \leq 400 \text{ ppm}$ 、 $S \leq 100 \text{ ppm}$ 、 $Zn \leq 100 \text{ ppm}$ 、 $Bi \leq 100 \text{ ppm}$ 、 $Pb \leq 100 \text{ ppm}$ 、 $Se \leq 100 \text{ ppm}$ 、 $Sb \leq 500 \text{ ppm}$ 、 $H \leq 100 \text{ ppm}$ 、 $Ga \leq 500 \text{ ppm}$ の1種以上を含有する。

[0039] 次に、本実施形態に係る線材の金属組織について説明する。

線材の金属組織において、フェライト相の量（ α 量）を体積%で、20~70%に限定する。

線材の α 量が20%未満では、剛性率が劣化するため、下限を20%とする。 α 量は、好ましくは、27%以上である。一方、 α 量が70%を超える

と、強度特性に劣るばかりか、熱間製造性を得られない。そのため、 α 量の上限を70%に限定する。 α 量は、好ましくは60%以下である。

[0040] また、線材において、フェライト相以外の金属組織の残部はオーステナイト相と不可避的析出相（不可避的に含まれる析出相）である。

なお、本実施形態に係る線材を用いて製造された鋼線の金属組織については後述することとする。

[0041] 次に、Md30値について説明する。本実施形態に係る線材において、オーステナイト相中のMd30値を-15~45に限定する。

Md30値は、伸線後の加工誘起マルテンサイト量と成分の関係をそれぞれ調査して得られた指標であり、高強度と鋼線の疲労特性を安定的に確保するために制御する必要がある。

[0042] Md30値は、下記式（a）より求められる値であり、オーステナイト相中のこの値が-15未満の場合、加工誘起 α' 相を生成し難くなり、剛性率を劣位にする。一方、Md30値が45を超えると、オーステナイト相が不安定となり、伸線加工で加工誘起マルテンサイト相が50体積%を超える量に生成し、捻り加工性が劣化する。そのため、Md30値を-15~45に限定する。好ましくは、Md30値を-10以上とし、40以下とする。

[0043]
$$Md30 = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (a)$$

[0044] 次に、SFEについて説明する。

SFEは、積層欠陥エネルギーの生成指標を示すものであり、下記式（c）により求められる値である。オーステナイト相（ γ ）中のSFE値が-20未満の場合、転位構造がプラナー化するため、捻り加工性に劣る。一方、 γ 中のSFE値が35を超えると、伸線時に、オーステナイトの変形集合組織のRD// γ {100}面への配向量が減少するため、剛性率が劣化する。そのため、SFE値の上限を35に限定する。好ましくは、SFEを-15以上とし、30以下とする。

[0045]
$$SFE = -53 + 6.2Ni + 0.7Cr + 3.2Mn + 9.3Mo \dots$$

・ ・ ・ (c)

[0046] F値は、下記式(b)により求められる値であり、溶体化熱処理後のフェライト量の指標である。この値が-6.12より大きい場合、加工誘起 α' 量が増加し、捻り加工性が劣ることに加え、 α 量が少なくなるため、剛性率は劣位となる。そのため、F値の上限を-6.12に限定する。この値が小さい場合、加工誘起 α' 量が減少し、ねじり加工性が劣化する。好ましくは、F値を-1.5以上-6.1以下とする。

$$F \text{ 値} = Ni + 30C + 0.12Mn + 18N - (0.78Cr + 1.17Si + 1.09Mo) \quad \dots (b)$$

[0047] なお、上記式(a)～式(c)における元素記号は、その元素の鋼中における含有量(質量%)を意味し、式中の元素の含有量が0%である場合は、その記号箇所には「0」を代入して値を算出することとする。

[0048] 次に、本実施形態に係る鋼線について説明する。

鋼線の化学組成は、上述した鋼線材の化学組成と同一であり、かつ上記Md30値、上記F値、上記SFE値を満足する。

また鋼線の金属組織は、フェライト相、オーステナイト相及び加工誘起マルテンサイト相から構成される複相組織を有し、フェライト相の量が20～70vol.%であり、加工誘起マルテンサイト相の量が5～50vol.%であり、フェライト相と加工誘起マルテンサイト相との合計量が30vol.%以上である。

[0049] 鋼線の α 量は、線材と同様に、体積%で20～70%である。

鋼線の α 量が20%未満では、剛性率が劣化するため、 α 量の下限を20%とする。 α 量は、好ましくは、27%以上である。一方、 α 量が70%を超えると、強度特性が劣るおそれがあるため、上限を70%に限定する。 α 量は、好ましくは60%以下である。

[0050] 鋼線の加工誘起 α' 量が5vol.%未満では、伸線時に α の変形集合組織がRD//{100}に十分に配向しないため、高剛性率を得られない。そのため、鋼線の加工誘起 α' 量の下限を5vol.%にする。一方、加工

誘起 α' 量が50vol.%を超えると、捻り加工性が劣位になるので、上限を50vol.%とする。加工誘起 α' 量は、好ましくは40vol.%以下であり、更に好ましくは15vol.%以下である。

[0051] 鋼線のフェライト相と加工誘起マルテンサイト相との合計量 (α +加工誘起 α') (BCC量) が30%未満では、高剛性率を得られないため、下限を30vol.%に限定する。合計量 (α +加工誘起 α') は、好ましくは35vol.%以上であり、更に好ましくは70vol.%以上である。なお、合計量 (α +加工誘起 α') の上限は特に限定されないが、フェライト相ならびにオーステナイト相を確保する観点から、98vol.%以下とすることが好ましい。

[0052] 鋼線の α と γ におけるRD方向に平行な{100}面 (RD//{100}) の配向量について説明する。

剛性率は、集合組織に依存する性質を有し、RD//{100}が剛性率を最も高める。また、RD//{100}の場合、すべり方向と伸線軸方向が一致し、捻り加工性を劣位にする。よって、 α と γ におけるRD//{100}の配向量が5vol.%未満の場合、高い剛性率と捻り加工性を得られないため、下限を5vol.%に限定する。なお、 α と γ におけるRD//{100}の配向量の上限については特に限定しないが、捻り加工性の観点から、40vol.%以下とすることが好ましく、更に好ましくは5~20vol.%とする。また、RD//{100}を5~20%とする条件は、 $SFE < 0$ 且つBCC (α +加工誘起 α') 量 $> 70\%$ である。

