

Ti-Al-Fe系チタン合金Super-TIX<sup>®</sup>51AF熱間圧延ストリップの開発Development of Ti-Al-Fe Based Titanium Alloy Super-TIX<sup>®</sup>51AF Hot Rolled Strip Products

川上 哲\* 藤井 秀樹  
Akira KAWAKAMI Hideki FUJII

## 抄 録

1) 熱間加工性が悪い, 2) 板面内材質特性異方性が強い, 3) 冷間でのコイル取扱性が悪い, ことから, 従来, 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金の熱間圧延ストリップ製造は困難とされてきた。しかし, Fe等の安価汎用元素を活用した高強度 $\alpha + \beta$ 合金 Super-TIX<sup>®</sup>51AF (Ti-5Al-1Fe)において, 熱間圧延条件やO添加量, 熱処理条件を検討し, これら課題を解決する適正な材料および製造条件を見出し, 熱間圧延ストリップ製品を開発した。当合金の良好な熱間加工性を活かすと共に,  $\beta$ 変態点直上の高温に加熱することにより, 鉄鋼用熱間圧延ミルで数トン規模の熱間圧延ストリップの量産が可能となった。一方向熱間圧延により,  $\alpha$ 相(hcp構造)の底面が板幅方向に集積した集合組織(Transverse-texture)が発達し, 板面内材質特性異方性は強くなるが, O量を適正化することでこれを緩和し, 実用上支障のない延性を確保した。特に, 板長手方向は高延性であり, 冷間でのコイル巻取り性, 巻戻し性は十分であった。さらに, 高温溶体化処理+安定化熱処理による二段階熱処理を行うことにより, 板面内材質特性異方性は緩和されると共に, さらに良好な強度-延性バランスを達成した。

## Abstract

It has been conventionally considered to be difficult to produce high strength  $\alpha + \beta$  type titanium alloy hot rolled strip products due to 1) high strength and low ductility during hot rolling, 2) strong in-plane anisotropy in mechanical properties in the final products, 3) necessity of careful handling in recoiling, coiling, etc. However, hot rolled strip products of Super-TIX<sup>®</sup>51AF (Ti-5Al-1Fe), that is a high strength  $\alpha + \beta$  type titanium alloy consisting of inexpensive alloying elements, such as iron, have been developed by optimizing hot rolling conditions, oxygen content and heat treatment conditions to solve these problems. In addition to superior hot-workability of this alloy, reheating the alloy at elevated temperature higher than its  $\beta$ -Transus enables us to manufacture hot rolled strip products whose weight amount to several metric tons in a production hot rolling mill for steel products. Although in-plane anisotropy in mechanical properties of uni-directionally hot rolled sheet is enhanced due to development of hot rolling texture (Transverse-texture), in which c-axis of hcp  $\alpha$  phase is accumulated in the width direction of the sheet, in-plane anisotropy was relaxed and sufficient ductility was maintained by optimizing oxygen content. The strip products can be smoothly coiled and recoiled at around room temperature since ductility in the longitudinal direction of the strip is considerably high. Moreover, in-plane anisotropy in mechanical properties was relaxed and superior strength-ductility balance was obtained by 2-step heat treatment, including solution treatment at high temperature in the  $\alpha + \beta$  region, followed by stabilizing heat treatment.

## 1. 緒 言

Ti-6% Al-4% V (%はmass%, 以下, Ti-6Al-4V)を始めとする高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金薄板製品は, 主に, シート熱間圧延(以下, 熱延)またはパック熱延により製造されているが, 生産性が低い上に板厚精度が悪い等の問題がある<sup>1,2)</sup>。熱延ミルを活用して, 一方向熱延板(ストリップ)

製品を高効率に製造可能であれば, これらの問題は解決するが, 高強度 $\alpha + \beta$ 型チタン合金ストリップは工業規模ではほとんど生産されていない。その理由は, 以下に示す3つの課題に起因する。

- ① 熱間加工性が十分でなく(高熱間変形抵抗, 低熱間延性), 広幅材や薄手材の圧延が困難。
- ② 一方向熱延により熱延集合組織(T(Transverse)-texture:

\* 鉄鋼研究所 チタン・特殊ステンレス研究部 主幹研究員 千葉県富津市新富20-1 〒293-8511

主相である  $\alpha$  相の結晶構造である HCP (Hexagonal closed packed) の (0001) が板幅方向に集積、主に (12  $\bar{1}0$ ) [10  $\bar{1}0$ ] が発達し、板面内材質特性異方性が強くなり、特に板幅方向が高強度・低延性化する。これは、特に、Al や O を含有する高強度  $\alpha + \beta$  合金においては双晶変形が起りにくく、すべり変形が支配的となる<sup>3)</sup>ことに起因する。ここで、主すべり系のすべり方向は底面内に限定されるため、T-texture を有する場合、板幅方向のすべり変形が抑えられ、板幅方向が高強度・低延性化する。

- ③ 冷間でのコイル取扱性（巻戻し性、脱スケール工程通板性、コイル溶接性）が悪く、生産性が低い。

現行のシート熱延材やパック熱延材に比べて、低コストで高品質の高強度  $\alpha + \beta$  型チタン合金薄板の供給を可能とするには、これらの課題を解決し、強力な鉄鋼製造用熱延ミルにてストリップ製品を製造する条件を見出す必要がある。

