

KN, KP, KR, KW, 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,
ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG,
US, UZ, VC, VN, WS, 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:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

is 1.0 or greater; the maximum value of the crystal orientation distribution function $f(g)$ for azimuth group B expressed by the Euler angle ϕ_1 : 30-60°, Φ : 30-90°, ϕ_2 : 0-60° is 1.0 or greater; and the maximum value of the crystal orientation distribution function $f(g)$ for azimuth group C expressed by the Euler angle ϕ_1 : 60-90°, Φ : 30-90°, ϕ_2 : 0-60° is 1.0 or greater.

(57) 要約: このチタン板は、所定の化学組成を有し、金属組織が、 α 相を含み、前記 α 相の平均結晶粒径が100.0 μm 以下であり、前記 α 相の結晶方位をオイラー角 $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ で示した場合の、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0以下であり、前記オイラー角で、 ϕ_1 : 0~30°, Φ : 30~90°, ϕ_2 : 0~60° で表現される方位群Aにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上であり、前記オイラー角で、 ϕ_1 : 30~60°, Φ : 30~90°, ϕ_2 : 0~60° で表現される方位群Bにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上であり、前記オイラー角で、 ϕ_1 : 60~90°, Φ : 30~90°, ϕ_2 : 0~60° で表現される方位群Cにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上である。

明 細 書

発明の名称：チタン板

技術分野

[0001] 本開示はチタン板、特に加工異方性が少なく、成形性に優れたチタン板に関する。

背景技術

[0002] チタン板は板式熱交換器などに使われる。板式熱交換器では高い熱交換率が求められるので、チタン板は、板式熱交換器に適用される場合、表面積を増やすべくプレス成形によって波状に加工される。そのため、熱交換器用のチタン板はプレス成形における優れた成形性が必要とされている。

[0003] プレス成形時には、チタン板は、どの方向にも破断せずに十分かつ均一に伸びることが求められる。しかしながら、チタン板は通常、圧延方向である板長方向（RD）の機械的特性（強度、伸び）と、板面内でRDに直角方向である板幅方向（TD）の機械的特性（強度、伸び）とは異なっている（機械的異方性を有する）。これは、チタン板が通常、一方向のみに冷間圧延して製造されることで、冷間圧延により特定の方向に配向した集合組織が形成されるためである。板厚方向（板面に垂直な方向）については、以下、NDという。

この冷間圧延によって形成される集合組織は、その後焼鈍し、再結晶させても、特定の方位に配向した再結晶集合組織となるにとどまるので、組織的な異方性は解消しない。そのため、通常のチタン板では、焼鈍前、焼鈍後のいずれにおいても、組織的な異方性に由来する機械的な特性の異方性が存在する。

[0004] チタン板の製造過程において、冷間圧延によって形成される集合組織についてさらに詳細に説明する。

通常の場合で一方向に冷間圧延し、 α 域温度で焼鈍して製造したチタン板については、hcp構造（六方晶）である α 粒のc軸（[0001]方向に

平行な軸）が、ND（板面に垂直な方向）からTD（板幅方向）に約 35° 程度傾斜した方位が、多く配向した集合組織を形成している。このような集合組織に起因し、通常チタン板は加工異方性を有しており、これがチタン板の成形性を損なう原因となっている。

[0005] 特許文献1～7に開示されるように、チタン板の成形性を向上させる様々な取り組みがなされている。

[0006] 特許文献1、2には、強度と成形性とを向上させるために、チタン板の α 相の結晶粒の粒径と、 α 相の結晶粒の結晶方位を結晶方位分布関数で表した三つの方位を有する結晶粒の面積の関係と、を特定の範囲とすることが記載されている。

特許文献1では、集合組織について、中間焼鈍条件（再結晶温度域で実施）、最終冷間圧延条件（最終冷間圧延の圧下率を20～87%とする）、冷間圧延後の最終焼鈍条件（焼鈍温度を β 変態点以上 950°C 未満とする）を制御している。最終焼鈍条件によって α 粒の結晶粒径をも制御している。

特許文献2では、集合組織について、中間焼鈍条件（再結晶温度域で実施）、最終冷間圧延条件（最終冷間圧延の圧下率を20～87%とする）、冷間圧延後の最終焼鈍条件（焼鈍温度を β 相含有率が20%以上となる温度以上で β 変態点未満とする）を制御している。最終焼鈍条件と最終冷間圧延圧下率によって α 粒の結晶粒径をも制御している。

[0007] 特許文献3には、強度と成形性とを向上させるために、チタン板の α 相の結晶粒の粒径を特定の範囲とし、(0001)面の軸方位と特定の関係をなす α 相の結晶粒の面積割合を、特定のものとすることが記載されている。特許文献3においては、チタン板の結晶方位、 α 相結晶粒の円相当直径を所定範囲とするために、最終焼鈍の昇温速度（ $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上）、保持温度（ β 相の α 相に対する面積率が50%となる温度以上で 950°C 未満）、保持時間（300秒以下）および冷却速度（ $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上）を制御している。

[0008] 特許文献4には、強度の異方性を小さくするために、チタン板の α 相の結晶粒の粒径を特定の範囲とし、耐力が最小となる方向の0.2%耐力を YS_R

とし、前記耐力が最小となる方向と直交する方向の 0.2% 耐力を YS_T としたときの比 YS_T/YS_R を 1.17 以下とすることが記載されている。特許文献4においては、最終の中間焼鈍後の最終冷間圧延率を $20\sim 87\%$ とし、最終焼鈍の焼鈍温度を β 変態点(T_β)以上 950°C 未満とすることにより、チタン板の結晶方位、 α 相結晶粒の円相当直径を制御している。

[0009] 特許文献5には、強度の異方性を小さくするために、チタン板の α 相の結晶粒のアスペクト比を、平均値 2.0 以上、標準偏差 0.70 以上とし、円相当径を、平均値 $5\mu\text{m}$ 以上 $100\mu\text{m}$ 以下、最大値 $300\mu\text{m}$ 以下とすることが記載されている。

[0010] 特許文献6には、熱間で異周速圧延することにより、エリクセン値が 12.9 以上で、圧延方向に対して 90° と 0° で引張り試験を行った際に得られるランクフォード値(r 値)の差を平均 r で割った値が 0.72 以下である面内異方性を有する、プレス成形用のチタン板材が記載されている。

[0011] 特許文献7には、所定の熱間圧延条件でクロス圧延を施すことにより得られる、 0.2% 耐力の異方性の小さいチタン材が記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0012] 特許文献1：日本国特開 $2016-108652$ 号公報

特許文献2：日本国特開 $2017-137561$ 号公報

特許文献3：日本国特開 $2015-63720$ 号公報

特許文献4：日本国特開 $2016-102237$ 号公報

特許文献5：日本国特開 $2016-23315$ 号公報

特許文献6：日本国特開 $2011-230171$ 号公報

特許文献7：日本国特開昭 $63-130753$ 号公報

非特許文献

[0013] 非特許文献1：井上博史著「3次元結晶方位分布解析法とその進歩」再結晶・集合組織とその組織制御への応用 日本鉄鋼協会1999年3月 第297～299頁

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0014] 従来の通常方法で製造されたチタン板は、上述のとおり、 c 軸がNDからTDに約 35° 程度傾斜した方位を優先方位とする集合組織が形成され、機械的異方性を有している。これに対し、成形性を向上させる技術として、前述の特許文献1～7に示す各種方法が提案されてきた。

しかしながら、特許文献1～3に記載されるチタン板は、機械的異方性について検討されていない。また、特許文献4～7に記載されるチタン板は、強度の異方性については検討されているものの、伸びについての異方性は検討されていない。

[0015] 本発明者らが検討した結果、強度の異方性が小さい場合でも、伸びの異方性は必ずしも小さくならないことが分かった。例えば、従来材として、図11Aに、冷間圧延により製造されたチタン板を α 温度域で最終焼鈍（焼鈍温度 800°C ）した α 焼鈍材について、S-Sカーブ（応力-歪曲線）を示す。図11Aより明らかなように、RDとTDとの強度の異方性が小さい場合でも、必ずしも伸びの異方性が小さいものではない。冷間圧延により製造されたチタン板を β 変態点以上の温度で最終焼鈍（焼鈍温度 920°C ）した β 焼鈍材についても同様にS-Sカーブを確認したところ図11Aと同様の結果が得られた。すなわち、RDとTDとの強度の異方性が小さい場合でも、必ずしも伸びの異方性が小さいものではないという結果が得られた。

[0016] また、単純に板の異方性を低減するだけであるならば、特許文献6に記載された異周速圧延や特許文献7に記載されるようなクロス圧延により、 c 軸がNDにほぼ一致した集合組織（ $\Phi \cong 0$ 、 ϕ_1 、 ϕ_2 は任意）を発達させることができる可能性がある。しかしながら、これらの場合、伸びの異方性は改善されるものの、 c 軸がNDに配向するので、いずれの方向から引っ張っても c 軸に対して垂直に引っ張ることになり、耐力は最も低くなる。さらに、現実的にチタンの薄板を製造する際には、クロス圧延を施すにはコイルではなく切り板で圧延する必要があるため、効率が悪い。また、異周速圧延では両口

ールでの摩擦の方向が異なるので圧延板がカールしやすく、すべりも大きいので表面の性状が悪くなりやすい。そのため、特許文献6、7の技術では、実操業上、十分にチタン板の異方性を小さくすることができない。

[0017] 本開示では、上述の課題に鑑み、伸びが大きく、かつ伸びの異方性が小さいチタン板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

[0018] 即ち、本開示の要旨とするところは以下のとおりである。

[1] 本開示の一態様に係るチタン板は、質量%で、Fe : 0~0.500%、O : 0~0.400%、N : 0~0.050%、C : 0~0.080%、H : 0~0.013%、Al : 0~2.30%、Cu : 0~1.80%、Nb : 0~1.00%、Si : 0~0.50%、Zr : 0~0.50%、Cr : 0~0.50%、Mo : 0~0.50%、及びSn : 0~1.50%、を含み、残部Tiおよび不純物からなる化学組成を有し、金属組織が、 α 相を含み、前記 α 相の平均結晶粒径が $100.0\mu\text{m}$ 以下であり、前記 α 相の結晶方位をオイラー角 $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ で示した場合の、展開指数を16、ガウス半値幅を 5° として電子線後方散乱回折法の球面調和関数法を用いたTexture解析によって算出する結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0以下であり、前記オイラー角で、 $\phi_1 : 0\sim 30^\circ$, $\Phi : 30\sim 90^\circ$, $\phi_2 : 0\sim 60^\circ$ で表現される方位群Aにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上であり、前記オイラー角で、 $\phi_1 : 30\sim 60^\circ$, $\Phi : 30\sim 90^\circ$, $\phi_2 : 0\sim 60^\circ$ で表現される方位群Bにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上であり、前記オイラー角で、 $\phi_1 : 60\sim 90^\circ$, $\Phi : 30\sim 90^\circ$, $\phi_2 : 0\sim 60^\circ$ で表現される方位群Cにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上である。

[2] 上記[1]に記載のチタン板は、前記化学組成が、質量%で、O : 0.030~0.200%、Fe : 0.020~0.200%、の1種または2種を含んでもよい。

[3] 上記[1]または[2]に記載のチタン板は、前記化学組成が、質量%で、Al : 0.10~2.30%、及びCu : 0.10~1.80%の1種または2種を含んでもよい。

[4] 上記[3]に記載のチタン板は、前記化学組成が、質量%で、Fe : 0.100%以下、並びにNb : 0.10~1.00%、Si : 0.10~0.50%、及びZr : 0.10~0.50%から選択される1種以上を含んでもよい。

[5] 上記[3]または[4]に記載のチタン板は、前記化学組成が、質量%で、Cr : 0.05~0.50%、Mo : 0.05~0.50%、及びSn : 0.05~1.50%から選択される1種以上を含んでもよい。

[6] 上記[1]~[5]のいずれかに記載のチタン板は、前記 α 相の大きい方から5つの結晶粒の平均結晶粒径が $250\mu\text{m}$ 以下であってもよい。

[7] 上記[1]~[6]のいずれかに記載のチタン板は、前記 α 相の平均結晶粒径が、 $2.0\sim100.0\mu\text{m}$ であってもよい。

[8] 上記[1]~[6]のいずれかに記載のチタン板は、前記 α 相の平均結晶粒径が、 $8.0\sim100.0\mu\text{m}$ であってもよい。

[9] 上記[1]~[8]のいずれかに記載のチタン板は、圧延方向の全伸びと、板幅方向の全伸びとの比である $E_{\text{RD}}/E_{\text{TD}}$ が、 $0.70\sim1.30$ であってもよい。

発明の効果

[0019] 本開示の上記態様によれば、伸び（以下、特に断りがない限り全伸びを示す）が大きく、伸びの異方性が小さいチタン板を提供することができる。このチタン板は、成形性に優れるので、プレス成形による複雑な形状のチタン製品の製造に有用である。

図面の簡単な説明

[0020] [図1]結晶方位を三次元で表現する、オイラー角による表記方法を説明する図である。

[図2]従来材（ α 焼鈍材）の優先方位を三次元で表現する、オイラー角による

表記方法を説明する図である。

[図3]本開示のチタン板について、結晶方位分布関数ODFをオイラー角の空間内で等高線表示した図である。

[図4]従来例（ α 焼鈍材）のチタン板について、結晶方位分布関数ODFをオイラー角の空間内で等高線表示した図である。

[図5]従来例（ β 焼鈍材）のチタン板について、結晶方位分布関数ODFをオイラー角の空間内で等高線表示した図である。

[図6]オイラー角の3次元表示において、方位群A～方位群Cの領域を説明する図である。

[図7]本実施形態に係るチタン板について、各方位群でODFが最大値となる位置を含む領域のODFを等高線表示したものであり、（A）は方位群A、（B）は方位群B、（C）は方位群CでのODF最大値のポイントを含む。

