

Ti-6Al-2Sn-2Mo-2Zr-2Cr-Si 合金の破壊特性に 及ぼすミクロ組織の影響

新家 光雄*・福永 啓一*・戸野 源三*²・小池 淳一*³・ダニエル・エイロン*⁴・藤城 四郎*⁵

Effect of Microstructure on Fracture Characteristics of Ti-6Al-2Sn-2Mo-2Zr-2Cr-Si Alloy

Mitsuo NIINOMI, Kei-ichi FUKUNAGA, Genzo TONO, Junichi KOIKE, Daniel EYLON and Shiro FUJISHIRO

Synopsis : Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si (Ti-62222S) is highly expected to be widely used for structural aircraft materials because Ti-62222S shows both characteristics of α type alloys with excellent high temperature strength and creep resistance, and $\alpha+\beta$ type alloys with high fracture toughness and high strength. The intermetallics, Ti_3Al , and silicides, precipitated in Ti-62222S during aging treatments decrease the strength and fracture toughness. However, the effect of each intermetallics on fracture characteristics of Ti-62222S is not yet clearly understood. Therefore, the fracture characteristics of Ti-62222S with only Ti_3Al or only silicides precipitated by aging treatment were investigated with relating the matrix microstructure.

0.2% proof stress, tensile strength and elongation of the as-received material are much better than those of the aged materials. 0.2% proof stress and tensile strength of the material with only Ti_3Al precipitated by aging treatment are better than those of the material with only silicides precipitated by aging treatment, while elongation of the material with only silicides is better than that of the material with only Ti_3Al . Static fracture toughness of the material with only silicides is better than that of the material with only Ti_3Al . The intergranular fracture appears in the material with only Ti_3Al . Coarsening of Widmanstätten α structure and increasing ductility of β phase during aging is considered to be effective for increasing static fracture toughness.

Key words: Ti-62222S; microstructure; tensile properties; fracture toughness; Ti_3Al ; silicide.

1. 緒言

航空機材料には、アルミニウム合金、鉄鋼材料、チタン合金および複合材料などが使用されている。中でも、チタン合金は、比強度に優れ、耐食性および疲労特性などにも優れることから注目され、航空機用チタン合金の開発で、高温強度および耐クリープ特性に優れる α 型合金ならびに高靱性および高強度を有する $\alpha+\beta$ 型合金の特性を組合せたチタン合金として、Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-Si (Ti-62222S)合金が1970年代初めRMI Titanium社で開発された¹⁻³⁾。Ti-62222S合金は、Ti-6Al-4V合金よりも、高強度、高弾性率、高靱性および優れた損傷許容特性を有する⁴⁻⁷⁾。しかし、Ti-62222S合金では、特定の熱処理により、金属間化合物である Ti_3Al あるいはシリサイド(Silicide)が析出し、靱性および強度を低下させることが報告されている⁸⁾。それらは、 Ti_3Al およびSilicideが同時に析出した場合の報告であり、いずれの金属間化合物がより靱性および強度に影響するかは良く理解されておらず⁹⁾、それらの析出量が増加した場合の同特性への影響も検討されていない。

そこで、本研究では、Ti-62222S合金について、金属間化合物である Ti_3Al およびSilicideをそれぞれ単独で析出させる時効処理⁹⁾を種々の時間施し、引張試験および静的破壊靱性試験を行い、破壊特性に及ぼすミクロ組織の影響について比較検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および時効処理

供試材には、厚さ約38mmのTi-62222S合金圧延材を用いた。供試材の化学組成をTable 1に示す。供試材には、Fig. 1(a)に示す β 溶体化処理、 $\alpha-\beta$ 安定化処理および時効処理の3段階の熱処理(1261K-3.6ks, Fan cool+1200K-3.6ks, Fan cool+811K-28.8ks, Air cool)が施されている(以

Table 1. Chemical composition of Ti-62222S (mass%).

| Al | Sn | Zr | Mo | Cr | Si | Fe | O | N | H | Ti |
|------|------|------|------|------|------|------|------|-------|---------|------|
| 5.44 | 1.99 | 1.99 | 2.16 | 2.06 | 0.16 | 0.09 | 0.11 | 0.006 | 62(ppm) | bal. |

平成12年8月23日受付 平成12年10月26日受理 (Received on Aug. 23, 2000; Accepted on Oct. 26, 2000)

* 豊橋技術科学大学 (Toyohashi University of Technology, 1-1 Hibiyaoka Tempaku-cho Toyohashi 441-8580)

* 2 豊橋技術科学大学大学院生 (現: (株) インタープロジェクト) (Graduate Student, Toyohashi University of Technology, now Inter Project Corp.)

* 3 東北大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Tohoku University)

* 4 デイトン大学大学院材料工学専攻 (Graduate Materials Engineering, The University of Dayton)

* 5 元米国国防省空軍科学技術局アジア宇宙航空研究開発事業所 (Formerly United States Air Force Office of Scientific Research, Asian Office of Aerospace R & D)

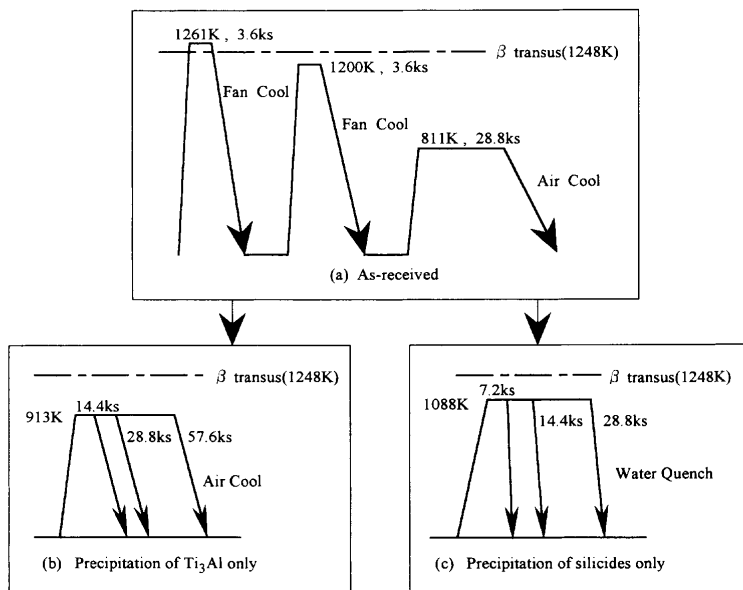


Fig. 1. Schematic drawings of heat treatment processes for Ti-62222S.

