

Ti-6Al-4V合金の組織と機械的性質 －引張方向，ひずみ速度，熱処理の影響－

菊竹 孝文*¹ 内野 正和*¹

Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Alloy

- Effects of Tensile Direction, Strain Rate and Heat Treatment -

Takafumi Kikutake, Masakazu Uchino

航空機部品としてよく用いられるTi-6Al-4Vを対象として，市販材の組織を詳細に解析した。また，引張試験を実施し，引張方向，引張ひずみ速度，大気熱処理条件等の影響について調査した。結果は，圧延方向に引張試験をした場合及び引張ひずみ速度が高い場合に引張強度が高くなることを示した。また，時効温度が高くなるにつれて，400℃をピークに引張強度が増加し，500℃では低下した。一方，時効温度が400℃までは降伏点が見られなかったのに対し，500℃の場合に明瞭に降伏点が発現した。

1 はじめに

機械電子研究所では，県内企業の航空機産業参入のための技術データベースを作成している。航空機部品には純チタンやチタン合金が多く用いられている。一般的に，強度特性はひずみ速度と温度環境に依存することが報告されている¹⁻³⁾。これまで，加熱炉及びデジタル画像相関法（DIC）⁴⁾を組み合わせた手法を用いてTi-6Al-4V合金について調査してきた⁵⁾。前報⁵⁾にて，室温から250℃までの加熱を伴う引張試験計測を実施し，ひずみ速度と温度環境をパラメータとした応力－ひずみ曲線を取得した。ここで，最大試験温度の250℃においては，ひずみ速度依存性が見られなかった。本報では原因究明のため，まず市販材（以下，受入まま材という）の組織を詳細に解析する。次に，引張方向，引張ひずみ速度，熱処理条件等の影響について詳細に調査する。

2 実験方法

2-1 供試材及び引張試験片

供試材は，市販の板厚が1.0 mmのTi-6Al-4V合金を用いた。試験片形状はJIS 13B号とし，平行部の長さ70 mm，幅12.5 mm，厚み1 mmとした。試験片は，ワイヤー放電加工により作製した。試験片は，圧延方向に対して引張方向が平行になる向きを圧延方向（RD），RD方向に垂直な板幅方向（TD）とし，2種類を採取した。引張試験は，各条件で3本（一部2本）実施した。

2-2 組織解析

断面を湿式研磨及びイオンミリング（CP:クロスセクション ポリッシャー）したRD断面試料を作成し，FE-SEM（JSM-7001F）による組織観察を行った。

結晶相の同定にはX線回折（D8 DISCOVER）による θ - 2θ 法を用いた。X線管球は銅を用いた。

相比及び結晶塑性ひずみの評価には，EBSD解析における相マップ及びKAMマップ（0～4°）を用いた。解析データには，信頼性指数（CI値）0.1以上のものを使用した。

2-3 引張試験

引張試験は，DIC法⁴⁾を用いた。図1にデジタルカメラで撮影した試料表面の画像を示す。本手法は試料表面に白と黒のスプレーでランダム模様を着け，この模様を基に表面の変位分布を計測する手法である⁵⁾。

図2に計測時の様子を示す。前報⁵⁾では加熱しながら測定を行ったが，装置の仕様上，温度上限があることに加え，長時間の加熱も困難である。そこで本報では，加熱による影響を明らかにするため，引張試験前の試料に長時間の熱処理を実施した。ひずみ速度は，0.01～1.0 mm/sとした。試験温度は室温とした。

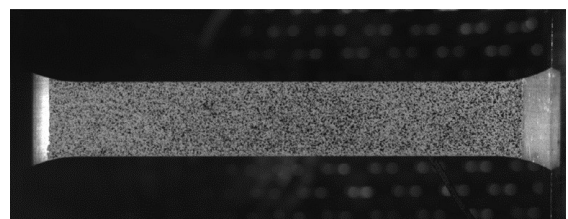


図1 試験片のデジタル画像

*1 機械電子研究所



図2 DICによる計測の様子

2-4 熱処理

図3に熱処理炉の模式図を示す。雰囲気は大気中、温度は250～500℃、均熱時間は10及び100時間とした。試験片を引張試験片に加工後、試験片同士が重ならない様に並べた。シース熱電対を用いて試験片の温度を直接測定した。