[図8]従来のチタン板について、各方位群でODFが最大値となる位置を含む領域のODFを等高線表示したものであり、（A）は方位群A、（B）は方位群B、（C）は方位群CでのODF最大値のポイントを含む。

[図9]本実施形態に係るチタン板の品質指標を示す図であり、（A）はTD、RDの強度、（B）はTD、RDの全伸び、均一伸びを示した図である。

[図10]本実施形態に係るチタン板の組織（等軸組織）を示す図である。

[図11A]従来の冷間圧延により製造されたチタン板の焼鈍材のS－Sカーブを示す図である。

[図11B]本実施形態に係るチタン板のS－Sカーブの一例を示す図である。

[図12]最終焼鈍を β 変態点温度以上としたチタン板の組織（針状組織）を示す図である。

[図13]本実施形態に係るチタン板の製造工程を示した図である。

[図14]S－Sカーブから、流動応力を求める方法を説明するための図である。

発明を実施するための形態

[0021] 以下、本開示の一実施形態に係るチタン板（本実施形態に係るチタン板）

について説明する。

[0022] 1. 金属組織

＜ α 相を含み、 α 相の平均結晶粒径が $100.0\mu\text{m}$ 以下である＞

本実施形態に係るチタン板は、結晶組織において α 相が主たる結晶組織となっている。 α 相が主たる結晶組織とは、評価面全体に占める α 相分率が面積率で95%以上を意味する。この分率は好ましくは97%以上、より好ましくは99%以上である。 α 相以外の残部組織には、 β 相、 Ti_2Cu 、 TiFe 、 Ti_3Al 、シリサイドが含まれる。

また、 α 相の平均結晶粒径は、 $100.0\mu\text{m}$ 以下とする。 α 相の平均結晶粒径が $100.0\mu\text{m}$ を超えると、特定の結晶方位の結晶粒の割合が大きくなって、伸びの異方性の原因となる。また、粗大な結晶粒の存在に起因して、成形時にシワが発生しやすい。 α 相の平均結晶粒径は、好ましくは $90.0\mu\text{m}$ 以下、より好ましくは $80.0\mu\text{m}$ 以下である。

一方、 α 相の平均結晶粒径の下限は限定されないが、平均結晶粒径を微細にする場合、冷間圧延の圧下率を高める必要があり、冷間圧延によって集合組織が発達しやすくなる。そのため、 α 相の平均結晶粒径を $2.0\mu\text{m}$ 以上としてもよく、 $5.0\mu\text{m}$ 以上、または $8.0\mu\text{m}$ 以上としてもよい。

[0023] α 相の面積率は、以下の方法で求める。

α 相は均一に分布するので、チタン板の金属組織を構成する各相の面積率は、チタン板の任意の断面において測定してよい。本開示では、例えばチタン板の板幅 $1/2$ 位置（幅方向端部から板幅の $1/2$ の位置：幅中央部）の板幅方向に垂直な面（L断面）を観察することにより測定する。具体的には、チタン板の板幅 $1/2$ 位置のL断面を研磨して観察面とし、SEM（Scanning Electron Microscopy）／EPMA（Electron Probe Microanalyzer）により、 $500\mu\text{m}\times 500\mu\text{m}$ の視野で、 $1.0\mu\text{m}$ ピッチ（ステップ： $1.0\mu\text{m}$ ）でFe及びCuの濃度分布を測定する。FeやCuは β 相もしくは Ti_2Cu 部で濃化するため、これら元素の濃度が視野全体の平均の1.7倍以上の領

域を、 β 相もしくは Ti_2Cu 部とし、この領域の視野全体に対する面積率を、 β 相もしくは Ti_2Cu の面積率として算出する。また、これらの面積率を100%から減じたものを α 相の面積率として算出する。

[0024] α 相は均一に分布するので、上記の α 相の平均結晶粒径は、チタン板の任意の断面において測定してよい。例えばチタン板の板幅1/2位置の板幅方向に垂直な面（L断面）を観察することにより測定する。

具体的には、チタン板の板幅1/2位置のL断面を研磨して観察面とし、この面の全板厚×10mmの視野を、2.0 μ mピッチで、SEMでEBSDパターンを測定、解析し、方位差15°以上の境界を結晶粒界と認識し、この結晶粒界で囲まれた領域を結晶粒とする。平均結晶粒径は、この結晶粒の円相当径（円相当直径）の平均値を算術平均で評価する。この視野は結晶粒が約1000個以上存在するように設定することが好ましい。ただし、上記方法で得られた平均結晶粒径が5.0 μ m以下の場合は、精度向上のため、全板厚×1mmの視野を、0.5 μ mピッチで再度測定し、平均結晶粒径を求める。

[0025] α 相の結晶方位をオイラー角 $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ で示した場合の結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0以下

＜方位群A（ $\phi_1: 0 \sim 30^\circ$, $\Phi: 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0 \sim 60^\circ$ ）、方位群B（ $\phi_1: 30 \sim 60^\circ$, $\Phi: 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0 \sim 60^\circ$ ）、方位群C（ $\phi_1: 60 \sim 90^\circ$, $\Phi: 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0 \sim 60^\circ$ ）における結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値がそれぞれ1.0以上＞

上述した特許文献6、7のように、従来、 c 軸がNDにほぼ一致した集合組織（ $\Phi \doteq 0$ 、 ϕ_1 、 ϕ_2 は任意）を発達させることで伸びの異方性を改善することは検討されていた。しかしながら、これらの技術は、改善すべき課題があった。

そこで、本発明者らは、検討を行った。その結果、従来とは逆の思想に基づき、一方向に配向した特定の組織の割合が少なく、ランダムに様々な方向に配向した組織を混在させることで、十分な伸びを有しつつ、伸びの異方性

が低減されることを想到した。これは、組織をランダムとすることにより、方位依存性が小さくなるとともに、様々な方向に配向した各組織において、多くの双晶系が活動できることで伸び（全伸び）が増加するためであると考えられる。

[0026] 本実施形態では、集合組織における結晶方位を三次元で表現するため、オイラー角による表記方法を用いる。オイラー角による表記方法（Bungeの表記方法）は、試料座標系（板材の座標系）として、互いに直交する関係にある、RD、TDおよびNDの3本の座標軸を考える。そして、結晶座標系（チタンの α 相の場合は、hcp組織の方向に基づく座標系）として、互いに直交する関係にあるX軸、Y軸およびZ軸の3本の座標軸を考える。Z軸は $[0001]$ 方向である。X軸を $[10\bar{1}0]$ 方向（柱面の法線方向）にとる場合と $[1\bar{2}10]$ 方向にとる場合がある。ここでは、X軸を $[1\bar{2}10]$ 方向とする。この場合、Y軸は $[10\bar{1}0]$ 方向（柱面の法線方向）となる。X軸としていずれの方位を採用したとしても、得られる結果は同一である。オイラー角による表記方法では、図1（A）のように、試料座標系と結晶座標系とが一致した状態（X軸はRDと一致し、Y軸はTDと一致し、Z軸はNDと一致）をまず考える。そこから、図1（B）に示したように、結晶座標系をZ軸回りに ϕ_1° 回転させ（X'、Y'、Z）、次いで図1（C）に示すように ϕ_1° 回転後のX（X'）軸回りに Φ° 回転させる（X'、Y''、Z'）。最後に図1（D）に示すように、 ϕ_1° 回転と Φ° 回転の後のZ（Z'）軸回りに ϕ_2° （図示なし）回転させる（X''、Y'''、Z'）。これらの ϕ_1° 、 Φ° 、 ϕ_2° の3つの角度を用いて、結晶粒の結晶方位（c軸の方向など）を規定する。チタン板の主相の組織である α 相の結晶組織については、六方晶であることから、 ϕ_1 （ $0\sim90^\circ$ ）、 Φ （ $0\sim90^\circ$ ）、 ϕ_2 （ $0\sim60^\circ$ ）により表記できる。

[0027] 従来の通常方法で製造されたチタン板の一般的な集合組織である、c軸がNDからTDに約 35° 程度傾斜した方位を、オイラー角による表記方法に基づいて、さらに概念的に説明する。c軸がTDに 35° 程度傾斜した方位

を、オイラー角による表記方法に基づいて表記すると、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_1 = 0^\circ$ 、 ϕ_2 ：任意、となる。さらに、 $[10-10]$ 方向がRDを向いた方位に限定すると、 $\phi_2 = 0^\circ$ が優先方位となる。図2に、当該従来材の優先方位を三次元で表現したオイラー角による表記図を示す。

[0028] c軸がTDに 35° 程度傾斜した組織を、TDに引っ張った場合と、RDに引っ張った場合では、主すべり面である $\{10-10\}$ 面や双晶面である $\{11-22\}$ 面や $\{10-12\}$ 面と、引張方向とのなす角が異なることとなる。すべり面や双晶面と引張方向との角度が異なるということは、同じ力で引っ張ったとしても、当然、すべりや双晶の度合い（変形量）は変化する。そのため、TDとRDには、機械的特性に異方性が生じるのである。

[0029] 多結晶体の結晶方位分布は、前述のオイラー角（ ϕ_1 、 Φ 、 ϕ_2 ）を用いた関数 $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ で表され、この関数のことを結晶方位分布関数（Orientation Distribution Function、ODF）と呼んでいる。

結晶方位（ ϕ_1 、 Φ 、 ϕ_2 ）を g とすると、ODFは $f(g)$ と表現できる。方位 g おける微小方位空間 dg に含まれる結晶粒の体積を dV とすると、全結晶粒の体積 V に対する体積率は $f(g)$ を用いて “ $dV/V = f(g) dg$ ” で表されるので、 $f(g)$ がわかれば、ある方位をもつ結晶粒の存在量を知ることができる。方位密度を表す $f(g)$ の値は、ランダムな方位をもつ場合に1である（非特許文献1参照）。

[0030] 結晶方位分布関数（ODF）は、電子線後方散乱回折（Electron Back Scattered Diffraction Pattern：EBSD）法にて求めることができる。検査面に走査電子顕微鏡（SEM）で電子線を走査しながら電子線後方散乱回折（EBSD）法にてEBSDパターンを測定、解析し、コンピュータ上での計算により、板表面に対する角度に変換することにより、各測定点における結晶方位のオイラー角（ ϕ_1 、 Φ 、 ϕ_2 ）を得る。計測した視野内の測定点のデータに基づいて、ODF（ $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ ）を算出することができる。

[0031] 本実施形態では、結晶方位分布関数（ODF）は以下の方法で求める。

α 相は均一に分布するので、チタン板の任意の断面において結晶方位分布関数測定してよい。例えば、チタン板の板幅1/2位置の板幅方向に垂直な面（以下「L断面」ともいう。）を研磨して測定面とし、この面の全板厚×10mmの視野に、5.0 μ mピッチ（ステップ5.0 μ m）で、走査電子顕微鏡（SEM）で電子線を走査しながら電子線後方散乱回折（EBSD）法にてEBSDパターンを測定、解析し、コンピュータ上での計算により、チタンの α 相結晶について、図1の板表面に対する角度に変換することにより、各測定点のオイラー角を得る。上記の条件で測定したデータについて、TSLソリューションズ製のOIM Analysisソフトウェア™（version 8.1.0）を用いて、 α 相のODFを算出する。ODFの算出には、電子線後方散乱回折（EBSD）法の球面調和関数法を用いたTexture解析を用いる（展開指数＝16、ガウス半値幅＝5°）。その際に、圧延変形の対称性を考慮し、板厚方向、圧延方向、板幅方向それぞれに対して線対称となるように、計算を行う。

[0032] α 相を主相とするチタン板の変形特性は、hcp構造をとる α 相を構成する各 α 結晶粒の配向方向に依存する。また、 $f(g)$ の最大値が大きいチタン板は、機械的異方性、特に伸びの異方性が大きい。そのため、本実施形態に係るチタン板においては、チタンの α 相の結晶方位をオイラー角 $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ で示した場合の結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0以下とする。主相である α 相の $f(g)$ の最大値が14.0以下であるので、組織がランダムとなり、チタン板の機械的特性の異方性を小さくすることができる。さらに、c軸がいろいろな方向を向いているので、クロス圧延材よりは耐力を高くすることができる。結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値は、好ましくは12.0以下、10.0以下、より好ましくは9.0以下である。

[0033] 本実施形態に係るチタン板の集合組織について、 ϕ_1 （0～90°）、 Φ （0～90°）、 ϕ_2 （0～60°）の3次元の方位分布関数 $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$

）を、2次元の紙面に表記したものを図3に示す。

図3では、特定の ϕ_2 における $f(g)$ を横軸： ϕ_1 （ $0 \sim 90^\circ$ ）、縦軸： Φ （ $0 \sim 90^\circ$ ）空間において等高線で表現し、 ϕ_2 を 0° から 5° ピッチで 55° まで選択し、1枚の図面にまとめている。図3中の $f(g)$ の等高線の値の表記について、欄外に小数以下3桁の数値で示している。図中に引き出し線とともに記載した数値は、便宜上小数以下1桁に丸めた数値を記載している。これらの点は、以下の図4、5、7、8も同様である。

図3において、 $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ の最大値は以下のように求めた。即ち、 ϕ_2 を 1° ずつ区切った断面を作成し、それぞれの断面における $f(g)$ の最大値を調べ、その中で最も大きかった値を採用した。 $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ が最大になるのは、 $\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_2 = 0^\circ$ の位置であり、当該位置での $f(g)$ の最大値は7.0であった。

[0034] 一方、従来材として、冷間圧延により製造されたチタン板を α 温度域で最終焼鈍（焼鈍温度 800°C ）した α 焼鈍材（c軸がTDに約 35° 程度傾斜した方位を優先方位とする集合組織を有する）の集合組織を、図3と同じ要領で、 ϕ_2 を 0° から 5° ピッチで 55° まで選択し、1枚の図面にまとめたのが図4である。この従来例において、 $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ が最大になるのは、 $\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_2 = 0^\circ$ の位置であり、当該位置での $f(g)$ の最大値は14.6であった。

