

© 1990 ISIJ

 ///////////////
 論文
 ///////////////

Ti-6Al-4V 合金の極低温高サイクル疲労における内部き裂の発生

梅澤 修*・長井 寿*²・石川 圭介*²

Subsurface Crack Initiation in High Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V Alloys at Cryogenic Temperatures

Osamu UMEZAWA, Kotobu NAGAI and Keisuke ISHIKAWA

Synopsis:

In titanium alloys subsurface fatigue crack initiation occurs apparently without the existence of any defects such as inclusion or pore. We investigated subsurface crack initiation and sub-crack for Ti-6Al-4V alloys at cryogenic temperatures, and discussed the growth mechanism of microcrack.

As the maximum stress was decreased, the morphology of subsurface crack initiation sites was changed from consisting of one facet to of more facets. The facet was identified as a cracked α phase by comparing their chemical composition and morphology. Sub-cracks were also produced in α phase. The subsurface crack initiation sites and the sub-cracks were not perpendicular to the applied stress. Hence it is concluded that a microcrack initiates in a α grain, grows into neighbor β plates and α grains, and finally forms an initiation site for a main fatigue crack. The lower the maximum stress, the greater the size of subsurface crack initiation sites. We adopted the size of the projection of subsurface crack initiation site on the main crack propagating plane, as a shape parameter of three-dimensional crack. Using this parameter, the dependence of initiation site size on the maximum stress range can be accounted for by an assumption that the microcrack growth is controlled by a threshold condition.

Key words: α - β titanium alloy; subsurface crack initiation; fatigue; cryogenic temperatures; microcrack; threshold condition.

1. 緒 言

高サイクル疲労における内部き裂の発生は、通常、介在物やポロシティといった欠陥に起因しているが、Ti合金などの高降伏強さ材料では、室温およびそれ以下の温度域において、先在する欠陥に関係しない内部き裂の発生が報告されている^{1)~9)}。これらの内部き裂の発生には共通する特徴があげられる。すなわち、(1)繰返しの最大応力が例えば0.2%耐力の75%以下の値といった低応力側である、(2)破断繰返し数が $10^5 \sim 10^7$ 回以上である、(3)空隙、異物、介在物のような先在する内部欠陥を破壊起点としたものではない。また、内部き裂発生点の形態は、微視組織に依存している。しかしながら、以上の特徴が、それぞれ内部き裂発生に本質的なものであるかどうかを初めとして、その機構に関する統一した理解にはまだ至っていない。

先在き裂の無いことを仮定した金属材料が疲労破壊に至る全過程を考えてみると、一般にそれは、I. 損傷

(微小き裂発生のための変形集中)から微小き裂の発生、II. 微小き裂の成長と主き裂の選択、III. 主き裂の進展と破壊などの素過程に分けることができる。もちろん、これらの素過程は完全に時系列的に起こるとは限らず、複数の異なった微小き裂発生機構が存在する場合などは並列的に進行すると考えるべきである。また、これらの微小き裂の発生、成長などのそれぞれの素過程が微視組織と密接に関係していると考えられる。

著者ら⁷⁾は、 α 型のTi-5Al-2.5Sn ELI合金で観察された先在欠陥に関係しない内部き裂発生点が微視組織的成因をもつことを明らかにした。この合金は等軸 α 粒組織であるが、一部に母相より微細な α 粒の集まった領域を有している。そこでは第2相が粒界に分散し、強化元素であるAlの濃度が低い。内部き裂はこの組織的「不均一」部から発生した。また、極めて低い繰返し応力でも不均一部の粒界に堆積した転位列が形成され、しかもそれが特定のすべり系に限られることを明らかにした。つまり、塑性変形の微視的不均一が局所的な応

昭和63年11月本会講演大会にて一部発表 平成元年10月26日受付 (Received Oct. 26, 1989)

* 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305)

*² 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

力・ひずみ集中を誘起し、低応力域における内部き裂発生を可能にしていることを示唆した。

α - β 型の Ti-6Al-4V 合金における内部き裂発生については、前述の共通点以外にも以下のような特徴が著者らをはじめとする従来の報告から明らかである。すなわち、(1)試験条件(室温以下の温度域、周波数、環境等)³⁾⁵⁾ や材料(製造方法、不純物濃度等)⁴⁾⁵⁾ の違いによらず内部き裂発生が起こる。周波数や雰囲気水素濃度等によらず同じ応力、破断繰返し数で内部き裂発生が生じることは、それが環境破壊の要因をほとんど持たないことを示している。(2)表面き裂発生域では疲労強度は引張強さとほぼ正の相関関係にあるが、内部き裂発生域での疲労強度は引張強さに必ずしも依存しない⁵⁾。(3)内部き裂発生点を構成するファセットの形状・大きさは α 相組織のそれとよく対応している⁴⁾⁵⁾。以上より、Ti-6Al-4V 合金では内部き裂発生がかなり一般的に生じ、それが微視組織的要因と深い関係を持つことが考えられる。そこで本研究では、著者らが行った Ti-6Al-4V 合金の極低温高サイクル疲労試験⁵⁾ の破断試料を用いて内部き裂発生点について詳細な観察を行った。そして、微視組織と密接に関連した微小き裂の発生と成長による内部き裂の形成過程を明らかにし、主き裂選択を支配する機構について考察した。