[0053] なお、鋼線のRD//{100}量は、例えばFE-SEM/EBSD解析によって測定することができる。

具体的には、例えば、解析場所を中心部 ($D/2$; D は鋼線の直径) とし、 $60 \times 60 \mu m$ の視野を5視野測定する。そして伸線軸方向をRDとし、RD方向における結晶面の解析を行い、主要な $\langle 001 \rangle$ や $\langle 101 \rangle$ 、 $\langle 111 \rangle$ の方位成分をクリアランス 15° 以内の部分のみ表示させ、RD//{100}量を測定する。

剛性率は $RD // \{100\}$ とBCC量に大きく依存し、合金元素と製造条件が本実施形態の要件を満たしている場合、 $RD // \{100\} > 5\%$ となることで剛性率は65 GPa以上となる。同様に、 $RD // \{100\}$ が15%以上かつ、BCC量が70%以上となる場合、剛性率は75 GPa以上となる。一方、捻回値は $RD // \{100\}$ と加工誘起 α' 量に大きく依存し、合金元素と製造条件が本実施形態の要件を満たしている場合、加工誘起 α' 量が50%以下となることで捻回値は10回以上となる。同様に、 $RD // \{100\}$ が20%以下もしくは、加工誘起 α' 量が15%以下となる場合、捻回値は30回以上となる。

[0054] オーステナイト相の一部は、冷間加工によって、加工誘起マルテンサイト相へ変態することが望ましい。靱性を高水準に保ちながら強度を増加させる働きおよび、衝撃吸収能が期待できるからである。フェライト相及び加工誘起マルテンサイト相以外の金属組織の残部はオーステナイト相及び不可避的析出相（不可避的に含まれる析出相）である。この理由は、ステンレス鋼線中には、添加元素の組み合わせによっては炭化物、硫化物及び窒化物などの析出物が析出したり、脱酸時に生成した酸化物が不可避的に残存したりする場合があるためである。

[0055] なお、フェライト相および加工誘起マルテンサイト相は強磁性である。一方、オーステナイト相は常磁性である。このため、相率の測定には、電磁氣的測定方法を用い、フェライト相および加工誘起マルテンサイト相を体積%で求めることができる。不可避的析出物相の量は無視できるので、オーステナイト相の量は、100体積%から、フェライト相及び加工誘起マルテンサイト相の合計量（体積%）を引いた値となる。

[0056] 次に、本実施形態に係る線材の製造方法について説明するが、本実施形態の鋼線材の製造方法は、これに限るものではない。

[0057] 加熱温度を1000～1300℃の範囲内として、上記化学成分を有するビレットを加熱する。なお、加熱する際のビレットの在炉時間（炉内でビレットを保持する時間）は、疲労特性の劣化を防止する観点から、例えば20

0分以下とすることができる。

[0058] 次に、加熱後のビレットに対して熱間線材圧延を施し、99.0%以上の減面率で熱間加工する。

熱間線材圧延後に、水冷するか、もしくは溶体化処理として、短時間の連続したインライン熱処理を行い、次いで水冷することが好ましい。なお、熱処理温度が950℃未満のインライン熱処理では、鋼線の疲労特性が劣化し易い。一方、過度に高温とした熱処理や長時間加熱する条件でインライン熱処理すると、疲労特性が劣化するおそれがある。そのため、溶体化処理としてインライン処理を行う場合、熱処理条件を950～1150℃、600s以下とすることが好ましい。

[0059] 次に、本実施形態に係る線材を用いた鋼線の製造方法について説明する。

上記化学組成を有する高Mn系の高強度複相ステンレス鋼線を廉価に得るには、 α と γ のRD//{100}の配向量を上げるために、鋼線の製造条件を制御することが重要である。

[0060] 本実施形態に係る鋼線は、上述してきた線材を冷間で伸線加工することによって得られるが、具体的には、上記高強度複相ステンレス鋼線材に対して50～90%の減面率で伸線を施す（一次伸線）。次いで、高強度複相ステンレス鋼線材に対して950～1150℃で5min以下保持する熱処理（ストランド焼鈍、以下、BA熱処理ともいう）を施す。次いで高強度複相ステンレス鋼線材に対して50～90%の減面率で伸線を施す（二次伸線）。

[0061] 鋼線の一次伸線の減面率が50%未満では、 α と γ のRD//{100}の配向量が確保できない（RD//{100} < 5%）ため、減面率の下限を50%とする。また、捻り加工性の観点から、減面率の上限を90%とする。減面率の好ましい範囲を85%以下とする。

[0062] その後のBA熱処理の温度（BA温度）が950℃未満では、伸線時の割れや捻り加工性の劣化が生じることに加え、 α と γ のRD//{100}の配向量が確保できない（RD//{100} < 5%）おそれがある。このため、BA温度を950℃以上とし、好ましくは1000℃以上とする。一方

、BA温度が1150℃を超えると、結晶粒が発達し、粗大な結晶粒が残存し、鋼線の強度を劣化させることに加え、 α と γ のRD//{100}の配向量が確保できない(RD//{100}<5%)。このため、BA温度を1150℃以下とし、好ましくは1100℃以下とする。

また、BA熱処理の時間(BA時間)が5分より長くなると、クリープ変形することに加え、 α と γ のRD//{100}の配向量が確保できない(RD//{100}<5%)。このため、BA時間の上限を5分とする。なおBA時間の下限は特に限定しないが、0.6分とすることが好ましい。好ましいBA時間の範囲を1分以上、3.5分以下とする。更に好ましくは3分以下とする。

[0063] BA熱処理で間接冷却し、さらに、二次伸線を行うことで、RD//{100}に配向しなかった α と γ を二次伸線の減面率で制御する。しかし、鋼線の二次伸線の減面率が、50%未満では、 α と γ のRD方向の{100}量が確保できず(RD//{100}<5%)、剛性率と捻り加工性を劣位にする。このため、減面率の下限を50%とする。二次伸線の減面率の上限については特に限定しないが、捻り加工性の観点から90%とすることが好ましい。