後受け入れまま材と記す)。この受け入れまま材にそれぞれ2種類の熱処理を施した。それらの熱処理プロセスの模式図を Fig. 1(b)および Fig. 1(c)に示す。まず、Fig. 1(b)に示した熱処理プロセスは、Ti₃Alのみの析出を目的としており、913Kで14.4、28.8および57.6ks保持後、空冷する工程からなっている(以後時効処理とする)。また、Fig. 1(c)に示した熱処理プロセスは、Silicideのみの析出を目的としており、1088Kで7.2、14.4および28.8ks保持後、水冷する工程からなっている(以後時効処理とする)。なお、本合金のβトランザスは、約1250Kである。

2.2 ミクロ組織観察

受け入れまま材ならびに Fig. 1(b)および Fig. 1(c)に示した各時効処理を施した時効処理材から一片が10mmの立方体の小片を切り出し、#1500までエメリー紙により湿式研磨後、0.3 μmのアルミナ粉末を使用してバフ研磨により鏡面仕上げし、(3%HF+10%HNO₃)水溶液により腐食しミクロ組織観察用試料とした。それらの試料につき、光学顕微鏡を用いてミクロ組織観察を行った。

Ti₃AlあるいはSilicideのみを析出させるそれぞれの時効処理材について、X線回折法により構成相の同定を行った。X線回折は、管球にCuを用い、印加電圧40kVおよびスキャンスピード1 deg/minの条件で行った。

より詳細なミクロ組織観察は、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて行った。各試料を機械的に厚さ約200 μmおよび直径3mmのディスク状に加工し、#1500までのエメリー紙により湿式研磨後、電解研磨装置により双極ジェット電解研磨し、TEM観察用薄片とした。なお、電解研磨液は(60% CH₃OH+30% C₄H₇OH+10% HClO₄)、研磨温度は263Kとした。

2.3 試験片および試験方法

受け入れまま材および各時効処理材から、Fig. 2(a)に示

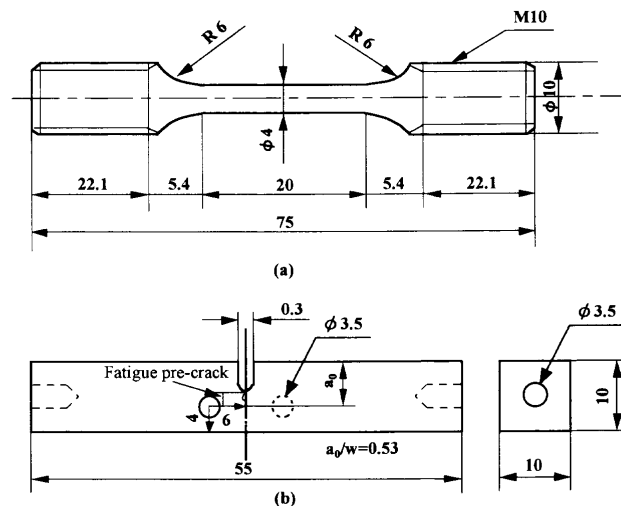


Fig. 2. Geometries of (a) tensile test specimen and (b) fracture toughness test specimen (in mm).

す引張方向が圧延方向と一致するように標点間直径4mm、標点間距離20mmおよび長さ75mmの引張試験片ならびに Fig. 2(b)に示す長さが圧延方向と一致するように厚さ10mm、幅10mmおよび試験片長さ55mmの静的破壊靱性試験片を機械加工した。

引張試験は、容量100kNのインストロン型試験機によりクロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/sで室温の大気中にて行った。

静的破壊靱性試験片には、ASTM E813¹⁰⁾に準拠して疲労予き裂を $a_0/W=0.53$ (a_0 : 初期き裂長さ、 W : 試験片幅)になるように導入した。静的破壊靱性試験は、容量10kNのインストロン型試験機によりクロスヘッド速度 5.0×10^{-6} m/sで室温の大気中にて行った。

2.4 破面観察

受け入れまま材および各時効処理材の静的破壊靱性試験後の破面観察は、走査型電子顕微鏡(SEM)により行った。

その場合、粒界割れ破面が出現する場合には、破面写真から画像解析装置により、粒内延性破面(ディンプル破面)の全破面に占める割合(面積率)を求めた。

2.5 き裂進展経路の観察

静的破壊靱性試験後の試験片破面中央部をき裂進展方向に平行に切断し、樹脂埋め後、エメリー紙による湿式研磨およびバフ研磨による鏡面仕上げし、(3%HF+10%HNO₃)水溶液により腐食し、SEMによりき裂進展経路を観察した。

3. 結果および考察

3.1 ミクロ組織

各熱処理材のX線回折の結果を Fig. 3および Fig. 4に示す。なお、各々 Fig. 3および Fig. 4は、Ti₃AlおよびSilicide

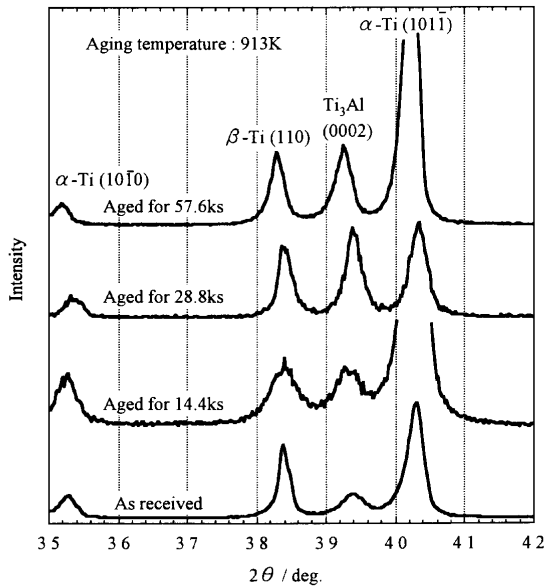


Fig. 3. X-ray diffraction patterns obtained in Ti-62222S in as-received and aged conditions. Aging temperature is 913K, and aging time is between 0 and 57.6 ks.

