

(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
2016年2月25日(25.02.2016)



(10) 国際公開番号
WO 2016/027709 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/072605
- (22) 国際出願日: 2015年8月10日(10.08.2015)
- (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 2014-166523 2014年8月19日(19.08.2014) JP
- (71) 出願人: 日新製鋼株式会社(NISSHIN STEEL CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1008366 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 松林 弘泰(MATSUBAYASHI Hiroyasu); 〒7468666 山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内 Yamaguchi (JP). 中村 定幸(NAKAMURA Sadayuki); 〒7300051 広島県広島市中区大手町三丁目2番31号 日新製鋼株式会社内 Hiroshima (JP). 香月 淳一(KATSUKI Jun-ichi); 〒7468666 山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内 Yamaguchi (JP). 広田 龍二(HIROTA Ryoji); 〒7468666 山口県周南市野村南町4976番地 日新製鋼株式会社内 Yamaguchi (JP).
- (74) 代理人: 小松 高(KOMATSU Takashi); 〒1030002 東京都中央区日本橋馬喰町2-2-12 馬喰町T Yビル7階 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, 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,

[続葉有]

(54) Title: AUSTENITIC STAINLESS STEEL SHEET AND METAL GASKET

(54) 発明の名称: オーステナイト系ステンレス鋼板およびメタルガスケット

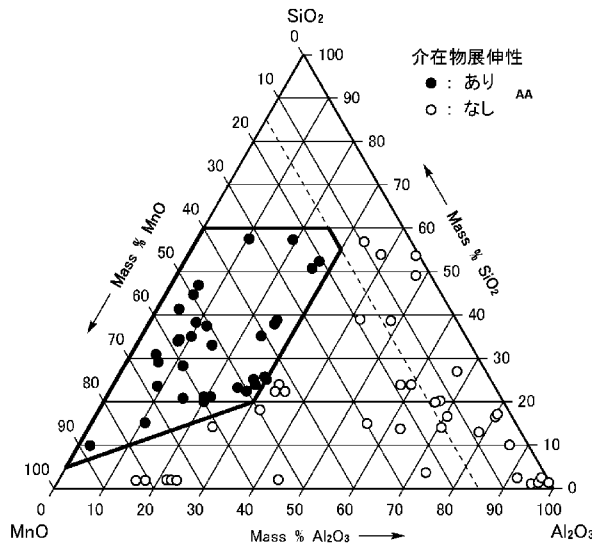


FIG. 1:
AA Inclusion extensibility:
●: yes
○: no

(57) Abstract: [Problem] To reduce anisotropy in workability and fatigue resistance caused by oxide inclusion in austenitic stainless steel. [Solution] An austenitic stainless steel sheet wherein: the stainless steel sheet is formed from, in percent by mass, 0.030 - 0.300% C, 0.30 - 3.20% Si, 0.90 - 17.00% Mn, 1.00 - 8.00% Ni, 14.00 - 19.00% Cr, 0.50 - 3.50% Cu, 0.045 - 0.250% N, 0.0001 - 0.0300% Al, 0 - 0.50% V, 0 - 0.50% Nb, 0 - 0.30% Ti, 0 - 0.010% B, with the remainder being Fe and inevitable impurities; and converted average composition for oxide inclusion is 30% by mass or less Al₂O₃, 60% by mass or less SiO₂, and 15% by mass or greater MnO, and MnO ≥ -3SiO₂ + 110 is satisfied.

(57) 要約: 【課題】オーステナイト系ステンレス鋼板において酸化物系介在物に起因する加工性や耐疲労特性の異方性を低減する。【解決手段】質量%で、C: 0.030~0.300%、Si: 0.30~3.20%、Mn: 0.90~17.00%、Ni: 1.00~8.00%、Cr: 14.00~19.00%、Cu: 0.50~3.50%、N: 0.045~0.250%、Al: 0.0001~0.0300%、V: 0~0.50%、Nb: 0~0.50%、Ti: 0~0.30%、B: 0~0.010%、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、酸化物系介在物の換算平均組成がAl₂O₃: 30質量%以下、SiO₂: 60質量%以下、MnO: 15質量%以上、かつMnO ≥ -3SiO₂ + 110を満たすオーステナイト系ステンレス鋼熱延鋼板。



WO 2016/027709 A1



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
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).

規則 4.17 に規定する申立て:

— 発明者である旨の申立て (規則 4.17(iv))

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：

オーステナイト系ステンレス鋼板およびメタルガスケット

技術分野

[0001] 本発明は、強度、疲労特性および耐高温軟化特性に優れたメタルガスケット用ステンレス鋼板およびそれを用いたメタルガスケットに関する。

背景技術

[0002] 自動車、オートバイ等におけるエンジンのシリンダヘッドガスケットやエキゾーストマニホールドガスケットは、エンジン特有の高温、高圧、高振動下での繰り返しの圧力変動に曝される。なかでも自動車エンジンのシリンダガスケットでは圧縮時に高圧が加わるので、シール性を維持するためには双方の接触相手材と高い接触圧力（面圧）で接している必要がある。エンジンや排ガス経路に使用されるメタルガスケットには、十分な接触圧力を確保するために、プレスによるビード成形によって一定高さのビード（連続する隆起部）が形成されるのが一般的である。このタイプのメタルガスケットはビード凸部の頂上部（以下「ビード頭頂部」という）を接触相手材に押し当てて使用することにより高いシール性を確保するものであるから、使用時ににおいて高強度および高疲労特性を備えている必要がある。

[0003] 従来、自動車エンジンやその排ガス経路に適用するガスケットには加工硬化型の準安定オーステナイト系ステンレス鋼（SUS301系など）が多用されている。この種の鋼は冷間圧延で加工誘起マルテンサイトを生成させることによって高強度化を図るものである。ただし、強度レベルを引き上げるためには冷間圧延率を高める必要がある。冷間圧延率の増大は、靱性、耐疲労特性および加工性を低下させる要因となる。特許文献1、2には、これらの特性を改善した準安定オーステナイト系ステンレス鋼が開示されている。一方、冷間圧延率の増大に頼らずに高強度化を図る素材としてマルテンサイト系ステンレス鋼がある。特許文献3には、マルテンサイト系鋼種をガスケット