2. 実験方法

2.1 材料

本研究で用いた Ti-6Al-4V 合金 (Mill annealed)⁵⁾ は不純物濃度の異なる Normal, ELI (Extra-Low-Interstitial), Sp. ELI (Super ELI) の 3 グレードである。各グレードの化学成分は主に Fe と O 濃度 (wt%) に違いがあり、Normal; Fe 0.199, O 0.135, ELI; Fe 0.200, O 0.104, Sp. ELI; Fe 0.028, O 0.054 である。そして、各グレードごとに鍛造材 (Forged, 熱間鍛造 (900°C)) と圧延材 (Rolled, 熱間鍛造 + 熱間圧延 (900°C)) がある。合計 6 種の材料の試験片横断面組織写真を Photo. 1 に示す。なお、各材料の組織は等方的である。鍛造材では隣接する α 相の結晶方位がほぼ同じである領域 (コロニー組織) が認められるのに対し、圧延材では β 相が細粒化するとともに、隣接する α 相の結晶方位の平行性は失われている (バルクとしての Texture は鍛造材にほぼ等しい⁵⁾)。また、Normal と ELI に比べ Sp. ELI は組織が微細である。これは主に後者の鍛造比が大きいことによると考えられる。

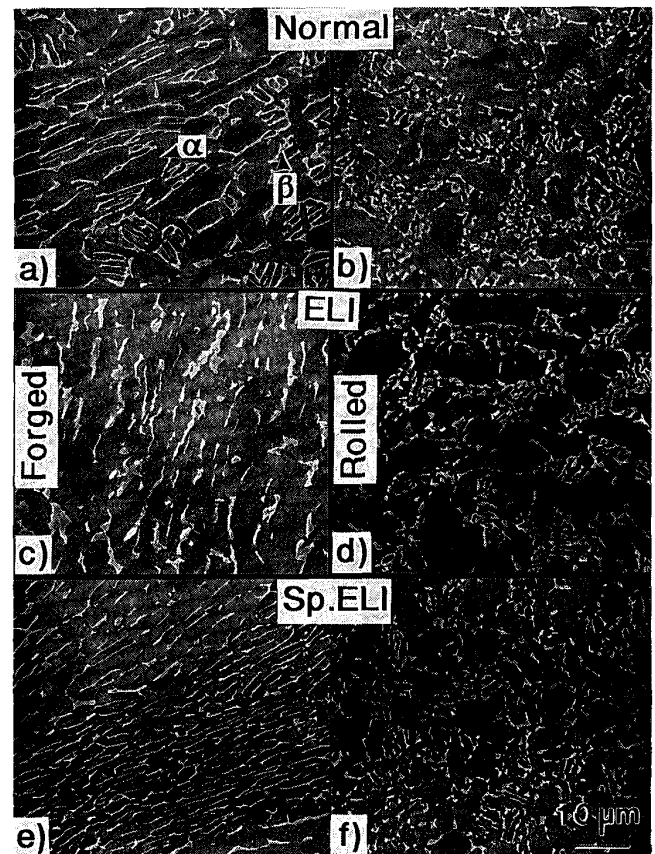


Photo. 1. SEM micrographs of Ti-6Al-4V alloys that correspond the transverse sections of every specimen.

2.2 内部き裂発生点の観察と大きさの測定および組成分析

液体ヘリウム中 (4 K) および液体窒素中 (77 K) において疲労破断した試料⁵⁾ について、内部き裂発生点の形態観察のために破断面の SEM 観察を行った。疲労試験は荷重制御、 $R = 0.01$ ($R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$) であり、試験片は砂時計型 (最小径 4.5 mm, L 方向) である。

さらに、内部き裂の大きさを数量化して取り扱うことを試みた。Fig. 1 に示すように、内部き裂発生点は応力軸に対してある角度で傾いている。ここで内部き裂発生点とは、低倍率的には平坦で、応力軸に対しある角度をもつ破壊起点の全域を指すものとする。内部き裂発生点の大きさを評価する方法はいくつかありうるが、本研究では、内部き裂発生点を主き裂伝播面に投影した際の幅 f_s (この幅方向は主き裂の初期伝播方向と一致し、主き裂伝播面は応力軸に対しほぼ直角である) を内部き裂発生点の大きさ (Subsurface crack size) として定義した。したがって、最大主応力に垂直な面に投影して等価なき裂を想定したときに、 f_s はそのき裂長さに対応づけられる。さらに、微視組織との大きさの比較をするため