新日鐵住金(株)は、高強度  $\alpha + \beta$  型合金として、安価汎用元素である Fe および Al 等を合金元素として活用した Super-TIX<sup>®</sup>51AF (Ti-5% Al-1% Fe, 以下、Ti-5Al-1Fe) を開発した<sup>4)</sup>。当合金は熱間加工性を低下させる Al の添加量が Ti-6Al-4V 等に比べ低いため、比較的良好な熱間加工性を有するという利点がある<sup>4,5)</sup>。また、他の高強度  $\alpha + \beta$  型合金と同様に、 $\alpha$  相を固溶強化する O の添加量を調整することにより、強度を制御することが可能であるという特徴を有する<sup>4,5)</sup>。

したがって、熱間加工性の良い当合金において、さらに、最適な熱延前加熱条件を見出すことにより、熱延ストリップ製品を工業的に製造できる可能性がある。また、O は集合組織や材質特性異方性に強く影響を与える<sup>6)</sup>ことから、O 添加量の適正化や最適な熱処理条件を見出すことにより、材質特性異方性を制御できる可能性がある。そこで、特に、熱延条件、O 添加量、熱処理条件に着目して、Ti-5Al-1Fe 熱延ストリップの製造技術を検討した。

## 2. 一方向熱延材の最適製造条件

### 2.1 熱延条件の最適化

Ti-5Al-1Fe-0.16O (0.16% O 添加材) の  $\beta$  変態点 (1010°C) 直上である 1050°C と直下である 950°C に 100mm 厚のスラブをそれぞれ加熱して、4.0mm 厚まで実験室で一方向熱延した。写真 1 に一方向熱延板の板幅端部の外観写真を示す。950°C 加熱熱延材では圧延後段で熱間変形抵抗が急激に増大して板厚低下が困難となり、かつ、最大 10mm 程の深さの板幅端部割れが発生していた (写真 1 (a))。一方、1050°C 加熱熱延材では大きな問題が発生することなく、最終パスまで円滑に熱延することができ、板幅端部割れも深さ 5mm 以下と軽微であった (写真 1 (b))。鉄鋼熱延ミルの圧延可能上限荷重から、当合金を  $\beta$  単相域に加熱し熱延

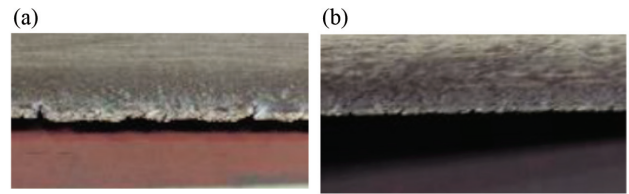


写真 1 一方向熱延板の板幅端部割れに及ぼす熱延前加熱温度の影響

Ti-5Al-1Fe-0.16O (4.0mm 厚)、板厚減少率 96%、スラブ加熱温度：(a) 950°C、(b) 1050°C

Effects of RHT (reheating temperature prior to hot rolling) on appearance of edge cracks in uni-directionally hot rolled sheets

Ti-5Al-1Fe-0.16O (4.0mm in thickness), hot rolling reduction: 96%, RHT: (a) 950°C, (b) 1050°C

すれば、数トン規模で板幅 1m 程度のコイルを安定的に量産することは可能と考えられる。

### 2.2 酸素添加量の検討

Ti-5Al-1Fe の O 添加量を 0.16, 0.26, 0.36% (以下、0.16O, 0.26O, 0.36O) と変化させたスラブ (100mm 厚) を  $\beta$  単相域である 1050°C に加熱して、4.0mm 厚まで一方向熱延した熱延まま材の引張特性 (引張強さ (TS), 全伸び (T-EL)) に及ぼす O 添加量の影響を図 1 に示す。引張試験には、熱延酸洗板より採取した JIS13B の 1/2 寸法試験片 (標点間距離: 25mm, 幅 6.3mm, 板厚 3.9mm) を使用した。0.36O 材の T 方向 (板幅方向) の引張試験では、試験片がくびれを示す前に途中破断したため、[ ] で囲んで区別した。図 1 (a) より、O 添加量によらず、いずれも、L 方向 (板長手方向) に比べ T 方向の方が TS は 150MPa 以上高く、強い強度異方性を示した。また、TS は O 添加量に伴い上昇した。図 1 (b) より、0.16O および 0.26O 材では、L, T 方向とも T-EL は 10% を超えており、延性は良好である一方、0.36O 材では、L 方向は高延性を示したが、T 方向の T-EL は 3.9% と延性は著しく低かった。

T 方向の延性が大きく異なる 0.26O と 0.36O 熱延まま材の (0002) 極点図を図 2 に示す。いずれも、HCP の底面が板幅方向に強く集積した、(12  $\bar{1}0$ ) [10  $\bar{1}0$ ] を主とする T-texture から成るが、板幅方向に平行な (0002) 面のピーク強度は 0.36O 材 (図 2 (b)) の方が高く、0.26O 材 (図 2 (a)) に比べ T-texture の発達が認められる。0.36O 材では、O 含有量が高いため、T-texture が発達したことと、O の固溶強化により T 方向のすべり変形が著しく抑制されたため、延性が低下したと考えられる。以上の結果より、Ti-5Al-1Fe 一方向熱延板において過度の材質特性異方性を生じず、実用十分な強度・延性バランスを得るための O 添加量は 0.26% 以下が望ましい。