ットに適用することが記載されている。

先行技術文献

特許文献

- [0004] 特許文献1：特開2003-82441号公報
特許文献2：特開2011-252208号公報
特許文献3：特開2000-109957号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0005] 準安定オーステナイト系ステンレス鋼は上述のように冷間圧延によって高強度化を図るものである。強度レベルを高めるために冷間圧延率を増大すると、板材の圧延平行方向（L方向）と圧延直角方向（C方向）において、曲げ加工性や疲労特性に異方性を生じるようになる。このような異方性は、メタルガスケットとして使用される際、ビード頭頂部と接触相手材の接触面圧を均一に維持するための阻害要因となり、メタルガスケットの性能低下の一因となる。一方、マルテンサイト系ステンレス鋼の場合は高い冷間圧延率を付与して加工硬化させる必要もないので、加工硬化に伴う異方性の問題は本質的に生じにくい。
- [0006] しかしながら発明者らの調査によれば、過度な冷間圧延を避けて製造されたオーステナイト系ステンレス鋼板や、マルテンサイト系ステンレス鋼板を用いてビード成形を行ったメタルガスケットにおいても、厳しい試験条件で性能を評価すると、材料の異方性に起因すると考えられる性能低下が問題となり得ることがわかった。その主たる要因として、材料（鋼板）中に圧延方向に連なって存在する粗大な酸化物系介在物によって特定方向の加工性や耐疲労特性が低下することが考えられた。
- [0007] 本発明は、オーステナイト系ステンレス鋼板において酸化物系介在物に起因する加工性や耐疲労特性の「異方性」を低減する技術を開示するものである。また同時に、高温で使用されるメタルガスケットの用途において高い耐

久性を維持しうる「耐高温軟化特性」を付与し、かつ熱間圧延での「熱延割れ」を防止する手法を開示する。

課題を解決するための手段

[0008] 上記の「異方性」の低減は、鋼板中に存在する酸化物系介在物を軟質化することによって解決できることがわかった。また、加工誘起マルテンサイト相が過度に生成されにくい化学組成とすることも異方性の低減や加工性の維持に有効である。「耐高温軟化特性」の向上には、ひずみ時効を担っている侵入型固溶元素（C、N）の転位固着作用が開放されにくい組成とすることが重要であり、そのためにはMn含有量を増量したうえでN含有量を十分に確保する手法が有効であることがわかった。さらに、「熱延割れ」の防止には δ フェライト相の生成量を適正化することが有効である。

[0009] すなわち本発明では、質量%で、C：0.030～0.300%、Si：0.30～3.20%、Mn：0.90～17.00%、Ni：1.00～8.00%、Cr：14.00～19.00%、Cu：0.50～3.50%、N：0.045～0.250%、Al：0.0001～0.0300%、V：0～0.50%、Nb：0～0.50%、Ti：0～0.30%、B：0～0.010%、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、下記（1）式により定まる Md_{30} 値が50.0以下、下記（2）式により定まる δ_{1230} 値が8.0以下である鋼組成を有し、金属組織中に観察される酸化物系介在物の平均組成が Al_2O_3 、 SiO_2 およびMnOの質量割合換算で Al_2O_3 ：30質量%以下、 SiO_2 ：60質量%以下、MnO：15質量%以上、かつ下記（3）式を満たすオーステナイト系ステンレス鋼熱延鋼板が提供される。

$$Md_{30} = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr \quad \dots (1)$$

$$\delta_{1230} = -101.5 - 78.6C + 3.1Si + 0.4Mn - 2.4Ni + 7.7Cr - 1.5Cu - 51.4N \quad \dots (2)$$

$$MnO \geq -3SiO_2 + 110 \quad \dots (3)$$

ここで、（1）式および（2）式の元素記号の箇所には鋼組成における当

該元素の質量%値が代入され、(3)式の MnO および SiO_2 の箇所にはそれぞれ前記酸化物系介在物の平均組成における MnO および SiO_2 の換算質量%値が代入される。

[0010] 上記鋼成分元素のうちV、Nb、Ti、Bは任意添加元素である。鋼成分元素のAlの含有量はトータルAl含有量である。「 Al_2O_3 、 SiO_2 および MnO の質量割合換算」とは、酸化物系介在物のAl、SiおよびMnの含有率をそれぞれ Al_2O_3 、 SiO_2 および MnO の単独酸化物の質量割合に換算することを意味する。

[0011] メタルガasketへの加工素材に適した鋼板として、上記の熱延鋼板に由来するオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板を挙げることができる。そのオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板は、板面（圧延面）のビッカース硬さが例えば400～500HVに調整されている。その板厚は例えば0.05～0.5mmとすることができ、0.1～0.3mmに管理してもよい。

[0012] また、本発明では、上記の冷延鋼板を成形したメタルガasketであって、プレス成形によるビードを有し、ビード頭頂部を接触相手材に押し当てて使用するメタルガasketが提供される。ビード成形後には必要に応じて例えば100～500℃で時効処理が施される。「ビード頭頂部」は接触相手材と接触するビード凸部の頂上部を意味する。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、材料中に存在する酸化物系介在物が低融点化・軟質化されているので、熱間圧延時およびその後の冷間圧延時に酸化物系介在物は鋼素地（マトリックス）の変形に追従して圧延方向に展伸され、薄肉化した冷延鋼板中に粗大粒子のまま残留することが回避される。そのため酸化物系介在物を起点とする加工性や耐疲労特性の低下が顕著に改善される。従来、酸化物系介在物は、熱間圧延によってある程度分断された粗大な粒子が圧延方向に近接して分布するため、曲げ稜線が圧延方向となるような曲げ加工性や耐疲労特性を悪化させ、これが加工性や耐疲労特性に異方性を生じさせる要因となっていた。本発明に従う冷延鋼板ではこのような異方性が軽減され、

ビード成形を施した後に寸法精度の高いガスケットが得られる。また、ガスケット使用時においても耐疲労特性の異方性が少ないのでビード頭頂部にかかる接触面圧も均等に維持される。その結果、耐リーク性に優れたメタルガスケットが実現される。さらに、本発明の冷延鋼板は耐高温軟化特性に優れるので、高温で使用されるメタルガスケットの用途に極めて有用である。

図面の簡単な説明

- [0014] [図1] Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 三元系酸化物組成と、酸化物系介在物の展伸性の関係を示す図。
- [図2] L断面に観察される酸化物系介在物の光学顕微鏡写真。
- [図3] 疲労試験片のビード部付近の形状を模式的に示す図。
- [図4] 調質圧延材後に120hの加熱試験を施した材料について、加熱温度と硬さの関係を例示したグラフ。

発明を実施するための形態

- [0015] [酸化物系介在物]

鋼中に存在する介在物は、高延伸性タイプと難変形性タイプに大別される。前者は主として硫化物系、後者は主として酸化物系である。このうち、難変形性タイプの酸化物系介在物は、冷間圧延時にも展伸されにくく、粗大な粒子として鋼板中に残存する。粗大な酸化物系介在物粒子は加工性や耐疲労特性を劣化させる要因となる。通常、製鋼段階では介在物量の低減（高纯净度化）や小径化を意図した精錬や鑄造が行われる。しかし、過度な高纯净度化は製鋼工程の負荷を増大させ製品コストの増大を招く。そこで本発明では、一般的な清浄度レベルのオーステナイト系ステンレス鋼の溶製において実現可能な技術として、酸化物系介在物をできるだけ低融点化・軟質化させる手法を採用する。

