

(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
2012年8月30日(30.08.2012)



(10) 国際公開番号
WO 2012/115243 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 14/00 (2006.01) C22F 1/00 (2006.01)
C22F 1/18 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/054630
- (22) 国際出願日: 2012年2月24日(24.02.2012)
- (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 2011-038535 2011年2月24日(24.02.2011) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 川上 哲(KAWAKAMI, Akira) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 藤井 秀樹(FUJII, Hideki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 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, 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, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロシヤ (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

[続葉有]

(54) Title: HIGH-STRENGTH $\alpha+\beta$ TYPE HOT-ROLLED TITANIUM ALLOY WITH EXCELLENT COIL HANDLING PROPERTIES WHEN COLD, AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(54) 発明の名称: 冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha+\beta$ 型チタン合金熱延板及びその製造方法

[図4]

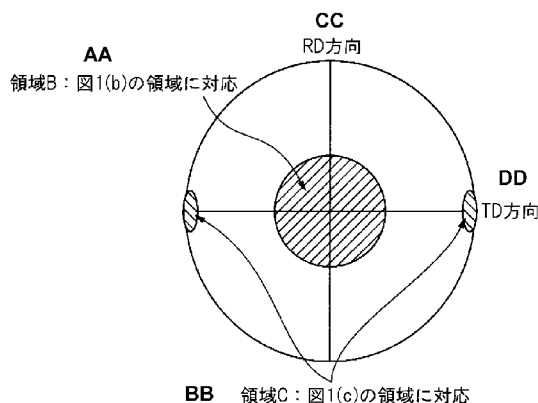


FIG. 4

AA REGION B: CORRESPONDS TO REGION (b) IN FIG. 1
BB REGION C: CORRESPONDS TO REGION (c) IN FIG. 1
CC RD DIRECTION
DD TD DIRECTION

(57) Abstract: Provided is a high-strength $\alpha+\beta$ type hot-rolled titanium alloy sheet containing 0.8 to 1.5 vol% Fe, 4.8 to 5.5 vol% Al, 0.030 vol% N, O and N that satisfy $Q(\%)=0.14$ to 0.38 described below with the remainder being Ti and unavoidable impurities, wherein cracks are prevented from spreading along the sheet width direction when a coil is re-wound. A high-strength $\alpha+\beta$ type hot-rolled titanium alloy sheet, wherein: (a) ND represents the normal direction of a hot-rolled sheet; RD represents the hot rolling direction; TD represents the hot rolling width direction; θ represents the angle formed between the orientation of c axis (a normal direction of an α -phase (0001) plane) and the direction of ND; ϕ represents the angle formed between a plane including the orientation of the c axis and the direction of ND and a plane including the direction of ND and the direction of TD; (b1) XND represents the highest (0002) relative intensity of the X-ray reflection caused by crystal grains when θ is from 0° to 30° and ϕ is within the entire circumference (-180° to 180°); (b2) XTD represents the highest (0002) relative intensity of the X-ray reflection caused by crystal grains when θ is from 80° to 100° and ϕ is $\pm 10^\circ$. (c) The high-strength $\alpha+\beta$ type hot-rolled titanium alloy sheet has a value for XTD/XND of at least 4.0. $Q(\%)=[O]+2.77 \cdot [N]$.

(57) 要約:

[続葉有]



添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

質量%で、Fe : 0.8~1.5%、Al : 4.8~5.5%、N : 0.030%以下を含有し、下記 $Q(\%) = 0.14 \sim 0.38$ を満足する O 及び N を含有し残部 Ti 及び不可避免的不純物からなる、コイルの巻戻し時に板幅方向への割れが進展し難い高強度チタン合金熱延板。(a) ND (熱間圧延板の法線) 方向、RD (熱間圧延) 方向、TD (熱間圧延幅) 方向、c 軸方位 (α 相の(0001)面の法線方向) が ND 方向となす角度を θ 、c 軸方位と ND 方向を含む面が ND 方向と TD 方向を含む面となす角度を ϕ として、(b1) θ が 0 度以上 30 度以下であり、かつ、 ϕ が全周 (−180 度~180 度) に入る結晶粒による X 線の(0002)反射相対強度のうち最も強い強度 (XND) と、(b2) θ が 80 度以上 100 度未満であり、 ϕ が ± 10 度に入る結晶粒による X 線の(0002)反射相対強度のうち最も強い強度 (XTD) とし、(c) XTD/XND が 4.0 以上である。 $Q(\%) = [O] + 2.77 \cdot [N]$ 。

明 細 書

発明の名称：

冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、冷間矯正などの巻戻し時に板幅方向に割れが進展し難い等の、コイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 従来、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金は、高い比強度を利用して、航空機の部材として用いられてきた。近年、航空機の部材に使用されるチタン合金の重量比が高まり、その重要性は益々高まってきている。また、例えば、民生品分野でも、ゴルフクラブフェース向けの用途に、高ヤング率と軽比重を特徴とする $\alpha + \beta$ 型チタン合金が多く使用されるようになってきた。

[0003] さらに、今後、軽量化が重要視される自動車用部品、又は、耐食性と比強度が要求される地熱井ケーシングなどにも、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の適用が期待されている。特に、チタン合金は板形状で使用されることが多いので、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金板に対するニーズは高い。

[0004] $\alpha + \beta$ 型チタン合金としては、Ti-6%Al-4%V（%は質量%、以下も同様）が最も幅広く使用されていて、代表的な合金であるが、熱間加工性があまり良好でない。 $\alpha + \beta$ 型チタン合金に熱間圧延を施すと、熱延板の両エッジ部に、耳割れという板幅方向に沿った割れが発生する。

[0005] 耳割れが残存する状態で、熱延コイルを冷間で巻戻して、形状矯正等を行おうとすると、場合によっては、耳割れを起点として板幅方向に割れが伝播し、板破断に至るという問題があった。即ち、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金においては、冷間でのコイル取扱性が悪いという問題があった。

[0006] 板破断が起ると、破断した板を製造ラインより除去しなければならないが

、この除去に時間がかかる等の理由で、製造が阻害される。このため、生産能率が低下するとともに、破断時の衝撃で、板自体や、破断した板の破片が急に飛んでくる等、安全上の問題もある。

[0007] さらに、板破断が起った部分の近傍では、板の変形が甚だしく、その部分は、製品として使用できなくなってしまうことが多い。その結果、歩留が低下するとともに、コイル単質が小さくなって、生産能率及び歩留が、さらに低下してしまう。

[0008] この場合、熱延コイルに発生した耳割れを、スリット工程において、トリミングして除去した後、冷間矯正工程に供することが、最も有効な解決手段である。しかし、トリミング時に、トリム屑が詰まるなどして、ライン張力が変動したりすると、板破断が起ることがある。また、耳割れが大きい場合には、トリミングによる歩留低下が大きく、製造コストの増加をもたらすことになる。

[0009] それ故、冷間での巻戻し時に、主に、耳割れを起点とする、コイル板幅方向への割れが進展し難く、また、冷間でのコイルの巻戻し性に優れ、冷延ストリップの製造が可能な、取扱性の良い $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板が望まれてきた。この要望に対し、冷延ストリップの製造が可能な $\alpha + \beta$ 型チタン熱延合金が、いくつか提案されている。

[0010] 特許文献1及び2には、Fe、O、Nを主要添加元素とする低合金系 $\alpha + \beta$ 型チタン熱延合金が提案されている。このチタン熱延合金は、 β 安定化元素としてFeを添加し、 α 安定化元素としてO、Nという安価な元素を、適正な範囲及びバランスで添加して、高い強度・延性バランスを確保した合金である。また、上記チタン熱延合金は、室温で高延性であるので、冷延製品の製造も可能な合金である。

[0011] 特許文献3には、高強度化に寄与するが、延性を低下させ冷間加工性を低下させるAlを添加し、一方、強度上昇に効くが、冷延性を損なわないSiやCを添加して、冷間圧延を可能にする技術が開示されている。特許文献4～8には、Fe、Oを添加し、結晶方位、又は、結晶粒径等を制御して、機

械特性を向上させる技術が開示されている。

[0012] 特許文献9には、純チタンにおいて、結晶粒を微細化して、しわやキズの発生を防止するため、 β 域で熱間圧延を開始する技術が開示されている。特許文献10には、ゴルフクラブヘッド用のTi-Fe-Al-O系 $\alpha + \beta$ 型鑄造用チタン合金が開示されている。特許文献11には、Ti-Fe-Al系 $\alpha + \beta$ 型チタン合金が開示されている。

