

明 細 書

発明の名称： フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材

技術分野

[0001] 本発明は、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に関する。

背景技術

[0002] フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材は、耐食性に優れ、高強度であることから、建材や構造材料などとして使用されている。他方、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材は、SUS304などの汎用オーステナイト系ステンレス鋼材に比べて延性が低いため、加工性が要求される用途への適用が制限されている。また、コストを抑える観点から、合金元素の節減を図ったリーン（省合金）型のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に対するニーズもある。そのため、延性に優れるリーン型のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材の開発が進められている。

[0003] 例えば、特許文献1には、質量%にて、C：0.05%以下、Si：1%以下、Mn：2～8%、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Cr：15～23%、Mo：4%以下、Ni：3.0%以下、Cu：2%以下、N：0.05～0.3%、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、Cr当量及びNi当量が所定の関係を満たすフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材が提案されている。この二相ステンレス鋼材は、Cr当量及びNi当量を最適化することにより、延性を向上させることができると記載されている。

また、特許文献2には、質量%で、C：0.08%以下、Si：0.7～1.1%、Mn：2.4～3.5%、Cr：17.9～20.7%、Ni：0.05～1.15%、N：0.18～0.3%、Cu：0.4～2.8%を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、所定の式により予測される孔食電位が360～440mVであるフェライト・オーステナイト系二相

ステンレス鋼材が提案されている。この二相ステンレス鋼材は、Ni、Si、Mn、Cuなどの合金成分の含有量を最適化することにより、延性を向上させることができると記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2012-126992号公報

特許文献2：特表2019-501286号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] 特許文献1及び2に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材はいずれも、Niの含有量を低減しつつMnやNの含有量を増加することで強度を高めている。しかしながら、Nの含有量を増加すると、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材が過度に高強度化してしまい、延性が低下することがある。

したがって、本発明は、従来のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に比べて軟質且つ高延性であるフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0006] 本発明者らは、上記のような問題を解決すべくリーン型のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材について鋭意研究を続けた結果、以下の(1)～(3)の知見を得た。

(1) C及びNの含有量を低減することにより、二相ステンレス鋼材の耐食性を確保しつつオーステナイト相を軟質化することができる。

(2) 二相ステンレス鋼材及びオーステナイト相のMdを所定の範囲に制御することにより、オーステナイト相の安定化度を高め、TRIP（変態誘起塑性）効果によって高延性化することができる。

(3) オーステナイト生成元素（C、N、Niなど）の含有量を低減する

ことにより、省合金化しつつ、過度のTRIP効果を抑制して軟質化することができる。

そして、本発明者らは、上記の知見に基づいて、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材の組成及びMdとともに、オーステナイト相の割合及びMdを制御することにより、上記の問題を解決し得ることを見出し、本発明を完成するに至った。

[0007] すなわち、本発明は、質量基準で、C：0.001～0.050%、Si：0.01～0.50%、Mn：1.0～4.5%、P：0.050%以下、S：0.030%以下、Ni：1.5～3.5%、Cr：19.6～24.0%、Mo：0.01～1.00%、Cu：0.01～1.20%、N：0.010～0.090%を含み、C+Nが0.130%未満であり、残部がFe及び不純物からなる組成を有し、

下記式（1）：

$$Md = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \quad \dots \quad (1)$$

（式中、元素記号は各元素の含有量（質量%）を表す）で示されるMdの値が50.0～150.0℃であり、

オーステナイト相が25～49体積%である金属組織を有し、

前記オーステナイト相の上記式（1）で示されるMdの値が35.0～100.0℃である、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に関する。

発明の効果

[0008] 本発明によれば、従来のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に比べて軟質且つ高延性であるフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材を提供することができる。

発明を実施するための形態

[0009] 以下、本発明の実施形態について具体的に説明する。本発明は以下の実施形態に限定されるものではなく、本発明の趣旨を逸脱しない範囲で、当業者

の通常の知識に基づいて、以下の実施形態に対し変更、改良などが適宜加えられたものも本発明の範囲に入ることが理解されるべきである。

なお、本明細書において成分に関する「%」表示は、特に断らない限り「質量%」を意味する。

[0010] 本発明の実施形態に係るフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材（以下、単に「二相ステンレス鋼材」と略す）は、C：0.001～0.050%、Si：0.01～0.50%、Mn：1.0～4.5%、P：0.050%以下、S：0.030%以下、Ni：1.5～3.5%、Cr：19.6～24.0%、Mo：0.01～1.00%、Cu：0.01～1.20%、N：0.010～0.090%を含み、C+Nが0.130%未満であり、残部がFe及び不純物からなる組成を有する。

[0011] ここで、本明細書において「ステンレス鋼材」とは、ステンレス鋼から形成された材料のことを意味し、その材形は特に限定されない。材形の例としては、板状（帯状を含む）、棒状、管状などが挙げられる。また、断面形状がT形、I形などの各種形鋼であってもよい。

また、本明細書において「フェライト・オーステナイト系」とは、常温で金属組織が主にフェライト相及びオーステナイト相の二相であるものを意味する。したがって、「フェライト・オーステナイト系」にはフェライト相及びオーステナイト相以外の相（例えば、マルテンサイト相など）が僅かに含まれるものも包含される。

さらに、本明細書において「不純物」とは、ステンレス鋼材を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップなどの原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。例えば、不純物には、不可避免の不純物も含まれる。不純物としては、例えばOが挙げられる。Oの含有量は、例えば0.0001～0.0070%である。

なお、各元素の含有量に関して、「xx%以下」を含むとは、xx%以下であるが、0%超（特に、不純物レベル超）の量を含むことを意味する。

[0012] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、必要に応じて、Nb : 0.010~0.500%、Ti : 0.01~0.50%、V : 0.01~0.50%、W : 0.05~0.50%、Co : 0.01~0.30%、B : 0.0002~0.0050%、Sn : 0.010~0.500%、Al : 0.010~0.050%、Mg : 0.0002~0.0100%、Ca : 0.0002~0.0100%、Ta : 0.050%以下、Ga : 0.050%以下、Zr : 0.01~0.50%、REM : 0.0002~0.0100%から選択される1種以上を更に含むことができる。

以下、各成分について詳細に説明する。

[0013] <C : 0.001~0.050%>

Cは、オーステナイト相の安定度に大きな影響を及ぼす元素である。Cの含有量が多すぎると、延性（加工性）が低下したり、Cr炭化物の析出が促進されて粒界腐食が発生したりすることがある。そのため、Cの含有量を0.050%以下、好ましくは0.045%以下、より好ましくは0.040%以下、更に好ましくは0.35%以下、特に好ましくは0.030%以下とする。また、耐食性の観点から、Cの含有量は低い方がよいが、Cの含有量を低下しすぎるとコストの増加を招く。そのため、Cの含有量を0.001%以上、好ましくは0.002%以上、より好ましくは0.005%以上とする。

[0014] <Si : 0.01~0.50%>

Siは、脱酸元素として添加され、耐酸化性の向上にも有用な元素である。ただし、Siの含有量が多すぎると、硬質化して延性が低下する。そのため、Siの含有量を0.50%以下、好ましくは0.50%未満、より好ましくは0.45%以下、更に好ましくは0.40%以下とする。また、Siを過度に低減すると製錬時のコストが増加する。そのため、Siの含有量を0.01%以上、好ましくは0.02%以上、より好ましくは0.05%以上とする。

[0015] <Mn : 1.0~4.5%>

Mnは、オーステナイト相に濃化してオーステナイト相を安定化させるのに重要な役割を持つ元素である。ただし、Mnの含有量が多すぎると、延性に加え、耐食性や熱間加工性も低下する。したがって、Mnの含有量を4.5%以下、好ましくは4.0%以下、より好ましくは3.5%以下とする。また、Mnを過度に低減すると製錬時のコストが増加する。そのため、Mnの含有量を1.0%以上、好ましくは1.1%以上、より好ましくは1.2%以上とする。