- [0016] 酸化物系介在物は実際にはAl、Si、Mnを主成分とする複合酸化物であると考えられる。発明者らの詳細な検討によれば、酸化物系介在物のAl、Si、Mnの含有量を Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO の単独酸化物に換算した組成で表したとき、酸化物系介在物に展伸性を付与するために有効な介在物

組成範囲を特定することが可能となることがわかった。その組成範囲は、 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 三元系酸化物平衡状態図において比較的低融点の組成となる範囲と概ね一致していた。

[0017] 図1に、 Al_2O_3 、 SiO_2 、 MnO 三元系酸化物組成と、酸化物系介在物の展伸性の関係を示す。図中のプロットは、数多くのステンレス鋼について、冷間鋼板の圧延方向と板厚方向に平行な断面（L断面）における当該酸化物系介在物の展伸状態を一定の基準で評価した結果を表示したものである。具体的には、冷間圧延によって個々の酸化物系介在物粒子が潰されて明らかに圧延方向に引き伸ばされている場合を●印（展伸性；あり）で示した。各プロットの座標は、酸化物系介在物のAl、SiおよびMnの含有率をそれぞれ Al_2O_3 、 SiO_2 および MnO の質量割合に換算したときの「酸化物系介在物の平均組成」を表す。この換算平均組成が Al_2O_3 ：30質量%以下、 SiO_2 ：60質量%以下、 MnO ：15質量%以上、かつ下記（3）式を満たす領域（図1中に太枠で表示）において酸化物系介在物は展伸性を有する。

$$MnO \geq -3SiO_2 + 110 \quad \dots (3)$$

後述実施例に示すように、酸化物系介在物の組成がこの領域にあるとき、曲げ加工性や耐疲労特性の異方性が顕著に改善され、特に高性能が要求されるメタルガセットに適した素材鋼板が得られる。

[0018] 酸化物系介在物の組成は、主として鋼組成と製鋼条件によってコントロールできる。特に、鋼組成においてMn含有量を十分に確保すること、Al含有量を制限することなどが有効である。そのうえで、製鋼での脱酸をAl脱酸ではなくSi脱酸とすることが極めて効果的である。

[0019] 図2に、熱延焼鈍鋼板に圧延率40%で冷間圧延を施し、板厚0.8mmとした段階のL断面に観察される酸化物系介在物の光学顕微鏡写真を例示する。図2（a）は後述比較例No.22、（b）は後述発明例No.1の例である。通常、オーステナイト系ステンレス鋼板に見られる酸化物系介在物は硬質であり、（a）のように冷間圧延によってもあまり潰されずに鋼板中に存

在する。板厚が薄くなるほど、板厚に占める介在物粒子の径の割合が増し、加工性や耐疲労特性を阻害する要因となりやすい。一方、本発明に従うオーステナイト系ステンレス鋼板は酸化物系介在物の組成が軟質な範囲に調整されており、(b)のように圧延によって潰され、鋼素地のメタルフローに追従して圧延方向に展伸する。板厚の減少に伴って酸化物系介在物の展伸度も増大し、曲げ加工性や耐疲労特性に対する悪影響は非常に小さくなる。ビードプレス成形を施すメタルガスケット用途では、成形に供する鋼板のL断面の観察において酸化物系介在物の板厚方向最大径が $5.0\ \mu\text{m}$ 以下であることが望ましく、 $3.0\ \mu\text{m}$ 以下であることがより好ましい。また、その板厚方向最大径は板厚の 1.0% 以下にまで展伸されていることがより効果的である。

[0020] [鋼組成]

本発明の対象となる鋼板の化学組成（鋼組成）について説明する。以下、鋼組成における「%」は特に断らない限り「質量%」を意味する。

Cは、オーステナイト生成元素であり、オーステナイト相および加工誘起マルテンサイト相の強化に有効な元素である。C含有量が少なすぎると上記の強化作用が十分に発揮されない。種々検討の結果、C含有量は 0.030% 以上とする必要があり、 0.060% 以上とすることがより好ましい。 0.100% を超えるC含有量に管理してもよい。ただし、過剰のC含有は冷却過程でCr系炭化物の粒界析出を招きやすく、耐食性低下の要因となる。C含有量は 0.300% 以下の範囲で調整する。

[0021] Siは、製鋼時に脱酸剤として添加される。発明者らの検討によると、酸化物系介在物の組成を軟質な領域にコントロールするうえで、Siによる脱酸が極めて効果的である。Si含有量が 0.30% 以上となるようにSiを添加する必要がある。また、Siはオーステナイト相および加工誘起マルテンサイト相を硬質化する作用が大きく、この硬質化作用はガスケットの高強度化に有効である。ただし、過度の硬質化は加工性や靱性の低下要因となる。Si含有量は 3.20% 以下の範囲に制限され、 3.00% 以下に管理してもよい。

[0022] Mnは、オーステナイト生成元素であるとともに、酸化物系介在物の軟質化を図るうえで重要な元素である。また、Mn含有量を高めた場合には、N含有量を十分に確保することによる耐高温軟化特性の向上効果が享受できるようになることがわかった。これは、Mn含有量が高い場合に、冷間加工後の加熱によって刃状転位の端部（刃の部分）に集積したC、Nのうち、Nが高温まで転位を固着する作用を持続しやすくなることに起因して生じる効果であると推察される。すなわち、MnとNの複合的な作用によって、「ひずみ時効」の組織状態が高温加熱によっても崩れにくくなるものと考えられる。このことは、例えば後述実施例における比較例No. 22（Mn含有量が低く、N含有量が高いもの）では耐高温軟化特性が低いが、各本発明例（Mn含有量、N含有量とも十分に高いもの）において耐高温軟化特性が改善されていることから肯定される。

[0023] 発明者らの詳細な検討の結果、加工性や耐疲労特性の異方性を十分に軽減して高性能なガスケットを実現するためには、0.90%以上のMn含有量を確保することが極めて効果的である。それよりMn含有量が低いと、酸化物系介在物の組成を前述の所定範囲にコントロールすることが難しくなり、異方性の小さいガスケットを安定して得ることができない。また、耐高温軟化特性を向上させるうえでも不利となる。Mn含有量は1.00%を超える範囲に管理することもできる。ただし、Mn含有量が多くなると製鋼での負担が増大し、また用途によっては耐食性不足を招く。種々検討の結果、Mn含有量は17.00%まで許容されるが、8.00%以下とすることが好ましく、5.00%以下の範囲に管理してもよい。