[0013] 特許文献12には、最終的な仕上げ熱処理によりヤング率を制御したゴルフクラブヘッド用チタン合金が開示されている。非特許文献1には、純チタンにおいて、 β 域に加熱した後、 α 域での一方向圧延により集合組織が形成されることが開示されている。

[0014] しかし、これらの技術は、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の熱延板組織を制御して、熱延板の靱性を向上させて、熱延板の冷間圧延を可能にするものではない。

先行技術文献

特許文献

[0015] 特許文献1：特許第3426605号公報

特許文献2：特開平10-265876号公報

特許文献3：特開2000-204425号公報

特許文献4：特開2008-127633号公報

特許文献5：特開2010-121186号公報

特許文献6：特開2010-31314号公報

特許文献7：特開2009-179822号公報

特許文献8：特開2008-240026号公報

特許文献9：特開昭61-159562号公報

特許文献10：特開2010-7166号公報

特許文献11：特開平07-62474号公報

特許文献12：特開2005-220388号公報

非特許文献

[0016] 非特許文献1：チタンVol. 54、No. 1（社団法人日本チタン協会、平

成 1 8 年 4 月 2 8 日 発 行) 4 2 ~ 5 1 頁

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0017] 本発明は、以上の事情に鑑み、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板において、熱延板コイルを矯正などのため冷間で巻き戻す時、熱延板の T D 方向に割れが板端部に発生して板幅方向に真直ぐに進展して板破断が発生しないようにすることを課題とする。本発明の目的は、このような課題を解決する高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板と、その製造方法を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0018] 本発明者らは、上記課題を解決するため、靱性に大きく影響する組織に着目し、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板における、耳割れ等を起点とする割れの進展と熱延集合組織の関係について鋭意調査した。その結果、次のことを見いだした。

[0019] (x) 結晶構造が六方細密充填構造のチタン α 相が、六角底面 ((0 0 0 1) 面) の法線方向、即ち、c 軸方位が、T D 方向 (熱間圧延幅方向) に強く配向する熱延集合組織 (「Transverse-texture」 という集合組織で、以下「T-texture」 という。) を有する場合、T D 方向への割れの伝播傾向が抑えられ、板破断が起り難くなる。

(y) T-texture を強化すると、R D 方向 (熱間圧延方向) の強度が低下して、延性及び曲げ特性が向上するので、熱延板コイルの冷間での巻き戻しがより容易となる。

(z) 安価な元素の F e 及び A l の含有量、及び、O と N の含有量の調整により、強度を保ちながら、T-texture を作り込むことができる。

[0020] なお、以上の知見については、後で、詳細に説明する。

[0021] 本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下の通りである。

[0022] (1) 質量%で、F e : 0 . 8 ~ 1 . 5 %、A l : 4 . 8 ~ 5 . 5 %、N : 0 . 0 3 0 % 以下を含有するとともに、下記式 (1) で定義する Q (%)

$= 0.14 \sim 0.38$ を満足する範囲の O 及び N を含有し、残部 Ti 及び不可避免的不純物からなる高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板であって、

(a) 熱間圧延板の法線方向を ND 方向、熱間圧延方向を RD 方向、熱間圧延幅方向を TD 方向とし、 α 相の (0001) 面の法線方向を c 軸方位として、 c 軸方位が ND 方向となす角度を θ 、 c 軸方位と ND 方向を含む面が ND 方向と TD 方向を含む面となす角度を ϕ とし、

(b1) θ が 0 度以上、 30 度以下であり、かつ、 ϕ が全周 (-180 度 ~ 180 度) に入る結晶粒による X 線の (0002) 反射相対強度のうち、最も強い強度を XND とし、

(b2) θ が 80 度以上、 100 度未満であり、かつ、 ϕ が ± 10 度に入る結晶粒による X 線の (0002) 反射相対強度のうち、最も強い強度を XTD とし、

(c) XTD/XND が 4.0 以上である

ことを特徴とする冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板。

$$Q(\%) = [O] + 2.77 \cdot [N] \quad \dots$$

・ (1)

$[O]$: O の含有量 (質量%)

$[N]$: N の含有量 (質量%)

[0023] (2) (d) 前記熱間圧延板の RD 方向に垂直な断面のビッカース硬さを $H1$ とし、 TD 方向に垂直な断面のビッカース硬さを $H2$ として、 $(H2 - H1) \cdot H2$ で表示する硬さ異方性指数が 15000 以上、より好ましくは 16000 以上であり、かつ、(e) 前記熱間圧延板から採取した、 RD 方向が試験片長手方向であり、深さ 2 mm のノッチを TD 方向に形成したシャルピー試験片において、ノッチ底から対抗面に垂直に下した垂線の長さを a 、試験後に実際に伝播した割れの長さを b として、 b/a で表示する破断斜行性指数が 1.20 以上、より好ましくは 1.35 以上であることを特徴とする前記 (1) に記載の冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタ

ン合金熱延板。

- [0024] (3) 前記(1)又は(2)に記載の冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板の製造方法において、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金を熱間圧延する際、熱間圧延前に、該チタン合金を β 変態点以上、 β 変態点 $+150^{\circ}\text{C}$ 以下に加熱し、熱延仕上温度を β 変態点 -50°C 以下、 β 変態点 -250°C 以上とし、下記式で定義する板厚減少率90%以上で、一方向熱間圧延を行うことを特徴とする冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板の製造方法。

$$\text{板厚減少率 (\%)} = \{ (\text{熱延前の板厚} - \text{熱延後の板厚}) / \text{熱延前の板厚} \} \cdot 100$$

発明の効果

- [0025] 本発明によれば、耳割れ等を起点としてTD方向へ進展する割れが原因で発生する板破断が起り難くなるとともに、熱延板のRD方向の延性、曲げ性が高いことによりコイル巻戻しがし易い高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板を提供することができる。

図面の簡単な説明

- [0026] [図1(a)]結晶方位と板面との相対的な方位関係を示す図である。
- [図1(b)] c軸方位とND方向のなす θ が0度以上、30度以下で、かつ、 ϕ が全周(-180° 度 $\sim 180^{\circ}$ 度)に入る結晶粒(ハッチング部)を示す図である。
- [図1(c)] c軸方位とND方向のなす角度 θ が80度以上、100度以下で、かつ、 ϕ が $\pm 10^{\circ}$ 度の範囲にある結晶粒(ハッチング部)を示す図である。
- [図2]シャルピー衝撃試験片における破断経路を示す図である。
- [図3] α 相(0001)面の集積方位を示す(0001)極点図の例を示す図である。
- [図4]チタン α 相の(0001)極点図において、図1(b)及び図1(c)に示すハッチング部に対応する領域を示す図である。
- [図5]X線異方性指数と硬さ異方性指数の関係を示す図である。

発明を実施するための形態

- [0027] 本発明者らは、前述したように、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板における、耳割れ等を起点とする割れの進展と熱延集合組織の関係について鋭意調査を行った。その結果について、詳細に説明する。
- [0028] まず、図1(a)に、結晶方位と板面との相対的な方位関係を示す。熱間圧延面の法線方向をND方向、熱間圧延方向をRD方向、熱間圧延幅方向をTD方向とし、 α 相の(0001)面の法線方向をc軸方位として、c軸方位がND方向となす角度を θ 、c軸方位とND方向を含む面がND方向とTD方向を含む面となす角度を ϕ とする。
- [0029] 調査の結果、前述したように、結晶構造が六方細密充填構造（以下「HCP」ということがある。）であるチタン α 相の六角底面（(0001)面）の法線方向、即ち、c軸方位がTD方向に強く配向する熱延集合組織（T-texture）を有する場合、TD方向、即ち、板幅方向への割れの伝播傾向が抑えられ、板破断が起り難くなることが判明した。
- [0030] HCPの α チタンでは、割れは α 相(0001)結晶面に沿って伝播し易いが、T-textureでは、 α 相のc軸方位がTD方向に配向するので、 α 相(0001)面は、ND軸とRD軸を含む面に平行になり易くなる。
- [0031] さらに、すべり変形は、 α 相の(0001)面及び(10-10)面に沿って生じ易く、TD方向に割れが伝播しようとする、特に、(0001)面に沿って割れ、先端での塑性変形に伴う塑性緩和が生じながら、割れは、屈曲していき、最終的に、割れは、割れが伝播し易いRD方向、即ち、圧延方向（板長手方向）へ進展しようとする。
- [0032] そのため、熱延コイルを冷間で巻戻して、熱延コイルに矯正等を施す際、
(i) 熱延時に発生した耳割れを起点として、又は、(ii) トリミングで耳割れを除去していても、冷間での巻戻し時のライン張力の変動などで発生する耳割れを起点として、割れが発生し、TD方向、即ち、板幅方向へ伝播しようとする場合、T-textureを有するチタン合金では、割れは、RD方向に屈曲することとなる。