ここで、本実施形態において、「間接冷却」としては、例えば、水中に設置され内部が空洞(空気)とされたパイプ内で冷却する方法等が挙げられ、間接冷却とは、冷却対象物(本実施形態では鋼線)に対して冷却材(冷却水等)を直接接触させて冷却するのではなく、間接的に冷却する方法のことである。

[0064] さらに、二次伸線では、加工誘起 α' 量とRD//{100}を制御するため、伸線温度とダイス半角を規定する。

図1は、伸線ダイスの断面図(貫通孔の中心軸に沿った断面図)を示す。伸線ダイス1は、貫通孔を有するケース2と、ケース2の貫通孔内に収容されたチップ3を有する。チップ3は、入り口側の直径が大きく出口側の直径が小さいテーパ状の貫通孔31を有する。線材をチップ3の貫通孔31に

通すことによって、線材の直径を細くし、長さを伸ばす伸線加工を行う。貫通孔31において、線材を挿入する側を入り口側といい、貫通孔31を通過した線材を取り出す側を出口側という。

チップ3は、入り口側の導入部32と、伸線部33を有する。伸線部33は、導入部32に接するリダクション部34と、リダクション部34に接しリダクション部34よりも出口側に位置するベアリング部35を有する。リダクション部34における貫通孔31の直径は、入り口側から出口側に向かって一定の割合で減少する。ベアリング部35における貫通孔31の直径は、一定である。図1の貫通孔31の中心軸に沿った断面図において、ベアリング部35における貫通孔31の内面に沿った線分 l_1 と、リダクション部34における貫通孔31の内面に沿った線分 l_2 との間の角度をダイス半角 δ という。

伸線温度は、加工誘起 α' の生成量に影響を与え、それに付随し、RD//{100}量も変化する。そのため、伸線温度を20~100℃とし、好ましくは20~70℃とする。ダイス半角も、加工誘起 α' の生成量とRD//{100}量に影響を与える。そのため、ダイス半角を6~11°とし、好ましくは6~9°とする。

[0065] 以上説明した製法により、本実施形態による、剛性率と捻り加工性に優れた高強度複相ステンレス鋼線を得ることができる。なお、この鋼線をばね部品に適用することで、剛性率と捻り加工性に優れたばね部品を安価に提供することができる。

実施例

[0066] 以下に本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、以下の実施例で用いた条件に限定されるものではない。本発明は、本発明の要件を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0067] 表1~表4に実施例の鋼の化学組成（鋼種A~BV）、フェライト量（ α

量)、オーステナイト (γ) 中のMd30値、F値、 γ 中のSFEを示す。
なお、表中の下線が付された数値及び記載事項は、本実施形態の範囲から外れているものを示す。

[0068]

[表1]

区分	鋼種	化学成分 (mass%)											α量	γのMd30値	F値	γのSFE
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	その他						
	A	0.01	0.36	1.45	3.42	18.6	-	-	0.12				36	30.0	-8.9	-14.2
	B	0.18	1.01	4.84	3.00	23.00	1.05	2.48	0.18				27	-6.6	-8.0	9.4
	C	0.02	0.1	4.93	3.89	17.87	2.03	1.25	0.12				46	19.4	-9.1	16.4
	D	0.045	3.0	9.00	4.12	17.00	1.97	1.45	0.13				35	1.9	-10.0	34.3
	E	0.052	0.98	0.3	4.90	17.64	1.86	2.43	0.21				42	-3.0	-6.7	7.1
	F	0.047	1.05	14.0	1.02	16.88	2.01	2.64	0.14				45	13.9	-10.0	27.0
	G	0.043	1.03	9.5	0.8	18.02	2.06	2.38	0.15				49	5.4	-11.6	13.4
	H	0.039	1.01	4.82	4.7	20.05	-	-	0.23				39	0.4	-6.8	11.9
	I	0.051	2.02	10.05	2.83	11.5	2.95	1.96	0.09				33	30.7	-7.4	28.3
	J	0.047	0.99	5.04	4.15	20	2.93	2.08	0.14				51	-8.3	-11.3	31.0
	K	0.112	0.5	9.05	4.03	24.5	1.23	0.50	0.24				38	-7.0	-8.2	33.4
	L	0.02	0.36	3.23	2.09	19.98	0.1	1.15	0.15				43	15.4	-10.3	-14.3
	M	0.03	0.32	3.17	2.15	20.01	2.80	1.04	0.13				56	1.9	-13.3	10.5
	N	0.02	0.41	2.26	2.21	19.53	0.28	0.1	0.16				41	20.1	-10.1	-15.3
	O	0.049	1.03	14.9	0.5	16.89	1.96	2.80	0.14				45	14.1	-10.2	26.1
	P	0.04	0.4	2.12	1.95	20.45	0.28	0.96	0.02				38	26.8	-13.0	-16.5
	Q	0.015	0.51	1.3	2.1	21.5	0.33	0.19	0.15				46	9.5	-12.3	-15.5
	R	0.02	0.41	2.6	1.96	20.12	0.31	0.98	0.33				49	-4.9	-7.7	-14.8
	S	0.18	2.1	4.85	3.50	22.89	0.52	2.20	0.17				21	-9.1	-8.3	9.7
	T	0.01	0.4	9.8	0.6	23.41	2.76	0.99	0.15				67	-12.5	-17.0	27.1

本発明

[0069]

[表2]

