

$\beta$  型 Ti-22V-4Al 合金の疲労挙動に及ぼす冷間加工の影響†

戸 梶 恵 郎\*      大 矢 耕 二\*\*      森      清 二\*\*\*  
高 藤 新三郎\*\*\*\*      加 藤 容 三\*\*\*\*\*

## Effect of Cold Work on Fatigue Behaviour in Beta Ti-22V-4Al Alloy

by

Keiro TOKAJI\*, Kohji OHYA\*\*, Kiyoji MORI\*\*\*, Shinzaburo TAKAFUJI\*\*\*\* and Yozo KATO\*\*\*\*\*

In order to investigate the effect of cold work on the fatigue behaviour of beta Ti-22V-4Al alloy, rotary bending fatigue tests have been performed using smooth specimens aged after cold work of two different reductions (CWA). The fatigue behaviour of the CWA specimens was evaluated and compared with that of solution treated and aged specimens (STA). It was found that the CWA specimens showed two different crack initiation modes, surface and subsurface crack initiation, depending on stress level, as similarly seen in the STA specimens. In the surface fracture regime, the fatigue strength of the CWA specimens increased remarkably compared with that of the STA specimens and the CWA specimen of higher reduction exhibited higher fatigue strength than the counterpart. Since the crack initiation process had a considerably large fraction of fatigue life, the increase in fatigue strength due to cold work was attributed to increased crack initiation resistance. In the subsurface fracture regime, fatigue strength was almost similar regardless of cold work. A smooth facet was seen at the subsurface crack initiation site. The sizes of the facets were one to two times as large as the average grain size of each CWA specimen and the subsurface crack origin became deeper as stress level decreased. Furthermore, fatigue life tended to increase with decreasing maximum stress intensity factor for facet.

**Key words:** Fatigue strength, Beta titanium alloy, Cold work, Crack initiation, Small crack growth, Subsurface fracture

## 1 緒 言

$\beta$  型チタン合金は優れた冷間加工性、耐食性に加えて高強度も達成できるので、構造材料としてきわめて魅力的である。<sup>1)</sup> 今後広範な応用が期待されるが、構造材料として評価が不可欠な疲労特性に関する研究は少ない。

$\beta$  型チタン合金は溶体化処理状態でも比較的高い強度を有するが、構造材料としてはさらなる高強度化が不可欠であることから、著者らはこれまでに、Ti-15Mo-5Zr-3Al 合金<sup>2)~5)</sup> や Ti-22V-4Al 合金<sup>6)~12)</sup> について各種疲労特性に及ぼす時効条件の影響について系統的に評価、検討してきた。その結果、溶体化処理後時効 (STA) によって疲労強度は大きく向上するものの、表面起点型破壊から内部起点型破壊への遷移が生じ<sup>2), 5)~8)</sup> それに起因して短寿命領域と長寿命領域から成る明瞭な 2 段折れ曲がり S-N 曲線を示すこと<sup>6)~8)</sup> また二段時効によって内部起点型破壊が抑制されること<sup>10), 11)</sup> などを明らかにした。しかし二段時効によっても、疲労強度は STA 材に比べてわずかに改善される程度であった。

そこで本研究では、高強度化の手法として冷間加工後時効を考慮する。時効前に冷間加工を施すと結晶粒内に転位等の析出サイトが導入されるので、続く時効が促進

され、微細な  $\alpha$  相が析出することが知られている。<sup>13), 14)</sup> この方法は各種疲労特性の向上に対しても有効な手法と考えられるが、研究結果はきわめて少ない。<sup>15)~17)</sup> これまでと同様の  $\beta$  型 Ti-22V-4Al 合金を用いて異なる加工率で冷間加工後、時効された材料について回転曲げ疲労試験を行い、その疲労挙動を STA 材と比較することによって冷間加工の効果について評価、検討した。

## 2 実 験 方 法

## 2・1 材料および試験片

供試材は直径 20mm の  $\beta$  型 Ti-22V-4Al 合金であり、その化学成分 (wt.%) は V : 21.29, Al : 3.78, C : 0.01, N : 0.01, Fe : 0.11, O : 0.19, H : 0.0002, Ti : bal. である。素材を直径 16mm および 12mm まで冷間スエーピングによって加工した。加工率はそれぞれ 36% および 64% である。以後、冷間加工のままの材料から準備された試験片をそれぞれ CW36 および CW64、それらに 450°C・8h の時効を施した試験片を CWA36 および CWA64 と呼ぶ。なおこの時効条件は、比較に用いた STA 材 (STA750) と同様である。

## 2・2 組織

時効前の納入材、CW36 および CW64 に対する縦断面

† 原稿受理 平成 15 年 9 月 2 日 Received Sep. 2, 2003

\* 正 会 員 岐阜大学工学部機械システム工学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Systems Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

\*\* (株)大同キャスティングス 〒455-0022 名古屋市港区竜宮町, Daido Castings Co. Ltd., Minato-ku, Nagoya, 455-0022

\*\*\* (株)ダイフク 〒105-0014 東京都港区芝, Daifuku Co. Ltd., Minato-ku, Tokyo, 105-0014

\*\*\*\* 正 会 員 大同工業大学機械工学科 〒457-8530 名古屋市滝春町, Dept. of Mech. Eng., Daido Inst. of Tech., Takiharu-cho, Nagoya, 457-8530

\*\*\*\*\* 正 会 員 岐阜大学名誉教授, Professor Emeritus of Gifu Univ.