- [0033] 即ち、T-textureを有するチタン合金の場合、強いT-textureを有さず、割れの屈曲が起り難いチタン合金に比べ、割れの破断経路がより長くなる、即ち、破断に至る経路が長くなるので、板破断が起り難くなる。
- [0034] それ故、チタン合金においては、T-textureを形成することにより、元来、問題となっていたTD方向への割れの伝播がし難くなり、また、割れが発生し伝播しても、RD方向に屈曲して貫通しないので、冷間コイルの取扱性が向上する。
- [0035] さらに、T-texture強化によりRD方向の強度が低下して、延性及び曲げ特性が向上するので、冷間コイルの巻戻しがより容易となり、取扱性が、さらに改善され、その結果、歩留りが向上する。
- [0036] 熱延板のTD方向への割れ伝播のし難さは、例えば、熱延板のRD方向を試験片の長手方向として作製したシャルピー衝撃試験片に、VノッチをTD方向に相当する向きに形成して、室温でシャルピー衝撃試験を行い、ノッチ底より進展する割れの長さで評価することができる。
- [0037] T-textureを有し、割れがTD方向に伝播し難い板で、上記試験を行った場合、割れは、ノッチ底から真直ぐ進展せず、傾斜して伝播し、その結果、破断経路が長くなるからである。
- [0038] ここで、図2に、シャルピー衝撃試験片における破断経路を示す。図2に示すように、シャルピー衝撃試験片1に形成したノッチ2のノッチ底3から試験片長手方向に対して垂直に下した垂線の長さをa、実際に伝播した割れの長さをbとし、本発明では、比($= b / a$)を斜行性指数と定義した。斜行性指数が1.20を超える場合には、熱延板TD方向への破断は起り難い。
- [0039] なお、試験片を伝播する割れは、特定の一方方向に進むとは限らず、ジグザグに屈曲して進む場合もある。いずれの場合にも、bは、破断経路全体の長さを示すものとする。
- [0040] また、T-textureを強化すると、熱延板RD方向における強度が低下して、延性ならびに曲げ特性が向上するので、熱延板コイルの冷間での巻き戻しが

容易となり、取扱性が向上する。これは、チタン α 相HCPの(0001)が、ND軸とRD軸を含む面に平行、又は、それに近い方向に配向することにより、主すべり系の中でも、(10-10)面をすべり面とするすべり変形が活発化するためである。

[0041] このすべり系の臨界せん断応力は、他のすべり系に比べて小さいので、熱延板RD方向への変形抵抗が下がり、延性が向上する。また、このすべり系が主すべり系となる場合、加工硬化係数も低くなるので、矯正などの弱加工が容易となる。こうして、コイルでの取扱性が向上する。

[0042] 熱延板RD方向の変形し易さの評価は、熱延板での、RD方向に垂直な断面のビッカース硬さ(H1)と、TD方向に垂直な断面のビッカース硬さ(H2)の差に、TD方向に垂直な断面のビッカース硬さ(H2)を乗じた値、即ち、 $(H2 - H1) \cdot H2$ を、硬さ異方性指数と定義し、これを評価尺度として用いて行った。

[0043] 硬さ異方性指数が15000以上であれば、熱延板RD方向の変形抵抗は十分低いので、コイル巻戻し性は良好となる。

[0044] さらに、本発明者らは、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金において、強いT-textureが得られる熱延加熱温度は、 β 単相域のある温度範囲であることを突き止めた。 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の通常の $\alpha + \beta$ 2相域熱延に比べ、上記加熱温度は高いので、良好な熱間加工性が維持されるとともに、熱延中の両エッジ部での温度低下が抑制されて、耳割れが発生し難くなる効果もある。

[0045] その結果、熱延コイルでの耳割れ発生を抑制できるので、トリミング時の両エッジからの除去量が少なくて済むという利点もある。即ち、上記の熱延条件を採用することで、耳割れの発生が少なくなり、かつ、T-textureが発達して、割れが貫通し難くなる。

[0046] さらに、本発明者らは、安価な元素のFe及びAlを含有量、及び、OとNの含有量を調整することで、強度を保ちながら、T-textureを容易に作り込むことができることを見いだした。

[0047] 特許文献3においては、前述のように、SiやCの添加効果による冷間加

工性の向上を開示しているが、その熱延条件は、 β 域に加熱はするが、圧延は $\alpha + \beta$ 域で行っており、冷間加工性の向上は、T-textureのような集合組織によるものではない。

[0048] 非特許文献1には、純チタンにおいて β 域に加熱してから、 α 域で、終始、一方向圧延を行うと、T-textureに類似する集合組織が形成されることが開示されているが、この純チタンに係る圧延は、 α 域で圧延を開始する等、本発明とは異なる圧延であり、さらに、熱延中の割れ等の抑制については開示されていない。

[0049] 特許文献9には、 β 域で、純チタンの熱間圧延を開始する技術が開示されているが、これは、結晶粒を微細化して、しわやキズの発生を防止する技術であり、集合組織の評価や熱延中の割れの抑制については開示されていない。

[0050] しかも、本発明は、質量%で、Feを0.8～1.5%、かつ、Alを4.8～5.5%含有し、かつ、O及びNを規定量含有する $\alpha + \beta$ 型合金を対象とするものであり、純チタン、又は、淳チタンに近いチタン合金に係る技術とは実質的に異なるものである。

[0051] 特許文献10には、ゴルフクラブヘッド用のTi-Fe-Al-O系の $\alpha + \beta$ 型チタン合金が開示されているが、該チタン合金は、鑄造用のチタン合金であり、本発明のチタン合金とは実質的に異なるものである。特許文献11には、Fe及びAlを含有した $\alpha + \beta$ 型チタン合金が開示されているが、集合組織の評価や熱延中の割れの抑制については開示されていない。本発明と技術的に大きく異なる。

[0052] 特許文献12には、本発明と成分組成が類似するゴルフクラブヘッド用のチタン合金が開示されているが、最終的な仕上げ熱処理によりヤング率を制御することを特徴とするものであり、熱延条件、熱延板コイルの取扱性、集合組織については開示されていない。

[0053] したがって、特許文献10～12に開示の技術は、本発明と、目的及び特徴の点で異なるものである。

- [0054] 前述したように、本発明者らは、前記課題を解決すべく、チタン合金コイルに冷間矯正を行う際の巻戻し工程での取扱性に及ぼす熱延集合組織の影響を詳しく調査した結果、T-textureを安定化させることにより、熱延板コイルにおいて、TD方向に割れが進展し難くなり、板破断が起り難くなること、及び、RD方向の延性や曲げ特性が改善されるため、コイル巻戻し時の取扱性が改善されることを見いだした。
- [0055] 本発明は、この知見に基づいてなされたものであり、以下に、本発明について、詳細に説明する。
- [0056] 本発明の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板（以下「本発明熱延板」ということがある。）で規定したチタン α 相の結晶方位と存在割合を限定した理由を説明する。
- [0057] $\alpha + \beta$ 型チタン合金において、冷間矯正等のコイル巻戻し工程におけるTD方向への割れ伝播の抑制は、T-textureが強く発達した場合に発揮される。本発明者らは、T-textureを発達させる合金設計及び集合組織形成条件について鋭意研究を進め、以下のように解決した。
- [0058] まず、集合組織の発達程度を、X線回折法により得られる、 α 相（0001）面に平行な結晶面からの反射であるX線（0002）反射相対強度の比を用いて評価した。
- [0059] 図3に、 α 相（0001）面の集積方位を示す（0001）極点図の例を示す。（0001）極点図は、T-textureの典型的な例であり、（0001）面法線軸であるc軸方位が強くTD方向に配向している。
- [0060] 図3から、 α 相の（0001）結晶面は、ND軸とRD軸を含む面に強く配向していることが解る。
- [0061] このような（0001）極点図において、c軸方位とND方向のなす θ が0度以上、30度以下である結晶粒（図1（b）に示すハッチング部、参照）によるX線の α 相（0002）反射相対強度のうち、最も強い強度をXNDとし、c軸方位とND方向のなす θ が80度以上、100度以下であって、 ϕ が ± 10 度の範囲にある結晶粒（図1（c）に示すハッチング部、参照