区分	鋼種	化学成分 (mass%)														α量	γのMd30値	F値	γのSFE
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	その他									
	U	0.08	0.5	10.5	0.5	23.5	2.80	1.04	0.21						57	-14.5	-14.0	28.9	
	V	0.09	2.02	10.01	2.70	10.1	3.00	2.20	0.03						23	44.4	-6.4	25.3	
	W	0.055	2.02	10.05	2.80	11.05	2.12	2.06	0.06						26	40.8	-6.6	19.8	
	X	0.052	1	2	2.60	10.98	2.15	1.98	0.06						30	43.7	-6.6	-9.1	
	Y	0.02	0.41	3.19	2.15	16.5	0.05	1.04	0.13						35	33.6	-7.9	-19.6	
	Z	0.1	2.90	9.31	3.97	17.00	2.00	1.45	0.12						26	8.5	-8.7	34.1	
	AA	0.052	1.02	9.44	1.97	17.93	0.99	1.54	0.11	Co:2.0					36	22.4	-9.6	10.8	
	AB	0.041	0.99	9.48	1.83	18.95	0.12	1.50	0.13	Al:0.5					36	21.2	-9.6	3.7	
	AC	0.053	1.01	6	4.01	20.3	1.20	1.45	0.24	B:0.010					42	-4.4	-7.7	18.1	
	AD	0.052	1.03	1.5	4.86	17.87	1.86	2.50	0.21	W:0.8					42	-3.9	-6.8	11.1	
	AE	0.053	3.02	4.93	3.03	18.05	1.95	2.75	0.05	Sn:0.6					39	-4.3	-13.7	15.3	
	AF	0.041	0.95	9.48	1.08	18.95	0.32	1.50	0.13	Ti:0.1					38	20.1	-10.5	0.7	
	AG	0.053	1.05	6	3.69	20.09	1.20	1.45	0.08	V:0.6					38	12.5	-10.8	15.8	
	AH	0.049	1.06	5.03	3.10	17.96	1.99	1.50	0.09	Nb:0.4					41	14.3	-10.6	13.0	
	AI	0.047	0.97	14.8	0.55	17.00	1.89	2.45	0.14	Ta:0.7					45	16.3	-10.2	25.6	
	AJ	0.053	2.94	3.65	2.48	18.05	1.95	2.95	0.15	Ca:0.01					44	-14.9	-12.4	7.6	
	AK	0.047	1.06	4.83	3.95	17.87	1.96	1.41	0.02	Mg:0.008					37	22.7	-11.0	17.3	
	AL	0.052	0.99	9.33	1.97	17.93	0.99	1.52	0.12	Zr:0.007					36	21.5	-9.4	10.4	
	AM	0.048	0.85	9.8	2.80	15.01	3.02	1.92	0.14	REM:0.02					43	19.0	-8.1	31.0	

本発明

[0070] [表3]

区分	鋼種	化学成分 (mass%)											α量	γの Mc30 値	F 値	γの SFE
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	その他						
	AN	0.005	0.5	3.5	2.80	20.00	2.30	1.30	0.040				54	9.7	-14.6	11.4
	A0	0.25	1.5	2.1	2.00	23.00	2.80	1.50	0.050				21	0.3	-12.1	11.0
	AP	0.05	0.01	4.6	4.00	17.87	2.40	1.20	0.14				43	17.7	-8.0	19.0
	AQ	0.04	3.5	4.4	3.40	18.10	2.00	1.60	0.060				39	-5.1	-14.2	17.9
	AR	0.1	0.95	0.05	3.90	17.90	1.90	1.20	0.100				31	17.4	-8.4	0.7
	AS	0.053	1.01	17	1.20	13.2	2.12	1.60	0.100				33	42.8	-7.2	33.5
	AT	0.05	0.85	14	0.3	17.20	1.05	2.90	0.010				38	32.0	-11.9	13.6
	AU	0.07	1.2	2.2	6	17.00	1.80	1.40	0.050				28	23.7	-7.4	19.1
	AV	0.05	3.2	8.2	1.10	9.5	2.90	1.20	0.25				35	16.5	-6.2	10.6
	AW	0.21	1.1	10.3	1.90	27	1.95	1.60	0.050				30	-6.6	-14.1	34.4
	AX	0.03	0.8	6.4	4.10	12.80	4	1.10	0.060				42	32.3	-8.4	34.2
	AY	0.047	0.05	8.1	0.90	18.10	1.00	4	0.080				46	17.1	-10.5	-2.5
	AZ	0.052	1	4.9	4.10	17.87	1.90	1.50	0.005				35	25.0	-10.8	17.8
	BA	0.09	1.1	2.1	0.90	17.60	2.20	1.00	0.4				47	-13.7	-6.4	-8.7
	BB	0.18	2.4	4.3	4.30	23.10	0.50	2.20	0.18				19	-13.7	-7.9	13.6
	BC	0.01	0.07	11.1	0.5	24.8	2.95	1.9	0.08				71	-14.3	-19.1	33.5
	BD	0.01	0.5	8.2	0.8	23.5	2.80	1.04	0.15				68	-15.4	-17.2	23.9
	BE	0.09	2.2	9.9	2.70	10	2.90	2.10	0.02				22	45.5	-6.6	24.3

比較材

[0071]

[表4]

区分	鋼種	化学成分 (mass%)											α量	γの Md30 値	F 値	γの SFE
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	N	その他						
	BF	0.09	2.02	10.1	2.90	10	2.80	2.15	0.05				22	44.5	-5.5	24.9
	BG	0.03	0.95	9.1	3.90	13.10	2.9	1.50	0.150				39	27.2	-5.9	32.2
	BH	0.02	0.36	2.9	2.2	16.5	0.05	0.9	0.16				36	31.5	-7.3	-20.3
	BI	0.1	3.1	9.60	4.10	17.20	2.00	1.50	0.12				26	5.9	-8.9	36.5
	BJ	0.047	0.4	4.9	4.3	17.90	2.10	1.40	0.16	Co:5			42	13.0	-7.5	19.9
	BK	0.052	0.8	10.2	2.70	12.7	2.60	2.00	0.10	Al:3			35	36.6	-6.4	24.2
	BL	0.052	1.2	1.5	4.80	17.8	1.90	2.50	0.21	B:0.020			42	-5.3	-7.0	11.3
	BM	0.1	3.2	4.8	3.10	18.10	1.80	2.7	0.05	W:3			30	-1.2	-12.3	14.1
	BN	0.041	0.70	9.50	1.70	19	-	-	0.13	Sn:4			36	23.5	-9.4	2.3
	B0	0.14	0.8	4.9	3.20	17.50	1.80	0.40	0.11	Ti:1.5			21	31.2	-6.6	10.0
	BP	0.047	0.05	5.1	4.10	16.3	2.10	1.50	0.12	V:2.8			39	27.3	-6.9	16.2
	BQ	0.053	1.4	8.2	3.00	15.20	2.20	0.90	0.13	Nb:2.9			35	24.8	-8.0	21.2
	BR	0.047	1.5	4.8	3.10	17.1	2.30	2.00	0.14	Ta:3			43	4.5	-10.0	14.6
	BS	0.06	2.8	5	3.00	17.60	1.70	3.00	0.05	Ca:0.05			37	0.3	-12.6	11.8
	BT	0.05	1.3	2.6	3.95	17.2	2.40	0.80	0.02	Mg:0.03			37	23.0	-11.4	13.9
	BU	0.047	1.2	3.6	0.80	18.40	1.60	1.30	0.03	Zr:0.02			42	19.5	-14.3	-8.6
	BV	0.04	0.8	6.2	4.00	20.8	1.20	1.50	0.24	REM:0.08			46	-6.0	-8.2	19.1

