次世代航空機用 Ti-4.5%Al-2%Mo-1.6%V-0.5%Fe-0.3%Si-0.03%C 合金のミクロ組織と機械的性質の関係

赤堀 俊和*・新家 光雄**・仲井 正昭**・堤 晴美**
安芸 志郎***・逸見 義男****・村上 昌吾****・大山 英人****

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 61, No. 12 (2011), 711-717

Relationship between microstructures and mechanical properties of Ti-4.5%Al-2%Mo-1.6%V-0.5%Fe-0.3%Si-0.03%C for next-generation aircraft applications

Toshikazu AKAHORI*, Mitsuo NIINOMI**, Masaaki NAKAI**, Harumi TSUTSUMI**
Shiro AKI***, Yoshio ITSUMI****, Shogo MURAKAMI**** and Hideto OYAMA****

The effects of microstructures on the mechanical properties of Ti-4.5Al-2Mo-1.6V-0.5Fe-0.3Si-0.03C (KS Ti-9) were systematically investigated by conducting several heat treatments for next-generation aircraft applications. The mechanical strength of as-received KS Ti-9 exhibits high anisotropy that is derived from the intense texture (T-texture) of the primary α phase. Such high anisotropy is observed in KS Ti-9 annealed at temperatures slightly below β -transus, but it is drastically decreased in KS Ti-9 subjected to an anisotropy controlling treatment. The reduction in the anisotropy for KS Ti-9 is related to the differences in the orientations of the precipitated acicular α phase.

(Received May 12, 2011 Accepted July 19, 2011)

Keywords: $\alpha+\beta$ type titanium alloy, tensile properties, texture, anisotropy

1. 緒 言

Ti-6Al-4V 合金と同程度の強度を有しながら、コイル圧延により薄板製造が可能な $\alpha+\beta$ 型チタン合金である Ti-4.5Al-2Mo-1.6V-0.5Fe-0.3Si-0.03C 合金 (KS Ti-9) が次世代航空機用材料として研究開発されている¹⁾。同合金は Ti-64 薄板の製造工程と比較してバック圧延を必要とせず、極めて簡素で大幅なコスト低減を達成している¹⁾。しかし、熱間圧延後および同熱間圧延後、種々の板厚まで冷間圧延を行った KS Ti-9 において、板材幅方向 (以下、T 方向と称す) と比較して低強度を示す L 方向 (以下、L 方向と称す) における KS Ti-9 の引張強さ、0.2% 耐力および破断伸びは、Ti-64 板材の AMS (Aerospace Material Specification) 規格である AMS 4911L に規定された各特性の下限値を確保していたが、T および L 方向の強度異方性が、熱間および冷間圧延後ともに顕著に現れていた²⁾。これは、スラブを連続圧延機にて厚さ約 4.0mm まで一方向に熱間圧延を行うため、同合金の主相である α 相の c 軸が T 方向に強く配向した集合組織 (T-texture) の形成に起因すると報告されている²⁾。面心立方晶および体心立方晶と比較すると、結晶対称性の低い稠密六方晶を有するチタン (α 相) 単結晶におけるヤング率は、c 軸に平行および垂直方向において、それぞれ約 145 GPa および約 100 GPa と大きく

異なり、結晶方位に大きく依存する³⁾。実際に、航空機部材として同合金薄板材を用いる場合には、曲げ加工等により所定の形状に成形されるため、集合組織に起因した引張強さおよびヤング率の強い異方性により、変形抵抗およびスプリングバック度合が異なることにより、曲げ加工時におけるしわの発生が懸念される。このため、良好な成形性を得るためには同合金の異方性の低減が強く望まれる。

そこで、本研究では、KS Ti-9 に種々の温度で焼なましを行い、力学的特性に及ぼすミクロ組織、特に異方性 (集合組織) の影響について系統的に調査・検討した。また、同結果を踏まえ、異方性低減に有効な熱処理の応用も試みた。