）によるX線の α 相（0002）反射相対強度のうち、最も強い強度をXTDとし、それらの比： XTD/XND を、種々のチタン合金板に対し評価した。

[0062] ここで、図4に、チタン α 相の（0001）極点図において、図1（b）及び図1（c）に示すハッチング部に対応する領域を示す。

[0063] C軸方位を（ θ 、 ϕ ）とし、 θ が90度より γ 度だけ大きい場合、その方位は、（ $90-\gamma$ 、 $\phi+180$ ）と等価である。即ち、 θ が90度より大きい領域を含む、図1（c）に示すハッチング部は、図4に示すチタン α 相の（0001）極点図において、領域Cで示すハッチング部と等価である。

[0064] 図4は、XTDとXNDの、（0001）極点図上での測定位置を、模式的に示しているが、XTDは、TD軸の両端をRD軸の周りに0～10°回転させた領域をND軸の周りに±10°回転させた方位領域での最大X線相対強度ピーク値であり、XNDは、板のND軸端をRD軸のまわりに0～30°まで回転させ、かつ、ND軸まわりに一回転させた方位領域での最大X線相対強度ピーク値である。

[0065] 両者の比（= XTD/XND ）をX線異方性指数と定義し、これにより、T-textureの安定度を評価し、冷間矯正等のコイル巻戻し時のTD方向の割れの進展し易さに関連付けることができる。この時、RD方向への変形のし易さの指標として、前述の“硬さ異方性指数”を用いた。この値が小さいほど、RD方向に変形し易く、巻戻しが容易となる。

[0066] 本発明者らは、前述したように、熱延板RD方向の変形し易さを評価するため、熱延板での、RD方向に垂直な断面のビッカース硬さ（H1）と、TD方向に垂直な断面のビッカース硬さ（H2）の差に、TD方向に垂直な断面のビッカース硬さ（H2）を乗じた値、即ち、 $(H2-H1) \cdot H2$ を、硬さ異方性指数と定義して評価尺度として用いた。

[0067] ここで、図5に、X線異方性指数と硬さ異方性指数の関係を示す。X線異方性指数が高くなる程、硬さ異方性指数は大きくなる。同じ材料を使用して、巻戻し時の変形抵抗及び冷延のし易さを調査したところ、硬さ異方性指数

が15000以上となる場合に、巻戻し時の熱延板RD方向の変形抵抗は十分に低くなり、コイルの巻戻し性が格段に向上することを見いだした。その時のX線異方性指数は4.0以上であり、より好ましくは5.0以上である。

[0068] これらの知見に基づいて、(0001)極点図上の板幅方向から板のND方向に0~10°まで傾いた方位角内及び板のND方向を中心軸として板幅方向から±10°及び±180°回転させた方位角内でのX線相対強度ピーク値XTDと、板のND方向からTD方向に0~30°まで傾いた方位角内及び板の法線を中心軸として全周回転させた方位角内でのX線相対強度ピーク値XNDの比XTD/XNDの下限を4.0と限定した。

[0069] 次に、本発明熱延板の成分組成の限定理由を説明する。以下、成分組成に係る％は、質量％を意味する。

[0070] Feは、β相安定化元素のうちで安価な元素であるので、Feを添加してβ相を強化する。冷間矯正等のコイル巻戻し時に、TD方向への割れを延長させるとともに、熱延板RD方向の変形抵抗を下げて、コイル取扱性を改善するためには、熱延集合組織で強いT-textureを得る必要がある。そのためには、熱延加熱温度で安定なβ相を得る必要がある。

[0071] Feは、β安定化能が高く、比較的少ない添加量でもβ相を安定化することができるので、他のβ安定化元素に比べて、添加量を少なくすることができる。それ故、Feによる室温での固溶強化の程度は小さく、チタン合金は、高延性を保つことができる。

[0072] 即ち、コイル取扱い時のRD方向の変形抵抗は大きくならないので、巻き戻しし易く、かつ、TD方向に割れが伝播しようとする時、割れ先端で塑性緩和が起り易いので、割れの屈曲が起り易くなる。この時、熱延温度域で安定なβ相を得るには、Feを0.8%以上添加する必要がある。

[0073] 一方、Feは、Ti中で偏析し易く、また、多量に添加すると、固溶強化が起き、延性が低下し、コイル取扱性が低下する。それらの影響を考慮して、Feの添加量の上限は1.5%とする。

[0074] Alは、チタン α 相の安定化元素であり、高い固溶強化能を有するとともに、安価な添加元素である。後述するO、Nとの複合添加により、高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金として必要な強度レベルである、TD方向で引張強さとして、1050MPa以上、より好ましくは1100MPa以上を得るために、添加量の下限を4.8%とする。

[0075] 一方、5.5%を超えてAlを添加すると、変形抵抗が高くなり過ぎて、延性が低下し、板破断が起る場合に、亀裂先端での塑性緩和が十分に起り、TD方向への破断が容易に起らない特性を維持できなくなるとともに、熱間変形抵抗の増大により、熱間加工性の低下をもたらす。したがって、Alの添加量は5.5%以下にする。

[0076] Nは、 α 相中に侵入型元素として固溶し固溶強化作用をなす。しかし、通常の高濃度のNを含むスポンジチタンを使用する方法等によって、0.030%を超えて添加すると、LDIと呼ばれる未溶解介在物が生成し易くなり、製品の歩留が低くなるので、Nの添加量は、0.030%を上限とする。

[0077] Oは、Nと同様に、 α 相中に侵入型元素として固溶し固溶強化作用をなす。そして、OとNが共存する場合、下記式(1)で定義するQ値に従って、強度上昇に寄与することが解った。

$$Q = [O] + 2.77 \cdot [N] \quad \dots$$

・ (1)

[O] : Oの含有量 (質量%)

[N] : Nの含有量 (質量%)

[0078] 上記式(1)において、[N]の係数2.77は、強度上昇に寄与する程度を示す係数であり、多くの実験データに基づいて経験的に定めた。

[0079] Q値が0.14未満の場合、高強度 $\alpha + \beta$ チタン合金として十分な強度が得られず、一方、Q値が0.38を超えると、強度が上昇し過ぎて、延性が低下し、板破断が起る場合の亀裂先端での塑性緩和が起り難くなり、TD方向への破断が容易に起ってしまう。したがって、Q値は、0.14を下限とし、0.38を上限とする。

[0080] 次に、本発明の高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板の製造方法（以下「本発明製造方法」ということがある。）について説明する。本発明製造方法は、特に、T-textureを発達させ、冷間矯正などのコイル巻戻し時の板幅方向への割れを進展させ難くして、コイルの取扱性を改善するための製造方法である。

[0081] 本発明製造方法は、本発明熱延板の結晶方位及びチタン合金成分を有する薄板の製造方法であって、熱間圧延前加熱温度を、 β 変態点以上から β 変態点 $+150^{\circ}\text{C}$ 以下、板厚減少率を80%以上、仕上温度を β 変態点 -50°C 以下から β 変態点 -250°C 以上の温度となるように、一方向熱間圧延することを特徴とする。

[0082] 熱延集合組織を強いT-textureとし、高い材質異方性を確保するには、チタン合金を、 β 単相域に加熱して、30分以上保持して、一旦、 β 単相状態とし、さらに、 β 単相域から $\alpha + \beta$ 2相域にかけて、板厚減少率90%以上の大圧下を加えることが必要である。

[0083] β 変態温度は、示差熱分析法により測定できる。予め、製造予定の成分組成の範囲内で、Fe、Al、N、及び、Oの成分組成を変化させた素材を10種以上、実験室レベルの少量を、真空溶解、鍛造して作製した試験片を用い、それぞれ、 1100°C の β 単相領域から徐冷する示差熱分析法で、 $\beta \rightarrow \alpha$ 変態開始温度と変態終了温度を調査しておく。

[0084] 実際のチタン合金の製造時には、製造材の成分組成と、放射温度計による温度測定により、その場で、 β 単相域にあるか、 $\alpha + \beta$ 領域にあるかを判定することができる。

[0085] この時、加熱温度が β 変態点未満、又は、さらに、仕上温度が β 変態点 -250°C 未満の場合、熱間圧延の途中で $\beta \rightarrow \alpha$ 相変態が起り、 α 相分率が高い状態で強圧下が加わることとなり、 β 相分率が高い2相状態での圧下が不十分となって、T-textureが十分に発達しない。