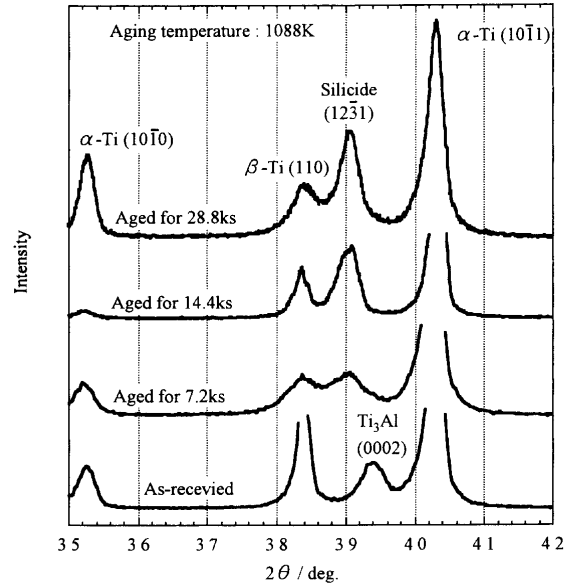


Fig. 4. X-ray diffraction patterns obtained in Ti-62222S in as-received and aged conditions. Aging temperature is 1088K, and aging time is between 0 and 28.8 ks.

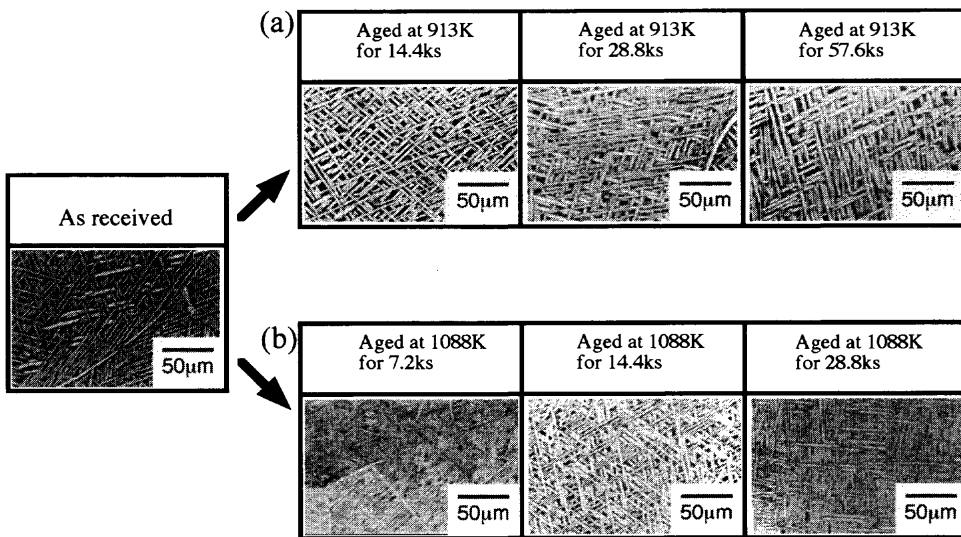


Fig. 5. Optical micrographs of Ti-62222S conducted with aging treatments for precipitation of (a) Ti_3Al only and (b) silicide only versus aging time.

のみの析出を目的とした熱処理後の試験片からのX線回折図形である。

Fig. 3およびFig. 4より、受け入れまま材では、 α 相および β 相の回折ピークのみならず、 Ti_3Al の回折ピークも見られていることがわかる。Fig. 3より、このピーク強度は、913Kの時効によりわずかに大きくなっていることがわかる。

Fig. 4より、1088Kにて7.2ks保持する時効によって、 Ti_3Al の回折ピークは消失し、六方晶 Ti_5Si_3 と思われるSilicideの回折ピークが認められるようになることがわかる。そのピーク強度は、時効時間の増加に伴い増加しており、Silicide量が時効によって増大することがわかる。

Fig. 5に受け入れまま材および各時効処理材の光学顕微鏡写真を示す。受け入れまま材のマイクロ組織は、針状 α 相

および β 相からなっている。また、いずれの各時効処理材のマイクロ組織とも、受け入れまま材のマイクロ組織と同様な針状 α 組織を呈しているが、以下に述べるように針状 α 形態にわずかな差異が認められる。

Fig. 6は、針状 α 相の占める面積率と各時効条件との関係を示している。受け入れまま材では、針状 α 相の占める面積率は、およそ53%である。その面積率は、いずれの時効処理によっても増加し、時効時間が増加するに従い単調に増加している。また、同じ時効時間では、針状 α 相の面積率は、1088Kでの時効の場合が913Kの場合より大きい。これは、Fig. 1(a)で示した熱処理工程で、 $\alpha+\beta$ 相領域である1200Kでの溶体化によりその温度での熱的平衡組成となるが、811Kにて3.6ks保持する熱処理ではその温度での平衡組成となるには保持時間が短く、 α 相の析出が不十

分と考えられる。したがって、Fig. 1(a)の熱処理過程終了の段階においては、 α および β 相の構成比は、1200Kでの熱的平衡状態に近く、かつそれらの相は熱的不安定な状態のままであったと考えられる。この不安定な状態でFig. 1(b)およびFig. 1(c)の時効処理を行ったため、1088Kでの

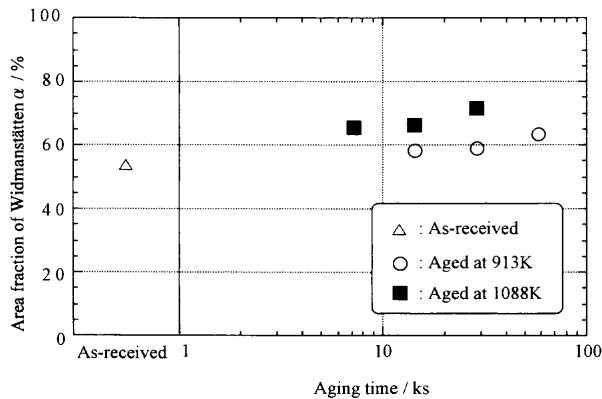


Fig. 6. Area fraction of Widmanstätten α in Ti-62222S conducted with various heat treatments.