2. 実験方法

2.1 供試材および熱処理

供試材には、直径 840 mm のインゴットを約 1473 K で熱間鍛造後、1223 K で熱間圧延した Ti-4.5Al-2Mo-1.6V-0.5Fe-0.3Si-0.03C 合金 (KS Ti-9) 熱間圧延板材 (板厚: 4.5 mm) を用い、受入れまま材とした。インゴット上部および下部より採取した同合金の化学組成を Table 1 に示す。また、受入れまま材を長さ 50 mm, 幅 15 mm, 厚さ 4.5 mm の試料に機械加工にて切出し、ブランク材とした。

初析 α 相の体積率を変化させた試料を得るために、上記ブ

* 名城大学理工学部 (〒468-8502 愛知県名古屋市中天白区塩釜口1-501)。Faculty of Science and Technology, Meijo University, (1-501 Shiogamaguchi, Tempaku-ku, Nagoya-shi, Aichi 468-8502).

** 東北大学金属材料研究所 (仙台市)。Institute for Materials Research, Tohoku University (Sendai-shi, Miyagi).

*** 東北大学大学院 (仙台市) [現在: 川崎重工工業株式会社]。Graduate Student of Engineering, Tohoku University (Sendai-shi, Miyagi) [Present: Kasasaki Heavy Industries, LTD.]

**** 株式会社神戸製鋼所 (神戸市)。Kobe Steel, LTD. (Kobe, Hyogo).

Table 1 Chemical composition of KS Ti-9 (mass%)

	Al	Mo	V	Fe	Si	O	C	N	Ti
Top	4.28	1.88	1.51	0.49	0.27	0.156	0.003	0.006	Bal.
Bottom	4.82	2.12	1.65	0.48	0.27	0.168	0.003	0.005	Bal.

Fig. 1 Schematic drawing of tensile specimen for KS Ti-9 in mm.

ランク材を 973K から 1248K の温度範囲において真空中にて 3.6ks 保持後、空冷の焼なましを行った（以下、焼なまし材と称す）。また、マイクロ組織の異方性を抑制する熱処理として、真空中にて 1248K で 3.6ks 保持後、水冷の溶体化処理および 973K で 7.2ks 保持後、空冷の焼なましを施した⁴⁾。

2.2 ミクロ組織評価

受入れまま材および焼なまし材のマイクロ組織観察を光学顕微鏡にて行った。マイクロ組織観察用試料には、#1500 までエメリー紙で湿式研磨後、二酸化シリコン懸濁液を用いたバフ研磨により鏡面仕上げを施し、(2%HF+5%HNO₃) 水溶液により室温 (295K) にて約 5.0s 保持の腐食を施した。

受入れまま材および焼なまし材より、一辺 5.0mm で厚さ 3.0mm の試料を機械加工により切出し、#1500 までのエメリー紙で湿式研磨後、同試料の圧延面に対して、X 線回折装置を用いて、極点図の測定を行った。X 線回折では、X 線管球として Cu-K α を用い、管電圧および管電流をそれぞれ 40 kV および 40mA として行った。

受入れまま材および焼なまし材より、一辺 5.0mm で厚さ 3.0mm の試料を機械加工により切出し、#1500 までのエメリー紙で湿式研磨後、二酸化シリコン懸濁液を用いたバフ研磨により鏡面仕上げを施し、電界放射型走査型電子顕微鏡 (FE-SEM) に付随した電子線後方散乱回折 (EBSD) 装置を用いて、結晶方位解析を行った。電子線の加速電圧を 15kV とし、スポットサイズを 80nm として行った。

2.3 引張試験

引張試験では、受入れまま材および焼なまし材より、Fig. 1 に示す標点間距離 13mm の板状引張試験片を機械加工により作製し、同試験片表面に #1500 までのエメリー紙による湿式研磨を施した。引張試験は、容量 19.6kN のインストロン型試験機を用いて、室温 (295K) の大気中で、クロスヘッド速度 8.33×10^{-6} m/s にて行った。荷重の検出には同試験機のロードセルにより測定し、ひずみの検出には標点間部に貼付けたひずみゲージを用いて測定した。また、破断伸びは、試験片標点間にマーキングを施し、それを試験の前後に読取り顕微鏡を用いて測定した。この場合、標点間を示したマーキングから破面までの距離を破断した試験片の双方について測