比較材

[0072] これらの化学組成の鋼は、ステンレス鋼の安価な溶製プロセスである A O D溶製を想定し、100kgの真空溶解炉にて溶解し、φ180mmの鋳片

に鑄造した。そしてその鑄片を 1100°C で200分間加熱し、次いで $\phi 5.5\text{mm}$ まで熱間の線材圧延（減面率：99.9%）を行い、 1050°C で熱間圧延を終了した。その直後に水冷するか、または熱間圧延終了から連続して、溶体化処理として 1050°C で3分間のインライン熱処理を実施して水冷した。次いで酸洗を行い線材とした。

その後、線材に対して一次伸線（Red.（伸線減面率）=80%）を施した。次いで鋼線（線材）に対してBA熱処理（BA温度= 1050°C 、BA時間=2min）を施した。次いで、鋼線（線材）に対して二次伸線（Red.（伸線減面率）=80%）を施した。なお、二次伸線の際の伸線温度とダイス角度はそれぞれ 70°C と 8° とした。その後、大気にて 400°C で30分の時効処理を行い、高強度ステンレス鋼線の製品とした。

[0073] そして、鋼線製品の加工誘起マルテンサイト率（加工誘起 α' 量（分率））、フェライト相と加工誘起マルテンサイト相との合計（ α +加工誘起 α' ）量（BCC量）、フェライト相とオーステナイト相におけるRD方向の $\{100\}$ 面の配向量（RD// $\{100\}$ の量）、剛性率、捻回値を評価した。

その評価結果を表5、表6に示す。なお、表中において、加工誘起 α' 量を単に α' 量と省略して記載する。

[0074]

[表5]

No	区分	鋼種	α' 量 (%)	BCC量 (%)	RD//{100}の量 (%)	剛性率 (GPa)	捻回値	備考
1	本発明	A	39	75	10	74	34	
2		B	13	40	23	65	35	
3		C	32	77	38	85	19	
4		D	19	55	29	67	29	
5		E	16	58	35	66	29	
6		F	28	73	39	86	17	
7		G	22	71	28	81	25	
8		H	18	57	29	68	28	
9		I	40	73	22	78	18	
10		J	12	63	29	71	33	
11		K	13	51	34	68	34	
12		L	29	71	17	76	31	
13		M	19	75	28	79	32	
14		N	32	73	17	77	35	
15		O	28	73	26	79	24	
16		P	37	74	19	80	31	
17		Q	25	71	19	72	31	
18		R	15	64	27	69	35	
19		S	12	32	22	66	38	
20		T	9	76	23	78	36	
21		U	8	65	25	70	37	
22		V	49	72	33	81	12	
23		W	47	73	34	83	14	
24		X	49	79	18	80	38	
25		Y	42	76	20	78	31	
26		Z	24	50	27	65	28	
27		AA	34	70	21	77	23	
28		AB	33	68	22	70	23	
29		AC	15	57	39	73	30	
30		AD	15	58	33	66	32	
31		AE	15	54	22	66	36	
32		AF	32	70	31	76	16	
33		AG	27	64	35	71	29	
34		AH	28	69	28	65	24	
35		AI	29	74	22	80	28	
36		AJ	8	52	29	67	33	
37		AK	34	71	36	84	15	
38		AL	33	70	22	78	23	
39		AM	31	75	25	80	22	

[0075]

[表6]

No	区分	鋼種	α' 量 (%)	BCC量 (%)	RD//{100}の量 (%)	剛性率 (GPa)	捻回値	備考
40	比較材	AN	25	78	28	64	7	
41		AO	7	29	29	63	24	
42		AP	30	73	21	64	8	
43		AQ	14	51	31	65	9	
44		AR	30	69	3	63	4	
45		AS	48	85	39	64	2	
46		AT	55	90	38	60	5	
47		AU	35	64	28	61	13	
48		AV	30	65	27	68	16	耐食性不足
49		AW	13	43	22	61	24	
50		AX	41	84	21	62	1	
51		AY	30	74	32	62	12	
52		AZ	36	71	31	64	11	
53		BA	8	57	35	60	8	ブローホール
54		BB	8	28	32	62	23	
55		BC	8	79	25	70	25	熱間加工性不良
56		BD	3	71	2	64	28	
57		BE	51	73	34	74	4	
58		BF	49	72	31	63	2	
59		BG	37	77	35	64	9	
60		BH	40	76	32	73	4	
61		BI	22	48	1	64	27	
62		BJ	27	70	39	62	7	
63		BK	44	83	28	62	8	
64		BL	14	57	27	63	3	
65		BM	17	57	24	64	3	
66		BN	34	69	21	60	4	
67		BO	40	66	31	62	5	
68		BP	37	78	35	63	3	
69		BQ	35	70	39	61	8	
70		BR	21	66	21	64	9	
71		BS	18	58	22	62	2	
72		BT	34	71	28	61	3	
73		BU	32	69	31	63	4	
74	BV	14	55	33	64	5		

[0076] 次に、加工誘起マルテンサイト率（加工誘起 α' 分率）、 α +加工誘起 α' 量（BCC量）、RD//{100}の量、剛性率、捻回値に及ぼすBA熱処理条件と一次伸線と二次伸線での伸線減面率の影響を調査した。

[0077] 表1に示す成分組成の鋼A、D、F、K、P、Q、又はIの $\phi 180\text{mm}$ の鋳片を、 1100°C で200分間加熱し、次いで $\phi 5.5\text{mm}$ まで熱間の線材圧延（減面率：99.9%）を行い、 1050°C で熱間圧延を終了した