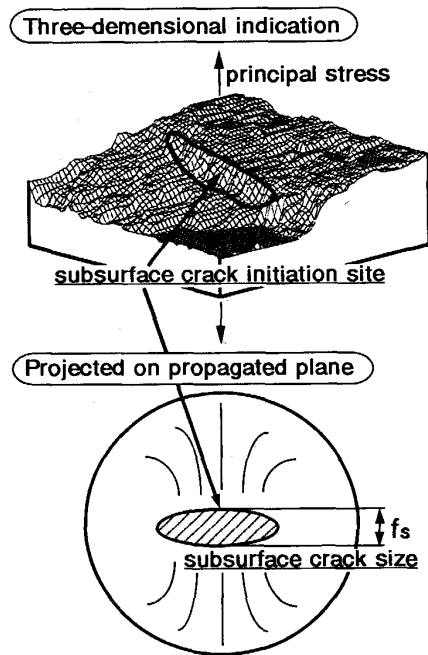


Fig. 1. Definition of subsurface crack size (f_s) as a geometric parameter.

に、 α 相の大きさを定義した。すなわち、試料横断面上 (Photo. 1) の α 相についてその短軸長さ (針状 α 組織における α 相の幅あるいは等軸 α 組織における α 相の径に対応する) を測定した。

また、内部き裂が組織的にある特定な領域に対応しているかどうか調べるために、EDSによる組成分析(点分析)を内部き裂発生点と組織観察試料について行った。分析領域は後述の内部き裂発生点の形態において定義されるファセット (Facet) とファセット輪郭部 (Border), および微視組織における α 相と β 相である。内部き裂発生点の分析に使用した試料は4Kで疲労破壊した材料である。分析元素はAl, V, Fe, Tiであり、測定点は各領域ごとに10~40点である。

2.3 Sub-crack の観察

内部き裂が疲労過程において局所的な変形集中により生成すると考える場合⁷⁾, 試料片中には複数の内部き裂の存在が考えられる。そこで、内部き裂発生点域を含む縦断面¹⁰⁾ および任意の縦断面 (共に応力軸に平行) について、破断試料中の Sub-crack の SEM 観察を行った。

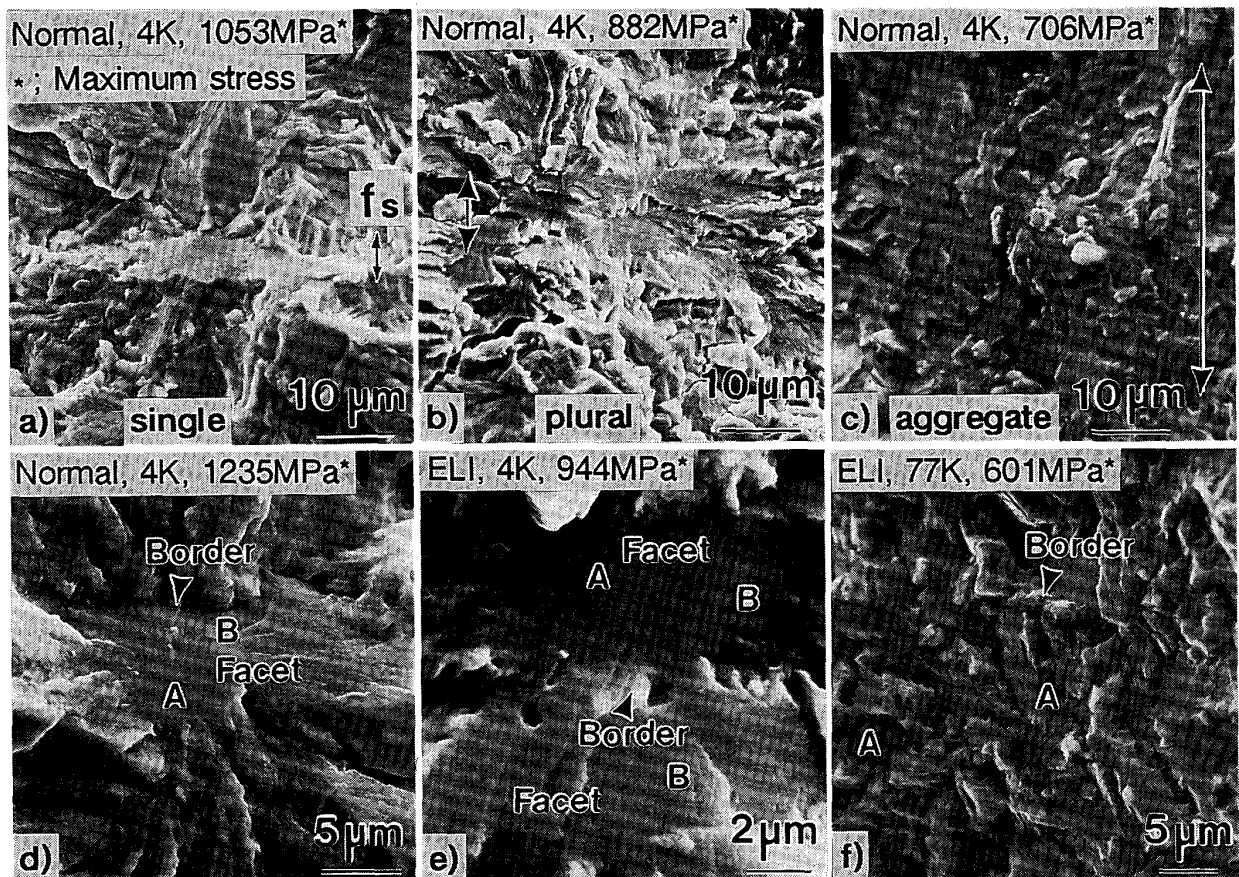


Photo. 2. SEM micrographs of subsurface crack initiation sites of forged alloys.