と横断面の光学顕微鏡組織写真を Fig. 1 に示す。納入材は両断面ともほぼ等軸の  $\beta$  結晶粒から成る組織である。それに対して、CW36 および CW64 では結晶粒が試験片軸方向に引き伸ばされている。その結果、横断面では結晶粒の微細化が生じ、平均結晶粒径は納入材の  $31\mu\text{m}$  に対して CW36 では  $23\mu\text{m}$ 、CW64 では  $19\mu\text{m}$  である。

時効後の縦断面と横断面の光学顕微鏡組織写真を Fig. 2 に示す。さらに横断面の SEM 組織写真を Fig. 3 に示す。Fig. 3 から明かなように、STA750 では粒界近傍に針状の  $\alpha$  相が、粒内には粒状の  $\alpha$  相の析出が認められる。一方 CWA36 および CWA64 では、STA750 で見られた粒界における針状  $\alpha$  相の析出は確認されず、微細な  $\alpha$  相が粒内に高密度に析出している。しかし Fig. 3 (b) の

上半分の結晶粒内に典型的に見られるように、 $\alpha$  相の析出は必ずしも均一ではないようである（濃淡の縞模様）。これは冷間加工によって生じた双晶やすべり帯に沿って  $\alpha$  相が優先的に析出し、それらの間の領域では析出が遅れるためと考えられる。<sup>18), 19)</sup>

### 2・3 実験方法

引張試験には万能材料試験機を用いた。試験片は直径 6mm の JIS2 号試験片である。

疲労試験には容量 98Nm の小野式回転曲げ疲労試験機を用い、室温大気中、繰返し速度 57Hz で実験を行った。用いた試験片は最小断面部直径 5.5mm の砂時計形試験片である。応力集中係数は約 1.05 であり、ほぼ平滑とみなせるものである。試験片加工を STA750 については溶

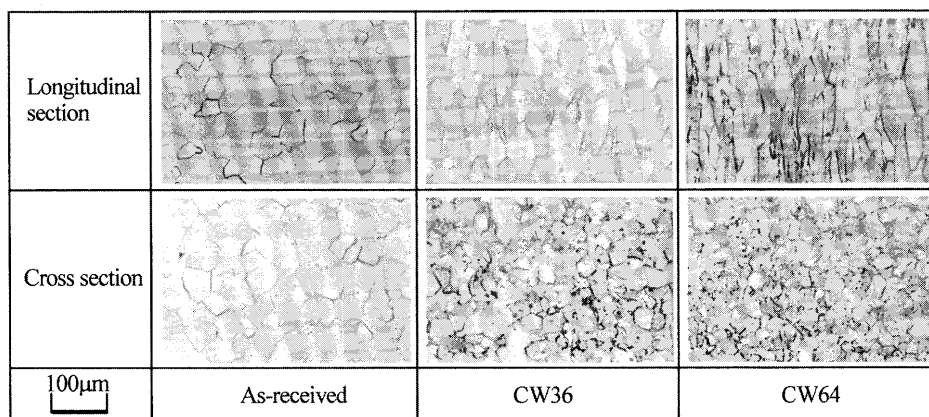


Fig. 1. Microstructures before aging. In the micrographs for longitudinal section, the specimen axis is the vertical direction.

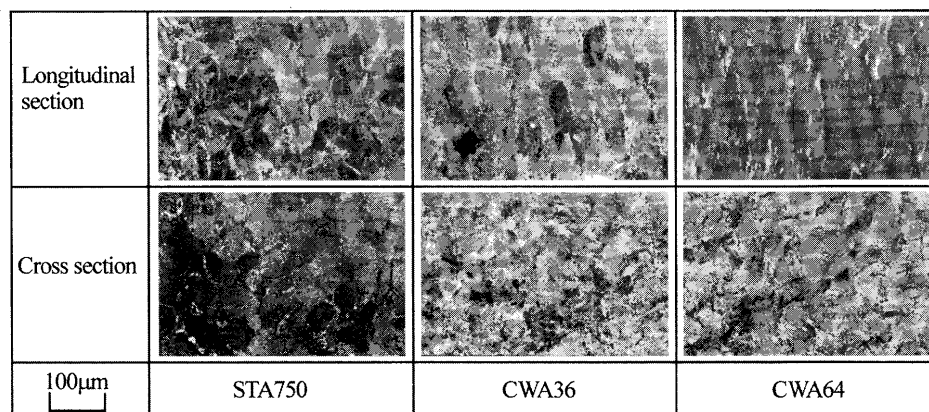


Fig. 2. Microstructures after aging. In the micrographs for longitudinal section, the specimen axis is the vertical direction.

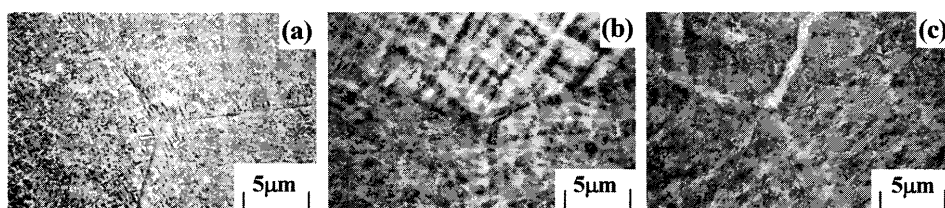


Fig. 3. SEM micrographs showing microstructure : (a) STA750, (b) CWA36, (c) CWA64.