[0024] Niは、オーステナイト生成元素であり、本発明ではNi含有量を1.00%以上とする。それよりNi含有量が少ないと、焼鈍後の状態でオーステナイト単相組織を得るための成分調整が難しくなる。本発明では上述のようにMnを含有させるため、それによりNiの含有量を節約することができる。Ni含有量は8.00%以下の範囲で設定すればよい。

[0025] Crは、ステンレス鋼として必要な耐食性を付与するうえで必須の元素で

ある。メタルガセットの用途では14.00%以上のCr含有量を確保することが望ましい。ただし、Crはフェライト生成元素であるため、Cr含有が増大すると、焼鈍後にオーステナイト単相組織とするために必要なオーステナイト生成元素の量も増大し、鋼材コストの上昇を招く要因となる。種々検討の結果、Cr含有量は19.00%以下の範囲とすることが好ましい。

[0026] Cuは、オーステナイト生成元素であり、Mnと同様に耐高温軟化特性の向上にも有効であると考えられる。本発明ではCu含有量が0.50%以上である鋼を対象とする。ただし、MnとCuを同時に増大させると熱間圧延前の加熱においてCu-Mn相が析出しやすくなり、熱間圧延での割れを招く要因となる。熱間割れを防止するためには後述のように(2)式の δ_{1230} 値を一定以下に制限することが有効であるが、それに加えてCu含有量を3.50%以下に制限する必要がある。

[0027] Nは、オーステナイト生成元素であり、Cと同様にオーステナイト相および加工誘起マルテンサイト相の強化に有効である。また、上述のようにMnとの複合的な効果であると考えられる耐高温軟化特性の向上効果を十分に得るためにもNの添加が重要である。種々検討の結果、N含有量は0.045%以上とする。それより少ないと特に耐高温軟化特性を安定して向上させることが難しくなる。0.085%以上のN含有量とすることがより効果的である。過剰のN含有は焼鈍後の冷却過程で窒化物を形成させ、耐食性や耐疲労特性の低下要因となる。N含有量は0.250%以下に制限される。

[0028] Alは、強力な脱酸作用を有する元素である。しかし、発明者らの検討によれば、Al単独脱酸よりも、Si脱酸をメインとし、かつ鋼中のトータルAl量が0.0001%以上となるようにAlを含有させる精錬を行う方が、酸化物系介在物の組成を上述の範囲にコントロールしやすいことがわかった。Al含有量が増大すると靱性に悪影響を及ぼす場合がある。鋼中のトータルAl含有量は0.0300%以下に制限される。

[0029] V、Nb、Ti、Bは、製造性、強度、耐疲労特性などを改善するうえで有効な元素である。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

。Vは0.50%以下、Nbは0.50%以下、Tiは0.30%以下、Bは0.020%以下の含有量範囲とする。より効果的な含有量範囲は、V：0.01~0.50%、Nb：0.01~0.50%、Ti：0.01~0.30%、B：0.0005~0.020%である。

[0030] 下記(1)式により定まる Md_{30} 値が50.0以下となるように各元素含有量を調整する。

$$Md_{30} = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr \quad \dots (1)$$

ここで、(1)式の元素記号の箇所には当該元素の質量%の値が代入される。 Md_{30} は、単相オーステナイトに対して30%の引張り歪を与えた時に、組織の50%がマルテンサイトに変態する温度(°C)として定義されるオーステナイト安定度の指標である。本発明では Md_{30} 値が50.0以下となるように各成分元素の含有量をバランスさせ、加工誘起マルテンサイト相を過度に誘起させないようにする。

[0031] 下記(2)式により定まる δ_{1230} 値が8.0以下となるように各元素含有量を調整する。

$$\delta_{1230} = -101.5 - 78.6C + 3.1Si + 0.4Mn - 2.4Ni + 7.7Cr - 1.5Cu - 51.4N \quad \dots (2)$$

ここで、(2)式の元素記号の箇所には当該元素の質量%の値が代入される。 δ_{1230} は、連続鋳造によって得られた鋳片を1230°C×120min加熱した後の鋳片断面中央部における δ フェライト相の量(体積%)を表す指標である。発明者らの検討によれば、オーステナイト系ステンレス鋼においてMn含有量とCu含有量を同時に増大させると熱間圧延前の鋳片加熱時にCu-Mn相が析出しやすくなり、熱間圧延時に割れを生じる要因となる。Cu-Mn相の熱間圧延割れに及ぼす影響は δ フェライト相の存在量と相関があり、本発明対象鋼のようにMnとCuの合計含有量が1.4質量%以上となる鋼種では δ_{1230} 値を8.0以下に調整することによって熱間圧延割れを顕著に防止できる。

[0032] なお、この δ_{1230} は、MnとCuの合計含有量が1.4質量%以上となるオーステナイト系鋼種について、オーステナイト系ステンレス鋼の一般的な熱間圧延条件（鋳片加熱温度：1100～1350℃）を適用したときの熱間圧延割れの安定的な防止手法を導く指標であり、熱間圧延前の鋳片加熱温度を1230℃とすべきことを意味するものではない。

[0033] 〔製造方法〕

代表的な製造方法を以下に例示する。上述の化学組成に調整された鋼を通常のステンレス鋼の製鋼設備によって溶製し、鋳片を得る。高純度化のための特殊な処理は必要としない。ただし、脱酸方法はAl単独脱酸よりもSi脱酸とすることが望ましい。Al添加も併用することがより効果的である。鋳片に対しては通常のオーステナイト系ステンレス鋼板の製造と同様に熱間圧延を行い、熱延鋼板を得る。熱間圧延前の鋳片加熱温度は1100～1350℃の範囲とすればよい。熱延鋼板中に存在する酸化物系介在物は上述の組成範囲にあり、軟質化されている。

[0034] 熱延鋼板に対して焼鈍を施した後、冷間圧延を施して板厚を減じる。必要に応じて冷間圧延の途中で中間焼鈍を施す。軟質化されている酸化物系介在物は冷間圧延での圧下によって潰され、鋼素地のメタルフローに追随して圧延方向に展伸する。仕上焼鈍を施した後に調質圧延を施して、最終的な製品板厚とすればよい。その板厚は例えば0.05～0.5mmである。このようにして上記熱延鋼板に由来する冷延鋼板が得られる。なお、上記各工程の焼鈍後には、通常、酸洗が行われる。

[0035] 得られた冷延鋼板は、粗大な酸化物系介在物が圧延方向に連なって存在することに起因していた従来材での異方性の問題が解消しており、メタルガasketをはじめとする各種プレス加工用途に適している。メタルガasketを製造する過程ではビードプレス成形により一定高さのビードが形成される。得られたプレス加工品に対して、必要に応じて100～500℃で時効処理を施すことができる。この時効処理により前述の「ひずみ時効」の効果が得られ、材料が高強度化される。時効処理を施さない場合でも、メタルガス