### 2.3 実機製造

2.1, 2.2 の検討結果を元に、Ti-5Al-1Fe-0.16O の VAR

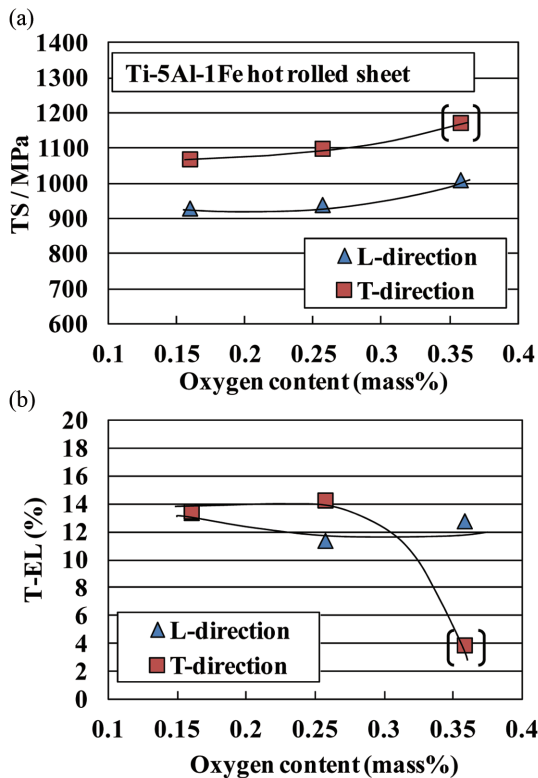


図1 熱延まま材の引張特性に及ぼすO量の影響  
(a) TS: 引張強さ, (b) T-EL: 全伸び, L-direction: L方向, T-direction: T方向, JIS13Bの1/2寸法試験片使用 (標点間距離: 25mm, 幅: 6.3mm, 板厚: 3.9mm)

Effects of oxygen content on tensile properties of as hot rolled sheets

(a) TS: Tensile strength, (b) T-EL: Total elongation, L-direction: Longitudinal direction, T-direction: Transverse direction, JIS 13B half size test specimen was used. (gauge length: 25mm, gauge width: 6.3mm, thickness: 3.9mm)

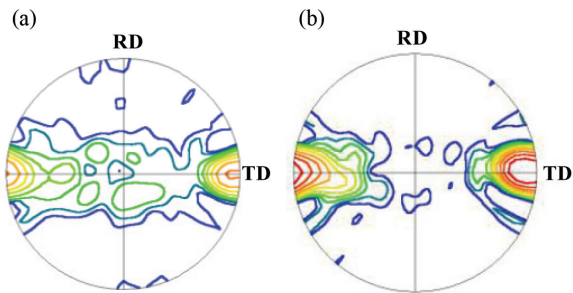


図2 熱延まま材の(0002)極点図

(a) 0.26%O添加材, (b) 0.36%O添加材

RD: 圧延方向, TD: 板幅方向

(0002) pole figures of as hot rolled sheets

(a) 0.26% oxygen added, (b) 0.36% oxygen added (mass%), RD: Rolling direction, TD: Transverse direction

(真空アーク溶解: Vacuum Arc Remelting) 2回溶解 3.7ton インゴットを熱間鍛造して製造したスラブ (断面寸法: 170mm厚×840mm幅) を使用して, 広畑製鉄所熱延ミルにおいて製造試験を行った。スラブ加熱温度は1050℃とし, 3.9mm厚×835mm幅の熱延ストリップを試作したところ, 熱延中の変形抵抗は圧延可能上限荷重よりも十分低



写真2 実機製造した Super-TIX®51AF 熱延ストリップの外観  
3.9mm厚×835mm幅, 3.7tonインゴットより製造

Hot strip product of Super-TIX®51AF manufactured at a production mill

3.9mm in thickness × 835mm in width, manufactured from 3.7ton ingot

く, 板幅端部割れも少なく, 優れた熱延性を示した。また, 冷間でのコイル巻戻しや巻取りの際, コイル取扱性も良好であった。写真2に, 実機製造した Super-TIX®51AF 熱延ストリップの例を示す。現在は, 実機熱延ミルを活用して数トン規模のコイル製品の量産を続けている。

### 3. 一方向熱延材の板面内材質特性異方性

Ti-5Al-1Fe を  $\beta$  単相域に加熱して一方向熱延すると, 図1に示したように, 板面内材質特性異方性は強くなる。これは, 図2に示したように, Ti-5Al-1Fe を一方向熱延することにより, T-texture が発達したためである。この T-texture 発達に起因する板面内材質特性異方性を低減する方法として, 侵入型固溶元素のみで  $\alpha$  相を強化した  $\alpha + \beta$  合金である Ti-Fe-O 系  $\alpha + \beta$  型合金では二つの方法が提案されている。