[0016] <P : 0.050%以下>

Pは、Crなどの原料に含有される元素である。Pの含有量が多いと、成形性が低下するため、Pの含有量を0.050%以下、好ましくは0.045%以下、より好ましくは0.040%以下とする。一方、Pの含有量は低い方が好ましいが、Pの含有量を低減することには限界がある。Pの含有量の下限値は、一般的に0.001%、好ましくは0.002%、より好ましくは0.003%である。

[0017] <S : 0.030%以下>

Sは、様々な原料に含有される元素である。Sは、Mnと結合して介在物をつくり、発錆の起点となることがあるため、Sの含有量が低いほど耐食性が向上する。したがって、Sの含有量を0.030%以下、好ましくは0.025%以下、より好ましくは0.020%以下とする。一方、Sの含有量を低減することには限界がある。Sの含有量の下限値は、一般的に0.0001%、好ましくは0.0005%である。

[0018] <Ni : 1.5~3.5%>

Niは、オーステナイト生成元素であり、オーステナイト相の安定度を調整するために重要な元素である。また、Niは窒化物の析出を抑制し、耐食性を向上させる効果も有する。これらの効果を発揮させるために、Niの含有量を1.5%以上、好ましくは1.6%以上、より好ましくは1.7%以上、更に好ましくは1.8%以上とする。一方、Niの含有量が多すぎると、原料コストの上昇を招くほか、オーステナイト相の割合が高くなることで

応力腐食割れなどの問題が生じる可能性もある。そのため、Niの含有量を3.5%以下、好ましくは3.4%以下、より好ましくは3.0%以下とする。

[0019] <Cr: 19.6~24.0%>

Crは、耐食性を確保するのに必要な元素である。この効果を発揮させるために、Crの含有量を19.6%以上、好ましくは20.0%以上、より好ましくは20.4%以上とする。一方、Crの含有量が多すぎると、熱間加工割れをもたらしたり、精錬工程のコスト増加につながったりする。そのため、Crの含有量を24.0%以下、好ましくは23.5%以下、より好ましくは23.0%以下とする。

[0020] <Mo: 0.01~1.00%>

Moは、耐食性を向上させる元素である。この効果を発揮させるために、Moの含有量を0.01%以上、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上とする。一方、Moの含有量が多すぎると、原料コストが上昇してしまう。そのため、Moの含有量を1.00%以下、好ましくは0.80%以下、より好ましくは0.50%以下とする。

[0021] <Cu: 0.01~1.20%>

Cuは、Mn及びNiと同様にオーステナイト生成元素であり、窒化物の析出を抑制して耐食性を向上させる効果を有する。これらの効果を発揮させるために、Cuの含有量を0.01%以上、好ましくは0.05%以上、より好ましくは0.10%以上とする。一方、Cuの含有量が多すぎると、原料コストの上昇を招くほか、熱間加工性も低下する。そのため、Cuの含有量を1.20%以下、好ましくは1.00%以下、より好ましくは0.80%以下とする。

[0022] <N: 0.010~0.090%>

Nは、Cと同様に、オーステナイト相の安定度に大きな影響を及ぼす元素である。また、Nは固溶して耐食性を高める元素でもある。これらの効果を発揮させるために、Nの含有量を0.010%以上、好ましくは0.020

%以上とする。一方、Nの含有量が多すぎると、延性が低下するとともに、Cr窒化物の析出によって耐食性も低下する。そのため、Nの含有量を0.090%以下、好ましくは0.080%以下、より好ましくは0.075%以下とする。

[0023] <C+N : 0.130%未満>

C及びNの合計含有量が多くなると、鋭敏化によって耐食性が低下したり、高強度化によって延性が低下したりする。そのため、C及びNの合計含有量を0.130%未満、好ましくは0.120%未満、より好ましくは0.110%以下とする。なお、C及びNの合計含有量の下限値は、特に限定されないが、好ましくは0.010%、好ましくは0.020%、より好ましくは0.030%である。

[0024] <Nb : 0.010~0.500%>

Nbは、窒化物(NbN)や炭化物(NbC)を形成し、加工性を向上させる効果を有する。この効果を発揮させるために、Nbの含有量を0.010%以上、好ましくは0.015%以上、より好ましくは0.020%以上とする。一方、Nbの含有量が多すぎると、延性が低下する。そのため、Nbの含有量を0.500%以下、好ましくは0.300%以下、より好ましくは0.200%以下とする。

[0025] <Ti : 0.01~0.50%>

Tiも、Nbと同様に、窒化物(TiN)や炭化物(TiC)を形成し、加工性を向上させる効果を有する。この効果を発揮させるために、Tiの含有量を0.01%以上、好ましくは0.015%以上、より好ましくは0.02%以上とする。一方、Tiの含有量が多すぎると、延性が低下する。そのため、Tiの含有量を0.50%以下、好ましくは0.30%以下、より好ましくは0.20%以下とする。

[0026] <V : 0.01~0.50%>

Vは、窒化物を形成し、加工性を向上させる効果を有する。この効果を発揮させるために、Vの含有量を0.01%以上、好ましくは0.03%以上

、より好ましくは0.05%以上とする。一方、Vの含有量が多すぎると延性及び熱間加工性が低下してしまう。そのため、Vの含有量を0.50%以下、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下とする。

[0027] <W : 0.05 ~ 0.50%>

Wは、耐食性を向上させるのに有効な元素である。この効果を発揮させるために、Wの含有量を0.05%以上、好ましくは0.08%以上、より好ましくは0.10%以上とする。一方、Wの含有量が多すぎると、延性が低下する。そのため、Wの含有量を0.50%以下、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下とする。

[0028] <Co : 0.01 ~ 0.30%>

Coは、高温強度を高め、熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。これらの効果を発揮させるために、Coの含有量を0.01%以上、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上とする。一方、Coの含有量が多すぎると、靱性が低下する。そのため、Coの含有量を0.30%以下、好ましくは0.25%以下、より好ましくは0.20%以下とする。

[0029] <B : 0.0002 ~ 0.0050%>

Bは、粒界に偏析して熱間加工性を向上させる元素である。この効果を発揮させるために、Bの含有量を0.0002%以上、好ましくは0.0010%以上、より好ましくは0.0015%以上とする。一方、Bの含有量が多すぎると、耐食性が著しく低下する。そのため、Bの含有量を0.0050%以下、好ましくは0.0040%以下、より好ましくは0.0030%以下とする。

[0030] <Sn : 0.010 ~ 0.500%>

Snは、耐食性を向上させる元素である。この効果を発揮させるために、Snの含有量を0.010%以上、好ましくは0.020%以上、より好ましくは0.030%以上とする。一方、Snの含有量が多すぎると、熱間加工性が低下してしまう。そのため、Snの含有量を0.500%以下、好ま

しくは0.450%以下、より好ましくは0.400%以下とする。

[0031] <Al : 0.010~0.050%>

Alは、脱硫及び脱酸に有効な元素である。これらの効果を発揮させるために、Alの含有量を0.010%以上、好ましくは0.015%以上、より好ましくは0.020%以上とする。一方、Alの含有量が多すぎると、製造疵の増加及び原料コストの増加を招く。そのため、Alの含有量を0.050%以下、好ましくは0.045%以下、より好ましくは0.040%以下とする。

[0032] <Mg : 0.0002~0.0100%>

Mgは、脱酸だけでなく、凝固組織を微細化する効果を有する元素である。これらの効果を発揮させるためには、Mgの含有量を0.0002%以上、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上とする。一方、Mgの含有量が多すぎると、原料コストの増加につながる。そのため、Mgの含有量を0.0100%以下、好ましくは0.0095%以下、より好ましくは0.0090%以下とする。

[0033] <Ca : 0.0002~0.0100%>

Caは、脱硫及び脱酸に有効な元素である。これらの効果を発揮させるために、Caの含有量を0.0002%以上、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上とする。一方、Caの含有量が多すぎると、熱間加工割れが生じ易くなるとともに耐食性も低下する。そのため、Caの含有量を0.0100%以下、好ましくは0.0080%以下、より好ましくは0.0050%以下とする。