3. 実験結果

3.1 内部き裂発生点の形態

すべての試料において、破壊起点部に異物の存在は認められず、空隙等の欠陥も観察されない。Photo. 2 は、鍛造材と圧延材の内部き裂発生点近傍の SEM 写真である。ところで、内部き裂発生点の発生位置は各試料により表面近傍から試験片中央部までの試験片内部に分布しており、内部き裂発生点の位置と関係のある試験因子は認められない。いずれの試料でも内部き裂発生点は前述のように低倍率では平坦であり、応力軸に対しある角度を持っている。しかし、倍率を上げて観察してみると、一つまたは複数のファセットから成り立っていることがわかる。そして、鍛造材のファセットが伸長形であるのに対し、圧延材ではアスペクト比が小さくなっている。さらに、鍛造材では伸長形ファセットが並んでいるのに対し、圧延材では各ファセットの並びや傾きがよりランダムとなっている。すなわち、ファセットの形態・分布はそれぞれの α 相組織 (Photo. 1) とよく対応している。

さらに、内部き裂発生点の形態と大きさ (f_s) は応力レベルにともない変化している。すなわち、応力レベルが低くなるとともに、1個のファセット a) から、2~4個のファセットが連なったもの b) へ、さらに小さなファセットが数多く集まったもの c) へと変化し、内部き裂発生点は大きくなっている。ここでは、内部き裂発生点が1個のファセットから成り立っている場合を Single, 数個のファセットが連なっている場合を Plural, そして小さなファセットが個々に集まっている場合を Aggregate と呼称する。

Fig. 2 は、4 K における内部き裂発生点の大きさ f_s の値を最大応力 (σ_{max}) に対して示している。図中では

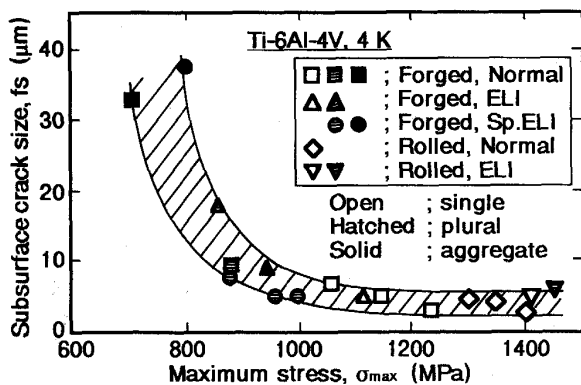


Fig. 2. Relationship between subsurface crack size and maximum stress at 4 K for Ti-6Al-4V alloys.

3種の内部き裂発生点の形態の分類も行っている。4 K および 77 K とともに f_s は最大応力の減少とともに大きくなり、 f_s での評価は内部き裂発生点の大きさの応力による変化をよく表している。そして、 f_s の増大とともに Single から Plural, Aggregate への形態変化が各材料に共通して表れる。

さらに、3種の内部き裂発生点を詳細に観察してみる。まず、内部き裂発生点は Photo. 2 d), e), f) に示すようなファセット (Facet) とファセット輪郭部 (Border) に区別できる。Border はファセットとファセットの境界またはファセットの輪郭に存在し、破面上に凹凸がある (Photo. 2e)。次に、ファセットは様相の異なった二つの領域 (A と B とする) から成っている。すなわち、領域 A は約 4 μm 径の円状で平坦であり、領域の一端は Border に内接している。一方、領域 B は放射状にき裂成長の形跡が観察される部分である。しかも、領域 A と B では応力軸との傾きに若干の違いがある。Aggregate の場合にも二つの領域に区別ができるが、領域 A は一つに限定されない (Photo. 2f)。すなわち、Aggregate は Single, Plural の集合体と考えることもできる。