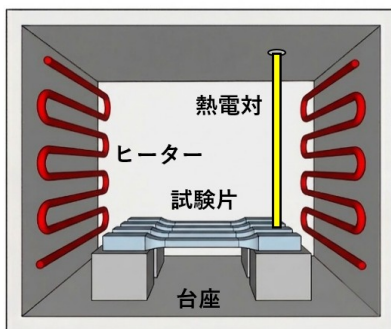


図3 熱処理炉の外観及び模式図

3 結果

3-1 受入まま材の組織解析

図4(a)に受入まま材の断面組織を示す。受入まま材は、2相組織であった。また灰色を示す組織が多く、白色を示す組織が少なかった。ここで、縦方向の白い線はCP加工に伴うカーテニングと呼ばれる現象の痕跡と考えられる。図4(b)に(a)を拡大した断面組織を示す。組織に析出物や微細な結晶相は観察されなかった。図5に受入まま材のX線回折測定結果を示す。受入まま材は、主にhcp構造の α 相及びbcc構造の β 相の組織で構成されていた。

EBSD解析では構成相の結晶構造データを用いて方位解析するため、XRD測定の結果を用いてEBSD解析を実施した。図6(a)は相マップを示す。 α 相が多く、 β 相

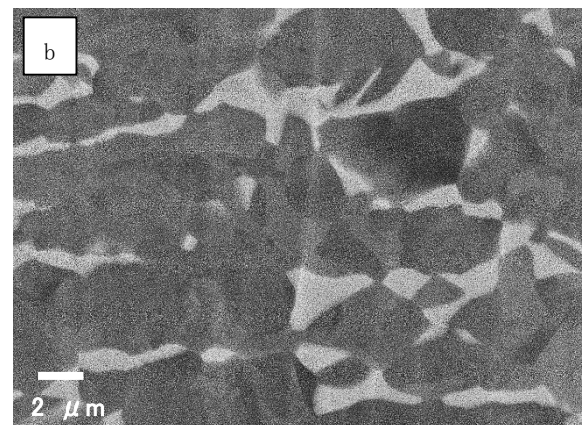
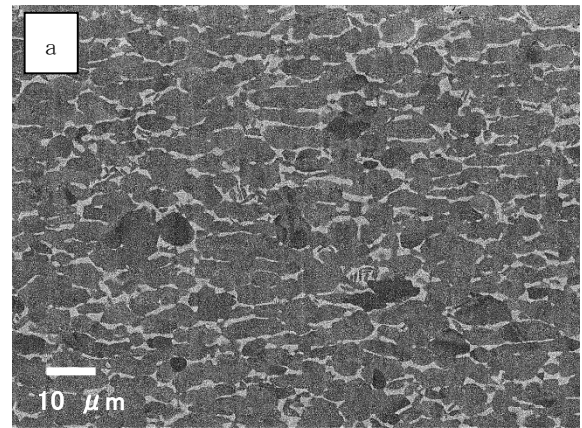


図4 受入まま材の組織観察結果. (a)1,000倍の観察結果, (b)5,000倍の観察結果.