[0034] <Ta : 0.050%以下>

Taは、介在物の改質により耐食性を向上させる元素である。ただし、Taの含有量が多すぎると、常温延性の低下や靱性の低下を招く。そのため、Taの含有量は0.050%以下、好ましくは0.045%以下、より好ましくは0.040%以下とする。一方、Taの含有量の下限值は特に限定されないが、Taによる効果を発揮させるためには、好ましくは0.001%

、より好ましくは0.003%である。

[0035] <Ga : 0.050%以下>

Gaは、耐食性の向上や水素脆化を抑制する元素である。ただし、Gaの含有量が多すぎると、加工性が低下する。そのため、Gaの含有量は0.050%以下、好ましくは0.040%以下、より好ましくは0.030%以下とする。一方、Gaの含有量の下限値は特に限定されないが、Gaによる効果を発揮させるためには、好ましくは0.001%、より好ましくは0.003%である。

[0036] <Zr : 0.01~0.50%>

Zrは、Nb及びTiと類似の作用があるとともに、耐酸化性を向上させる元素である。それらの効果を発揮させるために、Zrの含有量を0.01%以上、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上とする。一方、Zrの含有量が多すぎると、延性の低下に加えて原料コストの増加を招く。そのため、Zrの含有量を0.50%以下、好ましくは0.40%以下、より好ましくは0.30%以下とする。

[0037] <REM : 0.0002~0.0100%>

REM（希土類）は、熱間加工性を向上させるのに有効な元素である。この効果を発揮させるために、REMの含有量を0.0002%以上、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上とする。一方、REMの含有量が多すぎると、製造性を損なうとともにコスト増加をもたらす。そのため、REMの含有量を0.0100%以下、好ましくは0.0090%以下、より好ましくは0.0080%以下とする。

なお、REMは、Sc、Y及びLa~Luまでの15元素（ランタノイド）の総称である。REMとして、これらの元素を単独又は2種以上を組み合わせる用いることができる。

[0038] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、下記式（1）で示されるMdの値が50.0~150.0℃、好ましくは55.0~140.0℃、より好ましくは60.0~130.0℃、更に好ましくは70.0~120

、 0°C である。

$$M_d = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \quad \cdots \quad (1)$$

式(1)中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す。

ここで、 M_d は、オーステナイト相の安定度を表す指標である。 M_d の値が大きい(高温)ほどオーステナイト相が不安定であることを意味する。 M_d の値が 50 、 0°C 未満であると、オーステナイト相の安定度が高すぎるため、オーステナイト相を加工誘起マルテンサイト相に変態させ難くなり、所望の強度及び延性が得られない。一方、 M_d の値が 150 、 0°C を超えると、オーステナイト相から変態する加工誘起マルテンサイト相の量が多くなるため、過度に高強度化してしまい、所望の延性が得られない。

[0039] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、オーステナイト相が $25 \sim 49$ 体積%、好ましくは $25 \sim 47$ 体積%、より好ましくは $25 \sim 40$ 体積%、更に好ましくは $26 \sim 38$ 体積%、特に好ましくは $28 \sim 37$ 体積%である金属組織を有する。オーステナイト相が 25 体積%未満であると、フェライト相の割合が高くなるため、所望の延性が得られない。一方、オーステナイト相が 49 体積%を超えると、過度に高強度化してしまい、所望の延性が得られない。また、オーステナイト相を 40 体積%以下に制御することにより、フェライト相の平均粒子径が大きく制御し易くなる。

ここで、本明細書において、二相ステンレス鋼材中のオーステナイト相の割合は、EBSD(後方散乱電子回折)を用いて求めることができる。具体的には、二相ステンレス鋼材の圧延方向に平行な厚み方向断面を鏡面研磨した試料を用いてEBSD測定を行う。このEBSD測定で得られたデータについて、解析ソフトを用いて相比マップを作成し、フェライト相とオーステナイト相を分離し、オーステナイト相の割合を求めればよい。

[0040] オーステナイト相は、上記式(1)で示される M_d の値が、 $35.0 \sim 100.0^{\circ}\text{C}$ 、好ましくは $40.0 \sim 95.0^{\circ}\text{C}$ 、より好ましくは $50.0 \sim 90.0^{\circ}\text{C}$ 、更に好ましくは $52.0 \sim 85.0^{\circ}\text{C}$ 、特に好ましくは 53 、

0～80.0℃である。オーステナイト相のM_dの値が35.0℃未満であると、オーステナイト相を加工誘起マルテンサイト相に変態させ難くなり、所望の強度及び延性が得られ難い。一方、オーステナイト相のM_dの値が100.0℃を超えると、オーステナイト相から変態する加工誘起マルテンサイト相の量が多くなるため、過度に高強度化してしまい、所望の延性が得られ難い。

ここで、本明細書において、オーステナイト相のM_dの算出に用いられるオーステナイト相中の各元素の含有量は、EPMMA（電子線プローブマイクロアナライザー）によって測定することができる。具体的には、圧延方向に平行な二相ステンレス鋼材の厚み方向断面を鏡面研磨した試料を用い、EPMMAによって定性分析を行う。C及びNは、オーステナイト相に濃化する特徴があるため、断面全体についてC又はNの定性マッピングを行ってオーステナイト相を特定する。そして、フェライト相に電子ビームが当たらないようにしてオーステナイト相のほぼ中心部において、C、N、Si、Mn、Cr、Ni、Cu及びMoを定量分析する。定量分析は3点以上で行い、その平均値を各元素の含有量の結果とする。

[0041] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、フェライト相の平均粒子径が、好ましくは7.0μm以上、より好ましくは7.1μm以上、更に好ましくは7.2μm以上である。フェライト相の平均粒子径が7.0μm未満であると、所望の延性が得られ難い。フェライト相の平均粒子径の上限は、特に限定されないが、典型的に20.0μm、好ましくは18.0μm、より好ましくは15.0μmである。

ここで、本明細書において、二相ステンレス鋼材中のフェライト相の平均粒子径は、EBSD測定により求めることができる。具体的には、二相ステンレス鋼材の圧延方向に平行な厚み方向断面を鏡面研磨した試料を用いてEBSD測定を行う。このEBSD測定で得られたデータについて、Area fraction法によってフェライト相（BCC）の結晶粒の面積を求めることができる。

[0042] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、下記式（２）で示されるDFの値が、好ましくは50.0～80.0、より好ましくは54.0～80.0、更に好ましくは60.0～80.0、特に好ましくは63.0～78.0、最も好ましくは65.0～75.0である。

$$DF = 7.2(Cr + 0.88Mo + 0.78Si) - 8.9(Ni + 0.03Mn + 0.72Cu + 2.2C + 2.1N) - 44.9 \quad \dots \quad (2)$$

式（２）中、元素記号は各元素の含有量（質量％）を表す。

ここで、DFは、フェライト相の量を表す指標である。そのため、100-DFは、オーステナイト相の量となる。ただし、DFは元素の含有量に基づいて決定される指標であるため、実際に測定されるオーステナイト相の量とは一致しないことに留意すべきである。DFの値が50.0未満であると、過度に高強度化してしまい、所望の延性が得られ難い。一方、DFの値が80.0を超えると、フェライト相の割合が高くなるため、所望の延性が得られ難い。

[0043] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、引張強さが800MPa以下であることが好ましく、790MPa以下であることがより好ましく、780MPa以下であることが更に好ましい。このような範囲の引張強さであれば、従来の二相ステンレス鋼材に比べて軟質であるといえるため、所望の延性を確保することができる。なお、引張強さの下限値は、特に限定されないが、一般的に500MPa、好ましくは550MPaである。

ここで、二相ステンレス鋼材の引張強さは、JIS Z 2241：2011に準拠して測定することができる。

[0044] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、均一伸びが30.0%以上であることが好ましく、31.0%以上であることがより好ましく、32.0%以上であることが更に好ましい。このような範囲の均一伸びであれば、従来の二相ステンレス鋼材に比べて延性に優れるといえることができる。なお、均一伸びの上限値は、特に限定されないが、一般的に50.0%、好ましくは48.0%、より好ましくは45.0%である。

