

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れを用いた高弾性限非磁性鋼材の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は磁性を利用して機能する各種機器・装置に使用される部品用に適した、過酷な加工を施しても非磁性を維持しうるオーステナイト系ステンレス鋼板、およびそれを素材に用いた靱性に優れる高弾性限非磁性ステンレス鋼材の製造方法に関する。

背景技術

[0002] SUS304に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は良好な耐食性を有し、焼鈍状態で非磁性のオーステナイト組織を呈することから、非磁性鋼として各種機器・装置に使用されている。

しかしながら、用途によっては強度が要求されるために冷間加工を施して加工硬化させた状態で使用する必要がある。SUS304の場合、オーステナイト相が準安定であるために、冷間加工中にマルテンサイトの生成が誘起されて磁性を帯びるようになり、非磁性鋼としては使用できなくなる。高強度用非磁性鋼としては、N含有量が高いSUS304Nが使用される場合もあるが、この鋼も冷間加工後の非磁性維持に関しては不十分である。

[0003] したがって、高強度非磁性用途にはオーステナイト相がより安定なSUS316系の鋼種が一般的に使用される。この鋼種はMoを多量に含有している。しかし、Moは耐食性に対して優れた効果を発揮するものの、強度、非磁性に対する寄与度は低い。高強度を重視する用途においてはSUS316系鋼種であっても非磁性の維持が難しい場合がある。

[0004] 近年、エレクトロニクス分野の急速な発達により、各種機器・装置に使用される部品として非磁性と高弾性限を呈する鋼板素材のニーズが高まっている。そのような鋼板素材は、調質圧延材に打抜き加工や曲げ加工を施して部

品形状に成形した後、時効処理によって高強度化を図ることが一般的である。このため、大量生産での生産性を考慮すると、調質圧延材の段階では軟質で打抜き加工や曲げ加工の金型負担が小さく、その後の時効処理によって硬質化、高強度化できるとともに、高い弾性限を付与できる材料が求められている。

特許文献1には、加工硬化のみを利用した非磁性鋼高強度鋼として、過酷な加工を施しても非磁性を維持し、かつ強度、耐食性に優れた非磁性ステンレス鋼が開示されている。特許文献2には、バネ特性に優れた非磁性ステンレス鋼板が開示されている。特許文献3には、析出硬化型の高強度非磁性ステンレス鋼が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開昭61—261463号公報

特許文献2：特公平6—4905号公報

特許文献3：特開平5—98391号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] しかしながら、特許文献1の鋼板に通常の調質圧延および時効処理を施しても、必ずしも満足できる時効硬化特性は得られない。また、特許文献2の鋼板は調質圧延後に時効処理することにより優れたバネ特性を得ているが、この技術では調質圧延での硬質化が大きく、また、時効硬化特性についても満足できるレベルにない。特許文献3の鋼板は、調質圧延による硬質化が激しいために加工性が悪く、打抜き加工や曲げ加工を施して製造される部品用には適さない。

[0007] 加工硬化型のステンレス鋼は、溶体化処理にて30 μm 程度の結晶粒径に調整されたオーステナイト相を、冷間圧延等の加工ひずみによって高強度化するものである。しかし、一部のオーステナイト相は特定方向に結晶回転し

て集合組織を形成し、安定方位に至った結晶粒はそれ以上の変形を付与しても結晶回転を起こしにくくなる。そのため、オーステナイト相の一部には加工ひずみの導入が少ない結晶粒が残留することになる。加工ひずみの導入が少ないオーステナイト結晶粒が多数混在する集合組織では、その後の時効処理で高い弾性限界応力を得ることが難しい。

[0008] 従来の開示技術の合金成分設計と、高加工ひずみの導入および時効処理を利用した高強度化手法では、弾性限界応力をばね材として十分満足できるレベルに引き上げることは容易でない。単に弾性限界応力を上昇させるだけであれば、調質圧延率を増大させることである程度対応できる。しかし、調質圧延率の増大は硬質化を招き、加工性を阻害する。