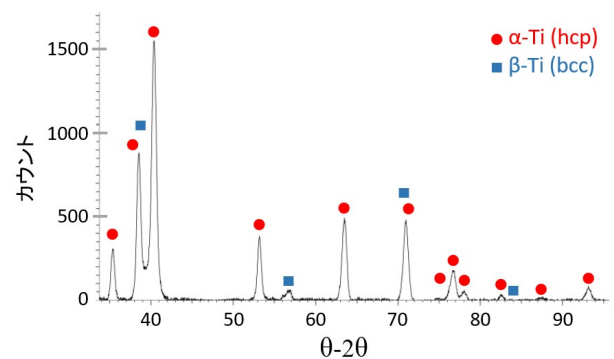


図5 受入まま材のX線回折結果

が少なかった。よって、SEM観察における灰色の相が α 相、白色の相が β 相に対応することがわかった。また、 β 相は α 相よりも結晶粒径が細かく、CI値が0.1未満の信頼性が低いピクセル(図中の黒い領域)が多く見られた。図6(b)にKAMマップ(0～4°)を示す。KAMマップにおいて、 α 相における塑性ひずみは線状及び点状に分布していた。相マップと同様に、 β 相はCI値が低いため、全体的に黒く表示された。よって、本試験ではKAMマップによる β 相の評価は困難であった。

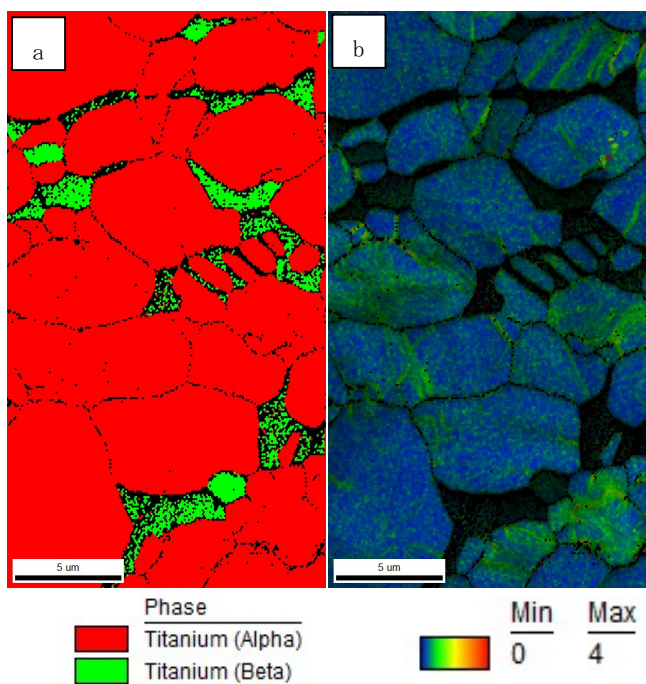


図6 受入まま材のEBSD解析結果(CI>0.1).

(a)相マップ, (b) IQ+KAMマップ.

3-2 引張試験

図7に受入まま材及び250℃・10h熱処理材の引張試験結果を示す。TD方向において、受入まま材及び熱処理材のどちらも、ひずみ速度が増加するにつれて引張強さが上昇した。また、0.1 mm/secにおいて、TD方向とRD方向では、受入まま材及び熱処理材のどちらもRD方向の引張強度高かった。TD方向の受入まま材よりも、RD方向の熱処理材は80 MPa以上も高い引張強さを示した。

次に、熱処理温度と時間の影響を調査するため、受

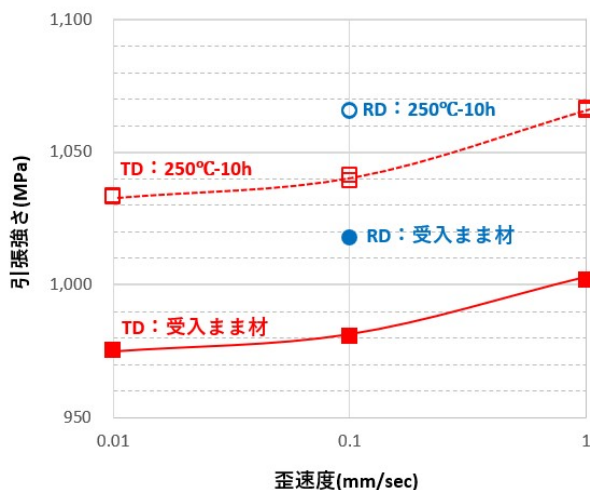


図7 引張試験結果(受け入れまま材及び250℃・10hの熱処理材)