体化処理後, また CWA 材については冷間加工後に行い, その後時効を施した. 試験片の曲率部分をエメリー紙に続いてバフ研磨した後, 電解研磨を施して実験に用いた.

表面き裂の発生および成長の観察にはレプリカ法を用い, 採取されたレプリカからレーザ顕微鏡を用いてき裂長さを測定した. また試験後, 破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) により詳細に観察した.

### 3 実験結果および考察

#### 3・1 機械的性質

引張試験結果を硬さと併せて Table I および Fig. 4 に示す. 時効を施さない場合, 加工率の増加に伴って引張強さは増加し, 伸びおよび絞りも減少する. これは冷間加工による加工硬化によるものである. 一方時効を施すと, いずれも強度は大きく上昇する. CWA 材の引張強さは STA750 よりも高く, 低加工率の CWA36 が高加工率の CWA64 よりも若干高い引張強さを示す. また伸びや絞りは, 引張強さの上昇にもかかわらず STA750 より増加し, 加工率に伴って増加する.

Table I および Fig. 4 に見られるように, 冷間加工を施していない STA750 では時効によって強度は顕著に増加したが, 延性はきわめて低くなった. 強度上昇は粒内に析出した  $\alpha$  相によるものであり, 低延性は優先析出サイトである粒界に析出した  $\alpha$  相に起因して, 粒界近傍の

みで変形が生じたためと考えられる.<sup>10)</sup> 一方冷間加工を施すと, 一般に加工率の増加に伴って引張強さは上昇し, 延性は減少する<sup>14), 15), 20)~22)</sup> 傾向があるが, 本研究の CWA 材では STA750 よりも延性は増加し, また加工率の増加に伴って増加した. 実際, CWA 材の支配的な微視的破壊機構はディンプルであり, 加工率の増加に伴ってせん断縁が大きく発生した. 延性の増加は, 冷間加工を施すと粒内の析出サイトが増加するため粒界の析出が減少したこと, 加工後の時効過程では回復と析出が平行して起きるため, 回復による軟化と析出サイトの減少が生ずること<sup>14)</sup> などに起因すると考えられる. なお, 加工率の増加に伴って強度が上昇しなかった原因として, 加工率にかかわらず同一の時効条件を採用したため, 加工率が高い場合早い段階から回復による軟化と析出サイトの減少<sup>14)</sup> が生ずること, 析出  $\alpha$  相の粗大化などが考えられる.

以上の結果から, 本合金では時効前に冷間加工を施すことによって強度のみならず延性における改善も可能であり, その結果両者のバランスの良い材料 (組織) が得られることがわかった.<sup>14), 23)</sup>

#### 3・2 疲労強度

Fig. 5 に S-N 線図を示す. 図中, 中空印は表面を起点とする破壊 (表面起点型破壊), 中実印は内部を起点とする破壊 (内部起点型破壊) を表している. この破壊形態の違いについては後で詳しく述べる.

図から明らかなように, STA750 は表面起点型の短寿命領域と内部起点型の長寿命領域から成る明瞭な 2 段折れ曲がり S-N 曲線を示し, 破壊起点が遷移する応力は約 600MPa である.<sup>6)~8)</sup> 一方, CWA 材においても両破壊形態が現れる. 表面起点型破壊が支配的な  $10^7$  回以下の寿命領域では疲労強度は STA750 よりも著しく上昇し, CWA64 の疲労強度が CWA36 よりも高い. また, 内部起点型破壊が生ずる領域では加工率の影響はほとんど認められないが, CWA 材は STA750 よりも全体的に長い寿命を示す傾向がある. なお遷移応力は STA750 より大きく上昇し, 720MPa 程度である. 以上のように破壊形態にかかわらず, 時効前に冷間加工を施すことによって疲労強度の向上が達成できる.

Table I. Mechanical properties.

Material code	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\phi$ (%)	Reduction of area $\psi$ (%)	Vickers hardness HV	Grain size $d$ ( $\mu\text{m}$ )
As-received	669	18	65	239	31
CW36	934	8	57	286	23
CW64	1011	7	54	286	19
STA750	1279	1	13	380	31
CWA36	1372	5	23	384	23
CWA64	1308	7	45	385	19

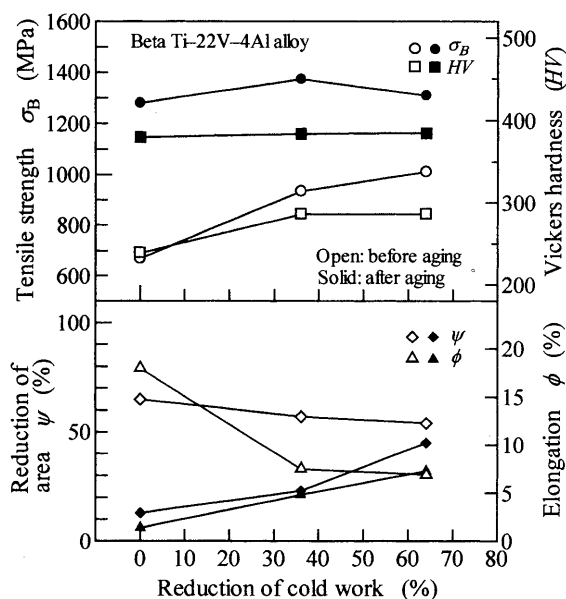


Fig. 4. Effect of cold work on mechanical properties.