[0009] 本発明は、このような問題を解消するために案出されたものであり、過酷な加工を施しても非磁性を維持でき、かつ時効処理によって弾性限界応力を顕著に向上させることができるオーステナイト系ステンレス鋼板を提供することを目的とする。また、それを素材に用いて高強度、高弾性限、高靱性を有する非磁性鋼材を得る方法を提供する。

課題を解決するための手段

[0010] 上記目的は、質量%で、C : 0.12%以下、より好ましくは0.02%~0.09%、Si : 0.30%~3.00%、Mn : 2.0%~9.0%、Ni : 7.0%~15.0%、より好ましくは7.0%~14.0%、Cr : 11.0%~20.0%、より好ましくは16.0%~20.0%、N : 0.30%以下、より好ましくは0.02%~0.30%を含有し、さらに必要に応じてMo : 3.0%以下、V : 1.0%以下、Nb : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下、B : 0.010%以下の1種以上を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、かつ下記(1)式または(3)式で定義されるNi当量の値が19.0以上となる成分組成を有し、オーステナイト平均結晶粒径を d (μm) とするとき、 $d^{-1/2}$ ($\mu\text{m}^{-1/2}$) が0.40以上であり、相当ひずみ0.50以上の冷間加工を付与した後の透磁率 μ が1.0100以下となる性質を有するオーステナイト系ステンレス鋼板によって達成される。

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 \quad \dots (1)$$

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 + 0.6 \text{Mo} + 2.3 (\text{V} + \text{Nb} + \text{Ti}) \quad \dots (3)$$

ここで、Mo、V、Nb、Ti、Bの1種以上を含有する場合は(3)式、それ以外は(1)式を適用する。これらの式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量の値が代入される。

オーステナイト平均結晶粒径dは、板厚方向に垂直な断面（すなわち板面を研磨した面、以下「ND面」という）に観察される個々のオーステナイト結晶粒の円相当径を平均したものである。

上記の本発明に係る鋼板は、加工を付与する前の鋼板、すなわち加工用鋼板を特定したものである。ここでいう加工は、冷間圧延、伸線加工、曲げ加工などの冷間加工である。その加工後には時効処理が施され、高弾性鋼材となる。時効処理は連続ラインのみならず、各種部品に加工した後、バッチ処理で行うことができる。

[0011] 相当ひずみ (equivalent strain) は、多軸応力状態で与えられたひずみが、単軸応力状態でどのくらいのひずみ量に相当するかを示すものである。主ひずみを ε_1 、 ε_2 、 ε_3 とすると、相当ひずみ ε_e は一般に下記(5)式で表される。

$$\varepsilon_e = [(2/3) \times (\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2)]^{1/2} \quad \dots (5)$$

圧延加工の場合の相当ひずみは、下記(6)式によって表すことができる。

$$\varepsilon_e = (2/3)^{1/2} \times \ln(h_0/h_1) \quad \dots (6)$$

ここで、 h_0 は圧延前の板厚(mm)、 h_1 は圧延後の板厚(mm)である。

[0012] また本発明では、高弾性限非磁性ステンレス鋼材の製造方法の一態様として、上記のステンレス鋼板に圧延率40%以上（例えば40～80%）の冷間圧延を施したのち、時効温度300℃～600℃、かつ下記(4)式を満足する条件で時効処理を施す製造方法を開示する。

$$13000 < T (\log t + 20) < 16500 \quad \cdots (4)$$

ただし、 T は絶対温度で表した時効温度（K）、 t は時効時間（h）である。

[0013] 時効処理前の鋼板における圧延方向の弾性限界応力を $\sigma_{0.01}[0]$ （N/mm²）、時効処理後の鋼板における圧延方向の弾性限界応力を $\sigma_{0.01}[1]$ （N/mm²）とすると、時効前後における弾性限界応力 $\sigma_{0.01}$ の増加量 $\Delta\sigma_{0.01}$ は下記（2）式で示される。

$$\Delta\sigma_{0.01} = \sigma_{0.01}[1] - \sigma_{0.01}[0] \quad \cdots (2)$$

上記本発明のオーステナイト系ステンレス鋼板の場合、上記時効条件に従ったとき、 $\Delta\sigma_{0.01}$ は150 N/mm²以上となる。弾性限界応力 $\sigma_{0.01}$ は、0.01%の永久ひずみが生じるときの応力であり、引張試験により測定される応力-ひずみ曲線からオフセット法により求めることができる。