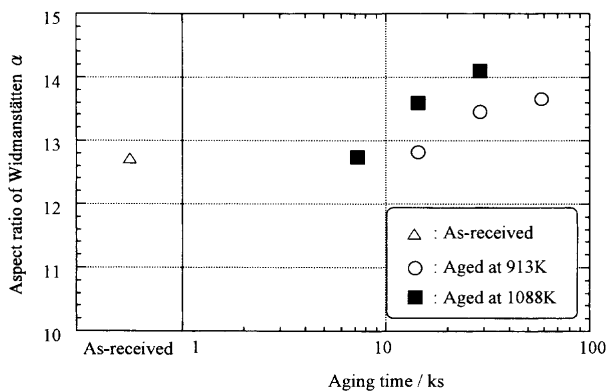


Fig. 7. Aspect ratio of Widmanstätten α in Ti-62222S conducted with various heat treatments.

時効処理で、より針状 α 相の面積率が大きくなったと考えられる。

Fig. 7は、針状 α 相のアスペクト比と各時効条件との関係を示している。アスペクト比は、SEM写真より単軸および長軸の長さを測定して導出した。この針状 α 相のアスペクト比は、12.7である。このアスペクト比は、時効により増加し、さらに時効時間が増加するに従い増加する。1088Kでの時効によるアスペクト比の増加割合は、913Kでの時効によるそれより大きい。また、同じ時効時間では、アスペクト比は、1088Kでの時効の場合が913Kでの時効の場合より大きい。Fig. 6およびFig. 7より針状 α 相の面積率およびアスペクト比は、いずれの時効処理によっても増加し、さらに時効時間が増加すると増大している。これは先に論じたように、受け入れまま材に施されている熱処理の最後の熱処理過程が、811Kで28.8ks保持と比較的低温で短時間の時効であり、この熱処理条件では、平衡組成に達しなかったためであると考えられる。

Fig. 8に受け入れまま材、913Kおよび1088Kでそれぞれ時効した試料の透過電子顕微鏡法による明視野像を示す。前節でも述べたが、この場合にも、時効時間の増加に伴い、 β 相の領域が減少する傾向が見て取れる。さらに、913Kで14.4ksおよび28.8ks時効した試料のマイクロ組織は、 β 相内に微小な α 相と思われる析出物を呈している。このように、Widmanstätten α 組織を形成する β 相内に析出する α 相を析出針状 α 相とする。なお、析出針状 α の観察は、なるべく明瞭に観察できる領域で行ったため、平均的な析出針状 α 領域(β 領域)よりもかなり大きな領域を代表として示した。913Kで14.4ks時効した試料の析出針状 α 相のアスペクト比は同温度で28.8ks時効したそれより小さい。また、析出針状 α 相は、913Kで57.6ks時効した試料には見

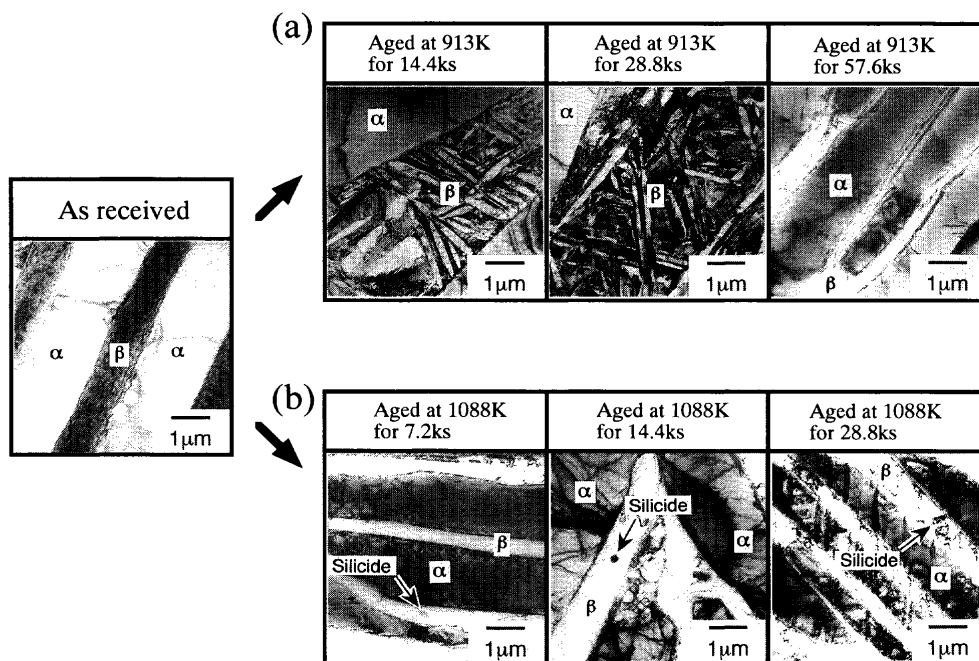


Fig. 8. Bright field images of Ti-62222S conducted with aging treatments for precipitation of (a) Ti_3Al only and (b) silicide only versus aging time.