ケットとして使用中に材料が高温に昇温されるとひずみ時効の効果が得られる。本発明に従うメタルガスケットは、上述のように耐高温軟化特性が改善されているので高温用途での強度低下が生じにくく、耐疲労特性の異方性低減効果と相まって、優れた耐久性を発揮する。

実施例

[0036] 表1に示す化学組成の鋼を溶製し、鋳片を得た。脱酸は、本発明対象鋼はいずれもSi脱酸とした。鋳片を1100~1350℃×120minで加熱したのち炉から抽出し、熱間圧延を施して板厚3.0mmの熱延鋼板を得た。

[0037]

[表1]

区分	鋼	化学組成 (質量%)											Md ₃₀	δ ₁₂₃₀	
		C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Cu	Al	その他					
本発明 対象鋼	A	0.120	0.50	2.70	2.70	16.00	0.120	2.70	16.00	0.120	2.70	0.002	-	37.85	-1.80
	B	0.160	0.50	4.80	1.50	16.00	0.120	1.50	16.00	0.120	2.70	0.002	-	37.16	-1.22
	C	0.083	3.16	1.51	5.40	14.90	0.098	5.40	14.90	0.098	2.05	0.004	-	5.89	-3.97
	D	0.086	2.67	1.52	5.41	15.08	0.098	5.41	15.08	0.098	2.05	0.003	-	6.18	-4.35
	E	0.084	2.16	1.97	5.42	14.96	0.095	5.42	14.96	0.095	2.05	0.002	-	10.89	-6.39
	F	0.020	1.00	2.00	6.50	17.00	0.095	6.50	17.00	0.095	2.50	0.002	-	-21.43	7.50
	G	0.120	1.00	1.00	6.00	16.00	0.050	6.00	16.00	0.050	0.50	0.002	-	47.46	-1.95
	H	0.060	0.50	1.50	7.50	18.00	0.080	7.50	18.00	0.080	3.50	0.002	-	-96.03	7.17
	I	0.130	0.50	16.80	1.50	16.50	0.200	1.50	16.50	0.200	1.50	0.002	-	-55.19	7.47
	J	0.162	0.52	2.99	1.52	15.99	0.199	1.52	15.99	0.199	2.72	0.003	V:0.48	13.19	-6.26
	K	0.160	0.51	2.98	1.52	16.02	0.198	1.52	16.02	0.198	2.70	0.003	Nb:0.45	14.92	-5.82
	L	0.161	0.50	3.00	1.55	16.00	0.120	1.55	16.00	0.120	2.73	0.002	Ti:0.29	48.96	-2.19
	M	0.160	0.50	3.01	1.54	16.00	0.122	1.54	16.00	0.122	2.71	0.002	B:0.01	49.29	-2.15
比較鋼	N	0.086	3.58	1.05	5.64	15.14	0.096	5.64	15.14	0.096	2.07	0.004	-	-5.53	-1.74
	O	0.080	2.73	0.28	6.05	14.96	0.090	6.05	14.96	0.090	2.00	0.001	-	6.67	-6.17
	P	0.109	0.49	1.09	7.36	17.16	0.011	7.36	17.16	0.011	0.24	0.005	-	26.73	5.43
	Q	0.100	0.60	0.80	6.28	16.50	0.040	6.28	16.50	0.040	0.20	0.005	-	60.35	2.44
	R	0.020	0.50	1.20	7.18	17.50	0.110	7.18	17.50	0.110	0.20	0.005	-	22.85	10.52
	S	0.060	0.50	3.50	3.50	18.00	0.050	3.50	18.00	0.050	3.20	0.002	-	26.33	19.56

下線:本発明規定範囲外

[0038] [酸化物系介在物の組成分析]

各熱延鋼板から切り出した試料の圧延方向と板厚方向に平行な断面（L断面）についてSEM観察を行い、L断面内に存在する酸化物系介在物の粒子から無作為に30個の粒子を選択してEDX（エネルギー分散型X線分析）により組成分析を行った。個々の介在物のAl、SiおよびMnの含有率をそれぞれ単独酸化物Al₂O₃、SiO₂およびMnOの質量割合に換算し、そ

の質量割合の値を30個の酸化物系介在物について平均することによって当該鋼板における酸化物系介在物の平均組成を求めた。

[0039] 次いで、各熱延鋼板に1100℃×均熱60secの熱処理を施したのち、冷間圧延により板厚を減じた。冷間圧延の途中で900～1100℃の範囲で均熱60secの中間焼鈍を1回または複数回入れて、最終板厚0.2mmにおいて板面（圧延面）の硬さが430～460HVとなるように調質圧延率を設定して調質圧延を行い、板厚0.2mmの冷延鋼板を得た。このようにして得られた調質圧延仕上の冷延鋼板を供試材として以下の試験に供した。

[0040] [硬さ]

供試材の板面（圧延面）についてビッカース硬さを測定した。

[曲げ加工性]

調質圧延仕上の冷延鋼板である供試材について、JIS Z2248:2006のVブロック法にて曲げ試験を行った。試験片の長手方向が圧延平行方向となるものをL方向、圧延直角方向となるものをC方向と表示する。L方向の曲げ試験片では曲げ稜線が圧延直角方向となり、C方向の曲げ試験片では曲げ稜線が圧延平行方向となる。湾曲部の外側に裂けきずなどの欠陥が生じない最小の曲げ半径Rと板厚tの比を「曲げ限界R/t」とした。試験数n=3にて曲げ試験を行い、3回のうち最も悪い結果をその試験での成績として採用した。L方向、C方向とも曲げ限界R/tが1.5以下であり、かつ[C方向の曲げ限界R/t値]/[L方向の曲げ限界R/t値]の比が1.3以下であるものは、ビードプレス成形に供するメタルガセット用の素材鋼板として良好な曲げ加工性を有すると評価できる。

[0041] [耐疲労特性]

供試材から長手方向がL方向およびC方向の短冊状試料（幅8mm）をそれぞれ採取し、ビードプレス成形を行って図3（a）、（b）に示す形状の「初期ビード」を有する試験片に加工した。初期ビードの溝幅は約3mm、初期ビード高さは約0.4mmである。この初期ビード部に、メタルガセット