発明の効果

[0014] 本発明によれば、各種機器・装置に使用される部品用として、過酷な加工を施しても非磁性を維持しうるオーステナイト系ステンレス鋼板が提供可能となった。この鋼板は高価なMoを必須含有する必要がなく、SUS316よりもコストパフォーマンスに優れる。また、本発明の鋼板を素材に用いると、時効処理により容易に高弾性限を有する高強度鋼材とすることができ、その鋼材は靱性にも優れる。

図面の簡単な説明

[0015] [図1]平均結晶粒径の異なる焼鈍材をそれぞれ圧延率40%で冷間圧延した冷延材について、電子線後方散乱回折法EBSDによるND面のIPFおよびKAMマップを例示した図。

[図2]Ni等量と透磁率の関係を示すグラフ。

[図3] $d^{-1/2}$ と $\Delta\sigma_{0.01}$ の関係を示すグラフ。

発明を実施するための形態

[0016] 以下、オーステナイト平均結晶粒径を d （μm）とすると、 $d^{-1/2}$ （すなわち d の二乗平方根の逆数）の値を「結晶粒径 $d^{-1/2}$ 」と呼ぶ。本発明者

らは結晶粒径 $d^{-1/2}$ を 0.40 以上に細粒化すると、オーステナイト結晶粒は加工変形によって特定方向に回転して集合組織を形成するが、導入されるひずみが均一かつ細分化することによって、弾性限界応力が向上することを見出した。

[0017] 図 1 に、後述表 1 の A 1 鋼を用いて、結晶粒径 $d^{-1/2} = 0.20$ ($d = 25 \mu\text{m}$) の焼鈍材および結晶粒径 $d^{-1/2} = 0.62$ ($d = 2.6 \mu\text{m}$) の焼鈍材をそれぞれ圧延率 40%、圧延温度 70℃ の条件で冷間圧延した材料について、電子線後方散乱回折法 EBSD (Electron Backscatter Diffraction) による ND 面の IPF および KAM マップを例示する。KAM マップは結晶粒内の局所的な結晶方位変化を表しており、塑性変形量と比例関係があるとされている。つまり、KAM マップの色の濃淡がひずみ量の大小を表している。結晶粒径 $d^{-1/2} = 0.62$ ($d = 2.6 \mu\text{m}$) のものは、結晶粒径 $d^{-1/2} = 0.20$ ($d = 25 \mu\text{m}$) のものと比べて結晶粒内に蓄積されたひずみ量が大きく、また色の濃淡差が小さいことから、ひずみのばらつきも少ないと言える。このような、ひずみが均一かつ細分化した集合組織を有する鋼板は、時効処理によって弾性限を顕著に増大させることができる。

[0018] 本発明では、過酷な条件の加工を施してもマルテンサイトを誘起することなく、しかも使用環境下で非磁性を維持する要件を備えた鋼種を採用する。そのような要件を担保するための指標として、本出願人が先に提案した特許文献 1 の Ni 当量が有効である。

すなわち、非磁性を利用して機能する各種機器・装置に使用される部品用途に適用するためには、 1 kOe (79.58 kA/m) の磁場中での透磁率が 1.0100 以下であることが望まれる。そのためには、下記 (1) 式または (3) 式で定義される Ni 当量の値を 19.0 以上にする必要がある。ここで、Mo、V、Nb、Ti、B の 1 種以上を含有する鋼については場合は (3) 式、それ以外は (1) 式を適用する。これらの式の元素記号の箇所には質量%で表される当該元素の含有量の値が代入される。(3) 式を適用する際、Mo、V、Nb、Ti、B のうち、無添加の元素がある場合には、その