3.2 内部き裂発生点と α 相の対応

前節で、内部き裂発生点の形態・大きさが α 相のそれらと定性的によく対応していることを述べたが、内部き

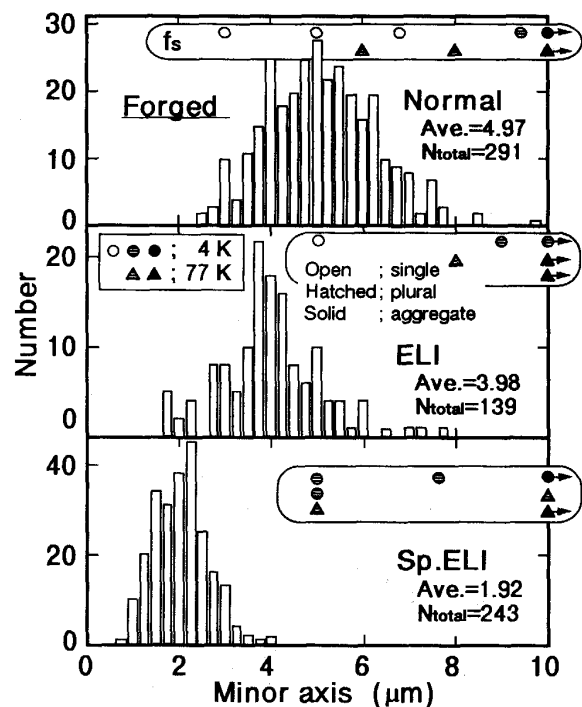


Fig. 3. α grain size of the representative area shown in Photo. 1 a) c) e), and subsurface crack size of forged alloys.

裂発生点の大きさと α 相の大きさととの定量的対応づけを試みる。Fig. 3 には鍛造材における α 相の短軸長さを各グレードの材料別にヒストグラムにして示してある。図中には母集団の総数 (N_{total}) と平均値 ($Ave.$) を記してある。また、 f_s の値も 3 種の内部き裂発生点の形態別に図中に示してある。鍛造材と圧延材それぞれにおいて、Sp. ELI では Normal, ELI に比べ α 相短軸長さが小さくなっており (圧延材では, Normal : $Ave. = 4.04$, ELI : $Ave. = 4.04$, Sp. ELI : $Ave. = 2.83$), α 相が微細化している。しかし、各グレードとも鍛造材と圧延材の α 相短軸長さの差は小さい。次に、図中に示す f_s との対応をみってみる。Single ファセットの f_s はいずれの材料においても α 相短軸長さの分布範囲内に位置している。Plural ファセットの場合、Sp. ELI 鍛造材で明らかであるが、 f_s は α 相短軸長さの 2~4 倍の値を示す。前述の内部き裂発生点の形態が二~四つのファセットが連なっていることから、 f_s は複数の α 相短軸長さの和に対応すると判断できる。Aggregate ファセットの場合、 f_s はより大きな値を示している。このように f_s は α 相短軸長さの整数倍にほぼ対応するとしても矛盾なく説明できる。

次に、内部き裂発生点と組織観察試料について EDS 分析を行った。Table 1 に示すように、ファセット (Facet) の組成濃度はいずれの材料においても α 相組成に対応しており、一方、ファセット輪郭部 (Border) には β 相に対応する領域のあることが認められる。

以上のように、内部き裂発生点を構成するファセットはその形状・大きさと化学組成から α 相に対応し、 β 相はファセット輪郭部内にあると結論づけられる。そして、

Table 1. EDS analysis of polished samples and subsurface crack initiation sites of specimens failed at 4K.

Alloy	Region	Concentration (wt%)		
		Al	V	Fe
Normal	α	5.35~6.89	2.11~5.77	0.00~0.33
	β	4.10~5.86	3.48~11.84	0.07~1.22
	Facet	4.80~7.26	1.64~3.03	0.00~0.12
	Border	2.67~6.59	2.38~10.45	0.09~1.11
ELI	α	5.56~6.95	2.00~5.08	0.00~0.08
	β	3.71~5.17	4.31~13.51	0.14~1.26
	Facet	4.52~6.60	2.81~2.93	0.00~0.07
	Border	1.15~4.79	2.80~8.18	0.07~0.61
Sp. ELI	α	4.88~6.35	2.23~4.71	0.00~0.02
	β	3.77~4.97	4.72~13.41	0.00~0.20
	Facet	4.42~6.32	3.08~3.89	0.00~0.02
	Border	2.16~4.75	4.41~6.92	0.08~0.16