また、冷間圧延により製造されたチタン板を β 変態点以上の温度で最終焼鈍（焼鈍温度 920°C ）した従来例（ β 焼鈍材）の集合組織を、図3、図4と同じ要領で、 ϕ_2 を 0° から 5° ピッチで 55° まで選択し、1枚の図面にまとめたのが図5である。この例において、 $f(\phi_1, \Phi, \phi_2)$ が最大になるのは、 $\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_2 = 0^\circ$ の位置であり、当該位置での $f(g)$ の最大値は51.0であった。

[0035] 前記 $f(g)$ が14.0以下であっても、優先方位に近い方位範囲に結晶方位が集中している可能性もある。

本実施形態に係るチタン板は、上記規定に加えて、方位群A（ ϕ_1 ： $0 \sim 3$

0° , $\Phi: 30^\circ \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0^\circ \sim 60^\circ$)、方位群B ($\phi_1: 30^\circ \sim 60^\circ$, $\Phi: 30^\circ \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0^\circ \sim 60^\circ$)、方位群C ($\phi_1: 60^\circ \sim 90^\circ$, $\Phi: 30^\circ \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0^\circ \sim 60^\circ$)における結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値をそれぞれ1.0以上とする。方位群A、方位群B、方位群Cのいずれにおいても、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値がそれぞれ1.0以上である場合、c軸が様々な方向に配向しており、結晶方位がランダムとなり、異方性が低減する。

方位群A、方位群B、方位群Cは、それぞれ、板面内でTDから 30° 以内、 30° から 60° 、 60° から 90° の方向に向かって、c軸がNDから 30° 以上傾いている方位群を示している。すなわち、これらの方位群における $f(g)$ の最大値が1.0以上であれば、それぞれの方向に対してc軸が傾いている方位が一定量以上存在することを意味する。

[0036] 図6に、 $\{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ の空間を3次元の立体空間として表現した場合の、その中における方位群A、方位群B、方位群Cの領域を図示している。

[0037] また、図7、図8に、本実施形態に係るチタン板と、従来例(c軸がTDに約 35° 程度傾斜した方位を優先方位とする集合組織)のチタン板とについて、方位群A、方位群B、方位群Cのそれぞれにおいて $f(g)$ が最大となった領域のODFを図示する。 (ϕ_1, Φ, ϕ_2) 全領域で $f(g)$ が最大になるポイントと、方位群Aで $f(g)$ が最大になるポイントは同じであった。

図7(本実施形態に係るチタン板)、図8(従来例のチタン板)、それぞれ、(A)(B)(C)の3つの図を図示している。いずれも、 ϕ_2 を特定の角度に固定し、 $(\phi_1: 0^\circ \sim 90^\circ, \Phi: 0^\circ \sim 90^\circ)$ の範囲内での $f(g)$ の分布を等高線で図示したものである。(A)は方位群A内、(B)は方位群B内、(C)は方位群C内で $f(g)$ が最大になった位置の ϕ_2 を選択している。そして、各図中に、方位群A、方位群B、方位群Cそれぞれにおいて $f(g)$ が最大となったポイントを図示している。

[0038] 図7から明らかなように、本開示のチタン板においては、方位群A($\phi_1 =$

0° 、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_2 = 0^\circ$ 、 $f(g)$ の最大値7.0)、方位群B($\phi_1 = 52^\circ$ 、 $\Phi = 44^\circ$ 、 $\phi_2 = 40^\circ$ 、 $f(g)$ の最大値2.8)、方位群C($\phi_1 = 72^\circ$ 、 $\Phi = 60^\circ$ 、 $\phi_2 = 15^\circ$ 、 $f(g)$ の最大値2.7)のいずれにおいても、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上である。

それに対して図8に示すように、比較例のチタン板においては、方位群A($\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_2 = 0^\circ$ 、 $f(g)$ の最大値14.6)、方位群B($\phi_1 = 30^\circ$ 、 $\Phi = 30^\circ$ 、 $\phi_2 = 30^\circ$ 、 $f(g)$ の最大値3.0)の $f(g)$ の最大値は1.0以上であったが、方位群C($\phi_1 = 60^\circ$ 、 $\Phi = 90^\circ$ 、 $\phi_2 = 30^\circ$ 、 $f(g)$ の最大値0.9)の最大値は1.0未満であった。

[0039] 図11Bに、本実施形態に係るチタン板のS-Sカーブの一例を示す。本実施形態に係るチタン板では、図11BのS-Sカーブで示されるように、従来チタン板(図11A)に対し、伸び(全伸び)及び流動応力の異方性は少ない。

[0040] α 相の結晶粒径が大きい方から5つの結晶粒の、平均結晶粒径が $250\mu\text{m}$ 以下である

本実施形態に係るチタン板では、主相である α 相に含まれる各結晶粒のうち、大きい方から5つの結晶粒の結晶粒径(円相当径)を平均した場合に、 $250\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。大きい方から5つの結晶粒の平均結晶粒径が $250\mu\text{m}$ 以下である場合には、粗大粒の存在によるシワの発生を抑制することができる。

[0041] 大きい方から5つの結晶粒の平均結晶粒径は、上述した α 相の平均結晶粒径の測定と同じ要領で視野中の結晶粒径の測定を実施し、大きい方から5つの結晶粒の円相当径を平均することで得られる。(同一の粒径の結晶粒が複数ある場合、それぞれを1つの結晶粒として個数をカウントする。)

[0042] 2. 化学組成

次に、本実施形態に係るチタン板の化学組成について説明する。以下、各元素の含有量に関する%は、質量%である。また、「～」を挟んで示される

範囲は、その両端の値を下限及び上限として含む。

本実施形態に係るチタン板は、Fe : 0 ~ 0.500%、O : 0 ~ 0.400%、N : 0 ~ 0.050%、C : 0 ~ 0.080%、H : 0 ~ 0.013%、を含み、残部がTi 及び不純物からなる化学組成を有してもよいし、さらに上記のTi の一部に代えて、さらに任意元素であるAl、Cu、Nb、Si、Zr、Cr、Mo、Snの1種以上を含む化学組成を有していてもよい。

不純物とは、原料や製造工程から混入し得る元素であり、例示すれば、Cl、Na、Mg、Ca、Ta、Vが挙げられる。これらの元素は、本実施形態に係るチタン板の作用効果を阻害しない限り許容できる。それぞれの不純物を0.1質量%未満に制限し、さらに不純物の総量を0.5質量%以下に制限すれば問題ないレベルである。また、上述した任意元素は、不純物として含まれていてもよい。

[0043] 任意元素を含まない場合の化学組成は、日本工業規格 JIS H4600 (2007年)「チタン及びチタン合金一板及び条」の工業用純チタン (1種~4種)の規格に相当する。純チタン板は、合金元素が低いので、成形することが容易である。

一方で、強度や耐酸化性を向上させる場合、上述した任意元素を後述する範囲で含有させることが好ましい。任意元素は必ずしも含まなくてよいので、下限は0%である。

[0044] Fe : 0 ~ 0.500%

Fe含有量が多くなりすぎると、β域での中間焼鈍後にβ相が残留し、その後の冷延で双晶が形成しにくくなることで、所望の集合組織を得られなくなる。そのため、Fe含有量を0.500%以下とする。集合組織の制御の観点から、Fe含有量は、好ましくは0.350%以下であり、より好ましくは0.250%以下であり、さらに好ましくは0.200%以下、一層好ましくは0.150%以下である。また、Fe含有量が0.100%超であると耐酸化性が低下することが懸念される。そのため、耐酸化性を考慮する

場合、Fe含有量は、0.100%以下であることが好ましい。

Fe含有量は0%でもよいが、Feはチタン中に含まれ得る元素であり、Fe含有量を0.001%未満にしようとするすると精錬コストが大きくなるので、Fe含有量を0.001%以上としてもよい。また、Feは0.2%耐力を向上させる効果を有する元素でもある。この効果を得る場合、Fe含有量は、好ましくは0.020%以上であり、より好ましくは0.030%以上である。

[0045] O : 0 ~ 0.400%

O含有量が多くなりすぎると双晶変形が抑制され、上述した集合組織を得ることができない。そのため、O含有量を0.400%以下とする。双晶抑制の観点から、O含有量は、好ましくは0.350%以下であり、より好ましくは0.250%以下であり、さらに好ましくは0.200%以下であり、一層好ましくは0.150%以下である。O含有量は0%でもよいが、Oはチタン中に含まれ得る元素であり、O含有量を0.001%未満にしようとするすると精錬コストが大きくなるので、O含有量を0.001%以上としてもよい。また、Oは、0.2%耐力を向上させる元素でもある。上記効果を得るためには、O含有量を、0.020%以上とすることが好ましい。O含有量は、より好ましくは0.030%以上である。

[0046] N : 0 ~ 0.050%

C : 0 ~ 0.080%

H : 0 ~ 0.013%

N含有量、C含有量、H含有量が過剰になると、伸びが低下する。そのため、N含有量を0.050%以下、C含有量を0.080%以下、H含有量を0.013%以下とする。C含有量は、好ましくは0.050%未満である。

これらの元素の含有量は0%でもよいが、N含有量を0.0001%未満、C含有量を0.0001%未満、H含有量を0.00001%未満とするには、著しく製錬コストがかかる。そのため、N含有量を0.0001%以

上、C含有量を0.0001%以上、及び／または、H含有量を0.00001%以上としてもよい。N含有量を0.001%以上、C含有量を0.001%以上、及び／または、H含有量を0.001%以上としてもよい。

[0047] Al : 0～2.30%

Alは0.2%耐力を向上させる元素であり、Al含有量が多いほど0.2%耐力は大きくなる。そのため、含有させてもよい。0.2%耐力向上効果を得るためには、Al含有量は、好ましくは0.10%以上であり、より好ましくは0.30%以上である。

一方、Al含有量が多くなりすぎると特定の双晶系の活動が抑制され、伸びが低下する。双晶抑制の観点から、Al含有量は、2.30%以下とする。Al含有量は、好ましくは2.00%以下であり、より好ましくは1.95%、さらに好ましくは1.60%である。

[0048] Cu : 0～1.80%

Cuは双晶変形を抑制することなく、0.2%耐力を向上させる元素であり、Cu含有量が多いほど0.2%耐力は大きくなる。そのため、含有させてもよい。0.2%耐力向上効果を得るためには、Cu含有量は、好ましくは0.10%以上であり、より好ましくは0.30%以上である。

一方、Cu含有量が多くなりすぎると Ti_2Cu が析出し、伸びが低下する。 Ti_2Cu 析出の観点から、Cu含有量は、好ましくは1.80%以下であり、より好ましくは1.60%以下であり、さらに好ましくは1.50%以下、より一層好ましくは1.20%以下である。

[0049] 0.2%耐力を向上させる場合、Al : 0.10%以上、2.30%以下、及びCu : 0.10%以上、1.80%以下の1種または2種を含むことが好ましい。

[0050] Nb : 0～1.00%

Nbは耐酸化性を向上させる元素であり、高温での使用が見込まれる場合等には、含有させてもよい。耐酸化性向上効果を得る場合、Nb含有量は、好ましくは0.10%以上であり、より好ましくは0.15%以上である。

一方、Nb含有量が多くなりすぎると、 β 域での中間焼鈍後に β 相が残留し、その後の冷延で双晶が形成しにくくなる。この場合、求める集合組織にならない可能性がある。そのため、集合組織の制御の観点から、Nb含有量は、1.00%以下とする。Nb含有は、好ましくは0.85%以下、より好ましくは0.80%以下である。

[0051] Si : 0~0.50%

Siは耐酸化性を向上させる元素であり、高温での使用が見込まれる場合等には、含有させてもよい。耐酸化性向上効果を得る場合、Si含有量は、好ましくは0.05%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。

一方、Si含有量が多くなりすぎると、シリサイドが析出し、伸びが低下する可能性がある。そのため、Si含有量は、0.50%以下とする。Si含有量は、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下である。

[0052] Zr : 0~0.50%

Zrは耐酸化性を向上させる元素であり、高温での使用が見込まれる場合等には、含有させてもよい。耐酸化性向上効果を得る場合、Zr含有量は、好ましくは0.10%以上であり、より好ましくは0.15%以上である。

一方、Zr含有量が多くなりすぎると、粒成長が大きく抑制され、結晶粒が微細化し、伸びが低下する可能性がある。そのため、Zr含有量は、0.50%以下とする。Zr含有量は、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下である。

[0053] 耐酸化性を向上させる場合、Nb : 0.10~1.00%、Si : 0.10~0.50%、及びZr : 0.10~0.50%から選択される1種以上を含むことが好ましい。

[0054] Cr : 0~0.50%

Crは0.2%耐力を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。0.2%耐力向上効果を得る場合、Cr含有量は、好ましくは0.05%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。

一方、Cr含有量が多くなりすぎると、 β 域での中間焼鈍後に β 相が残留し、その後の冷延で双晶が形成しにくくなる。この場合、求める集合組織にならない可能性がある。そのため、集合組織の制御の観点から、Cr含有量は、0.50%以下とする。Cr含有量は、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下である。

[0055] Mo : 0 ~ 0.50%

Moは0.2%耐力を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。0.2%耐力向上効果を得る場合、Mo含有量は、好ましくは0.05%以上であり、より好ましくは0.10%である。

一方、Mo含有量が多くなりすぎると、 β 域での中間焼鈍後に β 相が残留し、その後の冷延で双晶が形成しにくくなる。この場合、求める集合組織にならない可能性がある。そのため、集合組織の制御の観点から、Mo含有量は、0.50%以下とする。Mo含有量は、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下である。