一つは, 冷間圧延 (以下, 冷延) 可能な Super-TIX®800 (Ti-1Fe-0.35O) で, 冷延率を高くして高温焼鈍することにより, T-texture の主成分方位と大きく異なる, Split-TD タイプの B(Basal)-texture ( $\alpha$  相の (0001) が板の法線方向から 30~35° 程度板幅方向に傾斜した方向に集積, 主に  $(\bar{1}2 \bar{1}4)[10 \bar{1}0]$  を主成分方位とする再結晶粒を生成させ, 焼鈍時間と共に, この再結晶集合組織を発達させる方法である<sup>7)</sup>。もう一つは, 冷延が困難な Super-TIX®1000 (Ti-1.5Fe-0.5O-0.05N) で, 二段階熱処理 (高温  $\alpha + \beta$  域溶体化処理 (ST: solution treatment) + 急冷+低温  $\alpha + \beta$  域安定化処理) を行うプロセスである<sup>9)</sup>。一方向熱延板に  $\beta$  変態点以下で ST を行った後, 適切な温度で安定化処理を行うと, T 方向の延性が改善され, 板面内の材質特性異方性は低下する。これは, ST 時に生成する逆変態  $\beta$  を急冷すると, ランダムな結晶方位を有する微細な針状  $\alpha$  または  $\alpha'$  マルテンサイトが生成し, T-texture の主成分方位を有する初析  $\alpha$  相の影響が弱められるからである。



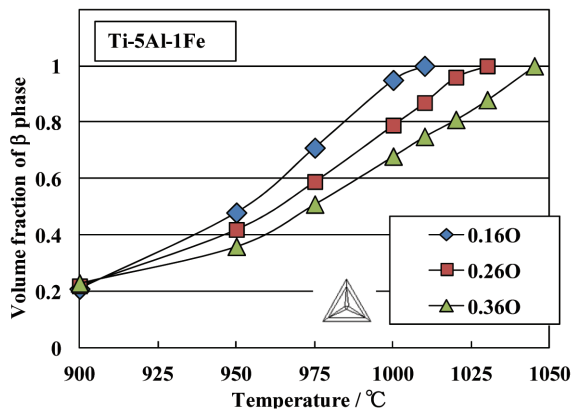


図3 Ti-5Al-1Fe のβ相分率に及ぼす温度、O 量の影響  
ThermoCalc<sup>™</sup> による計算結果, 0.160 : 0.16%O 添加材,  
0.260 : 0.26%O 添加材, 0.360 : 0.36%O 添加材 (mass%)  
Effects of temperature and oxygen content on volume  
fraction of β phase in Ti-5Al-1Fe  
Calculated by ThermoCalc<sup>™</sup>, 0.160: 0.16% oxygen added,  
0.260: 0.26% oxygen added, 0.360: 0.36% oxygen added  
(mass%)

Ti-5Al-1Fe は高冷延率まで冷延可能な強度水準を超えることから、冷延、焼鈍による異方性制御プロセスは適用困難である。そこで、α相の置換型固溶元素であるAlと侵入型固溶元素であるOを両方含むTi-5Al-1Feにおけるこの二段階熱処理プロセスの有効性とO添加量の影響について検討した。二段階熱処理は、975～1025℃、1h保持後水冷によるSTを行った後、700℃、2h保持後空冷による安定化熱処理を行った。Ti-5Al-1Feのβ相分率に及ぼすO添加量および温度の影響をThermoCalc<sup>™</sup>で計算した結果を図3に示す。図3より、β相分率が70～80%程度となる975、1000、1025℃を、それぞれ、0.16O、0.26O、0.36O材のST保持温度とした。

### 3.1 ミクロ組織、引張特性に及ぼす二段階熱処理の影響

二段階熱処理を行った0.16O、0.26O、0.36O材のL断面のミクロ組織を写真3(a)～(c)にそれぞれ示す。いずれも、初析α相と、β相から変態した針状α+β相(以下、変態β相)の混合から成るミクロ組織を呈していた。初析α相の体積分率は約20～30%程度であり、計算状態図より予想された体積分率(図3)とほぼ同等であった。

図4(a)、(b)に、二段階熱処理材の引張特性に及ぼすO量の影響を熱延まま材と比較して示す。この時、二段階熱処理した板の表面を#80まで研磨後採取したJIS13Bの1/2寸法試験片(標点間距離:25mm、幅6.3mm、板厚3.8mm)を引張試験に用いた。引張試験でくびれを示す前に途中破断した場合には[ ]で囲んで区別した。図4(a)より、熱延まま材、二段階熱処理材ともに、L方向に比べT方向の方がTSは高く、強度異方性が見られるが、0.26O材では二段階熱処理によりL方向のTSが上った分、強度異方性の低下が見られた。二段階熱処理した0.36O材のLおよ

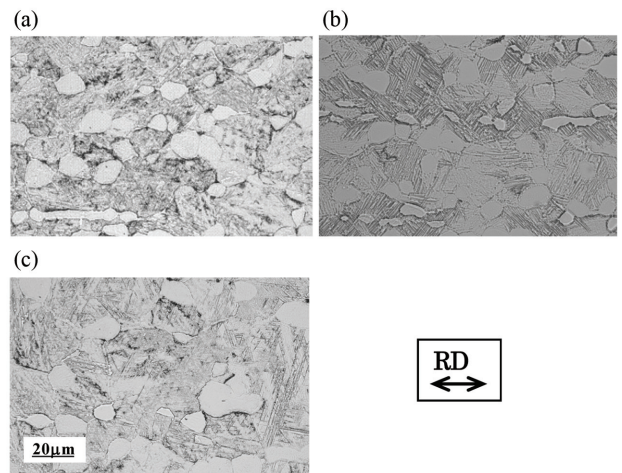


写真3 二段階熱処理材のL断面ミクロ組織  
(a) 0.16%O 添加材, (b) 0.26%O 添加材, (c) 0.36%O 添加材 (mass%), RD : 圧延方向  
Optical micrographs of 2 step heat treated sheets in the longitudinal cross section  
(a) 0.16% oxygen added, (b) 0.26% oxygen added, (c) 0.36% oxygen added (mass%), RD: Rolling direction