元素記号の箇所には0が代入される。

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 \quad \dots (1)$$

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 + 0.6 \text{Mo} + 2.3 (\text{V} + \text{Nb} + \text{Ti}) \quad \dots (3)$$

[0019] 図2に、後述表1の各オーステナイト系ステンレス鋼を用いた80%冷間圧延材について、1kOe (79.58kA/m)の磁場中での透磁率に及ぼすNi当量の影響を示す。Ni当量の値が19.0以上の場合に、透磁率 μ が1.0100以下 ($\mu - 1$ が0.0100以下)の非磁性が維持されることがわかる。

Ni当量値を上げるためにはNi、Mnの増量が有効であるが、これらの元素の含有量が多くなりすぎると鋼の加工硬化能が低下するので、Ni当量は19.0~21.0の範囲とすることが望ましい。

[0020] 上記規定の成分組成を有する鋼を、通常の熱間圧延工程および冷間圧延工程を経て冷延鋼板とし、これを焼鈍することによって本発明の鋼板を得ることができる。ただし、その焼鈍は、結晶粒径 $d^{-1/2}$ が0.40以上となる条件で行うことが重要である。そのためには、焼鈍温度を700℃以上1000℃以下の範囲内に設定することが好ましく、700℃以上860℃以下の範囲内に設定することがより好ましい。焼鈍前の冷間圧延率を考慮して、結晶粒径 $d^{-1/2}$ が0.40以上となる焼鈍条件を採用する。その焼鈍条件は、製造ラインに応じて予め予備実験により求めておくことができる。結晶粒径 $d^{-1/2}$ を0.45以上とすることがより好ましく、0.50以上とすることが一層好ましい。ただし、オーステナイト結晶粒は再結晶粒で構成されている必要がある。

[0021] このようにしてオーステナイト結晶粒径 $d^{-1/2}$ を上記のように調整した本発明に従う鋼板は、打抜いた後に曲げ加工などの冷間加工を施して部品形状に成形し、その後、時効処理によって高弾性化することができる。その冷間加工において、相当ひずみが0.5以上であるような厳しい加工を施しても非

磁性が維持される。一方、鋼板素材として高弾性限を有するオーステナイト系ステンレス鋼板製品を得る場合には、調質圧延によって板厚調整および高強度化を図った後、時効処理に供することができる。この場合、上記焼鈍は調質圧延前に行われる焼鈍であることから、本明細書では当該焼鈍を「調質圧延前焼鈍」ということがある。相当ひずみが0.5以上となる圧延率で調質圧延を行った場合でも非磁性が維持される。調質圧延率は40%以上（（6）式による相当ひずみで0.59以上）とすることが高強度化にはより有利である。なお、調質圧延率の上限は特に規定しないが、過度の加工硬化はその後の部品加工等を困難にさせる場合もあるため、通常、圧延率80%以下（（6）式による相当ひずみで1.86以下）の範囲で調質圧延を行うことが好ましい。相当ひずみが1.5以下の範囲となるように冷間加工量を管理してもよい。

[0022] 上述のように結晶粒径を微細化したオーステナイト系ステンレス鋼板は、調質圧延を施したときに加工ひずみの分布が均一化した集合組織が得られる。そのため、その後に時効処理を施したときに、弾性限の指標である $\sigma_{0.01}$ を顕著に増大させることができる。時効処理条件は、時効温度300℃～600℃、かつ下記（4）式を満足する条件を採用することが好ましい。

$$13000 < T (\log t + 20) < 16500 \quad \cdots (4)$$

ただし、 T は絶対温度で表した時効温度（K）、 t は時効時間（h）である。

本発明に従う鋼板の場合、この条件で時効処理を施すことによって、下記（2）式で表される時効処理前後の $\sigma_{0.01}$ の増加量 $\Delta \sigma_{0.01}$ を150 N/mm²以上とすることができる。

$$\Delta \sigma_{0.01} = \sigma_{0.01}[1] - \sigma_{0.01}[0] \quad \cdots (2)$$

ここで、 $\sigma_{0.01}[0]$ は時効処理前の鋼板における圧延方向の弾性限界応力 $\sigma_{0.01}$ （N/mm²）、 $\sigma_{0.01}[1]$ は時効処理後の鋼板における圧延方向の弾性限界応力 $\sigma_{0.01}$ （N/mm²）である。