[0056] Sn : 0 ~ 1.50%

Snは0.2%耐力を向上させる元素である。そのため、含有させてもよい。0.2%耐力向上効果を得る場合、Sn含有量は、好ましくは0.05%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。

一方、Sn含有量が多くなりすぎると、粒成長が大きく抑制され、結晶粒が微細化し、伸びが低下する可能性がある。そのため、Sn含有量は、1.50%以下とする。Sn含有量は、好ましくは1.30%以下、より好ましくは1.10%以下、さらに好ましくは1.00%以下である。

[0057] 0.2%耐力を向上させる場合、Cr : 0.05 ~ 0.50%、Mo : 0.05 ~ 0.50%、及びSn : 0.05 ~ 1.50%から選択される1種以上を含むことが好ましい。

[0058] 本実施形態に係るチタン板は、冷間圧延板を最終焼鈍した冷延焼鈍板であることが好ましい。また、最終焼鈍後に、テンションレベラーやスキンプスなどにより調質された板であってもかまわない。また、薄板であることが好

ましく、板厚は1.5 mm以下が好ましい。より好ましくは、板厚が1.2 mm以下、さらに好ましくは、1.0 mm以下、一層好ましくは、板厚が0.8 mm以下の薄板である。

[0059] 3. 特性

本実施形態に係るチタン板は、十分な伸びを有し、伸びの異方性が小さい。

例えば、RD（圧延方向）およびTD（板幅方向）に引っ張った際の伸び（全伸び）がいずれも20%以上であることが好ましい。

また、RD（圧延方向）に引っ張った際の伸び $E_{I_{RD}}$ と、TD（板幅方向）に引っ張った際の伸び $E_{I_{TD}}$ の比（ $E_{I_{RD}}/E_{I_{TD}}$ ）が1.0に近いほど異方性が小さいことになる。本実施形態に係るチタン板は、RD（圧延方向）に引っ張った際の伸び $E_{I_{RD}}$ と、TD（板幅方向）に引っ張った際の伸び $E_{I_{TD}}$ の比（ $E_{I_{RD}}/E_{I_{TD}}$ ）が、0.70～1.30であることが好ましい。（ $E_{I_{RD}}/E_{I_{TD}}$ ）は、より好ましくは0.75以上であり、さらに好ましくは、0.80以上、一層好ましくは0.85以上である。また、（ $E_{I_{RD}}/E_{I_{TD}}$ ）は、より好ましくは1.25以下であり、さらに好ましくは、1.20以下である。

[0060] また、本実施形態に係るチタン板は、異方性の観点で、RD（圧延方向）およびTD（板幅方向）に引っ張った際の、S-Sカーブにおける全伸び（破断時）のうち小さい方の歪の1/4の位置、1/2の位置、3/4の位置のそれぞれにおいて、流動応力の比がそれぞれ0.90～1.10であることが好ましい。

[0061] 引張試験は、JIS Z 2241（1998年）「金属材料引張試験方法」に準じて、JIS Z 2201（1998年）「金属材料引張試験片」に規定された13B号試験片を用い、RD、TDの伸びを測定する。具体的には、標点間距離を50 mmとし、ひずみ速度は2%ひずみまでは0.5%/min、それ以降は30%/minとし、破断まで引っ張る。

また、S-Sカーブにおける全伸び（破断時）までの歪の小さい方の1/

4 の位置、1 / 2 の位置、3 / 4 の位置のそれぞれにおいて、流動応力の比は、以下の方法で求める。例えば、引張試験において、RD、TD に対して図 14 に示すような S - S カーブが得られた場合、RD、TD の全伸びのうち、小さい方の歪を求める（図 14 では TD のひずみであり 0.420）。この歪の 1 / 4 の位置（0.105）、1 / 2 の位置（0.210）、3 / 4 の位置（0.315）において、RD、TD のそれぞれの流動応力を求める。各位置において、RD の流動応力を TD の流動応力で除して、流動応力比を求める。

[0062] 4. 製造方法

次に、本実施形態に係るチタン板の好ましい製造方法について説明する。本実施形態に係るチタン板は、製造方法に依らず、上述した特徴を有していれば、その効果が得られるが、以下の工程を含む製造方法によれば、安定して製造できるので好ましい。

(I) 溶解工程、(II) 分塊工程、(III) 熱間圧延工程、(IV) 冷間圧延工程、(V) 最終焼鈍工程。

以下、各工程について説明する。

[0063] [溶解工程]

所定の純度に製造したチタン原料を、公知の方法で溶解し、所定の鋳塊とする。具体的には、真空アーク溶解法（VAR 法）や、電子ビーム溶解法（EB 法）が適用できる。

[0064] [分塊工程]

公知の分塊圧延や、鍛造でスラブ形状に加工する。

[0065] [熱間圧延工程]

公知の方法で行う。

たとえば、スラブを 700 ~ 1000℃ に加熱し、圧延率 60 ~ 98% で圧延し、熱間圧延板を得る。この際、 β 変態点温度超に加熱すると、スケール形成が激しくなるので、加熱温度は β 変態点温度以下とすることが好ましい。

[0066] [熱延板焼鈍工程]

熱間圧延工程後、冷間圧延前には、必要に応じて焼鈍（熱延板焼鈍）を施してもよい。この場合、 600°C 以上、 β 変態点温度以下に保持し、一定時間焼鈍を行う。

β 変態点温度は、状態図から取得することができる。状態図は、例えばC ALPHAD (Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry) 法により取得することができ、例えば、そのためにThermo-Calc Software AB社の統合型熱力学計算システムであるThermo-Calc および所定のデータベース (T13) を用いることができる。

[0067] 本実施形態に係るチタン板を製造する際に、最も特徴的であるのは、冷間圧延工程と冷間圧延工程中の中間焼鈍と、最終焼鈍工程との条件の組み合わせである。そのため、冷間圧延工程の中でも、最終冷間圧延の条件と、最終冷間圧延の直前の中間焼鈍（以下、「最終中間焼鈍」という。）の条件とは所定の条件とする。本実施形態に係るチタン板の製造工程の、冷間圧延、最終中間焼鈍、最終冷間圧延、最終焼鈍の工程を、図13に模式的に示す。

[0068] [冷間圧延工程]

最終中間焼鈍までの冷間圧延は、公知の条件で行えばよい。冷間圧延の各パスの間に中間焼鈍を施してもよい。

[0069] ・最終中間焼鈍の加熱温度： β 変態点温度以上

最終中間焼鈍（中間焼鈍のうち、最終の焼鈍）において、 β 変態点温度以上に加熱すると、 α 相が一度 β 相に変態し、冷却時に α 相に変態するので、集合組織がランダム化する。その結果、チタン板の異方性を小さくすることができる。加熱温度が β 変態点温度未満であると、最終製品において、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0を超えてしまう。その結果、チタン板の異方性が大きくなる。そのため、最終中間焼鈍の加熱温度を β 変態点温度以上とする。

一方、酸化防止の観点からは、最終中間焼鈍の温度は、 1000°C 以下で

あることが好ましい。

また、酸化防止の観点から焼鈍時間は、0～10minが好ましい。ここで焼鈍時間0minとは焼鈍温度に到達直後に冷却を開始する場合である。

[0070] ・最終冷間圧延：圧延率が5～50%

最終冷間圧延の圧延率（最終中間焼鈍後、最終焼鈍までに行う冷間圧延の圧下率）が5～50%であると、すべり変形に加えて双晶変形が活発に活動し、集合組織がランダム化する。最終冷間圧延の圧延率が5%を下回ると、その後の焼鈍で粗大な針状の未再結晶粒が残存し、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0を超えてしまう。また、平均結晶粒径も100.0 μ mを超えてしまう。一方、最終冷間圧延の圧延率が50%を超えると双晶があまり発生せず、すべり変形による特定の方位への配向が強まり、最終焼鈍後にも、特定の方位への配向がみられ、最終製品において、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0を超えてしまう。その結果、チタン板の異方性が大きくなる。そのため、最終冷間圧延において、圧延率は5%以上、50%以下とする。最終冷間圧延において、圧延率は、好ましくは10%以上、40%以下である。

この圧延率の冷間圧延は1パスで行ってもよいし、複数パスで行ってもよい。すなわち、最終中間焼鈍と、最終焼鈍との間で行われる冷間圧延（パス間の焼鈍なし）の総圧延率が所定の圧延率となっていればよい。

最終冷間圧延前の時点で結晶方位をランダムにすると、最終的によりランダム化するので、中間焼鈍を β 域（ β 変態点以上の温度）で行い、方位をばらつかせることが好ましい。

[0071] [最終焼鈍工程]

・加熱温度：475℃以上、 β 変態点温度以下

最終焼鈍において、加熱温度が475℃を下回ると、再結晶が完了せず異方性が大きくなる。そして、伸びが低下する可能性がある。そのため、最終焼鈍の加熱温度は475℃以上とする。

一方、加熱温度が β 変態点温度を超えると、組織が針状組織となり、粗大

な結晶粒が形成され、結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が 14.0 を超えてしまう。また、成形時にシワが発生しやすくなる。そのため、加熱温度を β 変態点温度以下とする。

最終焼鈍の加熱時間は、特に制限されるものではないが、確実に再結晶させるという組織の安定性の観点からは、0.5 min 以上とすることが好ましい。一方、結晶粒の粗粒化を防止するという観点からは 480 min 以下とすることが好ましい。

[0072] 上記製造方法によれば、製品の結晶方位がばらつき、集合組織がランダム化し、強度や伸びの異方性が小さくなる。

実施例

[0073] 真空アーク溶解 (VAR: Vacuum Arc Remelting) にて表 1、表 2 に示す化学組成を有するチタン合金インゴットを製造した後、分塊圧延または鍛造により厚さ 150 mm × 幅 800 mm × 長さ 5000 mm のスラブを製造した。次に、その後、これらのスラブを 850℃ に加熱し、熱間圧延を行い、表 1、表 2 に示す成分組成を有する厚さ 4.0 mm のチタン板素材を準備した。一部のチタン板素材には、780℃、2 min の条件で熱延板焼鈍を行った。このチタン板素材に、表 1、表 2 に示す条件で、冷間圧延、最終中間焼鈍、最終冷間圧延、最終焼鈍を行って、板厚 0.5 mm のチタン板 (冷延焼鈍板) を製造した。

[0074]

[表1]

No.	化学組成(質量%) ※殘部Ti及び不純物													β 變態溫度 (°C)		製造条件				
	Fe	O	C	N	H	Al	Cu	Nb	Si	Zr	Cr	Mo	Sn	最終中間 焼鈍		最終 冷間圧延		最終焼鈍		
														溫度 (°C)	時間 (min)	溫度 (°C)	時間 (min)	溫度 (°C)	時間 (min)	
1	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	8	670	240
2	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	21	670	240
3	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	30	670	240
4	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	39	670	240
5	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	49	800	1
6	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	10	800	3
7	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	30	640	240
8	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	30	610	240
9	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	30	580	240
10	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	39	550	240
11	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	50	480	480
12	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	45	520	240
13	0.045	0.090	0.003	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	891	905	2	22	830	3
14	0.045	0.090	0.003	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	891	911	0	25	701	120
15	0.045	0.090	0.003	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	891	900	2	34	681	240
16	0.045	0.090	0.003	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	891	924	1	18	820	3
17	0.080	0.120	0.002	0.003	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	896	917	1	37	750	240
18	0.210	0.220	0.004	0.006	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	903	925	1	20	850	240
19	0.350	0.370	0.004	0.006	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	934	950	1	40	750	240
20	0.028	0.310	0.045	0.005	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	961	980	1	30	670	240
21	0.027	0.307	0.003	0.042	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	-	958	980	1	30	670	240
22	0.028	0.311	0.003	0.005	0.010	-	-	-	-	-	-	-	-	-	923	940	1	30	670	240
23	0.026	0.042	0.004	0.005	0.001	1.03	-	-	-	-	-	-	-	-	913	942	1	30	800	240
24	0.024	0.041	0.006	0.004	0.001	1.95	-	-	-	-	-	-	-	-	937	960	1	30	850	240
25	0.022	0.045	0.005	0.002	0.001	-	1.08	-	-	-	-	-	-	-	870	901	1	30	670	240
26	0.023	0.042	0.003	0.003	0.001	-	1.51	-	-	-	-	-	-	-	864	887	1	30	680	240
27	0.024	0.043	0.004	0.005	0.001	0.95	0.46	-	-	-	-	-	-	-	905	930	1	30	800	240
28	0.025	0.045	0.005	0.006	0.001	-	1.05	0.45	-	-	-	-	-	-	866	900	1	30	670	240
29	0.080	0.041	0.003	0.002	0.001	-	0.35	-	0.45	-	-	-	-	-	873	911	1	30	670	240
30	0.030	0.046	0.004	0.004	0.001	1.03	-	-	-	0.45	-	-	-	-	913	929	1	30	800	240
31	0.027	0.042	0.005	0.005	0.001	0.50	-	0.20	0.45	-	-	-	-	-	892	919	1	30	750	240
32	0.032	0.044	0.006	0.006	0.001	-	1.02	0.20	0.35	-	-	-	1.05	-	864	894	1	30	680	240
33	0.036	0.043	0.006	0.006	0.001	1.02	-	-	-	-	-	0.41	-	-	907	928	1	30	850	240
34	0.028	0.044	0.004	0.004	0.001	1.12	-	0.85	-	-	0.45	-	-	-	898	932	1	30	800	240
35	0.029	0.042	0.005	0.005	0.001	-	1.50	-	-	-	-	0.30	1.30	-	860	878	1	30	720	240
36	0.031	0.045	0.004	0.003	0.001	0.72	-	-	-	0.30	0.09	0.10	-	-	895	914	1	30	780	240

発明例

発
明
例

[表2]