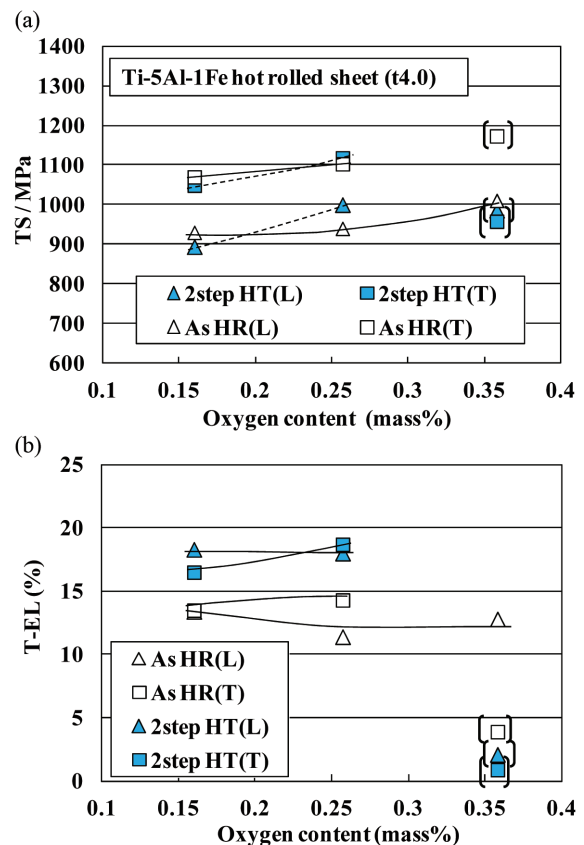


図4 二段階熱処理材の引張特性に及ぼすO量の影響  
(a) TS : 引張強さ, (b) T-EL : 全伸び, As HR : 熱延まま材,  
2step HT : 二段階熱処理材, JIS13Bの1/2寸法試験片使用  
(標点間距離:25mm、幅:6.3mm、板厚:3.8mm)  
Effects of oxygen content on tensile properties of 2-step  
heat treated sheets  
(a) TS: tensile strength, (b) T-EL: total elongation, As HR:  
as hot rolled, 2step HT: 2step heat treated, JIS 13B half  
size specimen was used. (gauge length: 25mm, gauge  
width: 6.3mm, thickness: 3.8mm)

び T 方向を除いて、O 量増加に伴い TS は上昇した。また、図 4 (b) より、二段階熱処理により、0.26% 以下の O 量の場合、L、T 方向ともに T-EL は上昇するが、0.36O 材では、L、T 方向いずれも T-EL は低下した。

図 5 に、熱延まま材および二段階熱処理材の L 方向 (図 5 (a)) および T 方向 (図 5 (b)) の強度・延性バランスを示す。L 方向の強度・延性バランス (図 5 (a)) では、二段階熱処理した 0.26O 材と 0.36O 材を除き、強度の上昇に伴い延性が低下する傾向を示した (図中、丸で囲んだデータ)。例外二点のうち、0.26O 二段階熱処理材は高い強度・延性バランスを示す一方、0.36O 二段階熱処理材では、ほぼ同一強度の 0.26O 二段階熱処理材に比べ著しく低延性であった。T 方向では (図 5 (b)), O 量が 0.26% 以下の場合、熱

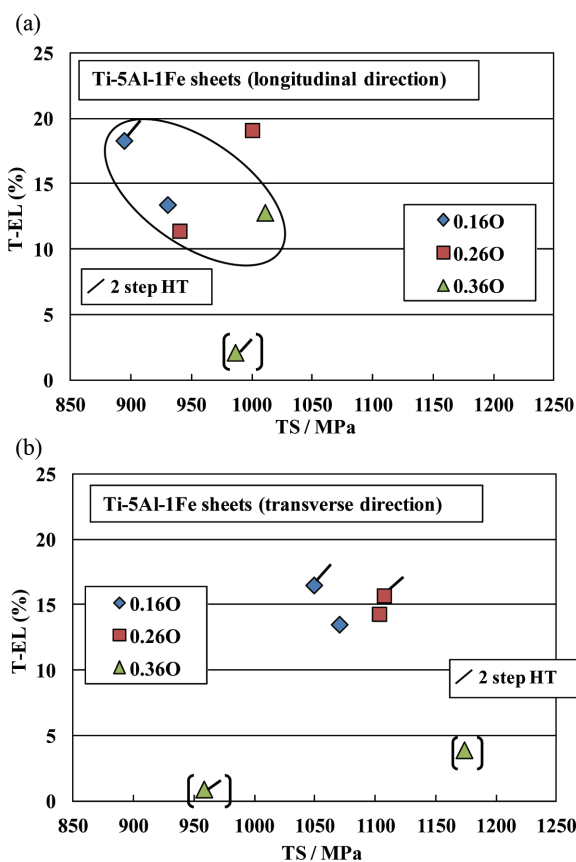


図 5 熱延まま材、二段階熱処理材の強度・延性バランスに及ぼす O 添加量の影響

TS: 引張強さ, T-EL: 全伸び, 0.16O: 0.16%O 添加材, 0.26O: 0.26%O 添加材, 0.36O: 0.36%O 添加材 (mass%), JIS13B の 1/2 寸法試験片使用 (標点間距離: 25mm, 幅: 6.3mm, 板厚: 3.9mm (熱延まま), 3.8mm (二段階熱処理))