Table 2. EDS analysis results on silicide, α phase and β phase in Ti-62222S conducted with aging at 1088K for 7.2 ks for precipitation of silicide only (at%).

| | Ti | Al | Sn | Zr | Mo | Cr | Si |
|----------|-------|-------|------|-------|------|------|-------|
| silicide | 36.78 | 3.95 | 0.42 | 22.57 | 0.60 | 0.47 | 35.21 |
| α | 85.23 | 10.49 | 0.62 | 1.50 | 0.51 | 0.31 | 1.34 |
| β | 80.08 | 7.41 | 0.50 | 1.55 | 3.96 | 3.61 | 2.88 |

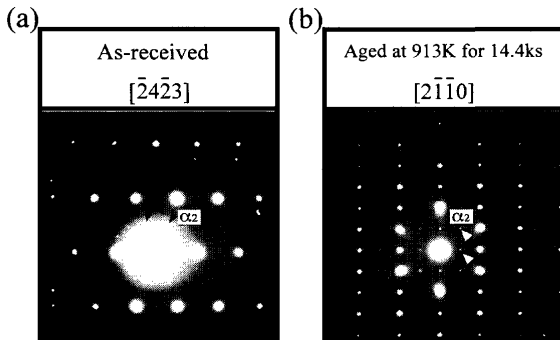


Fig. 9. Diffraction patterns of Ti-62222S conducted with aging treatments for precipitation of (b) Ti_3Al only with that of as-received Ti-62222S.

られていない。これは、時効が進むことにより β 相領域での元素分配がさらに進行し、析出針状 α 相が消滅、すなわち針状 α の成長がより促進されるようになったためと考えられる。

一方、1088Kでは、7.2ks時効により、既に β 相内に粒子が認められている。この粒子をEDXにより組成分析した結果をTable 2に示す。同表には、比較のため、針状 α 相および β 相の分析結果も併記してある。この粒子はTi, ZrおよびSiからなるSilicideであることがわかる。このSilicideのサイズは時効時間の増加とともに増大していた。なお、1088Kで7.2ks時効した試料の制限視野回折図形では、 α 相の回折スポット間に Ti_3Al の回折スポットに相当する回折スポットは認められなかった。このため、1088K時効処理材では、Silicideのみが析出していると言える。また、この場合には、いずれの時効時間においても析出針状 α は、観察されない。

Fig. 9に受け入れまま材、913Kで14.4ks時効した材料の α 相の制限視野回折図形を示す。受け入れまま材および913Kで14.4ks時効した材料の制限視野回折図形では、 α 相の回折スポット間に比較的弱い回折スポットが認められる。この回折スポットは、 Ti_3Al の回折スポットであり、受け入れまま材および913K時効処理材では、 Ti_3Al が析出していると考えられる。しかし、この回折スポットでの暗視野像において Ti_3Al と思われる粒子の存在は確認できなかった。これは、長範囲規則構造の Ti_3Al の極めて小さいクラスターが経時変化する構造のためであると考えられるが、さらなる解析および検討が必要と考えている。

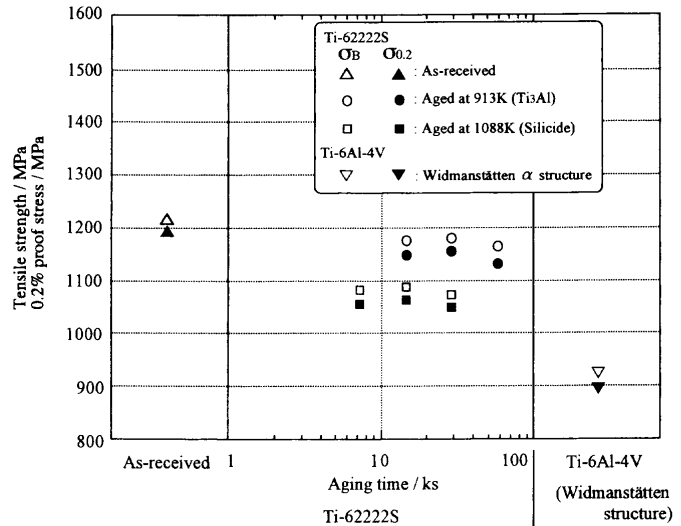


Fig. 10. Tensile strength and 0.2% proof stress of Ti-62222S and Ti-6Al-4V conducted with various heat treatments.

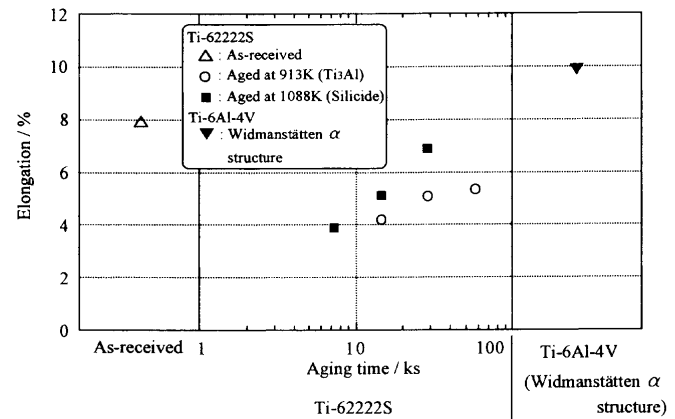


Fig. 11. Elongation of Ti-62222S and Ti-6Al-4V conducted with various heat treatments.

3・2 引張特性

Fig.10およびFig.11に受け入れまま材および各時効処理材の0.2%耐力： $\sigma_{0.2}$ 、引張強さ： σ_B および破断伸びを時効時間に対してそれぞれ示す。また、同図には、比較のためにTi-62222S合金のマイクロ組織形態と同様のマイクロ組織形態を有すると考えられる溶体化後時効処理した針状 α 組織のTi-6Al-4V合金の引張特性を文献¹¹⁾より引用し、併記してある。

Ti-62222S合金の0.2%耐力および引張強さは、受け入れまま材で最も高く、いずれの時効処理条件においても、それらは低下する。また、破断伸びは、0.2%耐力および引張強さと同様に、受け入れまま材で最も大きい。これは、時効処理によって、Fig. 6およびFig. 7に示したように、針状 α 相の面積率が増大し、針状 α 相のアスペクト比も上昇したように、針状 α 組織が粗大化したことと、 Ti_3Al あるいはSilicideが析出したことが原因と考えられる。特に、 Ti_3Al を析出させる目的で施した時効処理材では、後述す

るように、時効処理により、粒界割れが認められるようになっており、金属間化合物の延性低下、すなわち伸び低下への影響はかなり大きいと考えられる。

Silicideを析出させる目的で施した時効処理材の引張強さおよび0.2%耐力は、Ti₃Alを析出させる目的で施した時効処理材に比べ低下している。また、引張強さおよび0.2%耐力は、いずれの時効処理材の場合とも、時効時間の増加により、わずかに減少する傾向を示している。