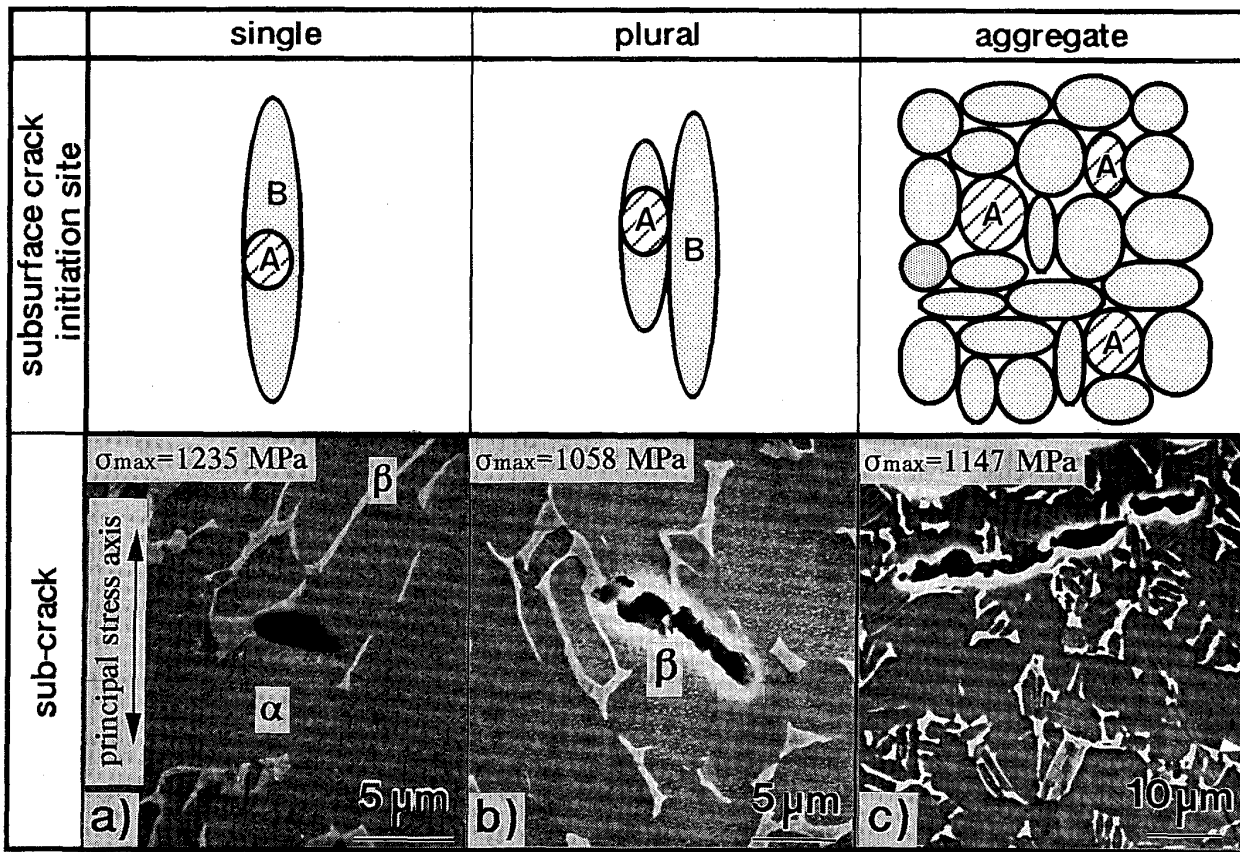


Photo. 3. The correspondence between illustrated initiation sites and sub-cracks in failed forged normal specimens at 4 K.

ファセットはその破面形態から領域 A と B に区別される特徴を有することがわかった。

3.3 繰返し変形にともなう試験片内部の Sub-crack の発生

疲労破断後の試料の縦断面組織観察の結果、表面き裂発生の高応力レベルから内部き裂発生となる低応力レベルまで、同一試験片内部に複数の Sub-crack が観察された。それら Sub-crack はき裂長さが数 μm 以上で、疲労破断面直下を中心に認められた。ただし、破断面近傍に観察される Sub-crack には、(1)繰返し変形による内部き裂の発生、(2)主き裂先端部の応力・歪み集中場における微小き裂の発生¹²⁾、の二つの場合が考えられる。しかし、ここでは両者の区別は困難であるので、一般に Sub-crack として扱う。鍛造材と圧延材いずれの場合も、微小き裂は α 相内に形成されており、一端を α - β 界面に接することが多い。そして、内部き裂発生点域では種々の形態の Sub-crack が観察された。それらを整理すると、前述の内部き裂発生点の3種の形態と同様に分類ができる。Photo. 3 にその対応の一例を示す。ここでは、内部き裂発生点の形態については模式図で示してある。Photo. 3 に示した Sub-crack と内部き裂発生点の形態の完全な対応から、それぞれの形態の内部き裂発生点の形成を以下のようにうまく説明できる。すなわち、 α 相内にまず α - β 界面に接した微小き裂(領域 A に対応する)が生じ、それがその α 相内で成長(領域 B)する (Single)。さらに β 相を貫通し、隣接する α 相にき裂が成長(領域 B)する (Plural)。Aggregate では複数の微小き裂(領域 A)の成長(領域 B + Border)と連結により数 $10\ \mu\text{m}$ の内部き裂発生点形成される。

以上より、内部き裂発生点は α 相内の微小き裂に起源を持ち、それがその α 相そして β 相さらに隣接 α 相へと順次成長していく過程により形成され、その大きさは温度、材料、製造条件によらず、応力の低い方が大きいことがわかった。しかし、なぜ内部き裂発生点の大きさが応力レベルにより変化し、また何がそれを決定するかについては極めて興味深いので、次章で詳しく考察する。

4. 考 察

4.1 内部き裂発生点の大きさの応力依存性

4.1.1 微小き裂(欠陥)を有する材料の疲労限

本合金のように試験片内部、表面を問わず複数の微小き裂が存在すると仮定すると、どの微小き裂が主き裂として選択されるかは、応力と微小き裂の形状・大きさの

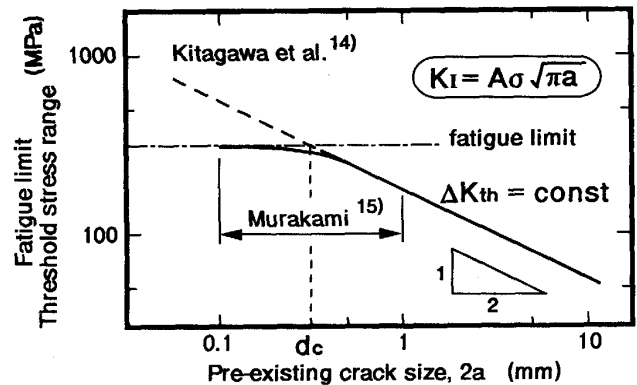


Fig. 4. Dependence of threshold conditions for fatigue crack growth of a microcrack on stress range.