Effects of oxygen content on strength-ductility relationship of Ti-5Al-1Fe as hot rolled sheets and 2-step heat treated sheets

(a) L-direction: Longitudinal direction, (b) T-direction: Transverse direction, TS: Tensile strength, T-EL: Total elongation, 0.16O: 0.16% oxygen added, 0.26O: 0.26% oxygen added, 0.36O: 0.36% oxygen added (mass%), JIS13B half size specimen was used. (gauge length: 25mm, width: 6.3mm, thickness: 3.9mm (as hot rolled), 3.8mm (2 step heat treated))

延まま材、二段階熱処理材はいずれも高い延性を示したが、0.36O 材では熱延まま材、二段階熱処理材ともに延性は低かった。特に、0.36O の二段階熱処理材では、T-EL に加え TS も著しく低かった。

### 3.2 溶体化処理時の各相中の添加元素濃度と二段階熱処理後の微小硬さ

0.16O, 0.26O, 0.36O 材における各 ST 温度での  $\beta$  相分率と、 $\alpha$  相および  $\beta$  相中の O, Al, Fe の含有量を ThermoCalc<sup>™</sup> で計算した結果を表 1 に示す。 $\alpha$ ,  $\beta$  相中の Al, Fe 濃度はいずれの合金においてもほとんど変わらないが、初析  $\alpha$  相中の O 含有量は 0.36O 材では 0.81% と著しく高くなる。したがって、0.36O 材を二段階熱処理した場合、O の固溶強化により初析  $\alpha$  相は著しく硬くなると考えられる。

そこで、二段階熱処理材の初析  $\alpha$  相と変態  $\beta$  相のマイクロビッカース硬さ (HV0.025 (押込み荷重 25gf)) の比較を行った。その結果を O 添加量により整理して、図 6 (a), (b) にそれぞれ示す。初析  $\alpha$  相 (図 6 (a)) と変態  $\beta$  相 (図 6 (b)) のマイクロビッカース硬さは、いずれも O 添加量に伴いほぼ直線的に上昇しており、計算状態図により予想された通り、固溶 O 量増加に伴い高くなったと考えられる。特に、0.36O 材では、初析  $\alpha$  相のマイクロビッカース硬さは 460 (L 断面), 430 (T 断面) と高い値を示した (図 5 (a))。したがって、0.36O 材の初析  $\alpha$  相は高い固溶 O 量に伴い硬度が高いため、著しい延性低下が起ったと考えられる。

なお、初析  $\alpha$  相では L 断面硬さが T 断面硬さよりも高くなっていった (図 6 (a)) が、変態  $\beta$  相では両者はほぼ同等であった (図 6 (b))。これは、初析  $\alpha$  相では一方向熱延まま材の異方性が維持されたが、変態  $\beta$  相では結晶方位のランダム化 (あるいは方位分散) が起り、材質特性異方性が低下したためと考えられ、材質特性異方性を緩和させるという二段階熱処理の目的が狙い通りに達成されたことを示唆している。

表 1 Ti-5Al-1Fe の溶体化処理温度における  $\beta$  相の体積分率と各相中の添加元素の含有量に及ぼす O 量の影響  
ThermoCalc<sup>™</sup> による計算結果, 0.16O: 0.16%O 添加材, 0.26O: 0.26%O 添加材, 0.36O: 0.36%O 添加材 (mass%)

Effects of oxygen content on volume fraction of  $\beta$  phase at solution treatment temperature and chemical composition of alloying elements in  $\alpha$  and  $\beta$  phase  
Calculated by Thermo Calc<sup>™</sup>, 0.16O: 0.16% oxygen added, 0.26O: 0.26% oxygen added, 0.36O: 0.36% oxygen added (mass%)

No.	ST temp. (°C)	V <sub>f</sub> of $\beta$ phase (%)	mass% in $\alpha$ phase			mass% in $\beta$ phase		
			O	Al	Fe	O	Al	Fe
0.16O	975	71.1	0.340	5.81	0.016	0.099	4.73	1.33
0.26O	1000	79.5	0.575	5.74	0.013	0.175	4.80	1.27
0.36O	1025	83.9	0.810	5.65	0.011	0.256	4.85	1.23