入まま材を時効温度250～500℃、時効時間10h、100hで時効処理をした(一般的に、長時間の熱処理を施し、強度を上昇させる処理を時効熱処理と呼ぶため、以後、本熱処理を“時効”と表記する)。時効熱処理材の引張試験結果を図8に示す。時効温度が高くなるにつれて、また時効時間が長くなるにつれて強度が上昇した。400℃の時効熱処理が最大の引張強度を示し、室温の引張強度より100 MPa以上も高い値を示した。しかしながら、500℃の時効熱処理においては、400℃よりも40 MPa程度低い引張強度を示した。

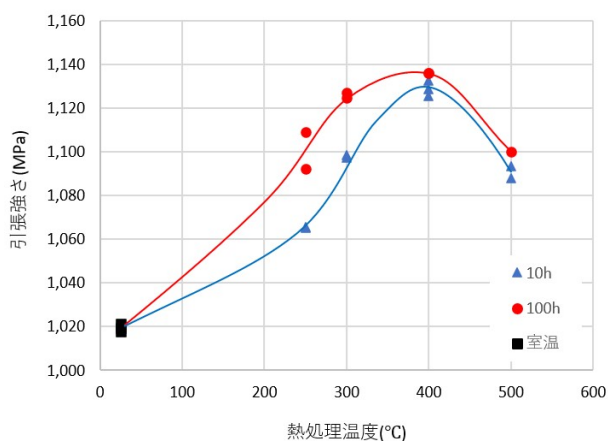


図8 時効熱処理した引張試験結果

図9に時効熱処理無し、時効温度が400℃及び500℃、時効時間が10h、100hにおける応力-ひずみ曲線を示す。500℃の時効熱処理材の強度は400℃のものより低下したが、ひずみは時効時間が10hの場合に、大きい値を示した。また、400℃以下で時効熱処理をした場合の変形は、降伏点が見られなかったのに対し、500℃では10h及び100hの双方で明瞭な降伏点が発現した。

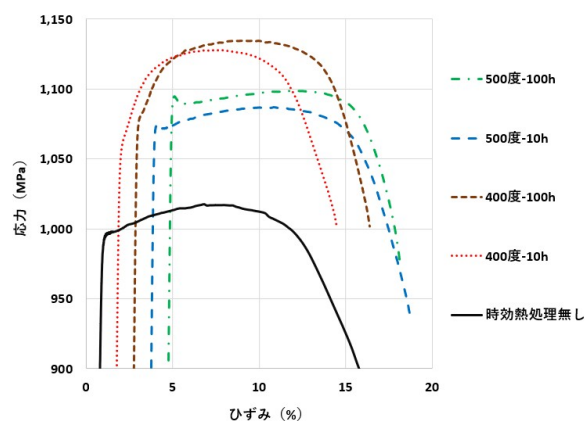


図9 時効熱処理材の応力-ひずみ曲線
(各曲線はひずみを1%ずつオフセットして表示)

4 考察

今回、250 °Cの時効熱処理において、ひずみ速度 0.01~1.00 mm/sの全域で同程度の強度上昇が見られた(図7)。前報⁵⁾では、250 °Cでの加熱を伴う引張試験においては、ひずみ速度依存性は見られなかったことを報告した。この要因は、ひずみ速度が小さい方がより長時間加熱されるため、高ひずみ速度条件に比べて強度上昇が高かったためと推察される。その結果、ひずみ速度が高い場合と同等の引張強さが得られたと考えられる。