No.	化学組成(質量%) ※殘部Ti及び不純物											β 変態温度(°C)		製造条件															
												最終中間燒鈍		最終冷間圧延		最終燒鈍													
												Fe	O	C	N	H	Al	Cu	Nb	Si	Zr	Cr	Mo	Sn	温度(°C)	時間(min)	圧延率(%)	温度(°C)	時間(min)
	101	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	750	3	20	800	2									
	102	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	3	800	2									
	103	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	917	1	55	620	240									
	104	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	932	1	21	450	120									
	105	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	905	2	20	921	1									
	106	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	-	-	87	670	240									
比較例	107	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	-	-	87	920	1									
	108	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	750	3	30	920	1									
	109	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	30	920	1									
	110	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	-	800	2									
	111	0.026	0.045	0.002	0.002	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	886	920	1	10	-	-									
	112	0.550	0.045	0.005	0.003	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	880	920	1	30	670	240									
	113	0.026	0.450	0.005	0.004	0.001	-	-	-	-	-	-	-	-	937	960	1	30	670	240									
	114	0.031	0.044	0.006	0.005	0.001	2.50	-	-	-	-	-	-	-	950	970	1	30	850	240									
	115	0.280	0.047	0.007	0.004	0.001	2.30	-	-	-	-	-	-	-	853	880	1	30	650	240									

[0076] 得られたチタン板に対し、チタン板の板幅の1/2位置の板幅方向に垂直な面（L断面）を観察面とし、上述した方法で、 α 相の面積率、 α 相の平均

結晶粒径、 α 相の大きい方から5つの結晶粒の平均結晶粒径を測定した。

[0077] また、 α 相の結晶方位をオイラー角 $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ で示した場合の結晶方位分布関数 $f(g)$ とその最大値とを、チタン板の板幅の $1/2$ 位置の板幅方向に垂直な面（L断面）を観察面とし、前述の方法で求めた。

また、前記オイラー角で、 $\phi_1: 0 \sim 30^\circ$, $\Phi: 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0 \sim 60^\circ$ で表現される方位群A、 $\phi_1: 30 \sim 60^\circ$, $\Phi: 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0 \sim 60^\circ$ で表現される方位群B、 $\phi_1: 60 \sim 90^\circ$, $\Phi: 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2: 0 \sim 60^\circ$ で表現される方位群Cにおける結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値を前述の方法で求めた。

[0078] また、得られたチタン板から、JIS Z2201（1998年）「金属材料引張試験片」に規定された13B号試験片を採取し、JIS Z2241（1998年）「金属材料引張試験方法」に準じて、引張試験を行い、RD、TDの伸び（ E_{RD} 、 E_{TD} ）を測定した。具体的には、標点間距離を50mmとし、ひずみ速度は2%ひずみまでは0.5%/min、それ以降は30%/minとし、破断まで引っ張り、破断後に破面を突き合わせて、標点間距離（引張前は50mm）の変化量を測定し、全伸びを求めた。また、異方性は、 E_{RD}/E_{TD} の値で評価した。

[0079] また、得られたチタン板から、さらに、JIS Z2201（1998年）「金属材料引張試験片」に規定された13B号試験片を採取し、JIS Z2241（1998年）「金属材料引張試験方法」に準じて、引張試験を圧延方向にひずみ速度30%/minでひずみ量20%まで行い、その後、外観を確認し、目視にて、シワの発生を評価した。ここでいうシワとは、塑性変形に伴い生じる凹凸に起因した肌荒れである。具体的には、表面を観察し、目視で顕著なシワが確認されたものをシワありと判定した。

[0080] また、一部の例について、伸びを測定するためにRD（圧延方向）およびTD（板幅方向）に引っ張った際の、S-Sカーブにおける全伸び（破断時）までの歪の $1/4$ の位置、 $1/2$ の位置、 $3/4$ の位置のそれぞれにおいて、流動応力の比を求めた。

[0081] 結果を表3、表4に示す。

[0082] [表3]

No.	製品品質														
	金属組織			f(g)の最大値				全伸び			流動応力の比 (RD/TD)			備考	
	α 相 面積 率 (%)	平均 結晶 粒径 (μm)	最大から 5個の 結晶粒 における 平均結晶 粒径(μm)	全体	方位 群 A	方位 群 B	方位 群 C	El _{RD} (%)	El _{TD} (%)	El _{RD} /El _{TD}	1/4 × ε_t	1/2 × ε_t	3/4 × ε_t		
本発明例	1	100	67.5	203	7.0	7.0	1.6	2.2	47	49	0.96	0.97	1.01	1.03	
	2	100	50.2	155	7.2	7.2	1.9	2.5	50	48	1.05	—	—	—	
	3	100	50.5	151	8.4	8.4	2.5	2.2	51	47	1.09	0.94	0.99	1.03	
	4	100	49.3	151	10.8	10.8	2.8	1.8	52	45	1.16	—	—	—	
	5	100	47.2	142	13.5	13.5	2.5	1.1	53	42	1.26	—	—	—	
	6	100	66.1	193	7.0	7.0	2.8	2.7	48	47	1.01	—	—	—	
	7	100	40.6	121	8.2	8.2	2.2	2.0	45	42	1.07	—	—	—	
	8	100	21.9	68	7.9	7.9	2.1	1.9	41	37	1.11	—	—	—	
	9	100	16.2	50	7.5	7.5	1.9	1.8	36	33	1.09	—	—	—	
	10	100	9.3	27	7.2	7.2	1.7	1.8	29	30	0.97	—	—	—	
	11	100	2.8	9	6.5	6.5	1.6	1.4	22	25	0.88	—	—	—	
	12	100	5.3	16	6.9	6.9	1.6	1.5	26	28	0.93	—	—	—	
	13	100	87.9	278	7.2	7.2	1.8	2.3	50	48	1.04	—	—	—	
	14	100	67.4	206	7.6	7.6	2.0	2.2	51	48	1.06	—	—	—	
	15	100	72.7	217	10.2	10.2	2.5	1.3	50	49	1.02	—	—	—	
	16	100	81.5	246	8.3	8.3	1.5	2.0	48	50	0.96	—	—	—	
	17	100	50.1	148	11.2	11.2	2.3	1.2	41	39	1.05	—	—	—	
	18	98	38.8	116	7.5	7.5	2.4	1.1	28	28	1.00	—	—	—	
	19	97	25.6	77	12.3	12.3	2.3	1.8	21	22	0.95	—	—	—	
	20	100	23.0	70	11.7	11.7	2.1	1.7	22	21	1.05	—	—	—	
	21	100	24.3	73	12.1	12.1	1.9	1.6	22	22	1.00	—	—	—	
	22	100	25.8	76	12.6	12.6	2.0	1.7	21	20	1.05	—	—	—	
	23	100	50.4	149	9.3	9.3	2.3	1.3	35	33	1.06	—	—	—	
	24	100	42.6	131	8.2	8.2	2.5	1.1	21	21	1.00	—	—	—	
	25	100	67.6	207	8.5	8.5	1.4	2.1	50	49	1.02	—	—	—	
	26	100	53.1	161	9.3	9.3	1.8	1.9	47	45	1.04	—	—	—	
	27	100	67.1	195	9.4	9.4	1.9	1.2	33	31	1.06	—	—	—	
	28	100	52.8	160	8.7	8.7	1.8	1.7	42	41	1.02	—	—	—	
	29	100	37.8	113	9.4	9.4	2.3	1.5	41	38	1.08	—	—	—	
	30	100	52.5	157	10.5	10.5	2.7	1.3	31	29	1.07	—	—	—	
	31	100	63.9	196	9.6	9.6	1.8	1.7	38	35	1.09	—	—	—	
	32	100	35.4	104	9.7	9.7	1.6	2.2	38	36	1.06	—	—	—	
	33	100	52.3	161	8.4	8.4	2.4	1.2	29	27	1.07	—	—	—	
	34	100	46.9	143	8.6	8.6	2.3	1.3	28	26	1.08	—	—	—	
	35	100	42.6	132	8.4	8.4	1.9	1.8	42	38	1.11	—	—	—	
	36	100	76.6	233	9.2	9.2	1.8	1.5	35	34	1.03	—	—	—	

[0083]

[表4]

No.	製品品質										
	金属組織			f(g)の最大値				全伸び			流動応力の比(RD/TD)
	α 相 面積率 (%)	平均結晶 粒径 (μm)	最大から5個の 結晶粒における 平均結晶粒径(μm)	全体	方位群 A	方位群 B	方位群 C	El _{RD} (%)	El _{TD} (%)	El _{RD} /El _{TD}	
101	100	61.4	187	14.3	14.3	0.7	1.5	45	34	1.32	-
102	100	104.0	322	15.3	15.3	2.4	3.5	40	28	1.43	-
103	100	36.0	108	14.1	14.1	1.1	0.9	51	38	1.34	-
104	100	47.0	145	25.4	25.4	8.3	6.5	35	26	1.35	-
105	100	31.4	312	23.4	23.4	8.6	6.7	43	32	1.34	-
106	100	52.2	152	14.0	14.0	2.3	0.7	55	42	1.31	0.84
107	100	30.9	93	51.0	51.0	17.3	15.6	45	33	1.64	0.95
108	100	32.5	321	38.5	38.5	20.3	18.4	46	30	1.53	-
109	100	35.1	309	33.0	33.0	18.3	17.3	43	32	1.34	-
110	100	33.9	304	49.7	49.7	18.3	16.7	45	32	1.41	-
111	100	9.1	27	16.3	16.3	10.3	8.3	26	19	1.37	-
112	95	32.0	97	17.3	17.3	3.4	0.7	35	26	1.35	-
113	100	52.5	162	13.5	13.5	2.3	0.7	19	18	1.06	-
114	100	42.3	123	11.3	11.3	2.3	0.9	17	16	1.06	-
115	100	35.3	104	10.1	10.1	1.8	1.5	18	18	1.00	-

比較例

[0084] 本開示例である1～36については、RD、TDのいずれにおいても全伸びが20%以上であり、かつ E_{RD}/E_{TD} の値も十分に1.00に近く、異方性が小さくなった。例えば発明例6のチタン板のオイラー角の3次元で

の結晶方位分布関数 $f(g)$ は、図3、図7で示されるものとなった。図3から、オイラー角の3次元での空間内で、 $f(g)$ が局所的に高くなる傾向を示さず、分散していることが分かる。その結果として $f(g)$ の最大値は、 $\phi_1 = 0^\circ$ 、 $\Phi = 35^\circ$ 、 $\phi_2 = 0^\circ$ に出現し、当該位置での $f(g)$ の最大値は7.0であった。この発明例6の組織を分析したところ、図10に示したような、平均結晶粒径 $65\ \mu\text{m}$ の等軸組織となった。その結果、RD、TDのどちらの方向の伸びも高く、強度も含めて機械的異方性が解消されていることが確認された(図9)。

[0085] それに対し、比較例101では、最終中間焼鈍の温度が低いため $f(g)$ の最大値が14.0を超えた配向の強い組織となり、その結果、 $E|_{RD}/E|_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。

比較例102では、最終冷間圧延の圧延率が低いため未再結晶粒が残存した組織となり、 $f(g)$ の最大値が14.0を超えた配向の強い組織となった。その結果、 $E|_{RD}/E|_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。また、平均結晶粒径が100.0 μm を超えており、変形時にシワが発生した。

比較例103では、最終冷間圧延の圧延率が高いため $f(g)$ の最大値が14.0を超えた配向の強い組織となり、その結果 $E|_{RD}/E|_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。

比較例104では、最終焼鈍の温度が低いため未再結晶粒が残存したとの組織となり、その結果、 $E|_{RD}/E|_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。

比較例105、109では、最終焼鈍の温度が高いため、粗大な組織を含む円形度が小さな針状組織となった。その結果、 $f(g)$ の最大値が14.0を超えた配向の強い組織となり、 $E|_{RD}/E|_{TD}$ の値も大きくなった。また、シワが発生した。

比較例106では、最終中間焼鈍を施しておらず、最終冷間圧延にあたる冷間圧延率が高いため、方位群Cの $f(g)$ の最大値が1.0を下回った。

その結果 $E \parallel_{RD} / E \parallel_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。

比較例 107 では、最終中間焼鈍を施しておらず、最終冷間圧延にあたる冷間圧延率が高いため、 $f(g)$ の最大値が 14.0 を超えた配向の強い組織となり、その結果 $E \parallel_{RD} / E \parallel_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。また、最終焼鈍温度が高く、 α 相が平均円形度の小さな針状組織となり、その結果、シワが発生した。

比較例 108 では、最終中間焼鈍の温度が低いため $f(g)$ の最大値が 14.0 を超えた配向の強い組織となり、その結果 $E \parallel_{RD} / E \parallel_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。また、最終焼鈍温度が高く、 α 相が平均円形度の小さな針状組織となり、その結果、シワが発生した。

比較例 110 では、最終冷間圧延を行わなかったことで、 $f(g)$ の最大値が 14.0 を超えた配向の強い組織となった。また、 $E \parallel_{RD} / E \parallel_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。また、 α 相が平均円形度の小さな針状組織であり、その結果、シワが発生した。

比較例 111 では、最終焼鈍を行わなかった。その結果、伸びが低下するとともに、 $E \parallel_{RD} / E \parallel_{TD}$ の値も大きくなった。

比較例 112 は Fe の含有量が上限を超えており、 $f(g)$ の最大値が 14.0 を超えた配向の強い組織となり、その結果 $E \parallel_{RD} / E \parallel_{TD}$ の値も大きく、チタン板の異方性が大きかった。

比較例 113 は O の含有量が上限を超えており、方位群 C の $f(g)$ の最大値が 1.0 未満となり、伸びも低下した。

[0086] 比較例 114 は、Al 含有量が上限を超えており、伸びが低下した。

比較例 115 は、Cu 含有量が上限を超えており、伸びが低下した。

産業上の利用可能性

[0087] 本開示によれば、伸びが大きく、伸びの異方性が小さいチタン板を提供することができる。このチタン板は、成形性に優れるので、プレス成形による複雑な形状のチタン製品の製造に有用である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