定し、両者の和を用いて破断伸びを算出した。

2.4 破面観察

引張試験後の破断試験片から、破面を切出し、アセトンによる超音波洗浄後、走査型顕微鏡 (SEM) を用いて観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 焼なまし温度変化に伴う KS Ti-9 のミクロ組織

Fig. 2 に KS Ti-9 の受入れまま材および 973K から 1248K での焼なまし材の光学顕微鏡によるマイクロ組織を示す。なお、本研究では、同図に示すとおり、L 方向と T 方向からなる面を L-T 面、L 方向と板材厚さ方向（以下、S 方向と称す）からなる面を L-S 面、S 方向と T 方向からなる面を S-T 面とそれぞれ定義する。また、Fig. 3 に KS Ti-9 の焼なまし温度と S-T 面における初析 α 相の体積率との関係を示す。Fig. 2 に見られる白色および黒色領域は、それぞれ α 相および β 相である。受入れまま材のマイクロ組織は圧延方向である L 方向に大きく伸展している。S-T 面および L-S 面の初析 α 相の結晶粒の短軸は $1\mu\text{m}$ 程度であり、S-T 面における初析 α 相の体積率は約 65% である (Fig. 3)。焼なまし材のマイクロ組織では、焼なまし温度が上昇するとともに、初析 α 相の形状は球状化し、特に β 変態点 (1236K)⁵⁾ 近傍の 1223K で焼なましした場合では、球状化が最も顕著である。また、1173K から 1223K において焼なましした同合金のマイクロ組織には、初析 α 相とともに、 β 相中に針状 α 相が析出した $\alpha+\beta$ 相が明瞭に確認され、焼なまし温度の上昇とともに針状 α 相の短軸はやや粗大化する。さらに、S-T 面における初析 α 相の体積率は、焼なまし温度の上昇とともに減少し、特に 1173K から 1223K にかけては 35% から 12% へと大きく減少する (Fig. 3)。 β 変態点以上の 1248K での焼なましでは、初析 α 相は消滅し、結晶粒直径が $500\mu\text{m}$ 程度の粗大な旧 β 粒および同粒界に沿った粒界 α 相を呈しており、その内部では針状 α 相が析出した $\alpha+\beta$ 相が明瞭に確認できる。

Fig. 4 に KS Ti-9 の受入れまま材、973K、1223K および 1248K での焼なまし材における圧延面にて測定した α 相の (0002) 極点図を示す。受入れまま材における初析 α 相は、同相の c 軸が T 方向に強く配向した集合組織 (T-texture) を呈している。

Fig. 5 に $\alpha+\beta$ 型チタン合金における熱間圧延温度と形成される集合組織との関係を模式的に示す³⁾。 β 変態点近傍の $\alpha+\beta$ 相域で熱間圧延された $\alpha+\beta$ 型チタン合金では、一般的に上述の T-texture が形成されやすい。これは、 β 相から α 相への同素変態が $\{110\}_{\beta} // \{0002\}_{\alpha}$ 、 $\langle 110 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$ の結晶方位関係 (Burgers 関係) を保ち、その方位関係の中から一つのバリエーション選択をもつ α 相が優先的に析出するためと報告されている^{3),6)}。本合金の熱間圧延は、等軸 α 組織を保つと同時に、操作性を考慮して変形抵抗が減少する β 変態点近傍の

Fig. 2 Optical micrographs of (a) as-received KS Ti-9 and KS Ti-9 annealed at (b) 973 K, (c) 1073 K, (d) 1198 K, (e) 1223 K, and (f) 1248 K.

Fig. 3 Volume fraction of primary α phase of KS Ti-9 as a function of annealing temperature with that of as-received KS Ti-9.