ST: Solution treatment. V<sub>f</sub>: Volume fraction

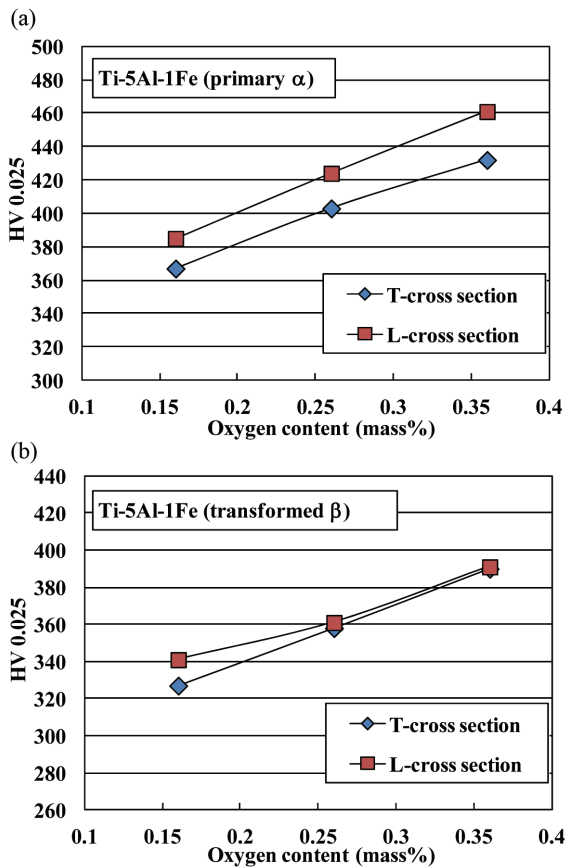


図6 初析 $\alpha$ 相、変態 $\beta$ 相のマイクロビッカース硬さに及ぼすO量の影響  
(a) 初析 $\alpha$ 相, (b) 変態 $\beta$ 相, L-cross section : L断面, T-cross section : T断面

Effects of oxygen content on micro-Vicker's hardness number of primary  $\alpha$  phase and transformed  $\beta$  phase  
(a) Primary  $\alpha$  phase, (b) Transformed  $\beta$  phase, L-cross section: Longitudinal cross section, T-cross section: Transverse cross section

### 3.3 二段階熱処理材の集合組織と結晶方位マップ

図7に、0.26O (図7(a)), 0.36O (図7(b)) 二段階熱処理材の(0002)極点図を示す。熱延まま材の0002極点図(図2(a), (b))と比べると、T-textureの主成分方位を示すTD(板幅方向,  $(12\bar{1}0)[10\bar{1}0]$ が主)への集積が弱まっていることに加え、RD(圧延方向,  $(0001)[10\bar{1}0]$ が主)やSplit-RD方位( $(\bar{1}2\bar{1}8)[4\bar{1}43]$ が主)などへの集積も認められた。これは、二段階熱処理により集積方位が分散されたことを示している。

図8(a), (b)に、図7(a), (b)の(0002)極点図を得た領域の一部を抜粋した結晶方位マップ(OIM: Orientation image map)をそれぞれ示す。変態 $\beta$ 相は、T-textureの主成分方位と異なる比較的ランダムな結晶方位を有するコロニーを形成していた。その結果、変態 $\beta$ 相を含まない熱延まま材に比べ、T-textureが弱まったと考えられる。また、これらコロニーの大きさは数 $\mu\text{m}$ 程度と、粒径で10 $\mu\text{m}$ 程度かそれ以上の初析 $\alpha$ 相等に比べ微細であった。二段階熱処理材が高い強度を示したのは、この組織微細化によると

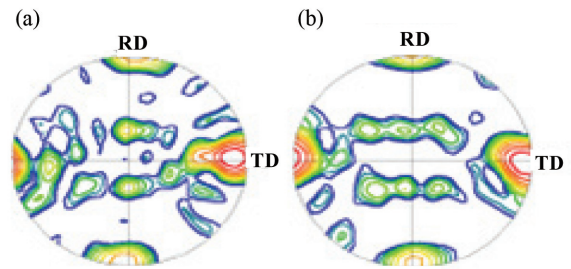


図7 二段階熱処理材の(0002)極点図  
(a) 0.26%O添加材, (b) 0.36%O添加材 (mass%), RD: 圧延方向, TD: 板幅方向  
(0002) pole figures of 2-step heat treated sheets  
(a) 0.26% oxygen added, (b) 0.36% oxygen added (mass%)  
RD: Rolling direction, TD: Transverse direction

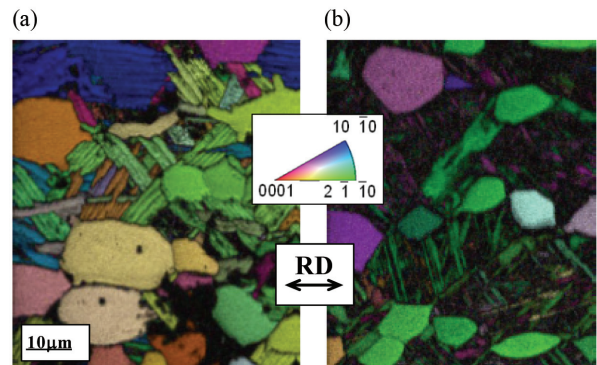


図8 二段階熱処理材の結晶方位マップ  
(a) 0.26%O添加材, (b) 0.36%O添加材 (mass%), RD: 圧延方向  
Orientation image maps of 2-step heat treated sheets  
(a) 0.26% oxygen added, (b) 0.36% oxygen added (mass%), RD: Rolling direction