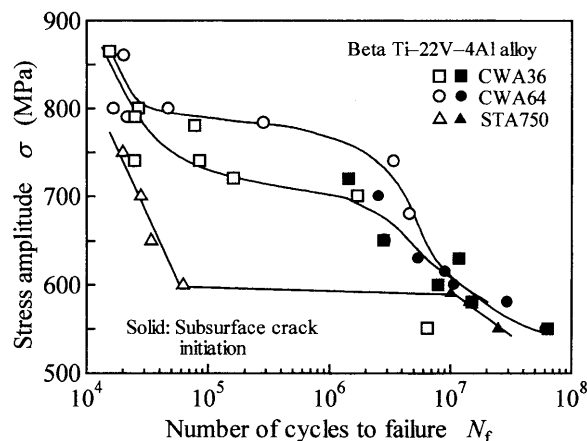


Fig. 5. S-N diagram.

Fig. 6 に疲労比 ( $\sigma/\sigma_B$ ) と疲労寿命  $N_f$  の関係を示す。Table I に示したように、CWA64 の引張強さは CWA36 よりも低いので、CWA64 は相対的にさらに高い疲労強度を示す。このように引張強さと疲労強度が対応しない事実は、冷間加工後時効によって相対的に疲労強度に優れた組織改善を図ることが可能であることを示しており、興味ある結果と考えられる。

### 3・3 表面起点型破壊

3・3・1 き裂発生 STA750、CWA36 および CWA64 におけるき裂発生点近傍の SEM 写真を、それぞれ Fig. 7、8 および 9 に示す。STA750 の発生点には平坦なファセットが観察される。<sup>6)~8)</sup> このファセットは結晶粒界に関係しており、粒界  $\alpha$  相のすべりによって生じたものと思われる。一方 CWA 材の発生点にも類似のファセットが観察される。CWA 材では冷間加工により STA750 よりも粒内の析出が促進されるので、粒界への析出が減少す

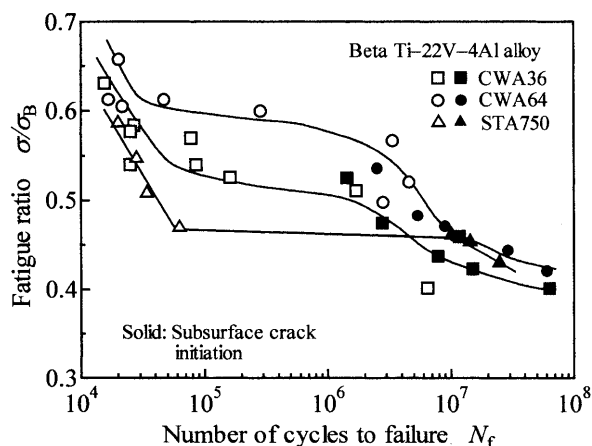


Fig. 6. Fatigue strength characterized in terms of fatigue ratio.

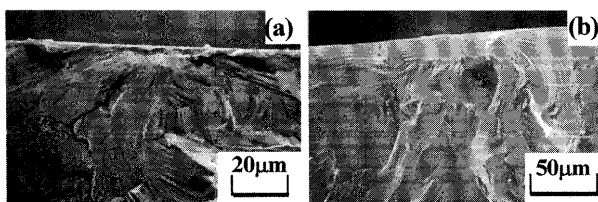


Fig. 7. Crack initiation site at specimen surface in STA750 : (a)  $\sigma = 650 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 3.41 \times 10^4$ , (b)  $\sigma = 600 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 6.25 \times 10^4$ .

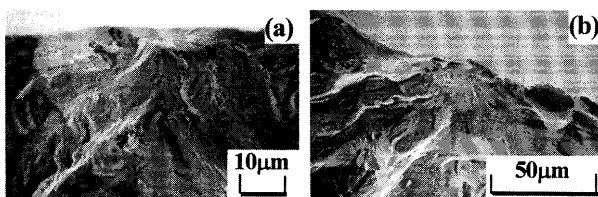


Fig. 8. Crack initiation site at specimen surface in CWA36 : (a)  $\sigma = 800 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 2.72 \times 10^4$ , (b)  $\sigma = 720 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 1.63 \times 10^5$ .

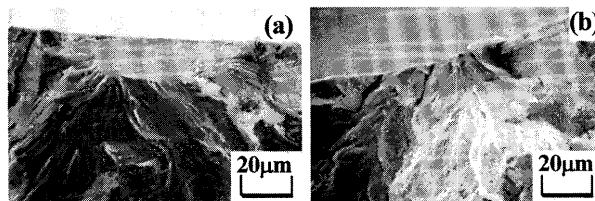


Fig. 9. Crack initiation site at specimen surface in CWA64 : (a)  $\sigma = 800 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 1.69 \times 10^4$ , (b)  $\sigma = 680 \text{ MPa}$ ,  $N_f = 4.62 \times 10^6$ .