[0023] 以下、合金成分の含有量範囲について説明する。合金成分含有量に関する

「%」は特に断らない限り「質量%」を意味する。

C : 0.12%以下

Cは、強力なオーステナイト相安定化元素であるとともに加工による強度の向上に有効な元素である。0.02%以上のC含有量を確保することがより効果的である。C含有量が多くなると耐食性低下等を招く要因となるので、C含有量は0.12%以下に制限され、0.09%以下とすることがより好ましい。

[0024] Si : 0.30%~3.00%

Siは、高強度化に有効な元素であり、0.30%以上のSi含有量を確保する。しかし、Si含有量が高くなると、冷間加工後の透磁率が急激に上昇し非磁性が保てなくなる。種々検討の結果、Si含有量は3.00%以下に制限される。

[0025] Mn : 2.0%~9.0%

Mnは、Niと同様にオーステナイト安定化元素であり、冷間加工による透磁率の上昇を抑制する。またMnはNの固溶度を高める元素である。これらの性能を発揮させるために2.0%以上のMn含有量を確保する。多量のMn含有は低温靱性を劣化させる要因となるのでMn含有量は9.0%以下の範囲とする。

[0026] Cr : 11.0%~20.0%

Crは、ステンレス鋼の基本成分であり、耐食性を得るために11.0%以上の含有が必要である。16.0%以上とすることが耐食性向上にはより効果的である。Cr含有量が多くなるとδフェライトの生成量が増大し、非磁性を維持するうえで障害となる。Cr含有量は20.0%以下に制限される。

[0027] Ni : 7.0%~15.0%

Niは、オーステナイト相の安定化に必須の元素である。冷間加工後の非磁性を確保するには7.0%以上のNi含有が必要である。多量のNi含有は冷間加工による強度上昇効果を低下させる要因となるので、Ni含有量は15.0%以下に制限され、14.0%以下とすることがより好ましい。

[0028] N : 0.30%以下

Nは、高強度化およびオーステナイト相安定化に有効な元素である。0.02%以上のN含有量を確保することがより効果的である。ただし、N含有量が多くなると健全な鋳片が得られない場合がある。本発明ではN含有量を0.30%以下に制限する。

[0029] Mo : 3.0%以下

Moは、耐食性の向上や加工硬化能の増大といった有用な作用があるので、必要に応じて添加することができる。Moを添加する場合、0.2%以上の含有量とすることがより効果的である。ただし、多量に添加するとδフェライト生成量が増加し非磁性を維持する上で不利となる。Moを添加する場合、3.0%以下の含有量範囲とする。2.5%以下とすることがより好ましい。

[0030] V : 1.0%以下、Nb : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下

V、Nb、Tiは、ともに加工硬化能を高める作用を有するので、必要に応じてこれらの1種以上を添加することができる。これらを添加する場合、Vは0.1%以上、Nbは0.1%以上、Tiは0.1%以上の含有量とすることがより効果的である。ただし、これらの元素の多量添加は、熱間加工性を劣化させるとともにδフェライト生成を招く。これらの元素の1種以上を添加する場合は、いずれも1.0%以下の範囲で行う必要がある。

[0031] B : 0.010%以下

Bは、熱間加工性を改善する効果があるので、0.010%以下の範囲で必要に応じて添加することができる。Bを添加する場合は0.001%以上の含有量とすることがより効果的である。

[0032] その他、脱酸剤、脱硫剤として使用されるCa、REM（希土類元素）は合計0.01%までの混入が許容される。また脱酸剤として使用されるAlは0.10%までの混入が許容される。