[0086] さらに、仕上温度が β 変態点 -250°C 以下になると、急激に、熱間変形抵抗が高まり、熱間加工性が低下するので、耳割れなどが発生し易くなり、

歩留低下を招くことになる。そこで、熱間圧延時の加熱温度の下限は β 変態点とし、仕上温度の下限は β 変態点 -250°C 以上にする必要がある。

[0087] この時の β 単相域から $\alpha + \beta$ 2相域にかけての圧下率（板厚減少率）が、90%未満であると、導入される加工歪が十分でなく、歪が板厚全体に渡って均一に導入され難いので、T-textureが十分に発達しない場合がある。したがって、熱延時の板厚減少率は、90%以上が必要である。

[0088] また、熱間圧延時の加熱温度が β 変態点 $+150^{\circ}\text{C}$ を超えると、 β 粒が急激に粗大化する。この場合、熱間圧延は、殆ど、 β 単相域で行われ、粗大な β 粒が圧延方向に延伸し、そこから、 $\beta \rightarrow \alpha$ 相変態が起るので、T-textureは発達し難い。

[0089] さらに、熱延用素材の表面の酸化が激しくなり、熱間圧延後に熱延板表面にヘゲやキズを生じ易いなど製造上の問題が生じるので、熱間圧延時の加熱温度の上限は、 β 変態点 $+150^{\circ}\text{C}$ とする。

[0090] さらに、熱間圧延時の仕上温度が β 変態点 -50°C を超えると、熱間圧延の大部分が β 単相域で行われることになって、加工 β 粒からの再結晶 α 粒の方位集積が十分でなく、T-textureが十分に発達し難いので、熱間圧延時の仕上温度の上限は、 β 変態点 -50°C とする。

[0091] 一方、仕上温度が、 β 変態点 -250°C 未満となると、 α 相分率が高い領域での強圧下の影響が支配的となり、本発明の狙いである β 単相域加熱熱延によるT-textureの十分な発達が阻害される。さらに、そのような低い仕上温度では、急激に熱間変形抵抗が高まり熱間加工性が低下して、耳割れが発生し易くなり、歩留低下を招くことになる。よって、仕上温度は、 β 変態点 -50°C 以下から β 変態点 -250°C 以上とする。

[0092] また、上記条件での熱間圧延では、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の通常の熱延条件である $\alpha + \beta$ 域加熱熱延に比べ高温であるため、板両端の温度低下は抑えられる。こうして、板両端でも、良好な熱間加工性が維持され、耳割れ発生が抑制されるという利点がある。

[0093] なお、熱間圧延開始から終了まで、一貫して一方向にのみ圧延する理由は

、本発明が目的とする、熱延コイルを冷間で矯正する場合やトリミングする場合に、TD方向への割れ進展が抑えられるとともに、熱延板RD方向の延性及び曲げ特性の向上が得られるT-textureを効率的に得るためである。

[0094] こうして、熱延コイルを冷間で巻戻しする際に板破断が起りにくく、熱延板RD方向の曲げ性や延性が高く巻戻しがしやすいチタン合金薄板コイルを得ることが可能となる。

実施例

[0095] 次に、本発明の実施例について説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0096] <実施例1>

真空アーク溶解法により、表1に示す組成を有するチタン材を溶解し、これを熱間鍛造してスラブとし、1060℃に加熱し、その後、板厚減少率95%の熱間圧延により、4mmの熱延板とした。熱延仕上温度は830℃であった。

[0097] この熱延板を酸洗して酸化スケールを除去し、引張試験片を採取して、引張特性を調べるとともに、X線回折（株式会社リガク製RINT2100使用、Cu-K α 、電圧40kV、電流300mA）により板面方向の集合組織を測定した。

[0098] 熱間圧延面よりND方向からの α 相の(0001)面極点図において、図1(b)のハッチング部に示す、c軸方位とND方向のなす角度 θ が30度以下である結晶粒によるX線の α 相(0002)反射相対強度のうち、最も強い強度をXNDとし、図1(c)のハッチング部に示す、c軸方位とND方向のなす角度 θ が80度以上、100度以下であって、 ϕ が ± 10 度の範囲にある結晶粒によるX線の α 相(0002)反射相対強度のうち、最も強い強度をXTDとし、それらの比：XTD/XNDをX線異方性指数として

、集合組織の発達程度を評価した。

[0099] 板破断のし難さを評価するに当り、試験片長手方向を熱延板RD方向に採取したシャルピー衝撃試験片（2mmVノッチ入り。TD方向にノッチを形成した。）を使用して、JIS Z2242に準拠して、常温で衝撃試験を行った。衝撃試験後の試験片における破断経路の長さ（b）とVノッチ底から垂直に下した垂線の長さ（a）の比（破断斜行性指数： b/a 、図2、参照）により、板破断のし難さを評価した。

[0100] 破断斜行性指数が1.20を超えると、TD方向の割れの破断経路は十分に長くなり、それ以下の場合に比べて、板破断は非常に起り難くなる。破断斜行性指数は、熱延板と伸び率（ $= \{ (\text{矯正後の板長さ} - \text{矯正前の板長さ}) / \text{矯正前の板長さ} \} \cdot 100\%$ ）を1.5%として、冷間で引張矯正した後の板より衝撃試験片を採取して評価した。

[0101] また、熱延板RD方向の変形し易さの評価は、硬さ異方性指数を用いて行った。硬さは、JIS Z2244に準拠して、1kgf荷重におけるビッカース硬度で評価した。硬さ異方性指数が15000以上となれば、熱延板RD方向の変形抵抗は十分低いので、コイル巻戻し性は良好となる。これらの特性を評価した結果を、表1に併せて示す。

[0102]

[表1]

試験番号	Al (質量%)	Fe (質量%)	O (質量%)	N (質量%)	Q (質量%)	β 変態点 (°C)	X線異方性指数 (XTD/XND)	板幅方向の 引張強さ (MPa)	硬さ 異方性指数	破断 斜行性指数 (熱延板)	破断 斜行性指数 (伸び率1.5%)	備考
1	1.5	1.1	0.15	0.004	0.16	1002	0.15	1045	6560	1.01	1.02	比較例
2	5.0	0.8	0.19	0.005	0.20	1008	1.39	1060	7872	1.04	1.05	比較例
3	3.9	1.2	0.17	0.005	0.18	976	5.62	981	16170	1.37	1.38	比較例
4	4.9	1.2	0.17	0.005	0.18	996	7.75	1097	18648	1.47	1.47	発明例
5	5.3	1.2	0.17	0.005	0.18	1005	6.78	1125	17649	1.41	1.41	発明例
6	6.0	1.2	0.17	0.005	0.18	1021	5.89	1246	16176	1.40	1.40	比較例
7	5.1	0.2	0.26	0.006	0.28	1028	3.74	1021	13240	1.11	1.12	比較例
8	5.1	1.0	0.26	0.006	0.28	1014	7.78	1111	18006	1.54	1.55	発明例
9	5.1	1.3	0.26	0.006	0.28	1008	8.96	1156	18704	1.55	1.54	発明例
10	5.1	2.0	0.26	0.006	0.28	996	8.85	1275	18981	1.17	1.17	比較例
11	4.8	0.9	0.10	0.001	0.10	991	6.13	934	16600	1.41	1.40	比較例
12	4.8	0.9	0.16	0.002	0.17	998	7.68	1087	18098	1.58	1.57	発明例
13	4.8	0.9	0.27	0.002	0.28	1010	7.31	1164	17596	1.39	1.40	発明例
14	4.8	0.9	0.40	0.002	0.41	1026	7.88	1297	18205	1.57	1.56	比較例
15	4.8	0.9	0.23	0.044	0.35	1011	-	-	-	-	-	比較例
16	5.3	0.9	0.16	0.011	0.19	1009	4.81	1088	15840	1.52	1.53	発明例
17	4.7	0.7	0.32	0.012	0.35	1017	8.14	1221	17874	1.56	1.55	発明例

Q=[0]+2.77*[N]

[0103] 表1において、試験番号1、及び、2に、熱間圧延で板幅方向への圧延も含む工程により製造した $\alpha + \beta$ 型チタン合金に係る結果を示す。試験番号1、及び、2ともに、硬さ異方性指数は15000未満であり、熱延板RD方

向の強度は高いため、巻き戻し時の抵抗も大きく、ハンドリング性は悪い。

[0104] また、破断斜行性指数は1.20よりもかなり低く、TD方向への破断経路は短く、板破断は起り易くなっている。これらの材料では、いずれも、 X_{TD}/X_{ND} の値は4.0を下回っており、T-textureは発達していない。