ると考えられる。しかし、微細な  $\alpha$  相の析出によって粒内の強度が上昇するために、依然として粒界に関係したき裂発生が生じたと思われる。このように CWA 材のき裂発生機構は基本的に STA750 と同一であるが、CWA 材の疲労強度の上昇は、時効による粒界  $\alpha$  相の減少によってもたらされたと考えられる。なお、Table I から CWA36 は CWA64 よりも粒内の強度が高いから、粒界でのき裂発生の傾向がより強いことが、引張強さの低い CWA64 よりも疲労強度が低くなった主たる原因と考えられる。

3・3・2 微小き裂成長 表面き裂長さ  $2c$  と繰返し数比  $N/N_f$  の関係を Fig. 10 に示す。図から明らかなように、いずれの材料もき裂発生は相対的にきわめて遅く、き裂発生までの寿命が  $N_f$  の大部分を占めている。表面におけるき裂成長様相の観察結果から、冷間加工の有無や加工率にかかわらず、き裂は粒内を優先的に成長していた。なお、初期の微小き裂成長においては結晶粒界が障壁として作用することが知られているが、いずれの材料も粒界の阻止効果はほとんど見られなかった。

Fig. 11 にき裂成長速度  $da/dN$  と最大応力拡大係数  $K_{max}$  の関係を示す。ここで、応力拡大係数をアスペクト比  $a/c = 1$  ( $a$ : き裂深さ) を仮定して、白鳥らの解析結果<sup>23)</sup>を用いて求めた。図から明らかなように、き裂成長抵抗は STA750 が最も高く、次いで CWA64、CWA36 である。

以上のき裂発生および成長挙動の観察結果から、冷間加工を受けていない STA750 のき裂成長抵抗は高いが、き裂成長寿命は相対的に小さいので、表面起点型破壊の

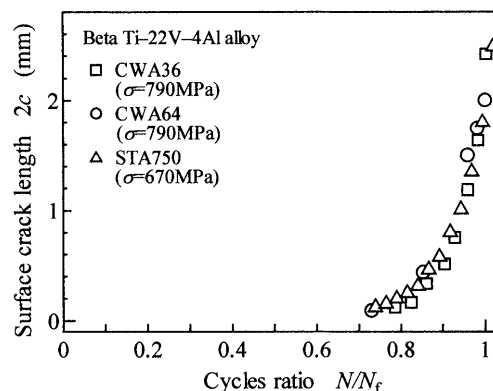


Fig. 10. Relationship between surface crack length and cycle ratio.

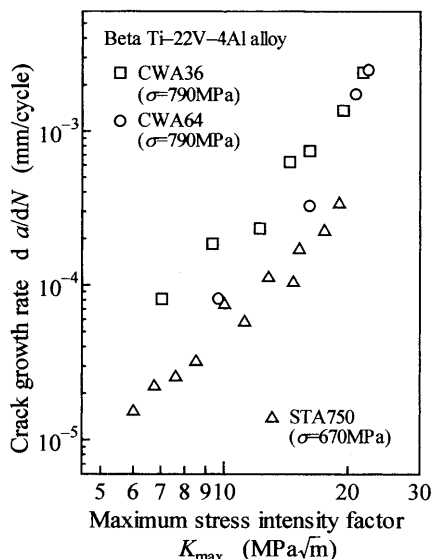


Fig. 11. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small cracks.

疲労強度が冷間加工によって顕著に向上したのは、前述したようにき裂発生抵抗が増加したことに起因する。

### 3・4 内部起点型破壊

**3・4・1 き裂発生様相** Fig. 12, 13, 14 にそれぞれ STA750, CWA36 および CWA64 のき裂発生点近傍の低倍率および高倍率 SEM 写真を示す。STA750 の場合、表面起点型と同様に結晶粒の痕跡を残す平坦なファセットが見られる (Fig. 12 (b))。CWA 材の場合も加工率にかかわらず、発生点には類似のファセットが観察される (Fig. 13 (b)) が、例外的に明瞭なファセットが見られない場合 (Fig. 14 (b)) もあった。また低倍率写真からわかるように、発生点はいずれも表面に近い。このような内部き裂発生の機構は、現時点では不明な点が多く今後の課題であるが、以下に組織的および力学的に検討する。

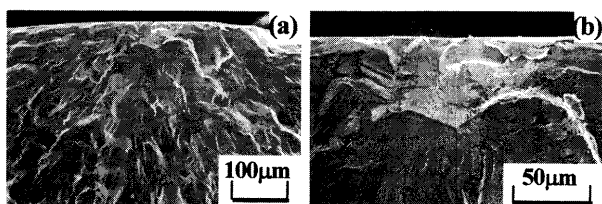


Fig. 12. Subsurface crack initiation site in STA750 ( $\sigma = 590\text{MPa}$ ,  $N_f = 1.01 \times 10^7$ ): (a) low-magnification, (b) high-magnification.

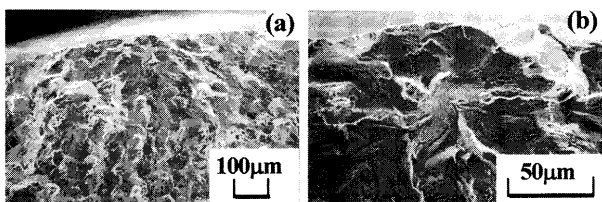


Fig. 13. Subsurface crack initiation site in CWA36 ( $\sigma = 720\text{MPa}$ ,  $N_f = 1.43 \times 10^6$ ): (a) low-magnification, (b) high-magnification.

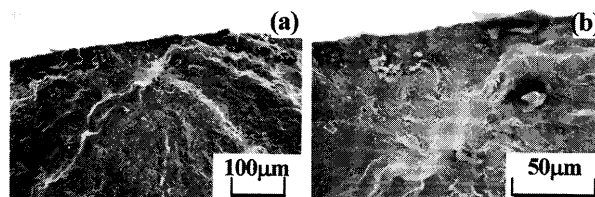


Fig. 14. Subsurface crack initiation site in CWA64 ( $\sigma = 600\text{MPa}$ ,  $N_f = 1.0^8 \times 10^7$ ): (a) low-magnification, (b) high-magnification.