実施例

[0033] 表1に示す化学組成の鋼を真空溶解炉で溶製し、熱間圧延を施した後、溶

体化処理、冷間圧延を行い、中間焼鈍および冷間圧延を1回または複数回を行い、仕上焼鈍（調質圧延前焼鈍に相当）を行い、その後、調質圧延を施して板厚0.2 mmとし、さらに時効処理を施した。時効処理条件は $500^{\circ}\text{C} \times 1\text{ h}$ とした。この場合、前記（4）式中の $T(\log t + 20)$ の値は15460となる。仕上焼鈍温度、調質圧延率は表2中に示してある。なお、前記（6）式に従う相当ひずみは、圧延率40%の場合0.59、圧延率60%の場合1.06、圧延率70%の場合1.39となる。

[0034] 仕上焼鈍材について、ND面の組織観察を行い、画像処理によりオーステナイト結晶粒の平均結晶粒径 d を円相当径として求めた。平均結晶粒径 d および結晶粒径 $d^{-1/2}$ を表2に示す。

調質圧延材について、板面のビッカース硬さを測定した。また、圧延方向に平行なJIS 13B号試験片を用いて、ひずみ速度 $1.67 \times 10^{-3} (\text{s}^{-1})$ での引張試験を行い、弾性限界応力 $\sigma_{0.01}$ 、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、引張強さ σ_B を測定した。また調質圧延材について振動試料型磁力計（理研電子株式会社製）を用いて1 kOe（79.58 kA/m）の磁場中での透磁率を測定した。これらの測定結果を表2に示す。

時効処理材について、上記調質圧延材と同様の手法で硬さ、 $\sigma_{0.01}$ 、 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_B を測定した。また、引張試験後の試験片から破断部の断面収縮率（絞り）を求めた。時効処理による $\sigma_{0.01}$ の増加量 $\Delta \sigma_{0.01}$ を前記（2）式により求め、これにより弾性限の増大効果を評価した。これらの値を表2に示す。

[0035]

[表1]

鋼	化学組成（質量％）												Ni 当量
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Mo	V	Nb	Ti	B
A1	0.052	0.62	2.80	0.023	0.006	12.90	18.20	0.090	-	-	-	-	-
A2	0.073	0.60	3.53	0.021	0.004	12.70	17.60	0.120	-	-	-	-	-
A3	0.024	1.70	4.24	0.020	0.007	12.88	19.88	0.190	-	-	-	-	-
A4	0.050	2.81	3.90	0.018	0.006	12.46	18.70	0.154	-	-	-	-	-
A5	0.060	1.70	3.31	0.025	0.010	12.44	18.00	0.132	2.00	-	-	-	-
A6	0.052	1.64	3.10	0.030	0.009	12.42	17.98	0.141	-	0.34	-	-	-
A7	0.060	1.50	3.40	0.025	0.009	12.40	18.20	0.140	-	-	0.35	-	-
A8	0.064	1.63	3.00	0.028	0.011	12.60	18.12	0.189	-	-	-	0.45	-
A9	0.090	0.50	8.80	0.025	0.011	7.50	20.00	0.290	-	-	-	-	-
A10	0.120	0.59	3.50	0.021	0.009	13.98	17.00	0.100	-	-	-	-	-
A11	0.119	0.78	6.60	0.019	0.013	14.90	11.80	0.080	-	-	-	-	-
A12	0.050	0.59	3.10	0.022	0.007	13.00	17.98	0.088	-	-	-	0.0055	-
A13	0.050	0.58	1.10	0.031	0.011	8.30	18.22	0.019	-	-	-	-	-
A14	0.015	0.55	1.13	0.033	0.012	9.99	18.60	0.015	-	-	-	-	-
A15	0.059	0.49	1.54	0.034	0.008	9.80	18.41	0.148	-	-	-	-	-

下線：本発明規定範囲外

[表2]