ここで、二相ステンレス鋼材の均一伸びは、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して測定することができる。なお、均一伸びは、最大引張荷重に対する永久伸びとして求められる。

- [0045] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、 $3.3 \times 10^{-4} \sim 8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度にて引張試験を行ったときに、20～25%のひずみ域の n 値に対する15～20%のひずみ域の n 値の n 値比が0.80以下であることが好ましく、0.79以下であることがより好ましい。この範囲の n 値比であれば、一般的な加工条件において延性に優れるということができる。なお、 n 値比の下限は、特に限定されないが、一般的に0.01、好ましくは0.10である。また、ひずみ速度は、加工発熱に影響するため、T R I P効果の大きさを変動させる。例えば、ひずみ速度が大きいと、加工発熱が大きくなるため、T R I P効果が小さくなって延性が低下する。

ここで、二相ステンレス鋼材の n 値は、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して測定することができる。

- [0046] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、0.2%耐力が480MPa以下であることが好ましく、470MPa以下であることがより好ましい。このような範囲の0.2%耐力であれば、二相ステンレス鋼材が軟質であるということができる。なお、0.2%耐力の下限値は、特に限定されないが、一般的に300MPa、好ましくは350MPaである。

ここで、二相ステンレス鋼材の0.2%耐力は、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して測定することができる。

- [0047] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、熱延材であっても冷延材であってもよい。また、熱延材又は冷延材には焼鈍や酸洗が施されていてもよい。

- [0048] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材の厚みは、用途に応じて適宜調整すればよく特に限定されないが、一般的に5.0mm以下、好ましくは4.0mm以下、より好ましくは3.0mm以下である。なお、二相ステンレス鋼材が棒状の場合、厚みは断面の円相当径を意味する。また、二相ステ

ステンレス鋼材が形鋼の場合、厚みは断面の任意の箇所の厚みのことを意味する。

[0049] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、例えば、以下の2つの態様A及びBとすることができる。

[0050] <態様A>

[A1] 質量基準で、C：0.001～0.050%、Si：0.01%以上0.50%未満、Mn：1.0～4.5%、P：0.050%以下、S：0.030%以下、Ni：1.5～3.5%、Cr：19.6～24.0%、Mo：0.01～1.00%、Cu：0.01～1.20%、N：0.010～0.090%を含み、C+Nが0.130%未満であり、残部がFe及び不純物からなる組成を有し、

下記式(1)：

$$Md = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \quad \dots \quad (1)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるMdの値が50.0～150.0℃であり、

オーステナイト相が25～49体積%である金属組織を有し、

前記オーステナイト相の上記式(1)で示されるMdの値が35.0～100.0℃である、二相ステンレス鋼材。

[0051] [A2] 質量基準で、Nb：0.010～0.500%、Ti：0.01～0.50%、V：0.01～0.50%、W：0.05～0.50%、Co：0.01～0.30%、B：0.0002～0.0050%、Sn：0.010～0.500%、Al：0.010～0.050%、Mg：0.0002～0.0100%、Ca：0.0002～0.0100%、Ta：0.050%以下、Ga：0.050%以下、Zr：0.01～0.50%、REM：0.0002～0.0100%から選択される1種以上を更に含む、[A1]に記載の二相ステンレス鋼材。

[0052] [A3] 下記式(2)：

$$DF = 7.2 (Cr + 0.88Mo + 0.78Si) - 8.9 (Ni + 0.03Mn + 0.72Cu + 2.2C + 2.1N) - 44.9 \dots (2)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるDFの値が50.0~80.0である、[A1]又は[A2]に記載の二相ステンレス鋼材。

[0053] [A4] 以下の特性(a)及び(b)：

(a) 引張強さが800MPa以下である

(b) 均一伸びが30.0%以上である

の少なくとも1つを満たす、[A1]~[A3]のいずれか一つに記載の二相ステンレス鋼材。

[0054] <態様B>

[B1] 質量基準で、C:0.001~0.040%、Si:0.01~0.50%、Mn:1.0~4.5%、P:0.050%以下、S:0.030%以下、Ni:1.5~3.5%、Cr:19.6~24.0%、Mo:0.01~1.00%、Cu:0.01~1.20%、N:0.010~0.080%を含み、C+Nが0.120%未満であり、残部がFe及び不純物からなる組成を有し、

下記式(1)：

$$Md = 551 - 462 (C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29 (Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \dots (1)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるMdの値が50.0~150.0℃であり、

オーステナイト相が25~40体積%である金属組織を有し、

前記オーステナイト相の上記式(1)で示されるMdの値が35.0~100.0℃であり、

フェライト相の平均粒子径が7.0μm以上である、二相ステンレス鋼材。

[0055] [B2] 質量基準で、Nb:0.010~0.500%、Ti:0.01

～0.50%、V：0.01～0.50%、W：0.05～0.50%、Co：0.01～0.30%、B：0.0002～0.0050%、Sn：0.010～0.500%、Al：0.010～0.050%、Mg：0.0002～0.0100%、Ca：0.0002～0.0100%、Ta：0.050%以下、Ga：0.050%以下、Zr：0.01～0.50%、REM：0.0002～0.0100%から選択される1種以上を更に含む、[B1]に記載の二相ステンレス鋼材。

[0056] [B3] 前記オーステナイト相の前記式(1)で示されるMdの値が50.0～90.0℃である、[B1]又は[B2]に記載の二相ステンレス鋼材。

[0057] [B4] 下記式(2)：

$$DF = 7.2(Cr + 0.88Mo + 0.78Si) - 8.9(Ni + 0.03Mn + 0.72Cu + 22C + 21N) - 44.9 \quad \dots \quad (2)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるDFの値が60.0～80.0である、[B1]～[B3]のいずれか一つに記載の二相ステンレス鋼材。

[0058] [B5] $3.3 \times 10^{-4} \sim 8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度にて引張試験を行ったときに、20～25%のひずみ域のn値に対する15～20%のひずみ域のn値のn値比が0.80以下である、[B1]～[B4]のいずれか一つに記載の二相ステンレス鋼材。

[0059] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材の製造方法は、上記の特徴を有する二相ステンレス鋼材を製造可能な方法であれば特に限定されない。

以下、本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材(特に、態様A及びBの二相ステンレス鋼材)の製造方法の一例についてそれぞれ説明する。

態様A及び態様Bの二相ステンレス鋼材は、上記の組成を有するステンレス鋼を真空溶解で溶製して鋼スラブとした後、熱間圧延して焼鈍し、次いで冷間圧延及び仕上焼鈍を行うことによって製造することができる。この製造方法では、特に、熱処理の条件を制御することが鍵となる。各態様の具体的

な製造方法について説明する。

[0060] <態様 A>

[0061] 二相ステンレス鋼材において、オーステナイト相の割合及びM dを所定の範囲に制御するためには、熱処理（焼鈍）の条件（昇温速度、到達温度、保持時間及び冷却速度）を制御する必要がある。これらの条件はいずれも炭素及び窒素の固溶状態に影響する。また、到達温度は熱力学的なオーステナイト量の変動に影響する。さらに、到達温度及び保持時間の制御は、組織全体を十分に再結晶させることも目的としている。

炭素及び窒素の固溶は、オーステナイト相の割合（生成量）及びM dに影響を与えるため、炭化物や窒化物として多く存在すると、オーステナイト相の割合及びM dを所定の範囲に制御できなくなる。そこで、熱処理（焼鈍）工程において、昇温及び冷却中の炭化物や窒化物の析出を抑制しつつ、到達温度での保持によって未固溶の炭化物や窒化物を十分に溶解させる必要がある。また、オーステナイト相の割合によってオーステナイト相を構成する元素（特に、炭素及び窒素）の濃度が変化し、それに由来するM dが変動するため、到達温度を調整してオーステナイト相の割合を制御する必要もある。