**3・4・2 き裂発生に関係する組織因子** 内部起点型破壊は  $\beta$  型チタン合金に限らず、 $(\alpha + \beta)$  型チタン合金においても観察されている。 $\beta$  型チタン合金の場合、組織因子として粒界  $\alpha$  相が指摘されており、<sup>24), 25)</sup> 著者らも STA750 の内部起点型破壊はファセットの特徴から、粒界  $\alpha$  相の関与を指摘した。<sup>6)~8)</sup> また、高温から低温の二段時効を行うと、表面起点型破壊の場合き裂発生が粒界から粒内に変化し、内部起点型破壊も消失した。これは一段目の高温の時効によって粗大な  $\alpha$  相が粒内に析出し、粒界への析出が相対的に減少したためと考えられた。<sup>10), 11)</sup>

CWA 材の内部起点型破壊の組織因子を本研究結果から明確に特定することは困難である。しかし、ファセットの特徴が STA750 と類似している場合が多いことを考慮すると、冷間加工によって粒内の析出が促進されても、粒界も優先的な析出サイトであるため、粒内の強度との関連で内部き裂発生が生じうる程度の  $\alpha$  相が依然として粒界に析出していることが推測される。<sup>14)</sup> また、冷間加工による時効不均一組織の存在も関与している可能性が考えられる。<sup>12)</sup>

なお  $(\alpha + \beta)$  型チタン合金では、内部起点型破壊のファセットは活動的なすべり系の拘束のために、粒界に集積した転位に誘起された集中応力が、すべりに先んじて  $\alpha$  相のへき開を引き起こす結果であることが指摘されている。<sup>26)</sup> しかし、CWA 材で観察されたファセットが荷重軸に関して比較的大きい角度を有していることやファセット表面の筋状の模様などから、 $\alpha$  相のすべりに起因することも考えられるが、詳細は今後の課題である。

**3・4・3 内部き裂発生に対する力学的アプローチ** 発生点で観察されたファセットの面積  $\sqrt{\text{area}}$  と表面からの距離  $d_{\text{facet}}$  を測定した。両者の関係を Fig. 15 に示す。図にはそれぞれの材料の平均結晶粒径  $d$  も併記した。図から明らかなように、CWA64 のひとつの例外を除いて発生点は浅く、約  $20 \sim 70\mu\text{m}$  である。大きい応力勾配のために表面に近い箇所でき裂が発生するのは力学的に理解できるが、CWA64 において観察された約  $200\mu\text{m}$  の深い位置のき裂発生は、積極的な組織因子の関与を示している。また、ファセット寸法はばらついているが、ほぼ  $d$  の  $1 \sim 2$  倍である。このことはファセットの結晶学的な形成を示唆していると考えられる。

Fig. 16 に  $d_{\text{facet}}$  の応力依存性を示す。各材料に対して両者の間に概ね相関があり、応力の低下に伴ってファセッ

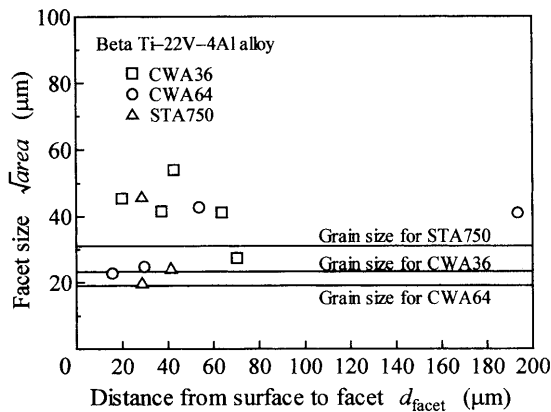


Fig. 15. Relationship between facet size and distance from surface to facet.

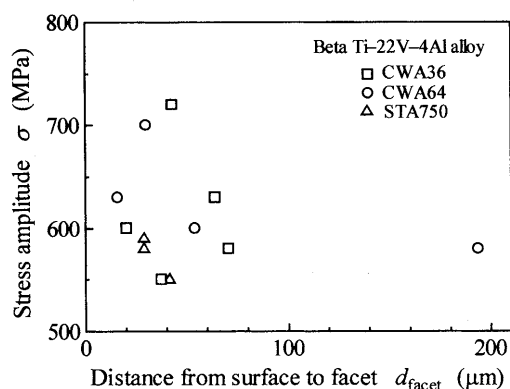


Fig. 16. Relationship between stress amplitude and distance from surface to facet.

トの位置は深くなる傾向がある。これは応力勾配に関係していることは明らかであり、前述の組織因子の存在と応力勾配の両者の関係によって内部き裂発生が決まることを示している。

次に、き裂発生点のファセットをき裂と見なしたときの最大応力拡大係数  $K_{\max,i}$  と  $N_f$  の関係を Fig. 17 に示す。ここで、次式を用いて  $K_{\max,i}$  を求めた。

$$K_{\max,i} = 0.5\sigma_{\text{facet}}\sqrt{\pi\sqrt{\text{area}}} \quad (1)$$

なお、 $\sigma_{\text{facet}}$  はファセットの位置における応力である。

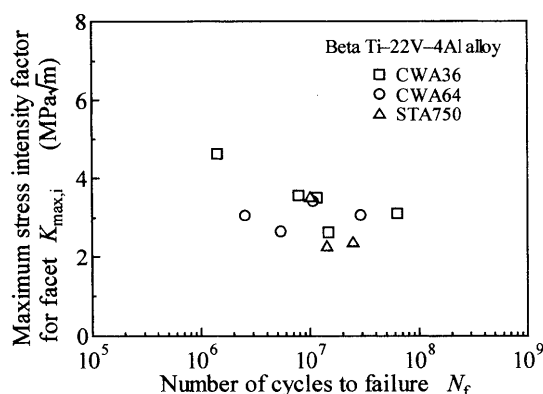


Fig. 17. Relationship between maximum stress intensity factor and fatigue life.