$\alpha+\beta$ 相域である 1223 K で行われているため、同集合組織が形成されたと考えられる。

973 K での焼なまし材の α 相の結晶配向は、受入れまま材のそれと比較して、ほとんど変化はなく、 β 変態点近傍の 1223 K での焼なまし材においても大きな変化は認められない。これは、ミクロ組織の変化にみられるように 1223 K での焼なまし材の初析 α 相の体積率は 12% と受入れまま材のそれに比べて大きく減少することから、同温度での焼なまし後の空冷時に生じる析出 α 相が初析 α 相と同様の結晶配向を呈していることが示唆される。一方、 β 変態点以上の 1248 K での焼なまし材では、受入れまま材とはまったく異なる結晶配向を示す α 相が認められる。Shunli らの報告⁷⁾ によると、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金である Ti-Al-Mo-V-Fe-B 系合金を β 変態点以下で焼なましした場合、その後の冷却により生じる析出 α 相は初析 α 相と同様の結晶配向を呈し、一方、同合金を β 変態点以上で焼なましした場合、その後の冷却により生じる析出 α

Fig. 4 (0002) pole figures on LT plane of (a) as-received KS Ti-9 and KS Ti-9 annealed at (b) 973 K, (c) 1223 K, and (d) 1248 K.

Fig. 5 Schematic drawing of (0002) pole figures and relationship between hot rolling temperature and texture of $\alpha+\beta$ type titanium alloy.

相は、受入れまま材とは異なる結晶配向を呈する集合組織を示すとある。本研究における KS Ti-9 の β 変態点以下での焼なまし材においても集合組織に変化が認められなかったこと

から、 β 相からの冷却過程で生じる析出 α 相が、上述の結晶方位関係を保持しつつ初析 α 相と同様の結晶配向となるバリエーション選択を有し、析出したためと考えられる。また、集合組織に変化が認められた β 変態点以上の1248Kでの焼なまし材では、初析 α 相に起因するバリエーション選択が存在しないため、ランダムな結晶配向を示す析出 α 相が形成されたと考えられる。

3.2 焼なまし温度変化に伴うKS Ti-9の引張特性

Fig. 6にKS Ti-9の焼なまし温度と引張特性との関係を示す。製造プロセス（圧延加工）にて加工ひずみが導入されている受入れまま材のLおよびT方向における引張強さは、焼なまし材のそれよりも高い。また、LおよびT方向の引張強さはそれぞれ約1000MPaおよび1310MPaと、T方向の引張強さはL方向のそれよりも300MPa程度高い値を示し、強い異方性を有している。一方、破断伸びは両方向ともほぼ同値となる。上述のとおり、受入れまま材の初析 α 相のc軸は、T方向に強く配向した集合組織（T-texture）を呈している。この場合、T方向に引張応力を負荷すると、 α 相の底面に平行なすべり方向を持つ（a）転位のせん断応力は、理論上0になるため、（c+a）転位の活動および双晶形成が主な変形機構になると考えられる³⁾。Ti-6.6Al合金の単結晶材における（c+a）転位の臨界分解せん断応力（CRSS）は、（a）転位のそれと比較し室温で2倍程度高い値を示すとされている

Fig. 6 Change in tensile properties of KS Ti-9 as a function of annealing temperature with that of as-received KS Ti-9.

Fig. 7 Relationships between nominal stress and displacement of as-received KS Ti-9 and KS Ti-9 annealed at 973K, 1223K, and 1248K.

ことから、KS Ti-9の受入れまま材におけるT方向の変形には（a）転位の活動できるL方向と比較してより高い応力が必要となる。マイクロ組織の主な構成相である α 相が集合組織を呈しており、多結晶であるが集合組織が顕著に形成している本合金においてTi-6.6Al合金の単結晶材のCRSSの相違が生じると仮定した場合、上述の引張強さおよび0.2%耐力の異方性は、集合組織による変形機構の違いに大きく起因すると考えられるが、今後さらなる調査・検討が必要である。