[0062] 熱間圧延の条件は、特に限定されず、常法に準じて行えばよい。

熱間圧延後の焼鈍は、昇温速度を20℃/秒以上とし、1050～1150℃の到達温度で10秒以上保持した後、20℃/秒以上の冷却速度で400℃以下まで冷却する。このような条件で焼鈍を行うのは、熱間圧延後の冷却中に析出した炭化物及び窒化物を十分に溶解し、且つ焼鈍後の冷却過程での炭化物及び窒化物の析出を抑制するためである。特に、到達温度が1050℃より低いと、炭化物及び窒化物の固溶が不十分となり、オーステナイト相の割合も多くなり過ぎる。また、到達温度が1150℃より高いと、炭化物及び窒化物が十分に固溶するものの、オーステナイトの割合が少なくなり過ぎる。さらに、フェライト相中にも一定量の炭素や窒素が固溶し、固溶限が小さなフェライト相で冷却中に析出物を形成して耐食性を劣化させる恐れもある。

[0063] 冷間圧延の条件は、特に限定されないが、圧延率を50～90%とすることが好ましい。圧延率を50%以上とするのは、炭化物や析出物を破碎又は伸展させて表面積を拡大することにより、熱処理での固溶を促進することができるためである。また、圧延率を90%以下とするのは、過度な圧延による耳切れを抑制するためである。この効果を安定して得る観点から、圧延率は85%以下がより好ましい。

冷間圧延を2回以上行う場合、それぞれの冷間圧延の間で中間焼鈍を行ってもよい。中間焼鈍を行う場合、その条件は、熱間圧延後の焼鈍条件に準じて行えばよい。

[0064] 仕上焼鈍の条件は、昇温速度を20℃/秒以上とし、1040～1120℃の到達温度で5秒以上保持した後、30℃/秒以上の冷却速度で850℃以下まで冷却し、20℃/秒以上の冷却速度で400℃以下まで冷却する。このような条件で仕上焼鈍を行うのは、昇温中の炭化物及び窒化物の析出抑制、再結晶の完了、炭化物及び窒化物の固溶、オーステナイト相の割合の制御、冷却中のオーステナイト相の割合の変動抑制、並びに炭化物及び窒化物の再析出抑制のためである。

[0065] <態様B>

二相ステンレス鋼材において、フェライト相の平均粒子径を所定の範囲に制御するためには、熱間圧延時の条件（最終パス直後の温度、冷却速度）を制御する必要がある。また、オーステナイト相の割合及びMdを所定の範囲に制御するためには、熱処理（焼鈍）の条件（昇温速度、到達温度、保持時間及び冷却速度）を制御する必要がある。これらの条件はいずれも炭素及び窒素の固溶状態に影響する。また、到達温度は熱力学的なオーステナイト量の変動に影響する。さらに、到達温度及び保持時間の制御は、組織全体を十分に再結晶させることも目的としている。

炭素及び窒素の固溶は、オーステナイト相の割合（生成量）及びMdに影響を与えるため、炭化物や窒化物として多く存在すると、オーステナイト相の割合及びMdを所定の範囲に制御できなくなる。そこで、熱処理（焼鈍）

工程において、昇温及び冷却中の炭化物や窒化物の析出を抑制しつつ、到達温度での保持によって未固溶の炭化物や窒化物を十分に溶解させる必要がある。また、オーステナイト相の割合によってオーステナイト相を構成する元素（特に、炭素及び窒素）の濃度が変化し、それに由来するM_dが変動するため、到達温度を調整してオーステナイト相の割合を制御する必要もある。

[0066] 熱間圧延は、最終パス直後の温度を1030℃以上とし、その後、冷却速度20℃/秒以上で800℃まで冷却を行う。このような条件で熱間圧延を行うことにより、フェライト相の結晶粒を粗大化させて所定の範囲に制御することができる。

ここで、フェライト相の結晶粒が小さくなる理由は主に2点ある。第1点は、熱間圧延歪みの蓄積による熱間圧延中又はその後の焼鈍時の再結晶である。熱間圧延の温度が低いほど、歪みが蓄積されて再結晶を誘発し、フェライト相の結晶粒が微細化し易いことから、それが起こり難い最終パス直後の温度まで高めることが必要である。第2点は、オーステナイト相の生成によるフェライト相の結晶粒の成長抑制である。フェライト相の結晶粒界中にオーステナイト相が析出すると、フェライト相の結晶粒界の動きが鈍くなり、粒成長が抑制される。オーステナイト相は、900℃付近をピークに温度が高いほど減少するため、高温ほどフェライト相の結晶粒は成長し易い。一方、熱間圧延の温度を高温保持するためには、熱間圧延前のスラブの加熱温度を高めることや、圧延速度を増加して放熱時間を短縮することが有効となるが、燃料コスト増加や製造困難性が高まる。そこで、これらの事情を考慮して、熱間圧延の最終パス温度の下限を1030℃とした。

[0067] 熱間圧延後の焼鈍は、昇温速度を20℃/秒以上とし、1080～1150℃の到達温度で10秒以上保持した後、20℃/秒以上の冷却速度で400℃以下まで冷却する。このような条件で焼鈍を行うのは、熱間圧延後の冷却中に析出した炭化物及び窒化物を十分に固溶し、且つ焼鈍後の冷却過程での炭化物及び窒化物の析出を抑制するためである。また、オーステナイト相の割合を比較的少なくして、フェライト相の結晶粒成長の抑制を軽減し、フ

エライト相の結晶粒を粗大化させ易くする。特に、到達温度が 1080°C より低いと、炭化物及び窒化物の固溶が不十分となり、オーステナイト相の割合も多くなり過ぎる。また、到達温度が 1150°C より高いと、炭化物及び窒化物が十分に固溶するものの、オーステナイトの割合が少なくなり過ぎる。さらに、フェライト相中にも一定量の炭素や窒素が固溶し、固溶限が小さなフェライト相で冷却中に析出物を形成して耐食性を劣化させる恐れもある。

[0068] 冷間圧延の条件は、特に限定されないが、圧延率を $50\sim 80\%$ とすることが好ましい。圧延率を 50% 以上とするのは、炭化物などの析出物を破碎又は伸展させて表面積を拡大することにより、熱処理での固溶を促進することができするためである。一方、圧延率を 80% 以下とするのは、過度な圧延による耳切れを抑制するためである。また、圧延歪みの蓄積によって仕上焼鈍材の組織が微細になり過ぎることを抑制するためでもある。上述の通り、歪みが多いと再結晶が誘発されて結晶粒が微細になるため、これを回避する。これらの効果を安定して得る観点から、圧延率は 75% 以下がより好ましい。

冷間圧延を2回以上行う場合、それぞれの冷間圧延の間で中間焼鈍を行ってもよい。中間焼鈍を行う場合、その条件は、熱間圧延後の焼鈍条件に準じて行えばよい。

[0069] 仕上焼鈍の条件は、昇温速度を $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上とし、 $1000\sim 1150^{\circ}\text{C}$ の到達温度で5秒以上保持した後、 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で 850°C 以下まで冷却し、 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で 400°C 以下まで冷却する。このような条件で仕上焼鈍を行うのは、昇温中の炭化物及び窒化物の析出抑制、再結晶の完了、炭化物及び窒化物の固溶、オーステナイト相の割合の制御、冷却中のオーステナイト相の割合の変動抑制、並びに炭化物及び窒化物の再析出抑制のためである。また、冷間圧延までの組織制御によって、仕上げ焼鈍ではフェライト相の結晶粒が粗大化した組織となる。

[0070] 本発明の実施形態に係る二相ステンレス鋼材は、従来のフェライト・オー

ステナイト系二相ステンレス鋼材に比べて軟質且つ高延性である。そのため、この二相ステンレス鋼材は、成形加工時に過度の高強度を要因とするスプリングバックを抑制することができ、形状凍結性も良好である。また、この二相ステンレス鋼材は、SUS304などの汎用オーステナイト系ステンレス鋼材に比べて高強度であり、耐食性も優れている。したがって、この二相ステンレス鋼材は、これらの特性が要求される様々な用途で用いることができる。