一方、破断伸びは、時効時間の増加により上昇する。また、時効時間の増加による破断伸びの上昇幅は、Ti₃Alを析出させる目的で施した時効処理材に比べSilicideを析出させる目的で施した時効処理材で大きくなる。

伸びの時効時間による上昇は、Ti₃Alの析出を目的とした時効処理材では、後述するように時効時間の増加に伴い、粒界割れが減少する傾向にあることから、マトリックスの塑性変形能が増大したことによることが理解できる。Fig. 8に示したように、時効時間初期ではβ相内に微細な析出針状αが多く析出しているが、これは時効時間の増大とともに消滅しβ相のみとなった。すなわち、時効初期では析出針状αによる析出強化によりβ相の塑性変形が抑制されるが、時効時間が増大すると析出針状αがβ相内に存在しなくなるためβ相の塑性変形能が増大すると考えられる。

Silicideの析出のための時効処理材では、Fig. 8に示したようにβ相内に析出針状αは観察されておらず、析出針状αがβ相の塑性変形能に影響することは考えられない。この場合、前述したように時効時間の増大に伴い、Silicideの析出量が増大し、大きさも増大する傾向が認められた。したがって、時効時間の増大によりSilicideへの応力集中が増大すると思われるが、β相のSilicideの粗大化により、析出強化への影響がより減少し、β相の塑性変形能はより増大すると考えられる。よって、この場合の時効時間の増大に伴う伸びの増加は、後者の影響が前者の影響を上回った結果と考えられる。

なお、本合金およびTi-6Al-4V合金の引張特性と比較すると、0.2%耐力および引張強さは本合金の受け入れまま材および時効材の両者においてより大きく、伸びはこれと逆にTi-6Al-4V合金でより大きくなる傾向となっている。

3.3 静的破壊靱性

Fig.12に受け入れまま材および各時効処理材の静的破壊靱性値 J_{IC} を示す。また、同図には、比較のため電位差法によって求められた針状α組織を呈するTi-6Al-4V合金の静的破壊靱性値を文献¹²⁾より引用し、同図に併記してある。

Ti-62222S合金の静的破壊靱性値は、いずれの時効処理材においても受け入れまま材に比べ低下する。また、Ti-62222S合金の静的破壊靱性値は、受け入れまま材では、Ti-6Al-4V合金のそれよりかなり大きく、時効材では時効初期ではTi-6Al-4V合金のそれより小さいが、時効時間が

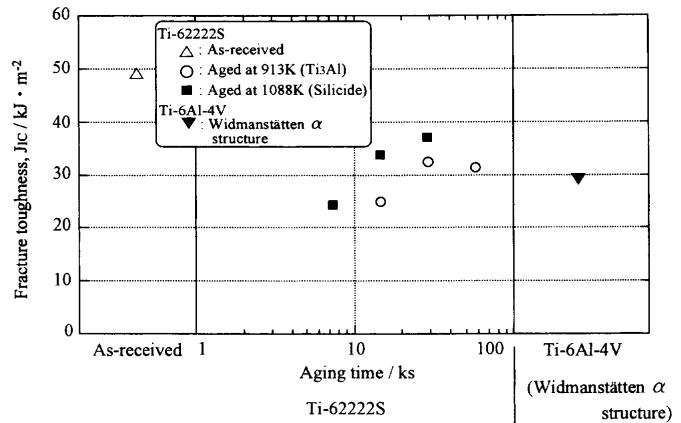


Fig. 12. Fracture toughness, J_{IC} , of Ti-62222S and Ti-6Al-4V conducted with various heat treatments.

長くなるとTi-6Al-4Vのそれより大きくなる傾向にある。

Ti-62222S合金の静的破壊靱性値は、金属間化合物であるTi₃AlあるいはSilicideを析出させる目的のための時効処理材とも、時効処理により低下する。これはTi₃AlあるいはSilicideの析出により、これらへの局所的応力集中が生じたためと考えられる。特に、Ti₃Alが析出する試料では、延性低下の場合と同様に後述するように粒界割れが生じ、粒界への局所応力集中が生じたことが、破壊靱性低下に繋がったと考えられる。

しかし、時効により破壊靱性がより低下するものの、時効時間の増加に伴い、破壊靱性値は、両材料で増大する。一般に、針状α組織では、組織の粗大化により、破壊靱性値が増大する¹³⁾。本研究では、前述したように時効時間の増大に伴い、金属間化合物の量が増大する傾向にあるが、組織も粗大化した。また、時効時間の増大とともに伸びが増大した。金属間化合物の析出量の増大は破壊靱性の低下に繋がるが、針状α組織の粗大化、針状α相のアスペクト比の増大および延性（伸び）の増大は破壊靱性値の増大に繋がる。すなわち、針状α組織および針状α組織の粗大化、針状α相のアスペクト比の増大は、マイクロクラック形成による応力緩和からもたらされる靱化やき裂の偏向によるき裂先端の有効応力拡大係数の低下による靱化である外生的靱化をもたらすと言われている¹³⁾。一方、延性の増大は、き裂先端の塑性鈍化を増大させ靱化する内生的靱化をもたらすと言われている¹³⁾。したがって、時効時間の増大に伴う、破壊靱性値の増大は、金属間化合物の析出による靱性低下を、上述の外生的および内生的靱化が上回った結果と考えられる。