973Kから1123Kでの焼なまし材のLおよびT方向の引張強さは粒成長および残留ひずみの低減もあり受入れまま材のそれよりも両方向ともに大きく減少するが、各焼なまし材のT方向の引張強さはL方向のそれよりも300MPa程度高い値を示すことから、比較的高い温度での焼なましにおいても上述の集合組織の影響が引張強さにおいて維持されている。また、同焼なまし温度域における破断伸びは焼なまし温度変化に対し、両方向ともほぼ同値を示している。 β 変態点近傍の1223Kで焼なましした場合では、両方向の引張強さの差は200MPa程度まで減少するが、受入れまま材に認められる異方性は β 変態点近傍の温度での焼なましにおいてもやはり維持されている。しかし、 β 変態点以上の1248Kで焼なましした場合では、両方向の引張強さはほぼ同値を示し異方性は大きく減少するが、マイクロ組織が針状 α 組織へと変化したため破断伸びは両方向ともに大きく減少する。焼なまし温度を上昇させた場合に β 変態点を境に引張強さの異方性が大きく減少することから、 β 変態点よりわずかに低い1223Kでの焼なまし材でみられた引張強さの異方性は上述の初析 α 相と同様の結晶配向を示す析出 α 相に起因することが改めて示唆される。よって、 β 変態点以上の1248Kでの焼なまし材では、 β 変態点を越え、旧 β 粒内にランダムな結晶配向を示す針状 α 相が析出した粗大なマイクロ組織へ変化したため、引張強さの異方性および強度が減少したと考えられる。

Fig. 7にKS Ti-9の受入れまま材、973K、1223Kおよび1248Kでの焼なまし材のLおよびT方向における公称応力-変位曲線を示す。受入れまま材のLおよびT方向における弾性率は、それぞれ約100GPaおよび約130GPaであり、顕著な差が認められる。これは、上述の集合組織形成に起因した結晶方位の差異に起因すると考えられる。また、受入れまま材のT方向における不均一伸びはL方向のそれと比較して増

大し、均一伸びは逆に減少している。受入れまま材の T 方向のマクロ破面は局部収縮を伴うカップアンドコーン型の典型的な延性破面を呈していたのに対し、L 方向のそれは引張方向に対し、45° 程度傾斜した破面を呈しており、局部収縮はほぼ認められなかった。上述の引張強さに大きな異方性が認められるのに対し、T 方向の破断伸びがほぼ L 方向のそれと同値を示したのは、T 方向における局部収縮に伴う不均一伸びが L 方向のそれよりも増大するためと考えられる。さらに、T 方向のミクロ破面には、等軸のディンプルが多数観察されたのに対し、L 方向のそれには等軸のディンプルと同時にマクロ破面に平行なファセットが多数認められた。このファセット形成は、特定のすべり面での分離に対応していることが示唆されるため、L 方向では不均一変形をほとんど伴わず破断したと考えられる。

集合組織に変化が認められない β 変態点以下の各焼なまし材においても、上述の受入れまま材にみられた同傾向が認められたが、 β 変態点以上の 1248K での焼なまし材では、両方向ともに、不均一変形をほとんど伴わず破断に至った。また、両方向におけるマクロ破面は起伏が大きく、ミクロ破面には等軸のディンプルおよびファセットが混在していた。

以上のことから、 β 変態点以下での焼なましでは、初析 α 相と同様の結晶配向を呈する析出 α 相の形成により引張強さの異方性改善は困難と考えられる。一方、 β 変態点以上での焼なましでは、集合組織の抑制に伴い同異方性は改善されるが、延性が大きく減少するため、同焼なまし温度では、良好な力学的特性を維持するのは困難であり、適切な熱処理とは言えない。よって、同異方性改善には別の加工熱処理プロセスが必要と言える。単純な熱処理の組合せによる集合組織形成を抑制する方法として、藤井ら⁴⁾にて、溶体化処理と安定化処理を組合せた熱処理プロセスが提案されている。集合組織 (T-texture) を呈する初析 α 相を β 変態点近傍の $\alpha+\beta$ 域で溶体化処理を行うことで、同相の体積率を減少させ、その後の急冷で β 相から変態して生じる微細な析出 α 相あるいはマルテンサイト (α') 相は、初析 α 相とは異なるランダムな結晶配向を示すことと示唆される。この場合、少量の集合組織を呈する初析 α 相およびそれと異なる結晶配向を有する析出 α 相が共存することで、力学的特性の異方性は低減すると考えられる。そこで、次節から、異方性抑制熱処理を施した場合におけるミクロ組織および引張特性に関して述べることにする。