。その直後に水冷するか、または熱間圧延終了から連続して、溶体化処理として1050℃で3分間のインライン熱処理を実施して水冷した。次いで酸洗を行い線材とした。

線材に対して、表7に示すそれぞれの伸線減面率（一次伸線率）で一次伸線を施した。次いで、表7に示すBA温度と保持時間（BA時間）で鋼線（線材）を加熱した（BA熱処理）。次いで、鋼線（線材）に対して、表7に示すそれぞれの伸線減面率（二次伸線率）で二次伸線を施した。なお、二次伸線の際の伸線温度とダイス角度はそれぞれ70℃と8°とした。その後、大気にて400℃で30分の時効処理を行い、高強度ステンレス鋼線の製品とした。

そして、得られた鋼線の加工誘起マルテンサイト率（加工誘起 α' 量（分率））、 α +加工誘起 α' 量（BCC量）、RD//{100}の量を測定した。その評価結果を表7に示す。

[0078]

[表7]

No.	区分	鋼記号	一次伸線率(%)	BA温度(°C)	BA時間(min)	二次伸線率(%)	α' 量(%)	BCC量(%)	RD//[100]の量(%)	剛性率(GPa)	検回値	備考
75	本発明例	A	80	1050	2	80	39	75	10	74	34	
76		D	85	1000	2	80	23	58	27	68	28	
77		F	85	1100	3	75	25	70	38	84	20	
78		K	75	1120	2	85	10	48	35	67	33	
79		P	90	1030	4	68	40	78	15	78	30	
80		Q	65	980	3	90	32	78	15	76	32	
81			53	1050	2	75	40	73	34	74	20	
82			75	1050	2	75	26	70	25	78	29	
83			75	980	2	75	35	79	27	82	19	
84			75	1130	2	75	18	62	23	73	28	
85			75	1050	1	75	30	74	26	80	20	
86			75	1050	4.5	75	23	67	21	74	29	
87			75	1050	2	55	15	59	25	70	35	
88		比較例	I	<u>45</u>	1050	2	75	26	70	<u>3</u>	<u>64</u>	23
89			<u>95</u>	1050	2	75	<u>55</u>	99	19	74	<u>5</u>	縦割れ
90			75	<u>900</u>	2	75	40	75	<u>2</u>	<u>62</u>	<u>4</u>	縦割れ
91			75	<u>1200</u>	2	75	18	69	4	<u>63</u>	25	
92			75	1050	<u>0.5</u>	75	38	80	<u>1</u>	<u>62</u>	<u>9</u>	縦割れ
93			75	1050	<u>5.5</u>	75	22	74	3	<u>60</u>	8	
94			75	1050	2	<u>45</u>	26	70	<u>4</u>	<u>63</u>	24	
95		75	1050	2	<u>95</u>	<u>55</u>	99	19	73	<u>2</u>	縦割れ	

[0079] 表1, 表3に示す成分組成の鋼A, D, F, K, P, Q, 又はANの $\phi 180\text{mm}$ の鋳片を、 1100°C で200分間加熱し、次いで $\phi 5.5\text{mm}$ まで熱間の線材圧延（減面率：99.9%）を行い、 1050°C で熱間圧延を終了した。その直後に水冷するか、または熱間圧延終了から連続して、溶体化処理として 1050°C で3分間のインライン熱処理を実施して水冷した。次いで酸洗を行い線材とした。

線材に対して一次伸線（Red.（伸線減面率）=80%）を施した。次いで鋼線（線材）に対してBA熱処理（BA温度= 1050°C 、BA時間=2min）を施した。次いで、鋼線（線材）に対して二次伸線（Red.（伸線減面率）=80%）を施した。なお、二次伸線では、表8に示す伸線温度とダイス角度で伸線を行った。その後、大気にて 400°C で30分の時効処理を行い、高強度ステンレス鋼線の製品とした。

そして、得られた鋼線の加工誘起マルテンサイト率（加工誘起 α' 量（分率））、 α +加工誘起 α' 量（BCC量）、RD//{100}の量を測定した。その評価結果を表8に示す。

[0080]

[表8]

No.	区分	鋼記号	伸線温度 (°C)	ダイス半角 (deg)	α' 量 (%)	BCC量 (%)	RD//{100}の量 (%)	剛性率 (GPa)	捻回値	備考
96	本発明例	A	20	8	45	81	20	85	30	
97			50	8	42	78	15	80	31	
98			70	8	39	75	10	74	34	
99			100	8	35	71	8	70	36	
100			70	6	37	73	8	74	35	
101			70	7	37	73	9	74	35	
102			70	9	36	72	8	73	36	
103			70	10	35	71	7	72	36	
104			70	11	34	70	6	71	37	
105			比較例	AN	25	8	25	60	32	70
106	30	9			32	77	39	87	15	
107	50	6			18	56	36	72	29	
108	80	7			35	73	18	78	32	
109	90	8			22	68	21	71	27	
110			70	7	22	76	28	64	7	

[0081] 鋼線の剛性率と捻回値は、捻回試験にて評価した。

捻回試験の条件については、チャック間の距離Lを200mmとし、回転速度を1rpmとした。剛性率Gは、以下のように算出した。せん断歪 $\gamma =$

0～0.3における平均勾配T（トルク）／θ（捻り角度）を測定し、下記（A）式から算出した。捻回値T_nは、以下のように算出した。総回転角度θ_aを測定し、下記（B）式から算出した。

$$[0082] \quad G \text{ (GPa)} = (T / \theta) \times (32L) / (1000\pi D^4) \dots \quad (A)$$

$$T_n \text{ (回)} = \theta_a / 360 \dots \quad (B)$$

ここで、D：線材の直径（mm）＝2mm、T：トルク（Nmm）、θ：捻り角度（rad）、L：チャック間距離（mm）、θ_a：総回転角度（degree）とした。

[0083] 剛性率と捻回値の結果を表5～表8に示す。

本発明例の鋼線では、剛性率が75GPa以上又は65～75GPaであった。また、捻回値が30回以上又は10～30回であった。このように、本発明例の鋼線が高い剛性率と優れた捻り加工性を有することが分かった。