[0105] これに対し、本発明製造方法で製造した本発明熱延板の実施例である試験番号4、5、8、9、12、13、16、及び、17では、硬さ異方性指数が15000以上であり、良好なコイル巻き戻し性を示すとともに、破断斜行性指数は1.20を超えており、TD方向へ割れが斜行する特性を有し、板破断しにくい特性を示している。ここで、硬さの評価は、ビッカース硬度で評価した。

[0106] 一方、試験番号3、7、及び、11では、他の素材に比べて強度が低く、材質異方性を留意しない用途における、高強度 $\alpha + \beta$ 型合金板製品に対するTD方向での一般的な要求特性値である引張強さ1050MPaを達成していない。

[0107] このうち、試験番号3では、Alの添加量が、また、試験番号7では、Feの添加量が、本発明熱延板におけるAl及びFeの添加量の下限を下回っていたため、板幅方向の引張強さが低かった。また、試験番号11では、窒素及び酸素の含有量が低く、酸素当量値Qが規定量の下限值を下回っていたので、TD方向の引張強さが十分高いレベルに達していない。

[0108] また、試験番号6、10、及び、14では、 $X_{線}$ 異方性指数は4.0を上回るとともに、硬さ異方性指数も15000以上を満たしているが、斜行性指数が1.20を下回っており、TD方向に破断が進展し易くなっている。

[0109] 試験番号6、10、及び、14では、それぞれ、Al、Fe添加量とQ値が、本発明の上限値を超えて添加されたため、強度が上り過ぎて延性が低下し、塑性緩和によるTD方向への割れの屈曲が起り難くなっている。

[0110] 試験番号15は、熱延板の多くの部分で欠陥が多発し、製品の歩留が低かったため、特性を評価することができなかった。これは、高Nを含有するスポンジチタンを溶解用材料として使用する通常の方法により、Nが、本発明

の上限を超えて添加されたので、LDIが多発したためである。

[0111] 以上の結果より、本発明に規定された元素含有量及びXTD/XNDを有するチタン合金熱延板は、TD方向への割れ経路が延長されて板破断がし難くなるとともに、熱延板RD方向の強度が低くなり、コイル巻戻し性に優れているが、本発明に規定された合金元素量、及び、XTD/XNDを外れると、強い材質異方性と、それに伴う、優れたコイル巻戻し性及び板破断のし難さ等の諸特性を満足することができない。

[0112] <実施例2>

表1の試験番号4、8、及び、17の素材を、表2～4に示す種々の条件で熱延した後、酸洗して酸化スケールを除去し、その後、引張特性を調べるとともに、X線回折（株式会社リガク製RINT2100使用、Cu-K α 、電圧40kV、電流300mA）により板面方向の集合組織を測定する際、チタンの（0002）極点図上のTD方向から板のND方向に0～10°まで傾いた方位角内及び板のND方向を中心軸としてTD方向から±10°回転させた方位角内でのX線相対強度ピーク値をXTD、熱延板のND方向からTD方向に0～30°まで傾いた方位角内及び板の法線を中心軸として全周回転させた方位角内でのX線相対強度ピーク値をXNDとした時に、それらの比：XTD/XNDをX線異方性指数として、集合組織の発達程度を評価した。

[0113] 実施例1の場合と同様に、熱延板RD方向に採取したシャルピー衝撃試験片（2mmVノッチ入り。TD方向にノッチを形成した。）を使用して、JIS Z2242に準拠して常温で衝撃試験を行い、破断経路の長さ（b）とVノッチ底から垂直に下した垂線の長さ（a）の比（破断斜行性指数：b/a、図2、参照）により、板破断のし難さを評価した。

[0114] 破断斜行性指数が1.20を超えると、板破断は非常に起り難くなる。破断斜行性指数を、熱延板と伸び率1.5%で引張矯正した後の板より衝撃試験片を採取して、評価した。熱延板RD方向の変形し易さの評価には、硬さ異方性指数を用いた。硬さは、JIS Z2244に準拠して、1kgf荷

重におけるビッカース硬度で評価した。硬さ異方性指数が15000以上であれば、コイル巻戻し性は良好である。表2～4に、これらの特性を評価した結果を示す。

[0115] [表2]

表 2

試験番号	板厚減少率 (%)	熱延加熱温度 (°C)	熱延仕上温度 (°C)	X線異方性指数 (XTD/XND)	板幅方向の 引張強さ (MPa)	硬さ異方性指数	破断斜行性指数 (熱延板)	破断斜行性指数 (伸び率1.5%)	備考
18	92.9	1080	878	6.47	1099	16500	1.48	1.48	発明例
19	95.7	1050	834	7.88	1096	18648	1.51	1.51	発明例
20	82.1	1025	798	2.31	1034	9860	1.11	1.11	比較例
21	95.0	970	753	1.38	1022	6993	1.09	1.09	比較例
22	92.6	1180	901	2.11	1045	9628	1.08	1.08	比較例
23	96.3	1025	753	2.22	1055	9295	1.14	1.14	比較例
24	93.0	1120	990	1.89	1037	7238	1.11	1.11	比較例

β 変態点は996°C

[0116] [表3]

表 3

試験番号	板厚減少率 (%)	熱延加熱温度 (°C)	熱延仕上温度 (°C)	X線異方性指数 (XTD/XND)	板幅方向の 引張強さ (MPa)	硬さ異方性指数	破断斜行性指数 (熱延板)	破断斜行性指数 (伸び率1.5%)	備考
25	90.2	1100	865	8.86	1112	18981	1.44	974.90	発明例
26	94.1	1040	902	5.99	1098	16176	1.40	958.90	発明例
27	73.0	1050	834	2.11	1056	9860	1.11	976.90	比較例
28	91.6	980	789	1.18	1043	6308	1.09	956.00	比較例
29	93.5	1200	1030	2.43	1078	9599	1.14	928.00	比較例
30	95.1	1040	698	1.26	1096	6930	1.05	987.00	比較例
31	92.4	1100	990	1.44	1102	6270	1.09	924.00	比較例

β変遷点は1014℃

[0117]

[表4]

表 4

試験番号	板厚減少率 (%)	熱延加熱温度 (°C)	熱延仕上温度 (°C)	X線異方性指数 (XTD/XND)	板幅方向の 引張強さ (MPa)	硬さ異方性指数	破断斜行性指数 (熱延板)	破断斜行性指数 (伸び率1.5%)	備考
32	93.5	1050	820	4.86	1209	15840	1.48	1.48	発明例
33	97.6	1080	883	6.71	1231	17596	1.51	1.50	発明例
34	76.8	1015	886	2.21	1189	9295	1.06	1.06	比較例
35	91.9	970	796	1.78	1176	7613	1.09	1.08	比較例
36	94.8	1200	930	2.35	1207	8658	1.11	1.11	比較例
37	95.3	1030	698	1.64	1159	5627	1.07	1.08	比較例
38	95.6	1140	970	1.32	1178	4329	1.06	1.06	比較例

β 変態点は1017°C

[0118] 表 2、3、及び、4 には、試験番号 4、8、及び、17 に示す成分組成の熱延焼鈍板に係る評価結果を示す。本発明製造方法で製造した本発明熱延板の実施例である試験番号 18、19、25、26、32、及び、33 は、1

5000以上の硬さ異方性指数を示すとともに、1.20を超える破断斜行性指数を示し、良好なコイル巻戻し性を有するとともに、板破断がし難い特性を有している。

[0119] 一方、試験番号20、27、及び、34は、破断斜行性指数が1.20を下回っており、板破断が起こり易くなっている。これは、熱延時の板厚減少率が、本発明の下限よりも低かったため、T-textureが十分に発達できず、TD方向の割れが真直ぐ板幅方向に進展し易い状態であったためである。

[0120] 試験番号21、22、23、24、28、29、30、31、35、36、37、及び、38は、X線異方性指数が4.0を下回るとともに、硬さ異方性指数は15000を下回り、破断斜行性指数も1.20を下回っている。

[0121] このうち、試験番号21、28、及び、35は、熱延前加熱温度が本発明の下限温度以下であったため、また、試験番号23、30、及び、37は、熱延仕上温度が本発明の下限温度以下であったため、いずれも、 β 相分率が十分に高い $\alpha + \beta$ 2相域での熱間加工が十分でなく、T-textureが十分に発達できなかった例である。

[0122] 試験番号22、29、及び、36は、熱延前加熱温度が本発明の上限温度を超えており、また、試験番号24、31、及び、38は、熱延仕上温度が本発明の上限温度を超えていたため、いずれも、大部分の加工が β 単相域の高温側で行われることとなり、粗大 β 粒の熱延に伴うT-textureの未発達、不安定化と、粗大な最終ミクロ組織の形成により、硬さ異方性指数は高くなり、また、破断経路の延長も起らなかった例である。