Fe : 0 ~ 0.500%、

O : 0 ~ 0.400%、

N : 0 ~ 0.050%、

C : 0 ~ 0.080%、

H : 0 ~ 0.013%、

Al : 0 ~ 2.30%、

Cu : 0 ~ 1.80%、

Nb : 0 ~ 1.00%、

Si : 0 ~ 0.50%、

Zr : 0 ~ 0.50%、

Cr : 0 ~ 0.50%、

Mo : 0 ~ 0.50%、及び

Sn : 0 ~ 1.50%、

を含み、残部Tiおよび不純物からなる化学組成を有し、

金属組織が、 α 相を含み、前記 α 相の平均結晶粒径が100.0 μ m以下であり、

前記 α 相の結晶方位をオイラー角 $g = \{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ で示した場合の、展開指数を16、ガウス半値幅を5°として電子線後方散乱回折法の球面調和関数法を用いたTexture解析によって算出する結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が14.0以下であり、

前記オイラー角で、 $\phi_1 : 0 \sim 30^\circ$, $\Phi : 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2 : 0 \sim 60^\circ$ で表現される方位群Aにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上であり、

前記オイラー角で、 $\phi_1 : 30 \sim 60^\circ$, $\Phi : 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2 : 0 \sim 60^\circ$ で表現される方位群Bにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上であり、

前記オイラー角で、 $\phi_1 : 60 \sim 90^\circ$, $\Phi : 30 \sim 90^\circ$, $\phi_2 : 0 \sim 60^\circ$ で表現される方位群Cにおける前記結晶方位分布関数 $f(g)$ の最大値が1.0以上である、
ことを特徴とするチタン板。

[請求項2] 前記化学組成が、質量%で、
 $O : 0.030 \sim 0.200\%$ 、 $Fe : 0.020 \sim 0.200\%$
、の1種または2種を含む
ことを特徴とする請求項1に記載のチタン板。

[請求項3] 前記化学組成が、質量%で、
 $Al : 0.10 \sim 2.30\%$ 、及び $Cu : 0.10 \sim 1.80\%$ の
1種または2種を含む、
ことを特徴とする、請求項2に記載のチタン板。

[請求項4] 前記化学組成が、質量%で、
 $Fe : 0.100\%$ 以下、並びに
 $Nb : 0.10 \sim 1.00\%$ 、 $Si : 0.10 \sim 0.50\%$ 、及び
 $Zr : 0.10 \sim 0.50\%$ から選択される1種以上を含む
ことを特徴とする請求項3に記載のチタン板。

[請求項5] 前記化学組成が、質量%で、
 $Cr : 0.05 \sim 0.50\%$ 、 $Mo : 0.05 \sim 0.50\%$ 、及び
 $Sn : 0.05 \sim 1.50\%$ から選択される1種以上を含む
ことを特徴とする請求項3または4に記載のチタン板。

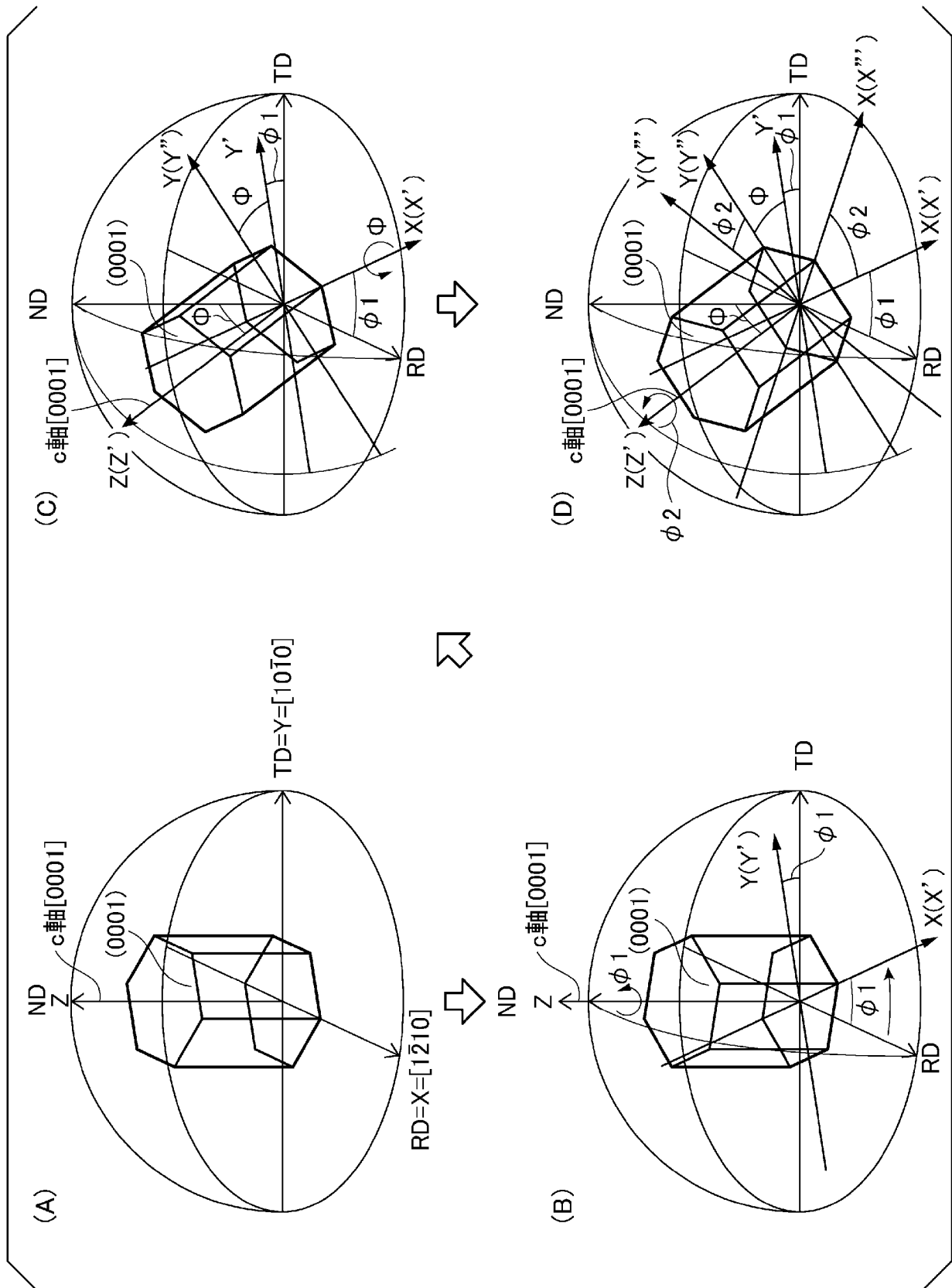
[請求項6] 前記 α 相の大きい方から5つの結晶粒の平均結晶粒径が $250 \mu m$
以下である、
ことを特徴とする請求項1～5のいずれか一項に記載のチタン板。

[請求項7] 前記 α 相の平均結晶粒径が、 $2.0 \sim 100.0 \mu m$ である、
ことを特徴とする請求項1～6のいずれか一項に記載のチタン板。

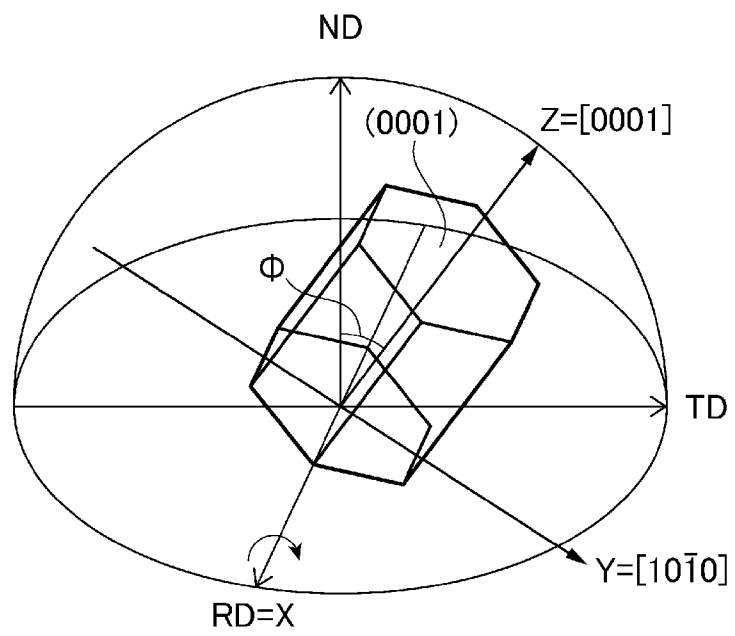
[請求項8] 前記 α 相の平均結晶粒径が、 $8.0 \sim 100.0 \mu m$ である、
ことを特徴とする請求項1～6のいずれか一項に記載のチタン板。

[請求項9] 圧延方向の全伸びと、板幅方向の全伸びとの比である $E \text{ } l_{RD} / E \text{ } l_{TD}$ が、0.70～1.30である、
ことを特徴とする請求項1～8のいずれか一項に記載のチタン板。

[図1]



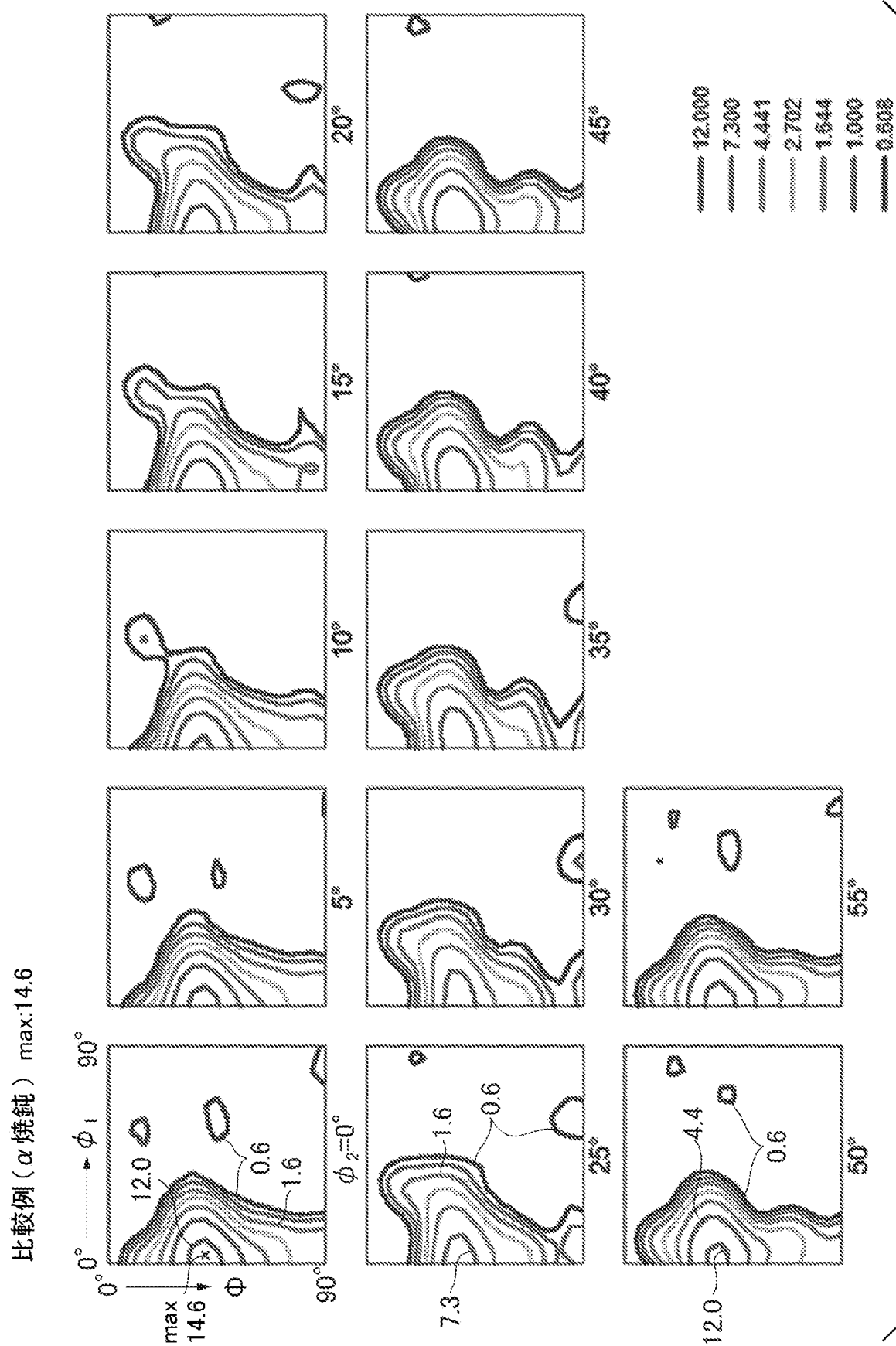
[図2]