幾何学的パラメーターとにより決定される。疲労限を微小き裂の成長が停留した状態であると仮定すれば、北川¹⁴⁾、村上¹⁵⁾らによると、欠陥を有する材料の疲労限はそれと等価な微小き裂の大きさと Threshold stress range ($\Delta\sigma_{th}$) から議論できる。Fig. 4 はこの関係を模式的に表した図である。図中で $2a > d_c$ (限界欠陥寸法とされている) では疲労限は ΔK_{th} (材料定数) から決定づけられる。 $2a < d_c$ では無欠陥材の疲労限(時間強度)に漸近する。村上¹⁵⁾ は $2a \approx d_c$ 付近の領域で詳細な実験を重ね、この領域でも疲労限がき裂の大きさに依存しているとし、 ΔK_{th} のき裂寸法依存性を述べている。ここで北川、村上らの議論で注意しなければならないのは、すべてを欠陥の最初の大きさと議論していることである。3章で明らかにしたように、本合金では発生した微小き裂がそのまま主き裂の核となるのではなく、成長してある大きさとなって主き裂として選択されている。さらに、欠陥の三次元的形状、先端部の曲率半径等から考えても、欠陥の寸法をそのまま主き裂の核の大きさ(限界欠陥寸法)とすることは問題となる可能性が高い。特に $2a \leq d_c$ の領域においては、想定される主き裂の核の大きさと欠陥の大きさの差が大きくなると考えられる。したがって、微小き裂(=欠陥)の成長という概念を導入すれば、村上らの議論は再考の余地があることとなる。すなわち、 ΔK_{th} がき裂寸法依存性をもつという結論は成立しない可能性がある。

4.1.2 微小き裂成長の限界条件(応力依存性)

4.1.1 での議論は疲労限もしくは時間強度についてのものであるが、複数の微小き裂が存在し、かつそれぞれが何らかの機構で成長が可能であると考えた場合、内部き裂発生域における任意の応力下において、主き裂として選択される微小き裂の限界条件を同様に考えることが

できないだろうか。その検討のためには、まず微小き裂の大きさ、微小き裂に作用する応力を明らかにしなければならない。しかしながら、微小き裂は三次元的存在で一般には形状も単純ではない。また、微小き裂に作用する応力場も主応力によるものと微小き裂の発生をもたらした局所的応力集中によるものの加算となると考えられる。これらを破壊力学的に厳密に考えることは容易でないで、ここではいくつかの単純化と仮定を行って議論を進める。まず、内部き裂発生点は微小き裂が成長し、主き裂の核となったものと考え、2章で定義した f_s を主き裂面上の等価なき裂の大きさに対応するパラメータとする。これは、内部き裂発生点の示す破面の様相と f_s の微視組織との定量的な関係からして妥当な仮定であると考えられる。 f_s の大きさをもつ主き裂の核に作用する応力は、微小き裂が主き裂となって主応力の支配下に入ると考え、主応力だけと見積もる。これより、内部き裂先端の応力拡大係数を与える近似式は次のように書き表せる。

$$\Delta K_{I_{max}} = A \Delta \sigma_{max} \sqrt{\pi f_s}$$

ここで、 $\Delta \sigma_{max}$: 最大応力振幅, f_s : 内部き裂発生点の大きさ, A : 定数である。

以上の仮定に基づいて、本研究におけるすべての内部き裂発生点の大きさと繰返し応力から、 $\Delta \sigma_{max}$ と $\Delta \sigma_{max} \sqrt{f_s}$ の関係を整理して Fig. 5 に示した。これより、 $\Delta \sigma_{max} \sqrt{f_s}$ はある一定の範囲 (2~4MPa \sqrt{m}) におさまることがわかる。Ti-6Al-4V 合金の ΔK_{th} が不純物濃度、試験温度によって大きく変化しない¹⁶⁾ ということを確認すれば、この結果は内部き裂発生域における任意の応力で $\Delta K_{th} = \text{一定}$ の概念が成立することを示すことになる。そうすれば、停留しないき裂の最小の大きさもしくは主き裂として選択されるために成長すべき大きさ (限界寸法) が、応力によって定まることになる。このよう