[0123] 以上の結果より、熱延コイルの冷間矯正等の巻戻し時に、曲げ性などの改善による巻戻しのし易さや、TD方向への破断のし難さなどの特性を有する、コイル取扱性の高い $\alpha + \beta$ 型チタン合金板材を得るため、熱延板RD方向の変形抵抗が低く、かつ、TD方向への割れが斜行する特性を具備するには、本発明に示す集合組織及び成分組成を有するチタン合金を、本発明の板厚減少率、熱延加熱温度、及び、仕上温度範囲で熱延することにより製造でき

ることが解る。

産業上の利用可能性

[0124] 本発明によれば、冷間矯正などのコイル巻戻し時のハンドリング性が良好なチタン合金熱延板コイル製品を製造することができる。本発明製品は、ゴルフクラブフェースなどの民生品用途や自動車部品用途などで幅広く使用することができるので、本発明は、産業上の利用可能性が高いものである。

符号の説明

- [0125]
- 1 シャルピー衝撃試験片
 - 2 ノッチ
 - 3 ノッチ底
 - a ノッチ底から垂直に下した垂線の長さ
 - b 実際の破断経路の長さ

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、Fe : 0.8～1.5%、Al : 4.8～5.5%、N : 0.030%以下を含有するとともに、下記式(1)で定義するQ (%) = 0.14～0.38を満足する範囲のO及びNを含有し、残部Ti及び不可避的不純物からなる高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板であって、

(a) 熱間圧延板の法線方向をND方向、熱間圧延方向をRD方向、熱間圧延幅方向をTD方向とし、 α 相の(0001)面の法線方向をc軸方位として、c軸方位がND方向となす角度を θ 、c軸方位とND方向を含む面がND方向とTD方向を含む面となす角度を ϕ とし、

(b1) θ が0度以上、30度以下であり、かつ、 ϕ が全周(−180度～180度)に入る結晶粒によるX線の(0002)反射相対強度のうち、最も強い強度をXNDとし、

(b2) θ が80度以上、100度未満であり、かつ、 ϕ が ± 10 度に入る結晶粒によるX線の(0002)反射相対強度のうち、最も強い強度をXTDとして、

(c) XTD/XND が4.0以上である

ことを特徴とする冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板。

$$Q(\%) = [O] + 2.77 \cdot [N]$$

・・・(1)

[O] : Oの含有量(質量%)

[N] : Nの含有量(質量%)

[請求項2] (d) 前記熱間圧延板のRD方向に垂直な断面のビッカース硬さをH1とし、TD方向に垂直な断面のビッカース硬さをH2として、 $(H2 - H1) \cdot H2$ で表示する硬さ異方性指数が15000以上であり、かつ、(e) 前記熱間圧延板から採取した、RD方向が試験片長

手方向であり、深さ 2 mm のノッチを TD 方向に形成したシャルピー試験片において、ノッチ底から対抗面に垂直に下した垂線の長さを a 、試験後に実際に伝播した割れの長さを b として、 b/a で表示する破断斜行性指数が 1.20 以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板。

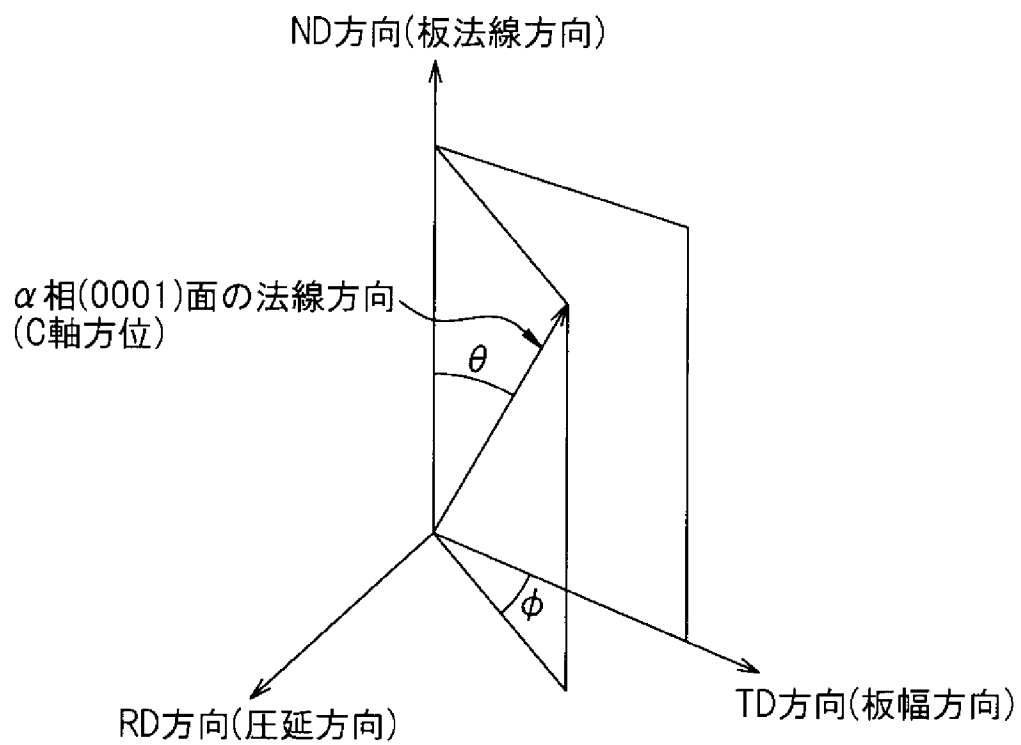
[請求項 3]

前記 (1) 又は (2) に記載の冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板の製造方法において、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金を熱間圧延する際、熱間圧延前に、該チタン合金を β 変態点以上、 β 変態点 + 150℃ 以下に加熱し、熱延仕上温度を β 変態点 - 50℃ 以下、 β 変態点 - 250℃ 以上とし、下記式で定義する板厚減少率 90% 以上で、一方向熱間圧延を行うことを特徴とする冷間でのコイル取扱性に優れた高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金熱延板の製造方法。

板厚減少率 (%) = { (熱延前の板厚 - 熱延後の板厚) / 熱延前の板厚 } $\cdot$ 100

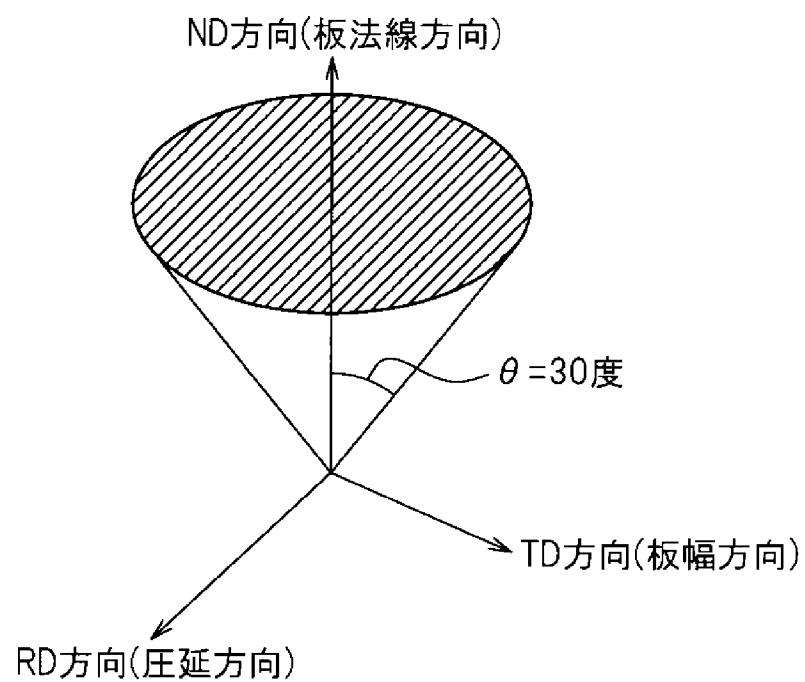
[図1(a)]

図1(a)