表2

区 分	No.	鋼	Ni 当量	仕上焼鈍材			調質圧延材					時効処理材							
				焼鈍 温度 (°C)	平均結 晶粒径 d (μm)	結晶 粒径 d ^{1/2}	調質 圧延 率 (%)	硬さ (HV)	σ _{0.01} (N/mm ²)	σ _{0.2} (N/mm ²)	σ _B (N/mm ²)	透磁率 μ	σ _{0.01} (N/mm ²)	σ _{0.2} (N/mm ²)	σ _B (N/mm ²)	Δ σ _{0.01} (N/mm ²)	絞り (%)	硬さ (HV)	
発 明 例	1			800	0.5	1.41		421	804	1202	1262	1.0091		1050	1419	1470	246	31	470
	2	A1	19.19	850	2.8	0.60		392	762	1142	1202	1.0090		962	1381	1400	200	33	442
	3			900	5.0	0.45	40	373	700	1037	1097	1.0087		900	1302	1350	200	36	420
	4	A2	19.82		3.0	0.58		381	753	1132	1192	1.0048		948	1348	1400	195	34	431
	5	A3	20.76		3.2	0.56		393	762	1144	1204	1.0043		955	1380	1400	193	35	443
	6						40	380	754	1135	1195	1.0075		1000	1370	1380	246	34	431
	7	A4	19.27		2.8	0.60	60	448	903	1355	1420	1.0080		1098	1439	1460	195	33	501
	8						70	459	918	1377	1440	1.0090		1154	1455	1465	236	30	509
	9	A5	20.41		3.0	0.58		381	768	1154	1214	1.0045		955	1387	1405	187	32	431
	10	A6	19.87	850	2.7	0.61		381	754	1133	1193	1.0050		966	1384	1403	212	31	433
	11	A7	20.21		3.3	0.55		377	766	1150	1210	1.0062		941	1383	1398	175	33	427
	12	A8	20.86		2.3	0.66	40	379	755	1130	1190	1.0058		950	1378	1399	195	32	434
	13	A9	20.03		3.0	0.58		380	760	1151	1211	1.0040		964	1382	1407	204	30	433
	14	A10	21.23		1.8	0.75		400	900	1366	1446	1.0038		1100	1412	1472	200	30	467
	15	A11	22.85		2.0	0.71		381	881	1278	1321	1.0054		1099	1398	1467	218	30	470
	16	A12	19.40		1.5	0.82		390	760	1140	1200	1.0061		960	1380	1399	200	34	471
比 較 例	17	A1	19.19		25.0	0.20		360	740	1111	1170	1.0090		800	1198	1240	60	44	399
	18	A2	19.82	1050	28.0	0.19	40	374	731	1103	1160	1.0048		780	1178	1198	49	42	397
	19	A3	20.76		27.0	0.19		371	724	1086	1146	1.0043		790	1193	1203	66	40	404
	20	A4	19.27		20.0	0.22	70	402	804	1206	1266	1.0075		890	1270	1289	86	10	410
	21	A13	12.87		3.1	0.57		370	603	1000	1060	6.4560		750	1204	1255	147	42	363
	22	A14	14.27	850	2.8	0.60	40	375	610	1021	1081	5.5611		760	1190	1212	150	45	370
	23	A15	16.02		3.3	0.55		380	630	1050	1110	2.5222		780	1190	1248	150	40	380

下線：本発明範囲外

[0037] 図3に、結晶粒径 $d^{-1/2}$ と時効処理前後での弾性限界応力の増加量 $\Delta \sigma_{0.01}$ の関係を示す。調質圧延前焼鈍で $d^{-1/2}$ が0.40以上となるようにオーステナイト結晶粒を細粒化した本発明例のものは、調質圧延後の時効処理において、弾性限界応力が顕著に増大することがわかる。また、表2に示されるように、本発明によれば、引張試験後の破断部の断面収縮率（絞り）が30%以上となり、時効処理後の靱性にも優れる。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C：0.12%以下、Si：0.30%～3.00%、Mn：2.0%～9.0%、Ni：7.0%～15.0%、Cr：11.0%～20.0%、N：0.30%以下を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなり、かつ下記（1）式で定義されるNi当量の値が19.0以上となる成分組成を有し、オーステナイト平均結晶粒径をd（ μm ）とすると、 $d^{-1/2}$ （ $\mu\text{m}^{-1/2}$ ）が0.40以上であり、相当ひずみ0.50以上の冷間加工を付与した後の透磁率 μ が1.0100以下となる性質を有するオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 \quad \cdots (1)$$