トの初期締め相当の圧縮を加えて、図3(c)に示すように残存ビード高さが約0.1mmとなる模擬ビードを有する疲労試験片を作製した。なお、図3(b)、(c)に模式的に示す断面形状は板厚方向の寸法を誇張して描いてある。この疲労試験片を用いて模擬ビード部に両振り応力を付与する疲労試験を行い、繰返し数 10^7 回における疲労限(疲れ限度; N/mm^2)を求めた。L方向、C方向とも疲労限が $300N/mm^2$ 以上であり、かつL方向とC方向の疲労限の差が $30N/mm^2$ 以下であるものは、ビードプレス成形部を有するメタルガasketにおいて優れた耐疲労特性を呈すると評価できる。

[0042] [耐高温軟化特性]

調質圧延ままの各供試材について、 $300\sim 800^\circ\text{C}$ の範囲における 100°C 刻みの各温度で120h保持する加熱処理を施し、加熱処理後の板面(圧延面)の硬さを測定した。図4に、一部の供試材についての測定結果を例示する。図4(a)は比較例No.23、(b)は本発明例No.1である(No.は表2に記載のもの)。加熱時間120hの条件ではいずれも 300°C 、 400°C の加熱温度でひずみ時効に起因する硬さの上昇が見られる。加熱温度が高温になると材料が軟化する。 600°C 以上の高温領域での軟化挙動を比べると、本発明例No.1では軟化が顕著に抑制されて $800^\circ\text{C}\times 120$ h加熱においても 350HV 程度の硬さを維持しており、耐高温軟化特性が顕著に改善されていることがわかる。この加熱試験において、調質圧延材の硬さ H_0 (HV)に対して $2/3$ まで硬さが低下する加熱温度、すなわち $2/3H_0$ (HV)となる加熱温度が 800°C 以上であれば、ビード成形されたメタルガasketとして優れた耐高温軟化特性を有すると判断できる。そこで、ここでは $2/3H_0$ となる温度によって耐高温軟化特性を評価した。

これらの結果を表2に示す。なお、表2中に記載の「仕上焼鈍」は調質圧延前に行った最終焼鈍を意味する。

[0043]

[表2]

表2

区分	No.	銅	熱延 割れ 有無	酸化物系介在物組成 (質量%)			仕上焼鈍 温度 (°C)	仕上 焼鈍後 硬さ (HV)	調質圧延 まま硬さ H ₀ (HV)	耐高温軟化特性 2/3H ₀ となる 120h加熱温度 (°C)	異方性				
				Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO					曲げ限界 R/t		疲労限(N/mm ²)		
										L方向	C方向	L方向 a	C方向 b	差 a-b	
本発明例	1	A	無し	5	47	48	1050	185	460	≥800	1.0	1.1	380	350	30
	2	A	無し	5	47	48	900	210	450	≥800	1.0	1.1	390	360	30
	3	A	無し	5	47	48	1050	185	460	≥800	1.0	1.2	390	360	30
	4	B	無し	10	35	55	1050	182	450	≥800	1.0	1.2	380	350	30
	5	C	無し	28	23	49	1050	183	450	≥800	1.0	1.2	370	350	20
	6	D	無し	25	38	37	1050	184	460	≥800	1.0	1.2	360	330	30
	7	E	無し	24	35	41	1050	184	440	≥800	1.0	1.1	370	340	30
	8	F	無し	15	33	52	1050	184	440	≥800	1.0	1.1	350	320	30
	9	G	無し	30	25	45	1050	182	460	≥800	1.0	1.1	350	320	30
	10	H	無し	11	15	74	1050	188	450	≥800	1.0	1.1	370	340	30
	11	I	無し	2	10	88	1050	187	450	≥800	1.0	1.1	370	340	30
	12	J	無し	8	34	58	1080	185	450	≥800	1.0	1.3	350	330	20
	13	K	無し	9	38	53	1080	184	430	≥800	1.0	1.3	360	330	30
	14	L	無し	12	28	60	1080	183	430	≥800	1.0	1.3	360	330	30
	15	M	無し	5	42	53	1050	183	440	≥800	1.0	1.1	360	330	30
比較例	21	N	無し	80	17	3	1050	178	430	≥800	1.0	4.0	320	270	50
	22	O	無し	67	20	13	1050	180	440	650	1.0	4.0	330	270	60
	23	P	無し	98	1	1	1050	181	430	680	1.0	4.0	320	260	60
	24	Q	無し	98	0	2	1050	184	440	650	1.0	4.0	300	220	80
	25	R	無し	20	20	60	1050	183	440	680	1.0	3.0	330	270	60
	26	S	有り	6	45	49	1050	183	460	≥800	1.0	1.1	370	350	20

[0044] 表2からわかるように、本発明例のものは酸化物系介在物の組成が上述の軟質な範囲となり、曲げ加工性および耐疲労特性の異方性が小さく、メタルガスケットに適した良好な特性を有する。これらの供試材（冷延焼鈍鋼板）のL断面を調べると、酸化物系介在物は圧延によって潰されて圧延方向に展伸しており、板厚方向の最大径は $2\mu\text{m}$ 以下であった。また、本発明例のものは耐高温軟化特性も良好であった。

[0045] これに対し、比較例No. 21～24はいずれも介在物の組成が軟質な領域を外れているため、曲げ加工性および疲労特性の異方性が大きかった。No. 22はMn含有量が低いので、N含有量を十分に確保したにもかかわらず耐高温軟化特性が悪かった。No. 23はN含有量が低く、またNo. 24はMn含有量およびN含有量が低いので、これらの鋼板も耐高温軟化特性が悪かった。No. 25はC含有量が低いので高強度化のために必要な調質圧延率が高くなり、異方性に劣った。No. 26は δ_{1230} 値が高すぎたので熱間圧延で割れが生じた。

[0046] 次に、介在物の組成に及ぼす脱酸方法の影響を調べた実験例を紹介する。上述のように、表1に示した本発明対象鋼は製鋼工程での脱酸を「Si脱酸」としたものである。また、比較鋼である鋼Rも「Si脱酸」としたものである。そこで、表1の鋼Dおよび鋼R（いずれもSi脱酸）と同様の鋼組成となるように「Al脱酸」にてそれぞれ鋼D-1およびR-1を溶製し、上記と同様の手法で介在物の組成を調べた。その結果を表3に示す。

[0047]

[表3]

表3

鋼	鋼の化学組成(質量%)								脱酸方法	酸化物系介在物組成(質量%)		
	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Cu	Al		Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO
D	0.086	2.67	1.52	5.41	15.08	0.098	2.05	0.003	Si脱酸	25	38	37
D-1	0.085	2.70	1.53	5.40	15.10	0.097	2.00	0.004	Al脱酸	86	9	5
R	0.020	0.50	1.20	7.18	17.50	0.110	0.20	0.005	Si脱酸	20	20	60
R-1	0.022	0.53	1.18	7.10	17.43	0.109	0.18	0.005	Al脱酸	70	20	10