なお、Ti₃Alを析出させる目的の時効処理材の破壊靱性値の方が、Silicideを析出させる目的の時効処理材のそれに比べてより小さくなる傾向にある。

3.4 破面形態

Fig.13に受け入れまま材ならびにTi₃AlおよびSilicideを析出させる目的で時効処理を施した静的破壊靱性試験後の

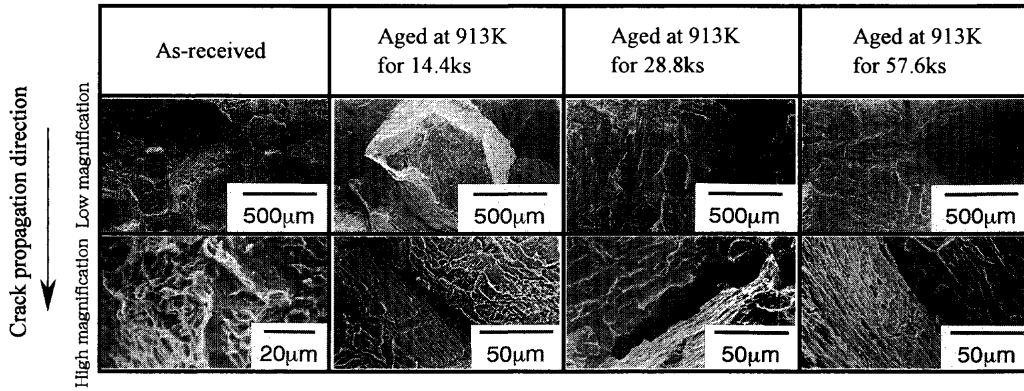


Fig. 13. SEM fractographs of Ti-62222S conducted with aging at 913K for precipitation of Ti_3Al only versus aging time in static fracture toughness tested specimens.

予き裂近傍の試験片破面写真をそれぞれ示す。なお、本図の上側および下側の写真は、それぞれ低倍率および高倍率での破面写真である。

Fig.13に示した受け入れまま材の破面は、主に粒内破壊の形態を示している。また、 Ti_3Al のみを析出させる時効処理を施した試料の破面には、いずれの時効時間の試料でも粒界割れが見られ、高倍率の破面写真ではその粒界破面上に縞状のパターンが見られている。この粒界割れ傾向は、時効時間の増大に伴い減少する傾向にある。そこで、破面に占める延性破面（ディンプル破面）の割合と時効時間との関係を調べた結果をFig.14に示す。時効時間の増加により破面に占める粒界破壊領域の割合が減少し、粒内延性破壊が支配的になる傾向を示している。また、時効処理を施した試料の破面は、時効時間の増加により、粗くなる傾向を示している。

一方、Silicideを析出させる目的で時効処理を施した静的破壊靱性試験後の予き裂近傍の試験片破面写真をFig.15に示す。なお、本図の場合にも、上側および下側の写真は、それぞれ低倍率および高倍率での破面写真である。Fig.15より、Silicideのみを析出させる時効処理を施した試料の破面は、いずれの場合にも主に粒内破壊の形態を示している。さらに、高倍率の破面写真より、いずれの時効時間の試料でもディンプル破面形態であることがよくわかる。また、この場合にも、時効処理を施した試料の破面は、時効時間の増加により、粗くなる傾向を示している。

Fig.16に受け入れまま材および Ti_3Al (Fig.16(a))あるいはSilicide (Fig.16(b))を析出させる目的の時効処理材の静的破壊靱性試験後の破面の横断面を示す。いずれの材料でも、時効時間の増大に伴い、き裂がより偏向して進展する傾向が認められる。

以上の破面の傾向は、前節での破壊靱性の時効時間に伴う増大傾向を支持している。

また、時効初期の熱処理において破面形態が Ti_3Al およびSilicideを析出させる目的で時効処理した試料で大きく異なる原因は、 Ti_3Al を析出させる目的で時効処理した試料では、 Ti_3Al および析出針状 α 相がそれぞれ α 相内および β 相内に析出するため α 相および β 相の粒内強度が短時

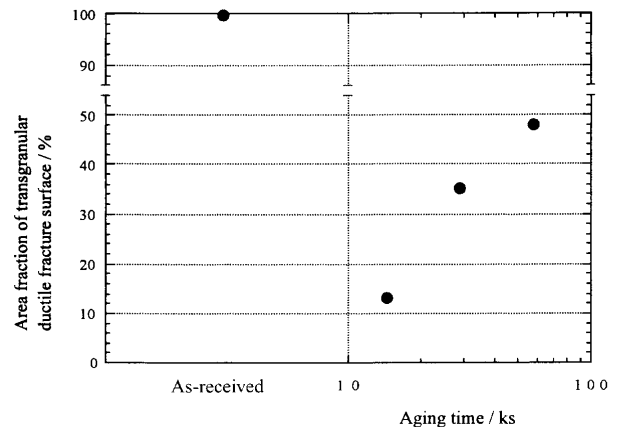


Fig. 14. Relationship between aging time and area fraction of transgranular ductile fracture of Ti-62222S aged at 913K for precipitation of Ti_3Al only.

間の時効処理でも増大し、それにより粒界割れとなったのに対し、Silicideを析出させる目的で時効処理した試料では、 β 相内のみSilicideが析出し、 β 相の粒内強度が増大するが、その増大量は粒界割れを引き起こすまでには至らなかったためであると推測できる。

4. 結言

Ti-62222S合金に、金属間化合物 Ti_3Al およびSilicideを析出させる時効処理を施し、マイクロ組織観察、引張試験および静的破壊靱性試験を行い、次の結果を得た。

(1) 0.2%耐力および引張強さは、受け入れまま材で最も高い傾向を示し、 Ti_3Al あるいはSilicideの金属間化合物を析出させる時効処理を施すと低下する傾向を示す。破断伸びは、受け入れまま材で最も大きく、上記の時効処理を施すと低下するが、時効時間の増加により上昇する傾向を示す。

(2) Ti_3Al を析出させる時効処理材の0.2%耐力および引張強さは、Silicideを析出させる時効処理材のそれらと比べ大きくなる。また、Silicideを析出させる時効処理材の破断伸びは、 Ti_3Al を析出させる時効処理材のそれと比べ大きくなる傾向にある。