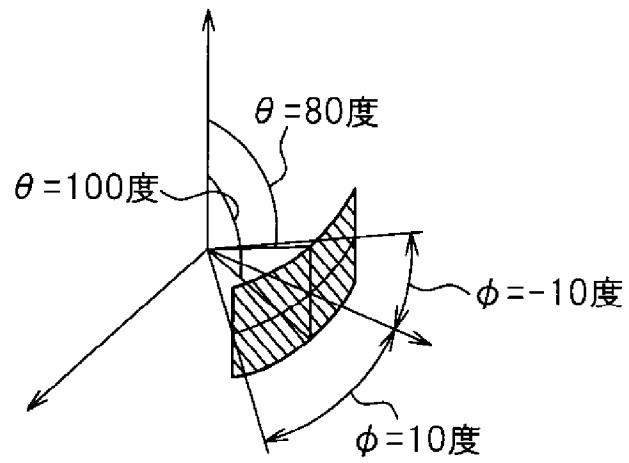
[図1(b)]

図1(b)



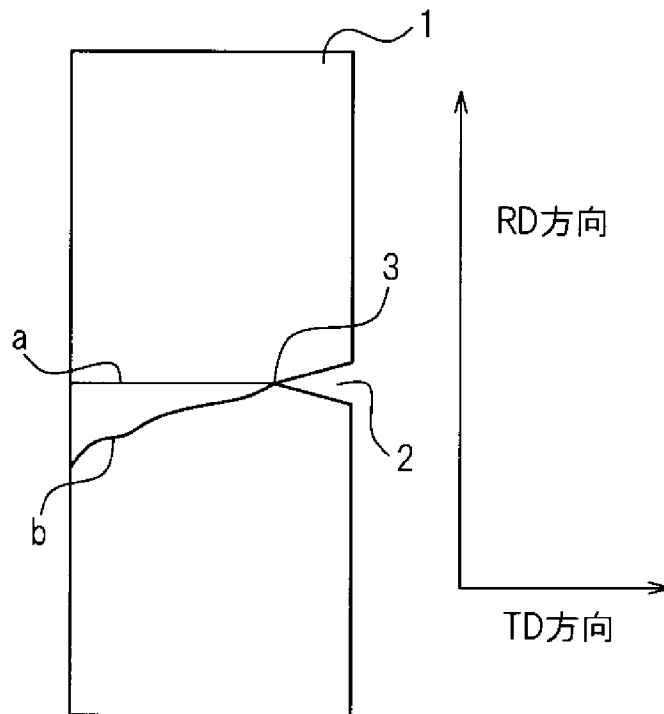
[図1(c)]

図1(c)



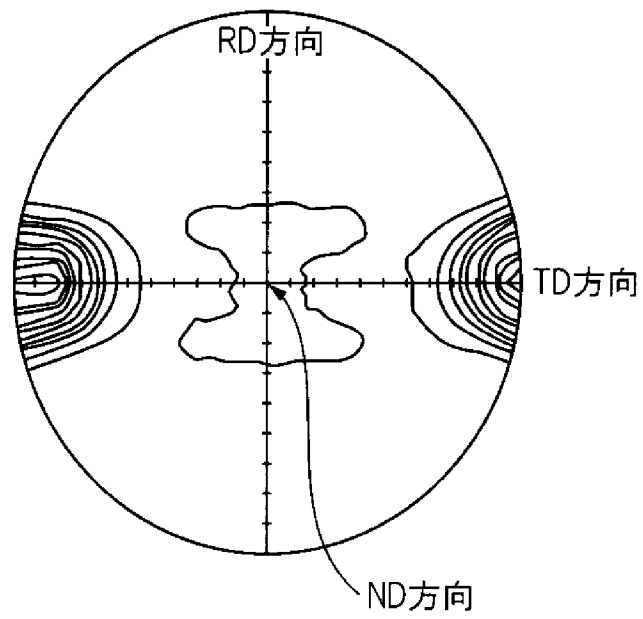
[図2]

図2



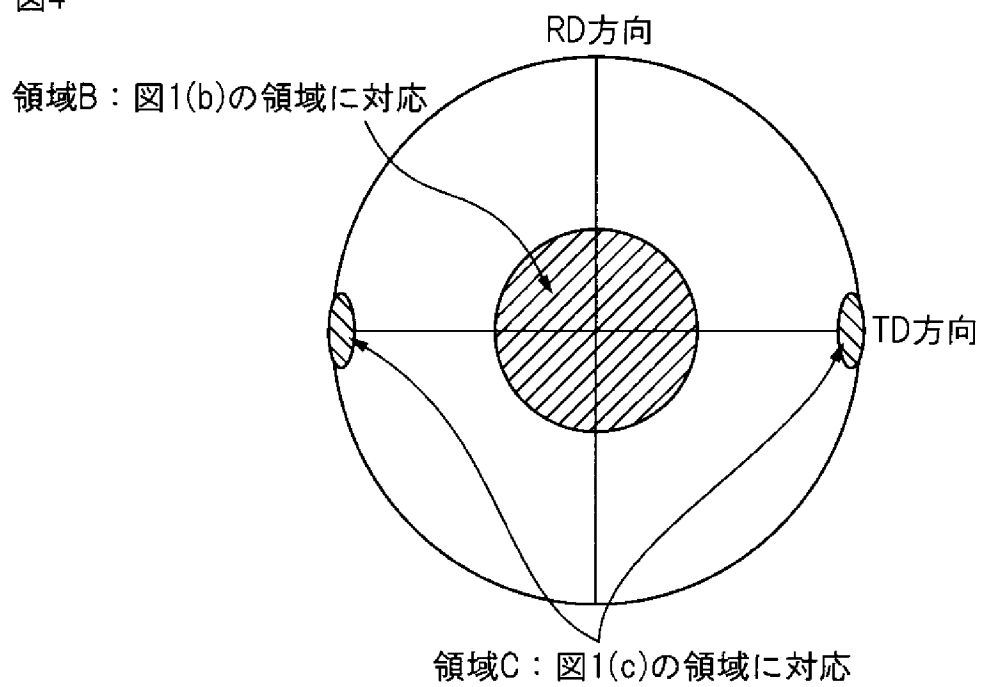
[図3]

図3



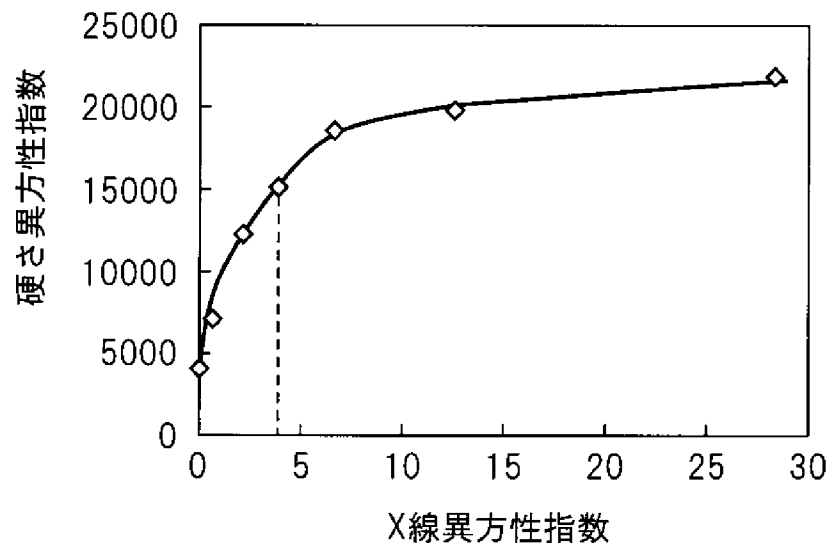
[図4]

図4



[図5]

図5



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/054630

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C14/00(2006.01) i, C22F1/18(2006.01) i, C22F1/00(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)

C22C14/00, C22F1/18, C22F1/00

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	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

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 2005-220388 A (Nippon Steel Corp.), 18 August 2005 (18.08.2005), claims (Family: none)	1-3
A	JP 2004-010963 A (Daido Steel Co., Ltd.), 15 January 2004 (15.01.2004), claims (Family: none)	1-3

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“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)

“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

“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

“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

“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

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
21 May, 2012 (21.05.12)

Date of mailing of the international search report
29 May, 2012 (29.05.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C14/00(2006.01)i, C22F1/18(2006.01)i, C22F1/00(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（I P C））

Int.Cl. C22C14/00, C22F1/18, C22F1/00

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 2 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 2 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 2 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 2005-220388 A（新日本製鐵株式会社）2005.08.18, 【特許請求の範囲】（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2004-010963 A（大同特殊鋼株式会社）2004.01.15, 【特許請求の範囲】（ファミリーなし）	1-3

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

2 1 . 0 5 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

2 9 . 0 5 . 2 0 1 2

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

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）

小谷内 章

4 K

3 4 4 0

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5