[請求項2] 質量%で、C：0.12%以下、Si：0.30%～3.00%、Mn：2.0%～9.0%、Ni：7.0%～15.0%、Cr：11.0%～20.0%、N：0.30%以下を含有し、さらにMo：3.0%以下、V：1.0%以下、Nb：1.0%以下、Ti：1.0%以下、B：0.010%以下の1種以上を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなり、かつ下記（3）式で定義されるNi当量の値が19.0以上となる成分組成を有し、オーステナイト平均結晶粒径をd（ μm ）とすると、 $d^{-1/2}$ （ $\mu\text{m}^{-1/2}$ ）が0.40以上であり、相当ひずみ0.50以上の冷間加工を付与した後の透磁率 μ が1.0100以下となる性質を有するオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 + 0.6 \text{Mo} + 2.3 (\text{V} + \text{Nb} + \text{Ti}) \quad \cdots (3)$$

[請求項3] 質量%で、C：0.02%～0.09%、Si：0.30%～3.00%、Mn：2.0%～9.0%、Ni：7.0%～14.0%、Cr：16.0%～20.0%、N：0.02%～0.30%を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなり、かつ下記（1）式で定義されるNi当量の値が19.0以上となる成分組成を有し、オーステナイト平均

結晶粒径を d (μm) とするとき、 $d^{-1/2}$ ($\mu\text{m}^{-1/2}$) が 0.40 以上であり、相当ひずみ 0.50 以上の冷間加工を付与した後の透磁率 μ が 1.0100 以下となる性質を有するオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 \quad \dots (1)$$

[請求項4]

質量%で、C : 0.02%~0.09%、Si : 0.30%~3.00%、Mn : 2.0%~9.0%、Ni : 7.0%~14.0%、Cr : 16.0%~20.0%、N : 0.02%~0.30%を含有し、さらにMo : 3.0%以下、V : 1.0%以下、Nb : 1.0%以下、Ti : 1.0%以下、B : 0.010%以下の1種以上を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、かつ下記(3)式で定義されるNi当量の値が19.0以上となる成分組成を有し、オーステナイト平均結晶粒径を d (μm) とするとき、 $d^{-1/2}$ ($\mu\text{m}^{-1/2}$) が 0.40 以上であり、相当ひずみ 0.50 以上の冷間加工を付与した後の透磁率 μ が 1.0100 以下となる性質を有するオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$\text{Ni 当量} = \text{Ni} + 0.6 \text{Mn} + 9.69 (\text{C} + \text{N}) + 0.18 \text{Cr} - 0.11 \text{Si}^2 + 0.6 \text{Mo} + 2.3 (\text{V} + \text{Nb} + \text{Ti}) \quad \dots (3)$$

[請求項5]

請求項1~4のいずれか1項に記載のステンレス鋼板に圧延率40%以上の冷間圧延を施したのち、時効温度300℃~600℃、かつ下記(4)式を満足する条件で時効処理を施す、靱性に優れた高弾性限非磁性ステンレス鋼材の製造方法。

$$13000 < T (\log t + 20) < 16500 \quad \dots (4)$$

ただし、 T は絶対温度で表した時効温度(K)、 t は時効時間(h)である。

[請求項6]

請求項1~4のいずれか1項に記載のステンレス鋼板であって、当該鋼板に圧延率40%以上の冷間圧延を施したのち、時効温度300

℃～600℃、かつ下記（４）式を満足する条件で時効処理を施したとき、時効前後における弾性限界応力 $\sigma_{0.01}$ の増加量が150N/mm²以上となる性質を有するオーステナイト系ステンレス鋼板。

$$13000 < T (\log t + 20) < 16500 \quad \dots (4)$$

ただし、Tは絶対温度で表した時効温度（K）、tは時効時間（h）である。