3.3 異方性抑制熱処理を施した KS Ti-9 のミクロ組織

Fig. 8 に異方性抑制熱処理を施した KS Ti-9 の光学顕微鏡によるミクロ組織を示す。本熱処理を施した KS Ti-9 のミクロ組織は球状化した初析 α 相とともに、 β 相中に針状 α 相 (析出 α 相) の析出した $\alpha+\beta$ 相が確認され、同溶体化温度と同じ 1223K 焼なまし材 (Fig. 2) と比較すると、針状 α 相のラス幅はやや減少している。

Fig. 9 および Fig. 10 に本熱処理を施した KS Ti-9 の圧延面にて測定した α 相の (0002) 極点図および同面にて EBSD により測定した初析 α 相および析出 α 相の結晶方位マッピングをそれぞれ示す。圧延面にて測定した α 相の (0002) 極点図では、受入れまま材に認められた T-texture を示す α 相が残存しているものの (Fig. 4)、それとは異なる結晶配向を示す α 相の形成が確認され、受入れまま材とは異なる集合組

Fig. 8 Optical micrograph of KS Ti-9 subjected to anisotropy controlling treatment (ACT).

Fig. 9 (0002) pole figure on LT plane of KS Ti-9 subjected to ACT.

Fig. 10 (a) Image quality map and (b) orientation map of KS Ti-9 subjected to ACT.

織を呈している。EBSD により測定した析出 α 相の結晶配向は初析 α 相のそれとは異なっていることから、Fig. 9 の極点図にて T-texture を示す α 相およびそれとは異なる結晶配向を示す α 相はそれぞれ初析 α 相および析出 α 相に対応すると考えられる。よって、溶体化処理後の急冷により生じた微細な析出 α 相あるいはマルテンサイト相が、その後の焼なまし処理によって針状の析出 α 相へ形態を変えることで、初析 α 相に起因したバリエーション選択を示さないランダムなミクロ組織へ制御可能であることが確認された。

3.4 異方性改善熱処理を施した KS Ti-9 の引張特性

Fig. 11 に異方性改善熱処理を施した KS Ti-9 の引張特性を Fig. 6 で示した受入れまま材および 1223K での焼なまし材の結果とともに示す。異方性改善熱処理を施した KS Ti-9 の L および T 方向の引張強さはそれぞれ約 1070 MPa および約 1150 MPa と、L 方向の引張強さは加工ひずみが導入されている受入れまま材および 1223K 焼なまし材のそれらよりも、60 MPa および 150 MPa 程度それぞれ上昇し、L 方向の引張強さが上昇する。一方、T 方向の引張強さは、受入れまま材のそれよりも逆に 150 MPa 程度減少し、1223K での焼なまし材のそれよりも 30 MPa 程度上昇する。また、同熱処理を施した同合金の T 方向の引張強さは L 方向のそれよりも 85 MPa 程度高い値を示しているが、受入れまま材および異方性がやや減少する 1223K での焼なまし材のそれらと比較するとその差は大きく減少している。よって、同熱処理材の初析 α 相の残存に起因すると考えられる引張強さの異方性は、やや認められるが、本熱処理によりランダムな結晶配向を示す析出 α 相を有するマイクロ組織へ制御することにより引張強さの異方性が改善されることが確認された。一方、T 方向の破断伸びは受入れまま材および 1223K での焼なまし材のそれらとほぼ同値を示すにもかかわらず、L 方向の破断伸びはそれらより 2% 程度減少する。

Fig. 11 Tensile properties of KS Ti-9 subjected to ACT with those of as-received KS Ti-9 and KS Ti-9 annealed at 1223 K.

Fig. 12 Relationships between nominal stress and displacement of KS Ti-9 subjected to ACT with those of as-received KS Ti-9 and KS Ti-9 annealed at 1248 K.