図から明らかなように  $K_{\max,i}$  と  $N_f$  の間に比較的良好な関係があり、 $K_{\max,i}$  の減少に伴って  $N_f$  は増加する傾向がある。

### 3・5 内部き裂発生抑制の試み

前報において STA 材で生じた長寿命領域における内部起点型破壊が、高温から低温の二段時効によって抑制できることを明らかにした。<sup>10), 11)</sup> そこで本研究でも、二段時効による内部起点型破壊の抑制について検討した。

一段目および二段目の温度、またそれらの保持時間など、種々の時効条件が考えられるが、ひとつの試みとして前報の結果<sup>10)</sup>を参考にして、一段目は 500℃・4 時間、二段目は 450℃・8 時間の時効を CW 材に適用した。以後、この時効処理を施した試験片を加工率に応じて、それぞれ CWDA36 および CWDA64 と呼ぶ。

二段目の時効後の SEM 組織写真を Fig. 18 に示す。CWA36 (Fig. 3 (b)) および CWA64 (Fig. 3(c)) の組織と比べると、析出  $\alpha$  相は粗大化しており、その程度は CWDA64 のほうが CWDA36 より顕著である。なお引張強さ、伸びおよび絞り、は、CWDA36 に対してそれぞれ 1196MPa、12%、57%、CWDA64 に対して 1268MPa、10%、57% であり、CWA 材 (Table I) と比べると、いずれも強度はやや低下し、逆に延性は増加している。なお、適切な二段時効条件を選択すれば、CWA 材よりもさらに優れた強度と延性のバランスを得ることができると考えられる。<sup>27)</sup>

CWDA 材の S-N 線図を Fig. 19 に示す。図から明らかなように、CWDA36 では  $N = 10^7$  回近傍で破壊が生じるが、起点は表面であり、実験の範囲内で内部起点型破壊

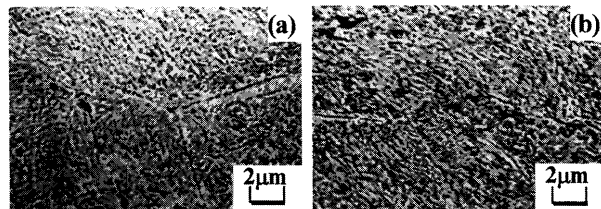


Fig. 18. SEM micrographs showing microstructure of the materials duplex-aged after cold work: (a) CWDA36, (b) CWDA64.

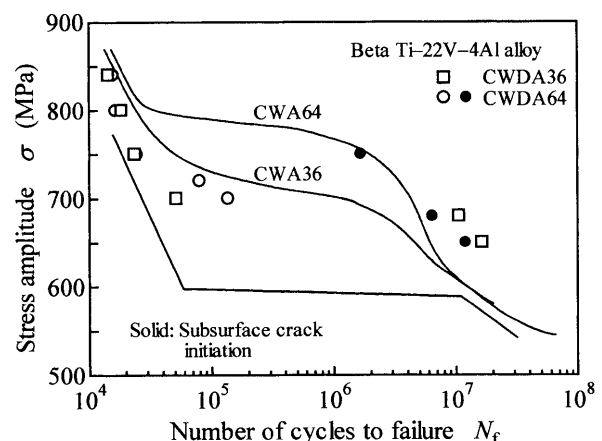


Fig. 19. Fatigue strength of the materials duplex-aged after cold work.

は見られなかった。一方 CWDA64 では、依然として長寿命領域で内部破壊が生ずる。CWA 材の疲労強度と比べると、短寿命領域では両 CWDA 材の疲労強度は低下するが、長寿命領域では表面起点型の CWDA36 の結果がやや長い寿命を示す。また、加工率の影響は短寿命領域で認められ、CWDA64 の疲労強度は CWDA36 よりも高い。

CWDA64 の内部き裂発生点には CWA 材と類似のファセットが観察された。採用した二段時効では、一段目の高温の時効によってやや粗大な  $\alpha$  相が析出し、続く二段目の低温の時効により微細な  $\alpha$  相が析出すると考えられ、その結果、粒界  $\alpha$  相の析出が減少することが期待される。しかし CWDA64 の場合、依然として粒界にも  $\alpha$  相の析出が生じ、内部破壊起点となったものと推測される。

最後に、本研究では時効条件の検討は行わず、これまでの研究と同様の条件を採用した。したがって、加工率に応じた適切な時効条件を確立すれば、さらなる疲労強度の改善が期待できる。また、粒内の析出を促進し、粒界への析出を最小とする指針を基礎とした適切な二段時効を選択すれば、内部起点型破壊を生じない疲労強度特性が得られると考えられる。