[0048] 表3に例示されるように、同様の鋼組成の鋼を溶製する場合でも、脱酸方法によって介在物組成が大きく変化することがわかる。本発明で規定する軟質な組成の介在物を得るためには、Al脱酸よりもSi脱酸の方が有利である。

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C：0.030～0.300%、Si：0.30～3.20%、Mn：0.90～17.00%、Ni：1.00～8.00%、Cr：14.00～19.00%、Cu：0.50～3.50%、N：0.045～0.250%、Al：0.0001～0.0300%、V：0～0.50%、Nb：0～0.50%、Ti：0～0.30%、B：0～0.010%、残部Feおよび不可避的不純物からなり、下記（1）式により定まる Md_{30} 値が50.0以下、下記（2）式により定まる δ_{1230} 値が8.0以下である鋼組成を有し、金属組織中に観察される酸化物系介在物の平均組成が Al_2O_3 、 SiO_2 およびMnOの質量割合換算で Al_2O_3 ：30質量%以下、 SiO_2 ：60質量%以下、MnO：15質量%以上、かつ下記（3）式を満たすオーステナイト系ステンレス鋼熱延鋼板。

$$Md_{30} = 551 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29(Ni + Cu) - 13.7Cr \quad \dots (1)$$

$$\delta_{1230} = -101.5 - 78.6C + 3.1Si + 0.4Mn - 2.4Ni + 7.7Cr - 1.5Cu - 51.4N \quad \dots (2)$$

$$MnO \geq -3SiO_2 + 110 \quad \dots (3)$$

ここで、（1）式および（2）式の元素記号の箇所には鋼組成における当該元素の質量%値が代入され、（3）式のMnOおよび SiO_2 の箇所にはそれぞれ前記酸化物系介在物の平均組成におけるMnOおよび SiO_2 の換算質量%値が代入される。

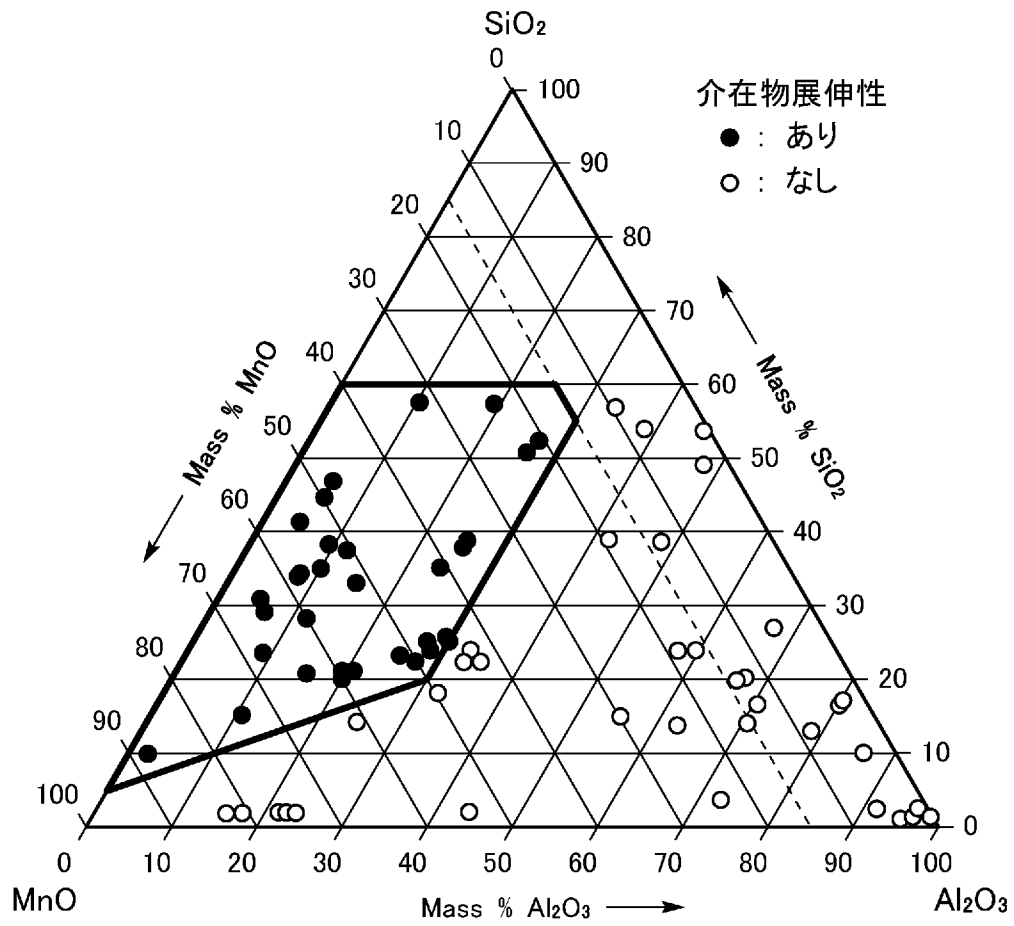
[請求項2] 請求項1に記載の熱延鋼板に由来するオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板。

[請求項3] 板面（圧延面）のピッカース硬さが400～500HVである請求項2に記載のオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板。

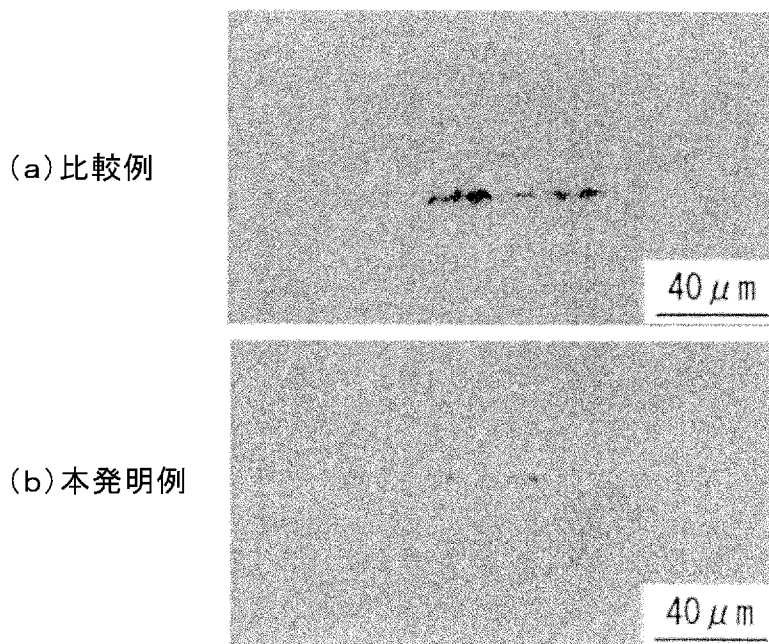
[請求項4] 板厚が0.05～0.5mmである請求項2に記載のオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板。