実施例

[0071] 以下に、実施例を挙げて本発明の内容を詳細に説明するが、本発明はこれらに限定して解釈されるものではない。

[0072] <態様Aの実施例>

二相ステンレス鋼材として冷延焼鈍板を作製した。具体的には、表1に示す鋼種の組成（残部はFe及び不純物である）を有するステンレス鋼を真空溶解で溶製して鋼スラブとした後、常法に従って熱間圧延して焼鈍した。焼鈍は、昇温速度を30℃/秒とし、1100℃の到達温度で180秒保持した後、25℃/秒の冷却速度で400℃以下まで冷却した。次に、焼鈍後の熱延板を圧延率80%で冷間圧延した後、仕上焼鈍を行い、厚みが1.0mmの冷延焼鈍板を得た。仕上焼鈍は、昇温速度を30℃/秒とし、1080℃の到達温度で30秒保持した後、30℃/秒の冷却速度で850℃以下まで冷却し、25℃/秒の冷却速度で400℃以下まで冷却した。なお、表1において、Md及びDFの値は、各元素の含有量に基づいて算出した。また、表1に示す鋼種のうち、No. 1-M及び1-Nが既存の二相ステンレス鋼材である。

[0073]

[表1]

鋼種 No.	組成 (質量%)												Md [°C]	DF
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	その他	C+N		
1-A	0.030	0.20	2.8	0.031	0.004	2.4	21.3	0.10	0.55	0.061	--	0.091	105.2	67.3
1-B	0.021	0.30	2.9	0.033	0.002	2.6	23.0	0.20	0.45	0.073	--	0.094	74.1	79.1
1-C	0.025	0.02	2.9	0.030	0.001	2.5	21.4	0.05	0.55	0.053	--	0.078	108.7	68.3
1-D	0.040	0.21	3.8	0.019	0.001	2.2	22.1	0.10	0.71	0.055	Ti:0.11, Nb:0.022, V:0.18, Zr:0.12	0.095	85.4	72.8
1-E	0.020	0.01	2.0	0.039	0.002	2.5	21.5	0.01	0.50	0.060	Sn:0.070, Al:0.045 Co:0.18, Ta:0.011	0.080	116.0	68.9
1-F	0.020	0.01	3.0	0.035	0.001	2.3	21.4	0.01	0.20	0.075	Mg:0.0070, Ca:0.0012, REM:0.002	0.095	116.9	68.8
1-G	0.035	0.20	2.8	0.032	0.002	2.5	20.3	0.80	0.50	0.089	W:0.22, B:0.0015, Ga:0.006, REM:0.0090	0.124	89.3	57.8
1-H	0.030	0.10	3.1	0.030	0.001	1.0	21.0	0.05	0.48	0.120	--	0.150	124.1	66.1
1-I	0.024	0.20	3.2	0.038	0.001	2.4	24.1	0.06	0.55	0.040	--	0.064	76.8	92.2
1-J	0.040	0.21	2.8	0.016	0.001	5.4	18.6	0.12	0.30	0.050	B:0.0021, Ca:0.0013, Zr:0.11	0.090	62.5	23.1
1-K	0.026	0.30	1.5	0.029	0.002	1.4	19.5	0.13	0.10	0.075	Nb:0.015, Sn:0.004, Al:0.080	0.101	176.4	65.4
1-L	0.041	0.60	1.8	0.042	0.003	3.1	24.3	0.20	0.03	0.088	Ti:0.004, V:0.11, Mg:0.0050, REM:0.0080	0.129	44.1	82.0
1-M	0.014	0.54	0.8	0.033	0.001	6.8	25.2	3.04	0.21	0.144	W:0.02, Co:0.15, Sn:0.003, REM:0.0020	0.158	-138.2	67.1
1-N	0.019	0.60	5.3	0.030	0.002	1.4	21.7	0.33	0.23	0.236	V:0.17, Ta:0.012, Ga:0.004	0.255	33.2	53.4
1-O	0.023	0.30	4.2	0.030	0.002	3.4	22.1	0.32	0.23	0.056	V:0.17, Ta:0.012, Ga:0.004	0.079	63.8	70.1

下線は、本発明の範囲外であることを表す。

- [0074] 上記で得られた冷延焼鈍板について、以下の評価を行った。
- [0075] <二相ステンレス鋼材中のオーステナイト相（ γ 相）の割合>
冷延焼鈍板から試験片を切り出した後、圧延方向に平行な厚み方向断面を鏡面研磨してEBSD（後方散乱電子回折）測定を行った。EBSD測定は、走査電子顕微鏡で測定ソフトTSL OIM Data Collection 7（株式会社TSLソリューションズ）を用い、試験片の厚み方向中心部において200 μ m角の領域をステップサイズ0.3 μ mで測定した。次に、EBSD測定で得られたデータについて、解析ソフトTSL OIM Analysis 7（株式会社TSLソリューションズ）を用いて相比マップを作成し、フェライト相とオーステナイト相を分離した。そして、観察領域全体に占めるオーステナイト相の割合を求めた。
- [0076] <オーステナイト相（ γ 相）のMd>

冷延焼鈍板から試験片を切り出した後、圧延方向に平行な厚み方向断面を鏡面研磨してE P M A（電子線プローブマイクロアナライザー）による成分分析を行った。具体的には、C及びNは、オーステナイト相に濃化する特徴があるため、断面全体についてC又はNの定性マッピングを行ってオーステナイト相を特定した。次に、フェライト相に電子ビームが当たらないようにしてオーステナイト相のほぼ中心部において、C、N、S i、M n、C r、N i、C u及びM oを定量分析した。測定領域は約2 μ m角の領域とし、各試験片において3点以上測定し、その平均値を各元素の含有量の結果とした。また、E P M Aの測定は、加速電圧15 k V、電流0.2 μ A、ステップサイズ0.15 μ mの条件とした。このようにして得られた各元素の含有量に基づいてオーステナイト相のM dを算出した。

[0077] <引張強さ及び均一伸び>

冷延焼鈍板から平行部が圧延方向となるようにJ I S 13B号試験片を切り出し、この試験片を用いてJ I S Z 2241:2011に準拠して引張試験を行った。引張試験は、大気雰囲気下、室温（25℃）にて引張速度3 mm/分の条件で実施した。引張試験では、最高到達強度を引張強さとし、また引張強さまでの伸びを均一伸びとした。この評価において、引張強さが800 MP a以下であれば軟質化されているということができ、また、均一伸びが30.0%以上であれば延性が優れるということができる。

[0078] 上記の評価結果を表2に示す。

[0079]

[表2]

	鋼種 No.	γ 相		引張強さ [MPa]	均一伸び [%]
		割合 [体積%]	Md [°C]		
実施例1-1	1-A	37	90.8	697	32.9
実施例1-2	1-B	26	64.0	551	44.5
実施例1-3	1-C	36	94.2	694	32.2
実施例1-4	1-D	29	71.5	613	40.2
実施例1-5	1-E	32	98.0	695	30.5
実施例1-6	1-F	31	99.0	694	30.1
実施例1-7	1-G	47	72.0	740	34.8
比較例1-1	<u>1-H</u>	34	<u>106.0</u>	845	26.9
比較例1-2	<u>1-I</u>	<u>3</u>	64.2	429	24.3
比較例1-3	<u>1-J</u>	<u>96</u>	47.0	923	30.9
比較例1-4	<u>1-K</u>	41	<u>162.6</u>	848	11.4
比較例1-5	<u>1-L</u>	<u>18</u>	<u>34.7</u>	477	25.6
比較例1-6	<u>1-M</u>	35	<u>-148.8</u>	865	16.2
比較例1-7	<u>1-N</u>	<u>54</u>	<u>18.5</u>	853	19.5
比較例1-8	1-O	29	<u>33.0</u>	575	29.0
下線は、本発明の範囲外であることを表す。					

[0080] 表2に示されるように、実施例1-1～1-7は、冷延焼鈍板（二相ステンレス鋼材）の組成及びMdとともに、オーステナイト相の割合及びMdを所定の範囲に制御しているため、引張強さ及び均一伸びの両方が良好な結果を示した。