[0084] 線材のα量、鋼線の加工誘起α'量、α量、及びα＋加工誘起α'量（BCC量）は、以下の方法で求めた。「製品（線材又は鋼線）」と「製品を1050℃×3分間で熱処理した材料」について、直流磁束計にて10000Oeの磁場を付与した時の飽和磁化値を測定した。そして以下の（C）～（G）式にて各値を求めた。飽和磁化値の測定には、直流磁化特性試験装置（メトロン技研（株）製）を用いた。

$$\text{加工誘起}\alpha' \text{量 (vol. \%)} = \{ (\sigma_s - \sigma_{1050}) / \sigma_s (\text{bcc}) \} \times 100 \dots \quad (C)$$

$$\alpha \text{量 (vol. \%)} = \{ \sigma_{1050} / \sigma_s (\text{bcc}) \} \times 100 \dots \quad (D)$$

$$\text{BCC (vol. \%)} = \text{加工誘起}\alpha' + \alpha \dots \quad (E)$$

ここで、σ_s：製品の飽和磁化値（T）、σ₁₀₅₀：製品を1050℃×3分間で熱処理した材料の飽和磁化値（T）、σ_s（bcc）：オーステナイト相（γ）の全量が加工誘起マルテンサイト相（α'）へ変態した時の飽和磁化値（計算値）

$$\sigma_s (\text{bcc}) = 2.14 - 0.030 \text{Cre}q \quad \dots \quad (\text{F})$$

$$\text{Cre}q = \text{Cr} + 1.8 \text{Si} + \text{Mo} + 0.5 \text{Ni} + 0.9 \text{Mn} + 3.6 (\text{C} + \text{N}) + 1.25 \text{P} + 2.91 \text{S} \quad \dots \quad (\text{G})$$

表1～8に示すとおり、本発明例の線材の製品では、 α 量は20～70体積%であり、本発明例の鋼線の製品では、加工誘起 α' 量は5～50体積%であり、 α +加工誘起 α' 量は30体積%以上であった。

[0085] 鋼線のRD//{100}量は、FE-SEM/EBSD (JSM-7000F/日本電子株式会社製)解析装置によって測定した。解析場所は中心部(D/2)とし、60×60 μm の視野を5視野測定した。伸線の軸方向をRDとし、RD方向における結晶面の解析を行い、主要な<001>や<101>、<111>の方位成分をクリアランス15°以内の部分のみ表示させ、RD//{100}量を測定した。

表5～8に示すとおり、本発明例の鋼線の製品では、RD//{100}量は5%以上であった。

産業上の利用可能性

[0086] 以上の各実施例から明らかなように、本発明により、剛性率と捻り加工性に優れ、かつ廉価な低Ni・高Mn系の高強度ステンレス鋼線材、鋼線を安価に製造できる。本発明の高強度ステンレス鋼線は、複雑形状のばねに割れ無く、精度よく成形可能であり、剛性率に優れ、かつ高強度で複雑形状の精密ばね製品を安価に提供することができる。このため、本発明は産業上極めて有用である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.01~0.21%、

Si : 0.05~3.2%、

Mn : 0.1~15%、

Ni : 0.5%以上、5%未満、

Cr : 10.0~25.0%、及び

N : 0.01~0.35%を含有し、

残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、

金属組織がフェライト相及びオーステナイト相を含み、前記フェライト相の量が20~70vol.%であり、

下記(a)式で示されるオーステナイト相中のMd30が-15~45であり、

下記(b)式で示されるF値が-6.12以下であり、

下記(c)式で示されるオーステナイト相中のSFEが-20~35であることを特徴とする高強度複相ステンレス鋼線材。

$$Md30 = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni+Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (a)$$

$$F \text{ 値} = Ni + 30C + 0.12Mn + 18N - (0.78Cr + 1.17Si + 1.09Mo) \dots (b)$$

$$SFE = -53 + 6.2Ni + 0.7Cr + 3.2Mn + 9.3Mo \dots (c)$$

但し、式中の元素記号は、その元素の鋼中における含有量(質量%)を意味する。

[請求項2]

更に質量%で、

Mo : 3.0%以下、

Cu : 3.0%以下、

Co : 2.5%以下、

A l : 0.001 ~ 2.0%、及び

B : 0.012%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

[請求項3] 更に質量%で、

W : 2.5%以下、及び

S n : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

[請求項4] 更に質量%で、

T i : 1.0%以下、

V : 2.5%以下、

N b : 2.5%以下、及び

T a : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項1 ~ 3の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

[請求項5] 更に質量%で、

C a : 0.012%以下、

M g : 0.012%以下、

Z r : 0.012%以下、及び

R E M : 0.05%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項1 ~ 4の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線材。

[請求項6] 質量%で、

C : 0.01 ~ 0.21%、

S i : 0.05 ~ 3.2%、

M n : 0.1 ~ 15%、

N i : 0.5%以上、5%未満、

C r : 10.0 ~ 25.0%、及び

N : 0.01 ~ 0.35%を含有し、

残部がF eおよび不可避免的不純物からなり、

金属組織が、フェライト相、オーステナイト相及び加工誘起マルテンサイト相から構成される複相組織を有し、前記フェライト相の量が20～70vol. %であり、前記加工誘起マルテンサイト相の量が5～50vol. %であり、前記フェライト相と前記加工誘起マルテンサイト相との合計量が30vol. %以上であり、前記フェライト相と前記オーステナイト相におけるRD方向の{100}面の配向量が5%以上であり、

下記(a)式で示されるオーステナイト相中のMd30が-15～45であり、

下記(b)式で示されるF値が-6.12以下であり、

下記(c)式で示されるオーステナイト相中のSFEが-20～35であることを特徴とする高強度複相ステンレス鋼線。

$$Md30 = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni+Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (a)$$

$$F \text{ 値} = Ni + 30C + 0.12Mn + 18N - (0.78Cr + 1.17Si + 1.09Mo) \dots (b)$$

$$SFE = -53 + 6.2Ni + 0.7Cr + 3.2Mn + 9.3Mo \dots (c)$$

但し、式中の元素記号は、その元素の鋼中における含有量(質量%)を意味する。

[請求項7]