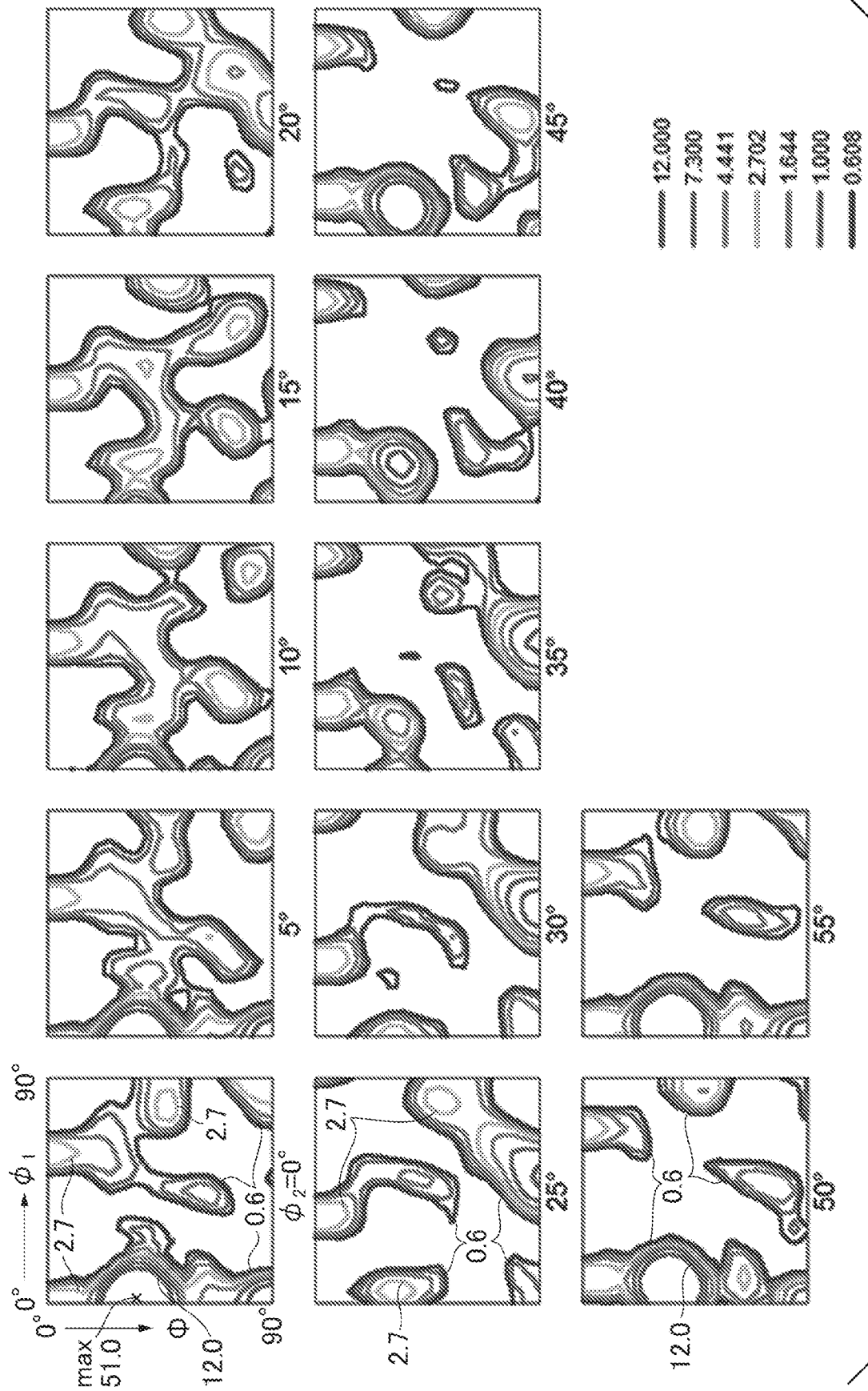
本実施形態 max:7.0



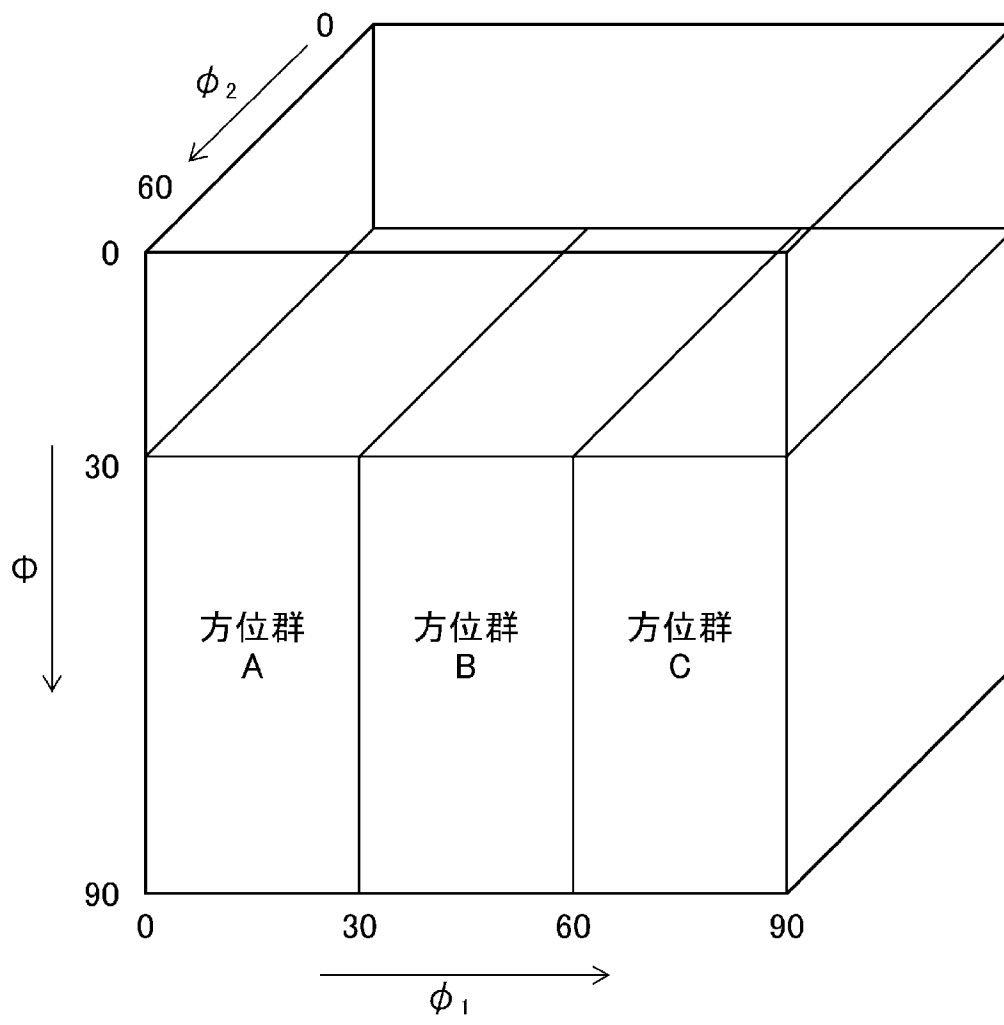
[図4]



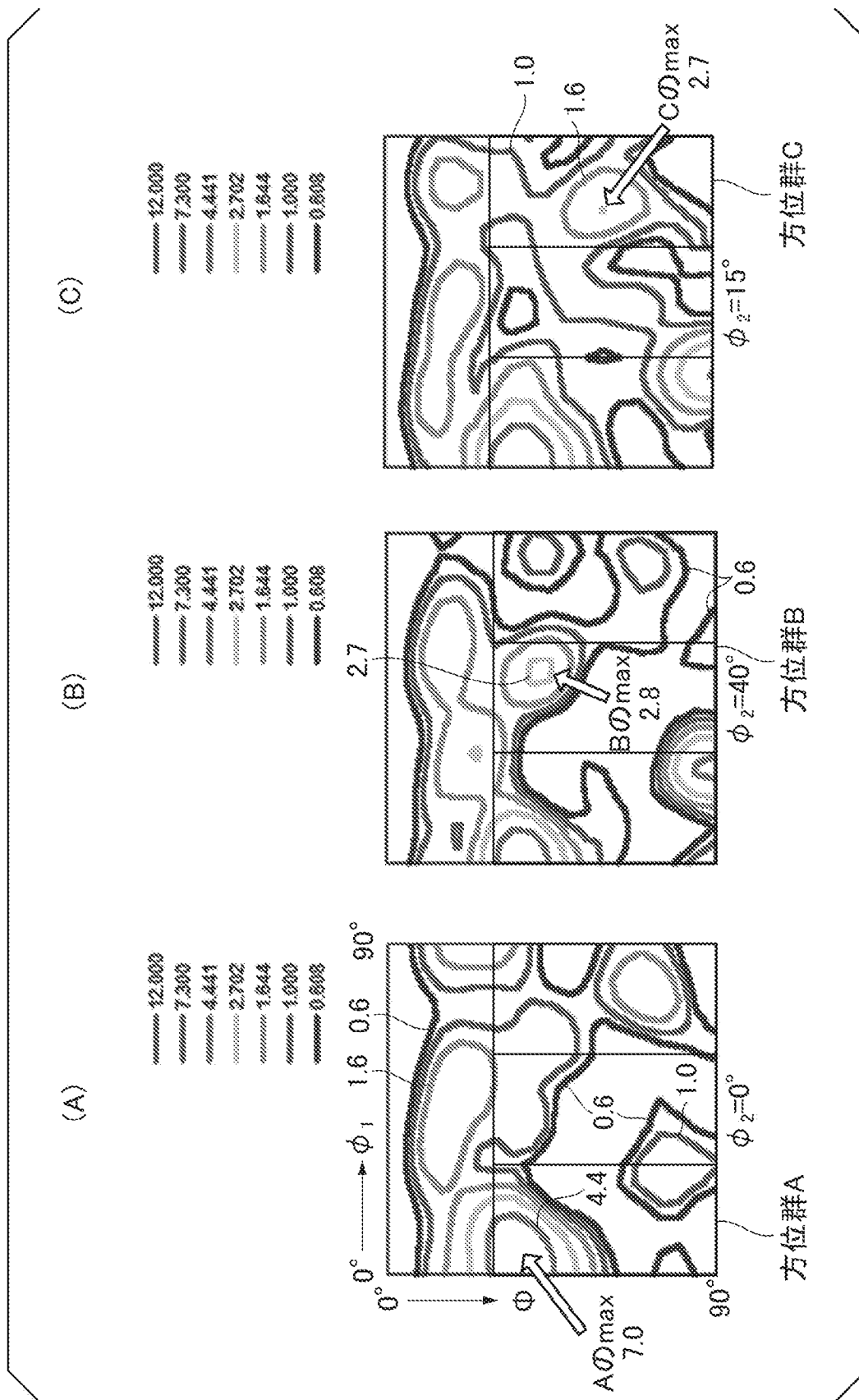
比較例(β燒鈍) max:51.0



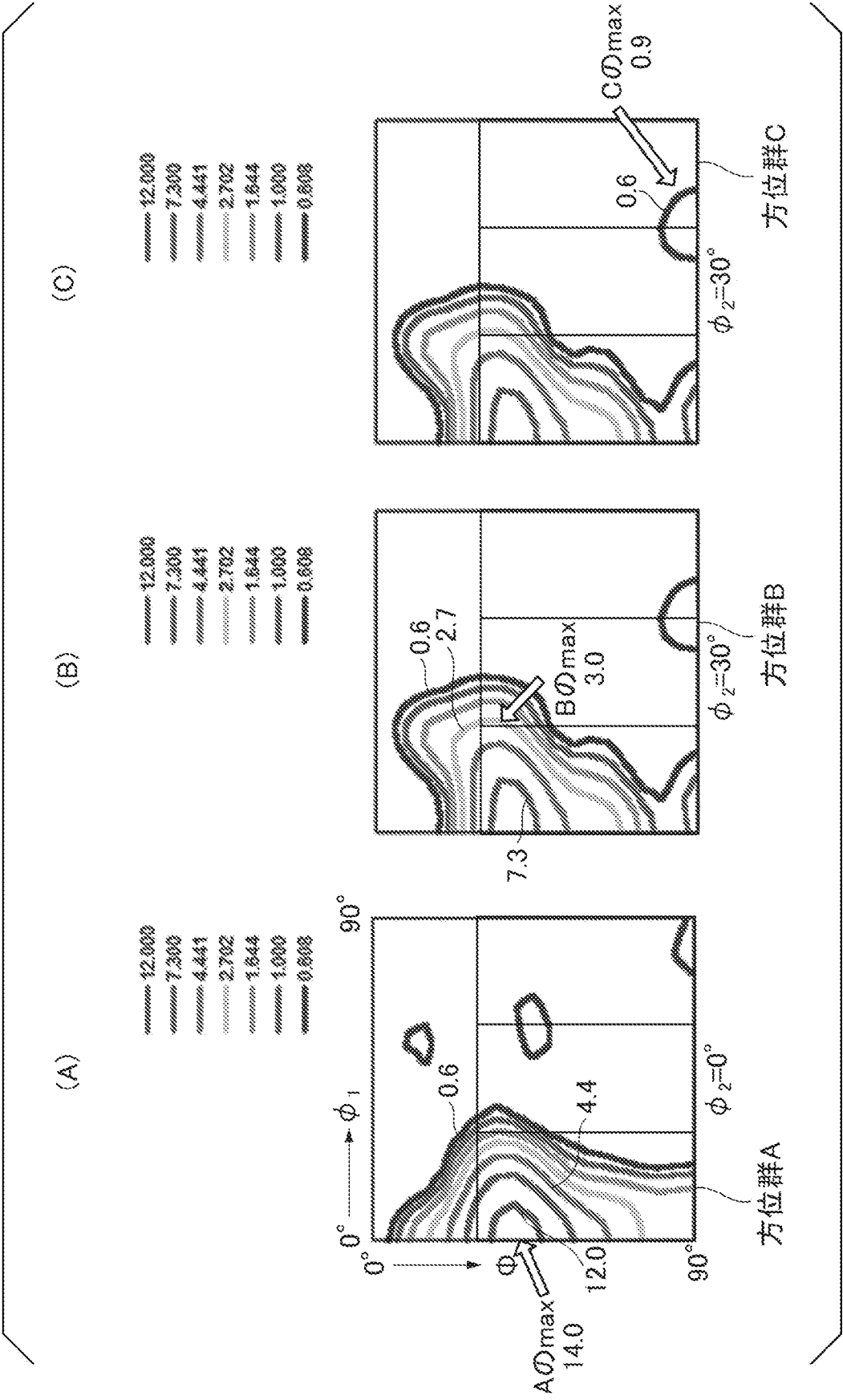
[図6]