(3) 静的破壊靱性値は、受け入れまま材で最も大きく、

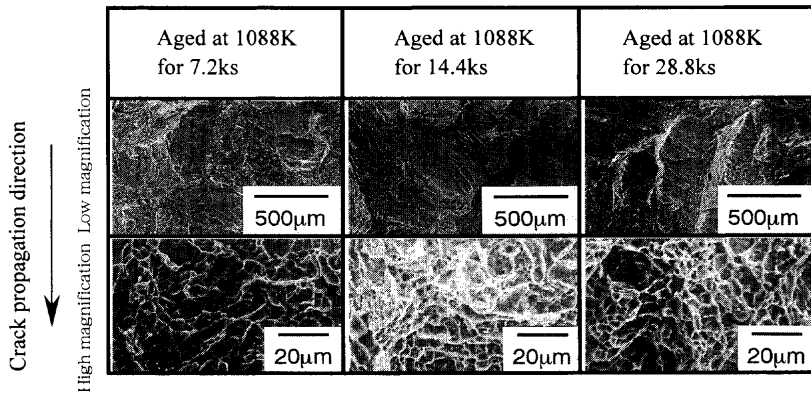


Fig. 15. SEM fractographs of Ti-6222S conducted with aging at 1088K for precipitation of silicide only versus aging time in static fracture toughness tested specimens.

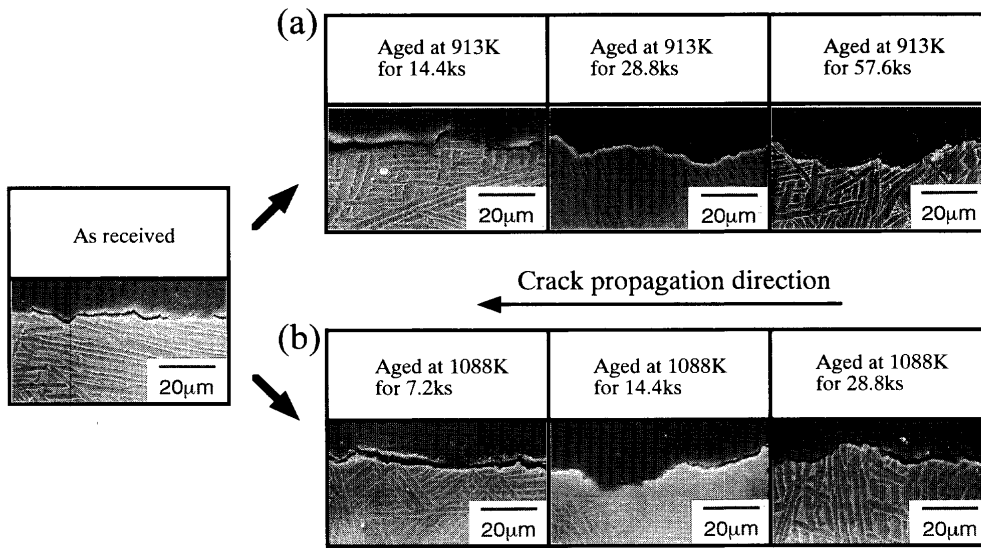


Fig. 16. SEM micrographs of cross sections of static fracture toughness tested specimens of Ti-6222S conducted with aging treatments for precipitation of (a) Ti_3Al only and (b) silicide only versus aging time.

Ti_3Al あるいはSilicideを析出させる時効処理を施すと低下するが、時効時間の増加により上昇する傾向を示す。

(4) Silicideを析出させる時効処理材の静的破壊靱性値は、 Ti_3Al を析出させる時効処理材のそれと比べ大きい。

(5) Ti_3Al を析出させる時効処理材の破面では、粒界破面が出現するが、時効時間の増大に伴いその破面に占める割合は減少する。Silicideを析出させる時効処理材では、いずれの時効処理条件においても、破面は粒内ディンプル破壊形態を示す。また、いずれの時効処理材でも、時効時間の増大に伴い、破面粗さが増大する。

(6) 時効による Ti_3Al あるいはSilicideの金属間化合物析出は、破壊靱性値を低下させるが、時効時間の増大に伴い、針状 α の粗大化および β 相の塑性変形能の増大による破壊靱性値の増大割合が、金属間化合物の体積率の増加による破壊靱性値の低下割合よりも大きくなり、破壊靱性値が増大する傾向となると考えられる。

最後に、実験試料の提供等本研究にご協力頂いたRMI Titanium社および(社)日本チタン協会に感謝致します。また、本研究の一部は、米国国防省空軍科学技術局アジア宇宙航空研究開発事務所研究資金(No. F49620-96-0183)お

よび(財)軽金属奨学会研究資金によって行われたことを記し感謝申し上げます。

文 献

- 1) D.J.Evans, T.F.Broderick, J.B.Woodhouse and J.R.Hoenigman: *Mater. Sci. Eng.*, **A213** (1996), 37.
- 2) J.R.Wood, P.A.Russo, M.F.Welter and E.M.Crist: *Mater. Sci. Eng.*, **A243** (1998), 109.
- 3) X.D.Zhang, J.M.K.Wiezorek, W.A.Baeslack III, D.J.Evans and H.L.Fraser: *Acta Mater.*, **46** (1998), 4485.
- 4) A.W.Wilson and J.M.Howe: *Metall. Mater. Trans. A*, **29A** (1998), 1585.
- 5) M.J.Donachie, Jr.: *Titanium-A Technical Guide*, ASM International, Metals Park, Ohio, (1988), 418.
- 6) G.W.Kuhlman, K.A.Rohde and A.K.Chalrabarti: *Titanium '92*, TMS, Warrendale, (1992), 1371.
- 7) R.Boyer, G.Welsch and E.W.Collings: *Mechanical Properties Handbook Titanium Alloys*, AMS, Materials Park, OH, (1994), 584.
- 8) R.R.Boyer: *Mater. Sci. Eng.*, **A213** (1996), 103.
- 9) D.J.Evans and T.F.Broderick: *Titanium '95: Science and Technology*, The Institute of Materials, London, (1995), 2413.
- 10) ASTM E813-89: *Standard Test Method for J_{IC}* , A measure of fracture toughness, ASTM, Philadelphia, (1997).
- 11) T.Kishi, H.Ohyama and K.Kim: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 123.
- 12) M.Niinomi, T.Kobayashi and N.Sasaki: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 633.
- 13) M.Niinomi: *Met. Technol.*, **66** (1996), 21.