#### 4 結 言

本研究では、 $\beta$  型 Ti-22V-4Al 合金の冷間加工後時効した材料 (CWA 材) を用いて回転曲げ疲労試験を行い、その疲労挙動を溶体化処理後時効材 (STA750) と比較することによって冷間加工の影響について検討した。得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) CWA 材では STA 材よりも引張強さのみならず、伸びや絞りも増加し、強度と延性のバランスが改善された。

(2) STA750 と同様に、CWA 材でも短寿命領域では表面起点型破壊、長寿命領域では内部起点型破壊が生じた。前者の領域では、CWA 材の疲労強度は STA750 よりも著しく上昇し、加工率の高いほうが疲労強度は高かった。一方後者の領域では、加工率の影響は見られなかったが、CWA 材は STA750 よりも全体的に長寿命であった。

(3) 表面起点型破壊の場合、CWA 材のき裂発生は STA750 と同様に相対的にきわめて遅く、また微小き裂成長抵抗は STA750 よりも低かったことから、CWA 材の疲労強度の向上はき裂発生抵抗の増加に起因していると判断された。

(4) CWA 材の内部き裂発生点には STA750 と類似のファセットが認められた。ファセット寸法は結晶粒径の 1~2 倍程度であり、その位置は表面から比較的浅く、応力の減少に伴って深くなる傾向があった。

(5) ファセットの最大応力拡大係数  $K_{\max,i}$  と疲労寿命の間には比較的良好な相関があり、 $K_{\max,i}$  の減少に伴って疲労寿命は増加した。

(6) 冷間加工後二段時効を施すことによって疲労強度は CWA 材よりも低下したが、内部起点型破壊が消失する場合が認められた。

終わりに、本研究の一部を卒業研究として協力していただいた高橋康彦君 (現岐阜大学大学院) に感謝する。

#### 参 考 文 献

- 1) P. J. Bania, "Beta Titanium Alloys in the 1990's", p.3 (1993) TMS, Warrendale, PA.
- 2) 卞 建春, 戸梶恵郎, 中島正貴, 小川武史, 材料, **44**, 933 (1995).
- 3) 戸梶恵郎, 卞 建春, 塩田祐久, 鉄と鋼, **81**, 930 (1995).
- 4) 戸梶恵郎, 塩田祐久, 大西将晴, 鉄と鋼, **83**, 281 (1997).
- 5) K. Tokaji and H. Kariya, Mater. Sci. Engng, **A281**, 268 (2000).
- 6) 戸梶恵郎, 大矢耕二, 菊谷宏康, 材料, **49**, 994 (2000).
- 7) K. Tokaji, K. Ohya and H. Kariya, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., **23**, 759 (2000).
- 8) K. Tokaji, K. Ohya and H. Kariya, Proc. Int. Conf. Fatigue in the Very High Cycle Regime, 141 (2001).
- 9) 戸梶恵郎, 大矢耕二, 菊谷宏康, 鉄と鋼, **86**, 769 (2000).
- 10) 戸梶恵郎, 大矢耕二, 菊谷宏康, 材料, **50**, 151 (2001).
- 11) K. Tokaji, K. Ohya and H. Kariya, "Fracture Mechanics Beyond 2000" (Proc. ECF14), **3**, p.407 (2002) EMAS publishing, Sheffield, UK.
- 12) K. Tokaji, S. Takafuji, K. Ohya, Y. Kato and K. Mori, J. Mater. Sci., **38**, 1153 (2003).
- 13) 郡司牧男, 北野皓嗣, 丹羽直毅, 伊藤邦夫, 鉄と鋼, **72**, 610 (1986).
- 14) 鈴山 恵, 山下公彦, 稲葉輝彦, 時実正治, 日本金属学会誌, **53**, 1098 (1989).
- 15) Y. Motohashi, E. Iwai, M. Ebara, T. Sakuma and I. Kuboki, Proc. 4th Jpn Int. SAMPE Symp., **1**, 488 (1995).
- 16) R. R. Boyer, H. J. Rack and V. Venkatesh, Mater. Sci. Engng, **A243**, 97 (1998).
- 17) A. Berg, J. Kiese and L. Wagner, Mater. Sci. Engng, **A243**, 146 (1998).
- 18) T. Furuhashi, H. Nakamori and T. Maki, Mater. Trans., JIM, **33**, 585 (1992).
- 19) T. Makino and S. Matsuda, Proc. Int. Conf. Thermo-mechanical Processing of Steels & Other Materials, 1519 (1997).
- 20) A. G. Hick and H. W. Rosenberg, Proc. Symp. on Beta Titanium Alloys in the 80's, 231 (1983).
- 21) R. J. Stokes, R. J. De Angelis and G. A. Sargent, Proc. Conf. Titanium and Titanium Alloys, 1853 (1982).
- 22) 岡田 稔, 西川富雄, 日本金属学会誌, **50**, 555 (1986).
- 23) 白鳥正樹, 三好俊郎, 酒井義明, 張 光栄, 日本機械学会論文集, **A-53**, 779 (1987).
- 24) J. G. Ferrero, J. R. Wood and P. A. Russo, "Beta Titanium Alloys in the 1990's", p.211 (1993) TMS, Warrendale, PA.
- 25) W. J. Porter and D. Eylon, "Beta Titanium Alloys in the 1990's", p.273 (1993) TMS, Warrendale, PA.
- 26) D. F. Neal and P. A. Blenkinsop, Acta Metal., **24**, 59 (1976).
- 27) 丹羽直毅, 新井 望, 高取英男, 伊藤邦夫, **77**, 131 (1991).