更に質量%で、

Mo : 3.0%以下、

Cu : 3.0%以下、

Co : 2.5%以下、

Al : 0.001～2.0%、及び

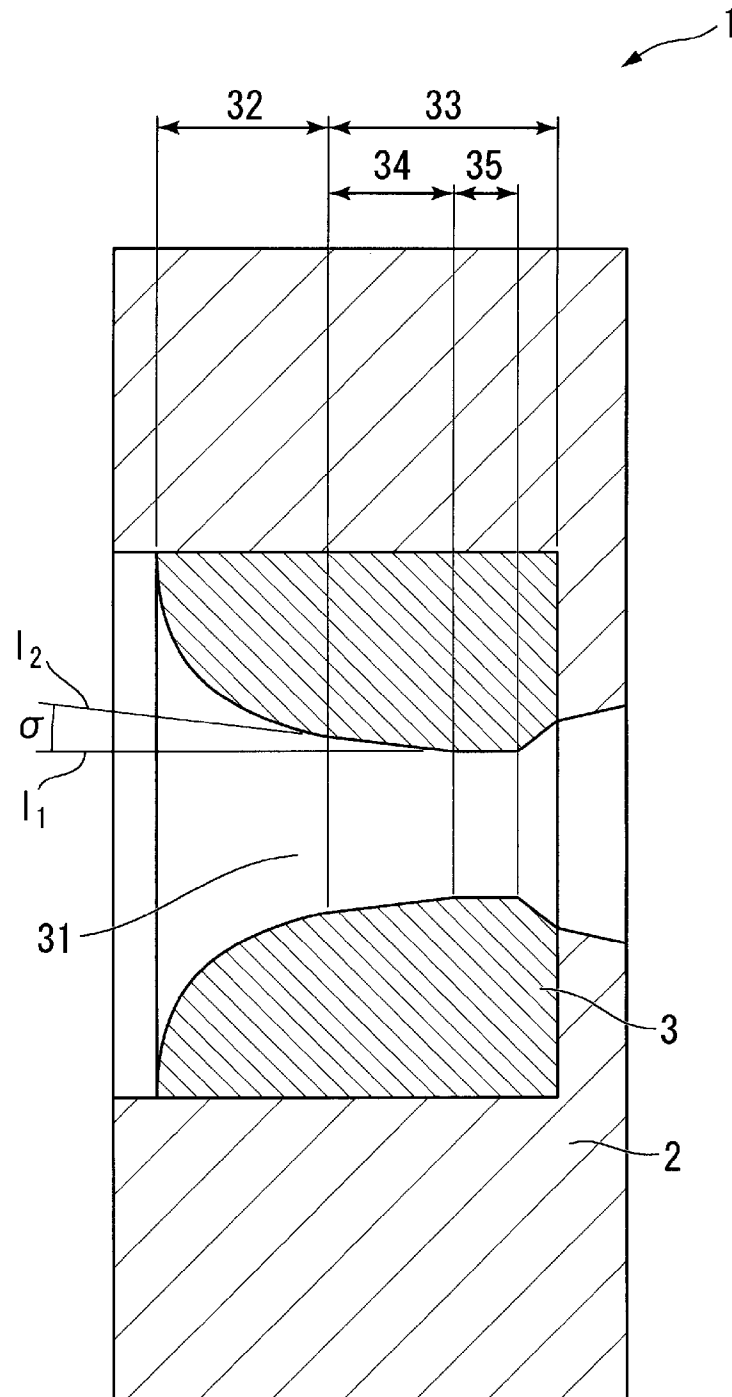
B : 0.012%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項6に記載の高強度複相ステンレス鋼線。

- [請求項8] 更に質量%で、
W : 2.5%以下、及び
Sn : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項6または7に記載の高強度複相ステンレス鋼線。
- [請求項9] 更に質量%で、
Ti : 1.0%以下、
V : 2.5%以下、
Nb : 2.5%以下、及び
Ta : 2.5%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項6～8の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線。
- [請求項10] 更に質量%で、
Ca : 0.012%以下、
Mg : 0.012%以下、
Zr : 0.012%以下、及び
REM : 0.05%以下から選択される1種類以上を含有することを特徴とする請求項6～9の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線。
- [請求項11] 請求項1～5の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線材を用いた請求項6～10の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線の製造方法であって、
前記高強度複相ステンレス鋼線材に対して50～90%の減面率で伸線を施す一次伸線の工程と、次いで前記高強度複相ステンレス鋼線材に対して950～1150℃で5min以下保持する熱処理を施す工程と、次いで前記高強度複相ステンレス鋼線材に対して50～90%の減面率で伸線を施す二次伸線の工程を有し、
前記二次伸線の工程において、伸線温度を20～100℃、ダイス半角を6～11°とすることを特徴とする高強度複相ステンレス鋼線

の製造方法。

[請求項12] 請求項6～10の何れか一項に記載の高強度複相ステンレス鋼線からなることを特徴とするばね部品。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/066436

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, F16F1/06(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, C21D8/06, F16F1/06

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 2012-97350 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 24 May 2012 (24.05.2012), steel type Z & KR 10-2012-0036296 A	1-12
A	JP 2007-314816 A (Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.), 06 December 2007 (06.12.2007), steel E (Family: none)	1-12
A	JP 2003-73735 A (Sanyo Special Steel Co., Ltd.), 12 March 2003 (12.03.2003), claims (Family: none)	11

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

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search 01 September 2015 (01.09.15)	Date of mailing of the international search report 08 September 2015 (08.09.15)
---	--

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

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, F16F1/06(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 (IPC)) Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/06, F16F1/06		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015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 2012-97350 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2012.05.24, 鋼種 Z & KR 10-2012-0036296 A	1-12
A	JP 2007-314816 A (新日鐵住金ステンレス株式会社) 2007.12.06, 鋼記号 E (ファミリーなし)	1-12
A	JP 2003-73735 A (山陽特殊製鋼株式会社) 2003.03.12, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	11
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> 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 01.09.2015		国際調査報告の発送日 08.09.2015
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 佐藤 陽一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435
		4 K 9 7 3 1