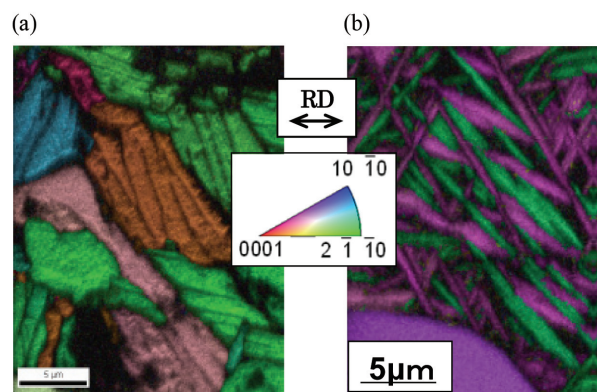


図9 二段階熱処理材の針状組織部の結晶方位マップ  
(a) 0.26%O添加材, (b) 0.36%O添加材 (mass%), RD: 圧延方向  
Orientation image maps of transformed  $\beta$  region in 2-step heat treated sheets  
(a) 0.26% oxygen added, (b) 0.36% oxygen added (mass%)  
RD: Rolling direction

考えられる。

図8(a), (b)の変態 $\beta$ 相の部分拡大したOIMを図9(a), (b)にそれぞれ示す。0.26O材に比べ、0.36O材では、極めて微細なコロニーが形成されていた。0.26O材のコロ



ニーの大きさは  $10\mu\text{m}$  程度、ラスの幅は  $2\sim 3\mu\text{m}$  程度と比較的大きく (図9 (a)), かつ, O 濃度は著しい強度上昇をもたらす程は高くなく (表1), 塑性変形能は高いと考えられるため, 相対的に延性が高かった可能性がある。一方, 0.36O 材では, 高O含有によるすべり変形の抑制に加え, ラスの幅は  $0.5\sim 1\mu\text{m}$  程度と, 組織の著しい微細化 (図9 (b)) による高強度化に伴い, L, T 方向いずれも延性が著しく低下したと考えられる。このように, 二段階熱処理により, 0.36% O 材では, L, T 方向ともに著しく低延性となったが, 0.26% O 材では, 板面内材質特性異方性を減少させると共に, L, T 方向ともに熱延まま材同等以上の高強度を維持しつつ, さらに高い延性が得られた。

#### 4. 結 言

$\alpha + \beta$  型チタン合金 Super-TiX<sup>®</sup>51AF (Ti-5Al-1Fe) 熱延ストリップの製造技術を検討し, 以下の結果を得た。

- (1) Ti-5Al-1Fe を  $\beta$  単相域に加熱して熱延すると,  $\alpha + \beta$  域加熱熱延板に発生した板幅端部割れは抑えられ, 熱間変形抵抗も低下した。熱延板は材質特性異方性を示し 0.36% O 材では T 方向の延性が低下したが, O 量が 0.26% 以下の場合, 過度の異方性は発現せず, L, T 方向共に高延性であった。これら実験室検討結果に基づき, 加熱温度を  $\beta$  単相域の  $1050^\circ\text{C}$  として, 実機熱延ミルにて, Ti-5Al-1Fe-0.16O のストリップ (VAR 3.7ton インゴットより製造,  $3.9\text{mm}$  厚  $\times$   $835\text{mm}$  幅) の試作を行った結果, 熱延性や冷間でのコイル取扱性などは良好であった。現在, 数トン規模の Ti-5Al-1Fe 熱延スト

リップの量産を継続中である。

- (2) 高温溶体化処理+急冷+安定化熱処理による二段階熱処理を行うと, 0.26% O 材では材質特性異方性を減少させると共に, L, T 方向いずれも高強度, 高延性が得られた。集積方位増加に伴うランダム化および塑性変形能改善と, 組織微細化による高強度化が重畳したためと考えられる。一方, 0.36% O 材では, L, T 方向共に低い延性を示した。初析  $\alpha$  相中の固溶 O 量上昇によるすべり変形の抑制と, 極めて微細な針状組織 (変態  $\beta$  相) の生成による著しい高強度化に起因すると考えられる。

#### 参考文献

- 1) 川上哲, 藤井秀樹: チタンフォーラム第一回講演概要集. ISIJ, 2008, p.22
- 2) 大山英人, 小島壮一郎: チタン材料の新展開概要集. JIM, 2002, p.17
- 3) Williams, J.C., Thompson, M., Rhodes, C.G., Chesnutt, J.C.: Titanium and Titanium Alloys, ed. by Williams, J.C. et al, Vol.1. 1982, p.467
- 4) 藤井秀樹, 高橋一浩: 新日鉄技報, (375), 99 (1999)
- 5) Kawakami, A., Fujii, H., Takahashi, K., Yamashita, Y., Hirata, T., Oda, T.: Cost-Affordable Titanium Symposium. TMS, 2004, p.201
- 6) Fujii, H.: Materials Science Forum, Vols.426-432, 2003, p.661
- 7) 川上哲, 國枝知徳, 高橋一浩, 藤井秀樹: CAMP-ISIJ. 21, 894 (2008)



川上 哲 Akira KAWAKAMI  
鉄鋼研究所 チタン・特殊ステンレス研究部  
主幹研究員  
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



藤井秀樹 Hideki FUJII  
鉄鋼研究所 チタン・特殊ステンレス研究部長  
工博