$\alpha + \beta$ 型や β 型チタン合金の時効熱処理において、高温時効(600°C近傍)と低温時効(400°C以下)があることが報告されている⁶⁾。 β 相から高温時効では微細 α 相が析出し、低温時効では ω 相などの準安定相が析出することが確認されている⁶⁾。また、八木等は Ti-6Al-4V 合金の低温時効による ω 相の析出を報告している⁷⁾。図8の引張試験結果は、八木等の硬さ試験結果⁷⁾に近い時効曲線を示した。 ω 相は、低温時効によって、 β 相から α 相へ変態する際に生じる遷移相であり⁸⁾、図8の結果においても ω 相の生成が強度に寄与したことが十分に考えられる。しかしながら、 ω 相は硬度が高いものの脆化相であるため、工業的に避けるべきであることも指摘されている⁸⁾。本結果から、250 °Cにおける時効硬化が認められたことから、250 °C程度の比較的低温環境であっても、脆化に注意が必要であることが示唆された。しかしながら、 ω 相は遷移相であるため、長時間または高温の使用環境では ω 相が α 相に変化し、延性及びじん性が改善する⁶⁾。

図9において、500 °Cの時効熱処理において降伏点が発現した。図8より、500 °Cの時効温度は強度の最大値を過ぎており、微細 α 相の時効温度域⁶⁾である。笹野等は、純チタン(α 相)における、300~500 °Cの時効熱処理を実施し、ひずみ時効による降伏現象が発現することを示した⁹⁾。また、笹野等は、置換型元素及び酸素の濃度増加によって降伏現象が顕著になることを報告している⁹⁾。本合金の主要元素である Al は α 相、V は β 相に多く分配される¹⁰⁾ため、 β 相から生成した微細 α 相の V 濃度は比較的高くなることが推察される。V 濃度の上昇によって、降伏点 が明瞭に現れたことが考えられる。また、図6(b)で示した受入まま材においても、 α 相に塑性ひずみが観察されていることに加え、大気中における熱処理であった点も降伏点が発

現する要因と考えられる。これらの強度特性を正確に把握するためには、真空や不活性ガス雰囲気中で熱処理を実施し、詳細な組織解析が必要である。

5 まとめ

Ti-6Al-4V に熱処理を施し引張試験を実施した。前報⁵⁾における250 °Cでの高温引張試験において、ひずみ速度依存性が見られなかったのは、加熱に伴う時効硬化による影響であると考えられる。加えて、本試験により下記の知見が得られた。

- ・TD及びRD方向に引張試験をした結果、RD方向の引張強度が高かった。
- ・ひずみ速度の上昇に伴い、引張強度が増加した。
- ・時効熱処理温度において、400 °Cまで温度が上昇するにつれて引張強度が高くなり、500 °Cで低下した。
- ・時効時間が10時間より100時間の引張強度が高くなった。
- ・500 °Cの時効熱処理では、明瞭な降伏点が発現した。

6 文献

- 1) 稲垣 育宏, 武智 勉, 白井 善久, 有安 望: 新日鉄住 金技報, 396号, pp.23-28 (2013)
- 2) 守谷 英明, 長井 寿, 河部 義邦, 岡田 厚正: 鉄と鋼, 82巻, 10号, pp.78-82 (1996)
- 3) 小川 鉄也, 野島 武敏: 材料, 37 巻, 421 号, pp.41-47 (1988)
- 4) M. A. Sutton, S. R. McNeill, J. D. Helen, and Y. J. Chao: Photomechanics Topics in Applied Physics, Springer-Verlag, vol.77, pp.323-372 (2000)
- 5) 内野 正和, 山田 圭一: 福岡県工業技術センター研究報告, 32号, pp.51-54 (2022)
- 6) 新家 光雄等: チタンの基礎と応用, pp. 60-62, 内田老鶴圃(2023)
- 7) 八木 芳郎等: 日本金属学会誌, 26巻, 9号, pp.601-606 (1962)
- 8) 木村 啓造: 鉄と鋼, 72巻, 1号, pp.113-122 (1985)
- 9) 笹野 久興, 花木 道夫, 木村 啓造: 日本金属学会誌, 41巻, 9号, pp.927-933 (1977)
- 10) 小松 伸也: 軽金属, 41巻, 5号, pp.344-352 (1991)