Fig. 12 に異方性改善熱処理を施した KS Ti-9 の L および T 方向における公称応力-変位曲線を Fig. 7 で示した受入れまま材と 1223K での焼なまし材の結果とともに示す。本熱処理を施した KS Ti-9 の L および T 方向における弾性率はそれぞれ約 110 GPa および約 120 GPa であり、受入れまま材のそれらに比べて両方向の差は減少している。また、同熱処理材の両方向における均一伸びは、受入れまま材および 1223K での焼なまし材より減少し、特に、L 方向においてその傾向が顕著に表れている。上述の破断伸びの低下は、この均一伸びの減少によると考えられる。一方、L 方向における不均一伸びは逆に上昇する傾向が認められる。上述の均一および不均一伸びの変化は析出 α 相の結晶配向を含むマイクロ組織に関連していると考えられるため、同変化については、今後、より詳細に調査・検討を行う必要がある。同熱処理材の両方向のマクロ破面は、いずれも局部収縮を伴う破面を呈しており、受入れまま材には認められなかった L 方向においても、それが確認できた。また、両方向のマイクロ破面には等軸状のディンプルが多数観察され、両方向のマイクロおよびマクロ破面には大きな差異は認められなかった。

以上のように、異方性改善熱処理を施した KS Ti-9 の集合組織は受入れまま材とは異なる集合組織を呈しており、L および T 方向における引張強さの異方性改善に有効な手段であるといえる。しかし、L 方向に認められる延性の低下を考慮し、本熱処理を構成する溶体化処理および焼なまし処理条件を最適化させ、さらなる異方性の低減も視野に入れ熱処理プロセスを提案する必要がある。

4. 結 言

KS Ti-9 に種々の温度で焼なましおよび異方性改善熱処理を施し、集合組織および力学的特性における異方性の変化を調査・検討し、以下の結果を得た。

- (1) KS Ti-9 の受入れまま材の初析 α 相は、同相の c 軸が T 方向に強く配向した集合組織 (T-texture) を呈する。
- (2) KS Ti-9 の受入れまま材の T 方向の引張強さは L 方向のそれよりも 300 MPa 程度高い値を示し、強い異方性が認められる。これは、上述の集合組織 (T-texture) に起因する変形機構の違いに起因すると考えられる。
- (3) KS Ti-9 の受入れまま材にみられる引張強さの強い異

方性は、 β 変態点以下の焼なまし材においても認められる。一方、 β 変態点以上の焼なまし材では、種々の結晶配向を呈する析出 α 相が生成するため、引張強さの異方性が大きく減少するが、LおよびT方向の破断伸びも減少する。

(4) 異方性改善熱処理を施したKS Ti-9の集合組織では、受入れまま材のそれとは異なり、ランダムな結晶配向を呈する析出 α 相が確認される。これに伴い、受入れまま材に認められる引張強さの強い異方性は大きく減少するが、L方向の破断伸びがやや減少するため、同熱処理条件を最適化させ同特性を改善する必要がある。

謝 辞

財団法人素形材センター次世代材料研究室、文部科学省グローバルCOEプログラム「材料インテグレーション国際教育研究拠点（東北大学）」、東北大学金属材料研究所金属ガラス

総合研究センター共同研究、同大学同研究所研究部共同研究、財団法人軽金属奨学会教育研究資金からの助成を受けて行われた。ここに謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 大山英人, 小野公輔: 金属, **73** (2003), 425-429.
- 2) 逸見義男, 大山英人: R&D 神戸製鋼技報, **59**, No. 1 (2009), 81-84.
- 3) G. Lutjering: Titanium, Springer, (2003), 14-17.
- 4) H. Fujii: Materials Science Forum, 426-432 (2003), 661-666.
- 5) 大山英人, 小島壮一郎, 木田貴信: R&D 神戸製鋼技報, **49**, No. 3 (1999), 53-56.
- 6) 藤井秀樹, 高橋一浩, 森 健一, 川上 哲, 國枝知徳, 大塚広明: まてりあ, **48** (2009), 547-554.
- 7) S. Shang, J. Shen and X. Wang: Mater. Sci. Eng., A326 (2002), 253.