- [請求項5] 板面（圧延面）のビッカース硬さが400～500HVであり、板厚が0.05～0.5mmである請求項2に記載のオーステナイト系ステンレス鋼冷延鋼板。
- [請求項6] 請求項2～5のいずれか1項に記載の冷延鋼板を成形したメタルガasketであって、プレス成形によるビードを有し、ビード頭頂部を接触相手材に押し当てて使用するメタルガasket。
- [請求項7] 請求項2～5のいずれか1項に記載の冷延鋼板を成形したのち100～500℃で時効処理したメタルガasketであって、プレス成形によるビードを有し、ビード頭頂部を接触相手材に押し当てて使用するメタルガasket。

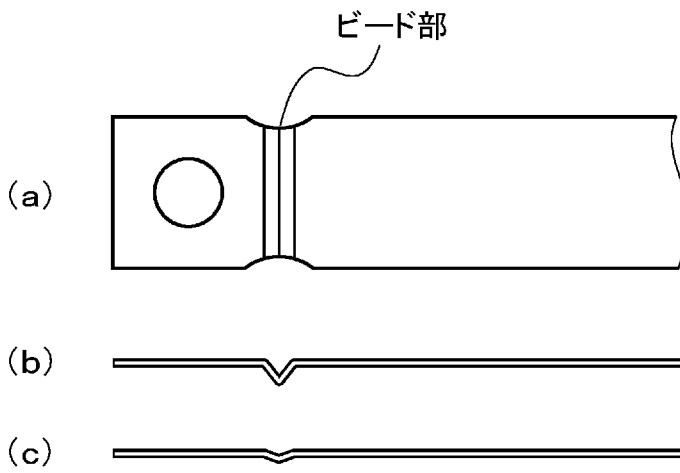
[図1]



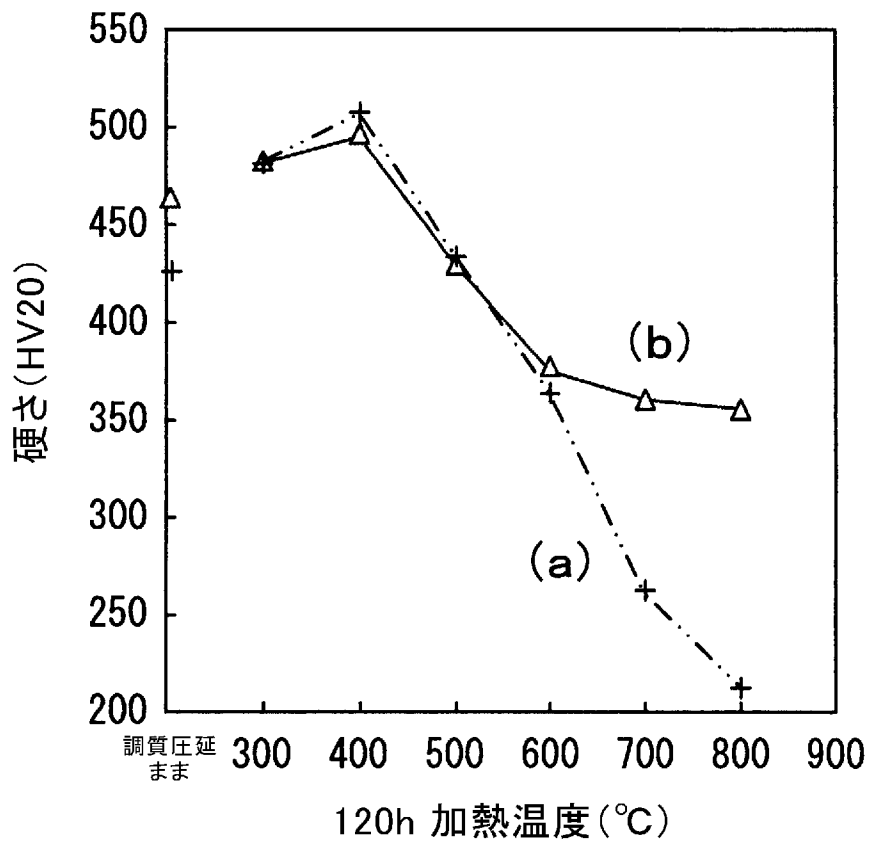
[図2]



[図3]



[図4]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/072605

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

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, C22C38/58, C21D9/46

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.
X Y	JP 4-202643 A (NKK Corp.), 23 July 1992 (23.07.1992), tables 1 to 2; fig. 1; examples; claims (Family: none)	1-5 6, 7
Y	JP 2003-82441 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 19 March 2003 (19.03.2003), claims; paragraphs [0004], [0021] (Family: none)	6, 7
Y	JP 2011-252208 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 15 December 2011 (15.12.2011), claims; paragraph [0036] (Family: none)	6, 7

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 04 September 2015 (04.09.15)	Date of mailing of the international search report 15 September 2015 (15.09.15)
---	--

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

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/072605

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 8-134595 A (Nippon Steel Corp.), 28 May 1996 (28.05.1996), entire text (Family: none)	1-7
A	JP 2002-371339 A (Nisshin Steel Co., Ltd.), 26 December 2002 (26.12.2002), entire text & US 2003/0102058 A1 & EP 1249513 A1 & KR 10-2002-0079596 A & CN 1380150 A	1-7
A	JP 7-150304 A (NKK Corp.), 13 June 1995 (13.06.1995), tables 1 to 2 (Family: none)	1-7

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, C22C38/58(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n		
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, C22C38/58, C21D9/46		
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
X Y	JP 4-202643 A（日本鋼管株式会社）1992.07.23, 第1-2表, 図1, 実施例, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-5 6, 7
Y	JP 2003-82441 A（日新製鋼株式会社）2003.03.19, 特許請求の範囲, 【0004】, 【0021】（ファミリーなし）	6, 7
Y	JP 2011-252208 A（日新製鋼株式会社）2011.12.15, 特許請求の範囲, 【0036】（ファミリーなし）	6, 7
<input checked="" 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		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 04.09.2015	国際調査報告の発送日 15.09.2015	
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） 坂巻 佳世 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K 4426

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 8-134595 A (新日本製鐵株式会社) 1996.05.28, 全文 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2002-371339 A (日新製鋼株式会社) 2002.12.26, 全文 & US 2003/0102058 A1 & EP 1249513 A1 & KR 10-2002-0079596 A & CN 1380150 A	1-7
A	JP 7-150304 A (日本鋼管株式会社) 1995.06.13, 表1-2 (ファミリーなし)	1-7