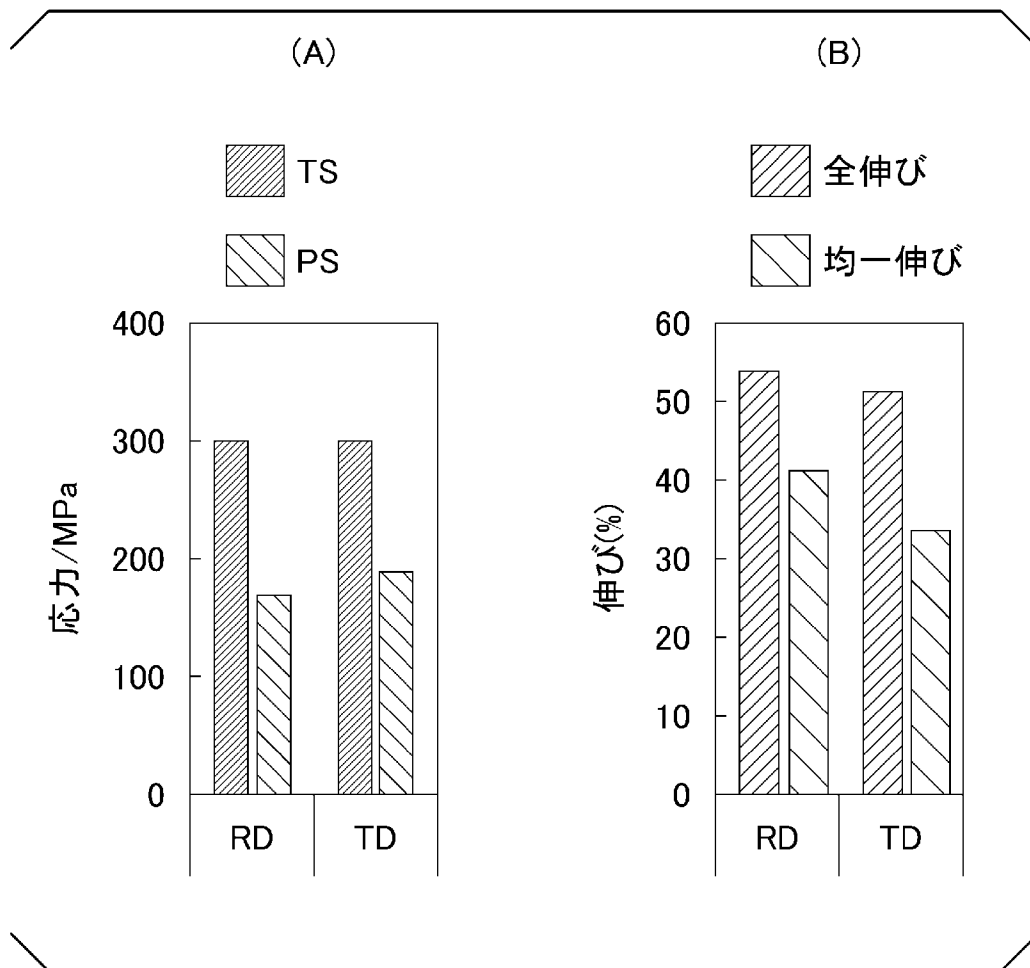
[図7]



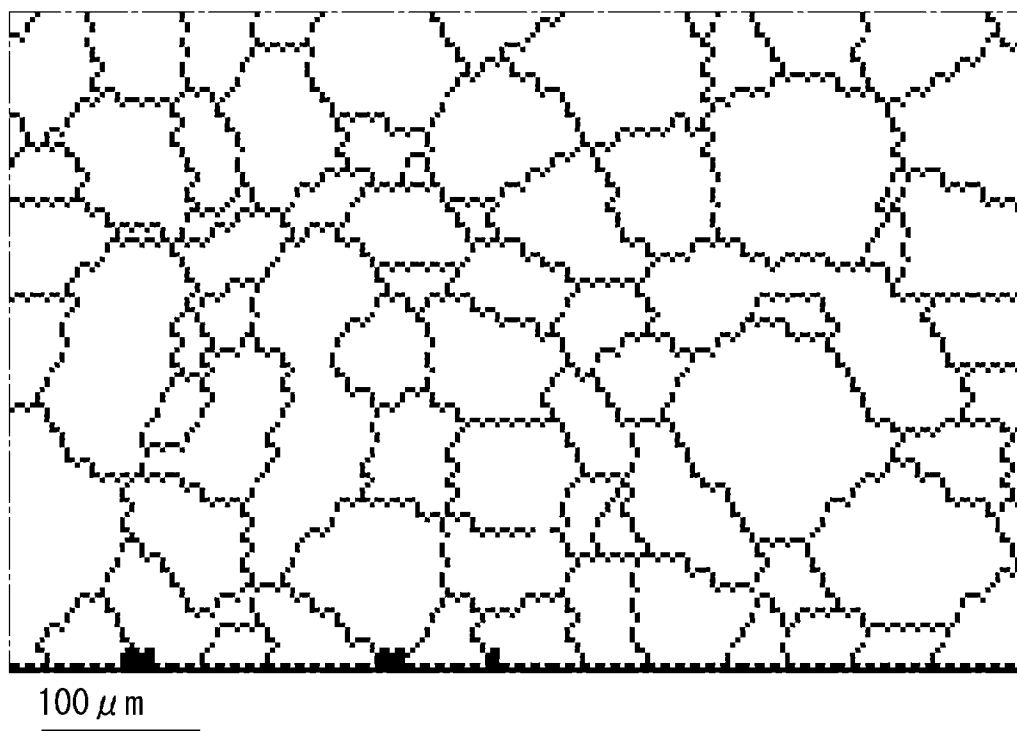
[図8]



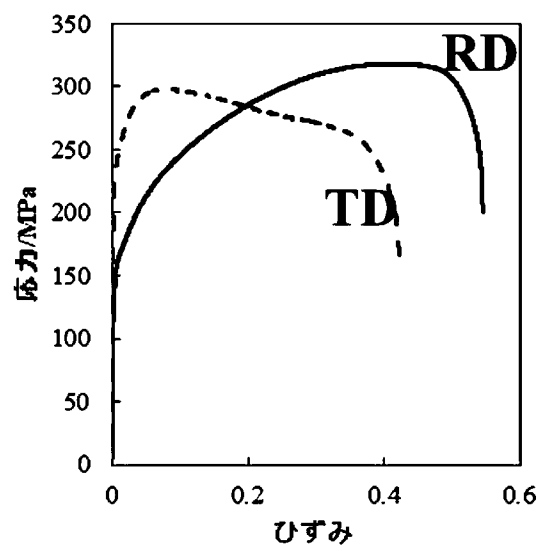
[図9]



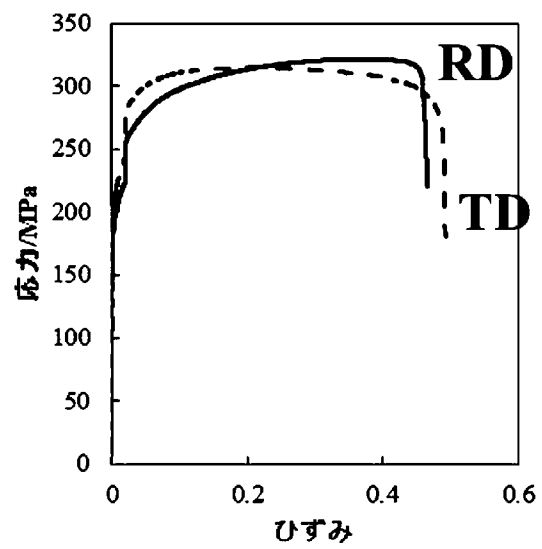
[図10]



[図11A]



[図11B]

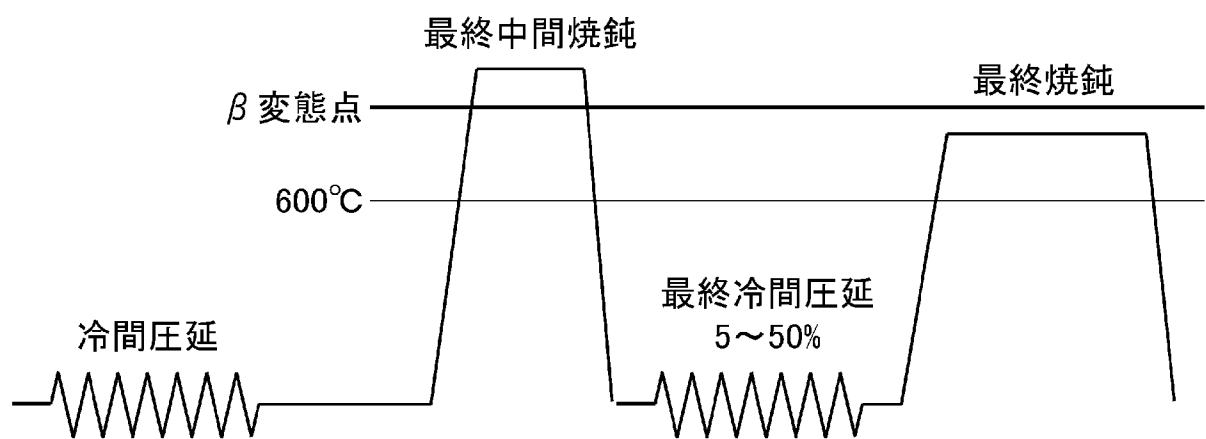


[図12]

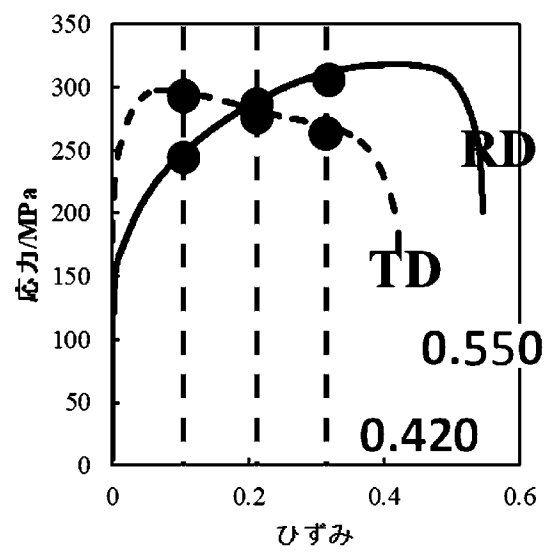


100 μ m

[図13]



[図14]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2021/001764

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C 14/00 (2006.01) i; C22F 1/00 (2006.01) i; C22F 1/18 (2006.01) i

FI: C22C14/00 Z; C22F1/18 H; C22F1/00 604; C22F1/00 623; C22F1/00 683; C22F1/00 685Z; C22F1/00 686B; C22F1/00 691B

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)

C22C14/00; C22F1/00; C22F1/18

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2021
Registered utility model specifications of Japan	1996-2021
Published registered utility model applications of Japan	1994-2021

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 63-270449 A (NIPPON STEEL CORP.) 08 November 1988 (1988-11-08)	1-9
A	JP 2017-190480 A (KOBE STEEL, LTD.) 19 October 2017 (2017-10-19)	1-9
A	WO 2017/175569 A1 (KOBE STEEL, LTD.) 12 October 2017 (2017-10-12)	1-9
E, X	JP 2021-28408 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 25 February 2021 (2021-02-25) paragraphs [0009], [0013]-[0014], [0059]-[0073], tables 1-3B, Example No. 1-8, 11-13, 17, 19, 21-27, 31-35, 38-42, 44-45	1-9

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

* Special categories of cited documents:	"I" 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
06 April 2021 (06.04.2021)

Date of mailing of the international search report
20 April 2021 (20.04.2021)

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
Information on patent family members

International application No.

PCT/JP2021/001764

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
JP 63-270449 A	08 Nov. 1988	US 4871400 A	
JP 2017-190480 A	19 Oct. 2017	GB 2204061 A	
WO 2017/175569 A1	12 Oct. 2017	(Family: none)	
JP 2021-28408 A	25 Feb. 2021	JP 2017-186672 A	
		(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 14/00(2006.01)i; C22F 1/00(2006.01)i; C22F 1/18(2006.01)i FI: C22C14/00 Z; C22F1/18 H; C22F1/00 604; C22F1/00 623; C22F1/00 683; C22F1/00 685Z; C22F1/00 686B; C22F1/00 691B		
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）） C22C14/00; C22F1/00; C22F1/18 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 1971-2021年 日本国実用新案登録公報 1996-2021年 日本国登録実用新案公報 1994-2021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 63-270449 A（新日本製鐵株式会社）08.11.1988（1988-11-08）	1-9
A	JP 2017-190480 A（株式会社神戸製鋼所）19.10.2017（2017-10-19）	1-9
A	WO 2017/175569 A1（株式会社神戸製鋼所）12.10.2017（2017-10-12）	1-9
E, X	JP 2021-28408 A（日本製鉄株式会社）25.02.2021（2021-02-25） 段落0009, 0013-0014, 0059-0073, 表1-3B, 実施例No.1-8, 11-13, 17, 19, 21-27, 31-35, 38-42, 44-45	1-9
☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的な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 “I” 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抵触するものではなく、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 06.04.2021		国際調査報告の発送日 20.04.2021
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		権限のある職員（特許庁審査官） 橋本 憲一郎 4K 3031 電話番号 03-3581-1101 内線 3435

国際調査報告
 パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2021/001764

引用文献			公表日	パテントファミリー文献			公表日
JP	63-270449	A	08.11.1988	US	4871400	A	
				GB	2204061	A	
JP	2017-190480	A	19.10.2017	(ファミリーなし)			
WO	2017/175569	A1	12.10.2017	JP	2017-186672	A	
JP	2021-28408	A	25.02.2021	(ファミリーなし)			