これに対して比較例1-1は、Niの含有量が少なすぎるとともに、N及びC+Nの含有量が多すぎたため、過度に高強度化してしまい、延性も十分でなかった。

比較例1-2は、Crの含有量が多すぎてしまい、フェライト相の割合が

多くなったため、延性が十分でなかった。

比較例 1-3 は、Ni の含有量が多すぎる一方で Cr の含有量が少なすぎてしまい、オーステナイト相の割合が多くなったため、加工硬化し易くなって過度に高強度化してしまった。

比較例 1-4 は、Ni、Cr 及び Sn の含有量が少なすぎる一方で Al の含有量が多すぎるとともに、冷延焼鈍板及びオーステナイト相の Md の値が高すぎたため、加工誘起マルテンサイト相の量が多くなって過度に高強度化してしまい、延性も十分でなかった。

[0081] 比較例 1-5 は、Si 及び Cr の含有量が多すぎ、Ti の含有量も少なく、しかも冷延焼鈍板の Md の値が低すぎるとともに、フェライト相の割合が多すぎたため、延性が十分でなかった。

比較例 1-6 及び 1-7 は、既存の二相ステンレス鋼材であり、特に N の含有量が多すぎる。また、比較例 1-6 及び 1-7 は、冷延焼鈍板及びオーステナイト相の Md の値が低すぎたため、過度に高強度化してしまい、延性も十分でなかった。

比較例 1-8 は、オーステナイト相の Md が低すぎたため、延性が十分でなかった。

[0082] <態様 B の実施例>

二相ステンレス鋼材として冷延焼鈍板を作製した。冷延焼鈍板は、熱間圧延工程、焼鈍工程、冷間圧延工程及び仕上焼鈍工程の順に実施した。具体的には、まず、表 3 に示す鋼種の組成（残部は Fe 及び不純物である）を有するステンレス鋼を真空溶解で溶製して鋼スラブとした。次に、この鋼スラブに対して熱間圧延工程を実施して厚さ 5 mm の熱延板を得た。熱間圧延工程では、最終パス直後の温度を表 4 に示す温度とし、水冷（冷却速度 20℃/秒以上）で 800℃まで冷却した。熱間圧延工程後の焼鈍工程は、昇温速度を 25℃/秒とし、1100℃の到達温度（焼鈍温度）で 30 秒保持した後、水冷（冷却速度 20℃/秒以上）で 400℃以下まで冷却した。冷間圧延は、表 4 に示す圧延率で行って表 4 に示す厚さを有する冷延板を得た。仕上

焼鈍工程は、昇温速度を30℃／秒とし、表4に示す到達温度（焼鈍温度）で30秒保持した後、水冷（30℃／秒以上の冷却速度）で400℃以下まで冷却した。なお、表3において、Md及びDFの値は、各元素の含有量に基づいて算出した。

[0083] [表3]

鋼種 No.	組成（質量％）												Md （℃）	DF
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	その他	C+N		
2-A	0.017	0.19	2.9	0.033	0.001	2.3	21.3	0.20	0.21	0.054	--	0.081	119.6	72.7
2-B	0.040	0.21	3.8	0.019	0.001	2.2	22.1	0.10	0.71	0.055	--	0.095	85.4	72.8
2-C	0.020	0.05	2.0	0.039	0.002	2.5	21.5	0.01	0.50	0.060	Nb:0.015, V:0.10 Ta:0.003, Zr:0.01	0.080	115.6	69.1
2-D	0.020	0.08	2.0	0.039	0.002	2.5	21.5	0.01	0.50	0.060	W:0.22, Sn:0.030 Al:0.027	0.080	115.4	69.3
2-E	0.020	0.10	3.0	0.035	0.001	2.3	21.4	0.01	0.20	0.075	Ti:0.11, Co:0.12, B:0.0020 Mg:0.0020, Ca:0.0022 Ga:0.003, REM: 0.0090	0.095	116.0	69.3
2-F	0.019	0.34	3.2	0.024	0.000	2.1	21.2	0.40	0.59	<u>0.172</u>	B:0.0017, Ca:0.0024 Zr:0.01	<u>0.191</u>	58.1	52.4
2-G	0.025	0.20	3.1	0.031	0.000	3.1	23.0	0.20	0.35	<u>0.101</u>	Nb:0.017, Ti:0.02, V:0.11 Sn:0.31, Al:0.021, REM: 0.0080	0.126	<u>47.0</u>	68.7
2-H	0.024	0.20	3.2	0.038	0.001	2.4	23.9	0.06	0.55	0.040	--	0.064	79.6	90.8
2-I	0.040	0.21	2.8	0.016	0.001	<u>5.4</u>	<u>18.6</u>	0.12	0.30	0.050	W:0.13, Co:0.15, Sn:0.028 Mg:0.0050, Ta:0.005 Ga:0.002, REM:0.0020	0.090	62.5	23.1

下線は、本発明の範囲外であることを表す。

[表4]

	鋼種 No.	熱間圧延	冷間圧延		仕上焼鈍
		最終パス直後の 温度 (°C)	圧延率 (%)	厚さ (mm)	焼鈍温度 (°C)
実施例2-1	2-A	1040	70	1.50	1080
実施例2-2	2-A	1045	70	1.50	1080
実施例2-3	2-A	1056	70	1.50	1080
実施例2-4	2-B	1032	75	1.25	1040
実施例2-5	2-C	1055	75	1.25	1080
実施例2-6	2-D	1041	75	1.25	1080
実施例2-7	2-E	1038	75	1.25	1080
比較例2-1	2-A	1033	70	1.50	1180
比較例2-2	2-A	1045	70	1.50	950
比較例2-3	<u>2-F</u>	1038	70	1.50	1080
比較例2-4	<u>2-G</u>	1062	75	1.25	1080
比較例2-5	2-H	1035	75	1.25	1080
比較例2-6	<u>2-I</u>	1041	75	1.25	1080
下線は、本発明の範囲外であることを表す。					

[0084] 上記で得られた冷延焼鈍板について、以下の評価を行った。

[0085] <二相ステンレス鋼材中のオーステナイト相（ γ 相）の割合>

態様Aの実施例と同様にして求めた。

<オーステナイト相（ γ 相）のM_d>

態様Aの実施例と同様にして求めた。

[0086] <二相ステンレス鋼材中のフェライト相（ α 相）の平均粒子径>

冷延焼鈍板から試験片を切り出した後、圧延方向に平行な厚み方向断面を鏡面研磨してEBSD（後方散乱電子回折）測定を行った。EBSD測定は、走査電子顕微鏡で測定ソフトTSL OIM Data Collection 7（株式会社TSLソリューションズ）を用い、試験片の厚み方向中心部において200 μ m角の領域をステップサイズ0.3 μ mで測定した。この

E B S D測定で得られたデータについて、A r e a f r a c t i o n法によってフェライト相（B C C）の結晶粒の面積を求めた。

[0087] <n 値比、0. 2 %耐力及び均一伸び>

冷延焼鈍板から平行部が圧延方向となるように J I S 1 3 B 号試験片を切り出し、この試験片を用いて J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠して引張試験を行った。引張試験は、大気雰囲気下、室温（2 5 °C）にて引張速度 1 0 m m / 分の条件で実施した。引張試験では、最高到達強度（引張強さ）までの伸びを均一伸びとした。

n 値は、0. 2 %耐力から最大荷重点に達するまでの応力 σ とひずみ ε との関係を測定し、これらの測定値から真応力と真ひずみを計算し、横軸を歪み ($\ln \varepsilon$)、縦軸を応力 ($\ln \sigma$) とした対数目盛り上にプロットした。そしてプロットして得られた直線の傾きを n 値とした。なお、ひずみ速度は表 3 に示す通りとした。

これらの評価において、n 値比が 0. 8 0 以下、均一伸びが 3 0. 0 % 以上であれば延性に優れているといえることができる。また、0. 2 %耐力が 4 8 0 M P a 以下であれば軟質であるといえることができる。

[0088] 上記の評価結果を表 5 に示す。

[0089]

[表5]

	γ 相		α 相	ひずみ速度 (S^{-1})	n 値比	0.2%耐力 (MPa)	均一伸び (%)
	割合 (体積%)	Md (°C)	平均粒子径 (μm)				
実施例2-1	30	78.1	9.1	3.3×10^{-4}	0.73	440	37.8
実施例2-2	30	78.1	9.1	3.3×10^{-3}	0.75	421	32.1
実施例2-3	30	78.1	9.1	8.3×10^{-3}	0.79	409	30.2
実施例2-4	37	52.9	7.2	3.3×10^{-4}	0.76	451	33.1
実施例2-5	34	74.6	7.4	3.3×10^{-4}	0.74	458	36.5
実施例2-6	34	74.6	7.4	3.3×10^{-4}	0.74	466	37.8
実施例2-7	34	75.4	7.4	3.3×10^{-4}	0.75	421	36.1
比較例2-1	22	58.5	12.8	3.3×10^{-4}	0.62	409	28.5
比較例2-2	41	103.5	4.3	3.3×10^{-4}	0.78	491	32.6
比較例2-3	50	18.8	3.9	3.3×10^{-4}	1.25	512	22.1
比較例2-4	34	8.1	7.3	3.3×10^{-4}	0.91	477	25.8
比較例2-5	12	39.5	16.9	3.3×10^{-4}	0.03	364	19.6
比較例2-6	78	23.0	1.9	3.3×10^{-4}	1.27	485	18.4
下線は、本発明の範囲外であることを表す。							

[0090] 表5に示されるように、実施例2-1～2-7は、冷延焼鈍板（二相ステンレス鋼材）の組成及びMdとともに、オーステナイト相の割合及びMdを所定の範囲に制御しているため、n値比、0.2%耐力及び均一伸びの結果が全て良好であった。

これに対して比較例2-1は、オーステナイト相の割合が少なすぎたため、延性が不十分であった。

比較例2-2は、オーステナイト相のMdが高すぎたため、フェライト相の平均粒子径が小さくなり、軟質化が不十分であった。

比較例2-3は、過剰のN含有量のためC+Nの量が多い。また、オーステナイト相の割合が多く、オーステナイト相のMdが低すぎたため、軟質化及び延性が不十分であった。

比較例2-4は、N含有量が多すぎるとともに、冷延焼鈍板のMdが低すぎたため、オーステナイト相の安定度が高く、加工誘起マルテンサイト相に変態させ難くなってしまった。また、オーステナイト相のMdも低すぎたため、

め、延性が不十分であった。

比較例 2-5 は、オーステナイト相の割合が少なすぎたため、フェライト相の割合が高くなり、延性が不十分であった。

比較例 2-6 は、Ni の含有量が多く、Cr の含有量が少ない。また、オーステナイト相の割合が多いため、軟質化が不十分であった。また、オーステナイト相の Md も低すぎたため、延性も不十分であった。

[0091] 以上の結果からわかるように、本発明によれば、従来のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に比べて軟質且つ高延性であるフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材を提供することができる。すなわち、本発明によれば、以下の [1] ~ [10] の構成とすることにより、従来のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材に比べて軟質且つ高延性であるフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材を提供することができる。

[0092] [1] 質量基準で、C : 0.001~0.050%、Si : 0.01~0.50%、Mn : 1.0~4.5%、P : 0.050%以下、S : 0.030%以下、Ni : 1.5~3.5%、Cr : 19.6~24.0%、Mo : 0.01~1.00%、Cu : 0.01~1.20%、N : 0.010~0.090%を含み、C+Nが0.130%未満であり、残部がFe及び不純物からなる組成を有し、

下記式(1) :

$$Md = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \quad \cdots \quad (1)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるMdの値が50.0~150.0℃であり、

オーステナイト相が25~49体積%である金属組織を有し、

前記オーステナイト相の上記式(1)で示されるMdの値が35.0~100.0℃である、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0093] [2] 質量基準で、Nb : 0.010~0.500%、Ti : 0.01~

0.50%、V:0.01~0.50%、W:0.05~0.50%、Co:0.01~0.30%、B:0.0002~0.0050%、Sn:0.010~0.500%、Al:0.010~0.050%、Mg:0.0002~0.0100%、Ca:0.0002~0.0100%、Ta:0.050%以下、Ga:0.050%以下、Zr:0.01~0.50%、REM:0.0002~0.0100%から選択される1種以上を更に含む、

[1]に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0094] [3] 質量基準で、C:0.001~0.040%、N:0.010~0.080%、C+Nが0.120%未満であり、前記オーステナイト相が25~40体積%である、[1]又は[2]に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0095] [4] 前記オーステナイト相の前記Mdの値が50.0~90.0℃である、[1]~[3]のいずれか一つに記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0096] [5] フェライト相の平均粒子径が7.0μm以上である、[1]~[4]のいずれか一つに記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0097] [6] 下記式(2)：

$$DF = 7.2(Cr + 0.88Mo + 0.78Si) - 8.9(Ni + 0.03Mn + 0.72Cu + 2.2C + 2.1N) - 44.9 \quad \dots \quad (2)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるDFの値が50.0~80.0である、[1]~[5]のいずれか一つに記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0098] [7] 前記DFの値が60.0~80.0である、[6]に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0099] [8] 引張強さが800MPa以下である、[1]~[7]のいずれか一つに記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0100] [9] 均一伸びが30.0%以上である、[1]~[8]のいずれか一つ

に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[0101] [10] $3 \cdot 3 \times 10^{-4} \sim 8 \cdot 3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度にて引張試験を行ったときに、20～25%のひずみ域の n 値に対する15～20%のひずみ域の n 値の n 値比が0.80以下である、[1]～[9]のいずれか一つに記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

請求の範囲

- [請求項1] 質量基準で、C : 0.001~0.050%、Si : 0.01~0.50%、Mn : 1.0~4.5%、P : 0.050%以下、S : 0.030%以下、Ni : 1.5~3.5%、Cr : 19.6~24.0%、Mo : 0.01~1.00%、Cu : 0.01~1.20%、N : 0.010~0.090%を含み、C+Nが0.130%未満であり、残部がFe及び不純物からなる組成を有し、
下記式(1) :
$$Md = 551 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr - 18.5Mo \quad \dots \quad (1)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるMdの値が50.0~150.0℃であり、
オーステナイト相が25~49体積%である金属組織を有し、
前記オーステナイト相の上記式(1)で示されるMdの値が35.0~100.0℃である、フェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。
- [請求項2] 質量基準で、Nb : 0.010~0.500%、Ti : 0.01~0.50%、V : 0.01~0.50%、W : 0.05~0.50%、Co : 0.01~0.30%、B : 0.0002~0.0050%、Sn : 0.010~0.500%、Al : 0.010~0.050%、Mg : 0.0002~0.0100%、Ca : 0.0002~0.0100%、Ta : 0.050%以下、Ga : 0.050%以下、Zr : 0.01~0.50%、REM : 0.0002~0.0100%から選択される1種以上を更に含む、請求項1に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。
- [請求項3] 質量基準で、C : 0.001~0.040%、N : 0.010~0.080%、C+Nが0.120%未満であり、前記オーステナイト相が25~40体積%である、請求項1又は2に記載のフェライト・

オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項4] 前記オーステナイト相の前記M dの値が50.0～90.0℃である、請求項1～3のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項5] フェライト相の平均粒子径が7.0 μm以上である、請求項1～4のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項6] 下記式(2)：

$$DF = 7.2(Cr + 0.88Mo + 0.78Si) - 8.9(Ni + 0.03Mn + 0.72Cu + 2.2C + 2.1N) - 44.9 \quad (2)$$

(式中、元素記号は各元素の含有量(質量%)を表す)で示されるDFの値が50.0～80.0である、請求項1～5のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項7] 前記DFの値が60.0～80.0である、請求項6に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項8] 引張強さが800MPa以下である、請求項1～7のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項9] 均一伸びが30.0%以上である、請求項1～8のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

[請求項10] $3.3 \times 10^{-4} \sim 8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度にて引張試験を行ったときに、20～25%のひずみ域のn値に対する15～20%のひずみ域のn値のn値比が0.80以下である、請求項1～9のいずれか一項に記載のフェライト・オーステナイト系二相ステンレス鋼材。

。