に考えると、各材料で応力が低いほど f_s すなわち内部き裂発生点が大きくなるという現象は、容易に説明される。Fig. 5 中で、Aggregate のものといくつかの Plural のものが大きめの $\Delta \sigma_{max} \sqrt{f_s}$ を与えているが、これは例えば Aggregate ファセットが Single や Plural ファセットの集合体であることから説明できる。すなわち、連結する前のき裂長さ (ファセットの大きさ) は限界寸法に達しないが、連結によって限界寸法を超えてしまい、内部き裂発生点から求めた f_s が過大評価であったことによると考えられる。

4.1.3 微視組織と疲労強度

上述のように、微小き裂が発生し、成長して限界寸法にまで達する過程を考えたとき、 α 相の形態・大きさはどのように影響するであろうか。まず、 α 相の大きさはそれを最小単位とする微小き裂の発生に関係する。 α 相の微細化は、有効なすべり長さ、堆積する転位の数を減少させるために、微小き裂発生に必要な応力もしくは繰返し数の増大を招く。これは、 α 相の大きさが小さい Sp. ELI 材における内部き裂発生域での疲労強度が他のグレード材と比較して高いことを説明している。また、圧延材では α 相個々の並び方が鍛造材よりランダムなために、いくつかの α 相にわたる微小き裂成長における抵抗が大きいと考えられる。これは、圧延材における疲労強度の改善に関係していることは疑いない。以上のように、 α 相を微細化し、かつ個々の方位をランダムにすることによって Ti-6Al-4V 合金の内部き裂発生域での疲労強度は改善されることがわかる。

本研究では微小き裂が α 相に発生することを明らかとしたが、どのような機構によって α 相に割れが生じるかはまだ不明であり、今後の課題である。

5. 結 言

Ti-6Al-4V 合金の極低温高サイクル疲労における内部き裂発生の微視組織との対応を調べ、その形成過程を検討し、以下の結果を得た。

(1) 内部き裂発生点の一つまたは複数のファセットから成り立っている。ファセットの化学組成と形状・寸法は α 相に対応し、ファセットの輪郭部には β 相に対応する領域がある。また、内部き裂発生点以外に、繰返し変形によって複数の Sub-crack が導入されている。

(2) 内部き裂発生点の大きさは繰返し最大応力に依存し、低応力側ほど大きく、その対応関係は不純物濃度等によらない。これは、微小き裂が α 相内に発生し、 α 相、 β 相および隣接する α 相内を成長して、ある大きさとなって主き裂として選択されるという微小き裂の成長機

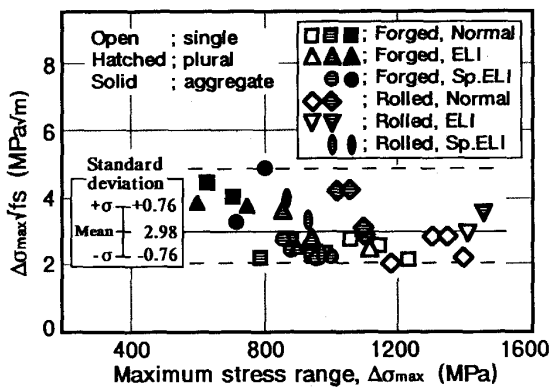


Fig. 5. Relationship between maximum stress range ($\Delta \sigma_{max}$) and $\Delta \sigma_{max} \sqrt{f_s}$ for Ti-6Al-4V alloys.

構によることがわかった。

(3) 応力による内部き裂発生点の大きさの変化は、
 ΔK_{th} = 一定の概念から都合よく説明できた。

最後に、本研究を遂行するにあたりご協力いただいた
 増田千利博士に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) D. F. NEAL and P. A. BLENKINSOP: *Acta Metall.*, **24** (1976), p. 59
- 2) J. RUPPEN, P. BHOWAL, D. EYLON and A. J. McEVILY: *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675 (1978), p. 47
- 3) A. ATRENS, W. HOFFELNER, T. W. DUERIG and J. E. ALLISON: *Scr. Metall.*, **17** (1983), p. 601
- 4) 萩原益夫, 海江田義也, 河部義邦, 三浦 伸: *材料とプロセス*, **1** (1988), p. 344
- 5) 長井 寿, 梅澤 修, 由利哲美, 緒形俊夫, 石川圭介, 伊藤喜昌, 西村 孝: *鉄と鋼*, **73** (1987), S1520
- 6) 長井 寿, 緒形俊夫, 由利哲美, 石川圭介, 西村 孝, 溝口孝遠, 伊藤喜昌: *鉄と鋼*, **72** (1986), p. 641
- 7) 梅澤 修, 長井 寿, 石川圭介: *鉄と鋼*, **75** (1989), p. 159
- 8) R. CHAIT and T. S. DESISTO: *Metall. Trans. A*, **8** (1977), p. 1017
- 9) 由利哲美, 長井 寿, 石川圭介: *材料とプロセス*, **1** (1988), p. 1417
- 10) W. R. KEER, D. EYLON and J. A. HALL: *Metall. Trans. A*, **7** (1976), p. 1477
- 11) 増野茂美, 岸 輝雄, 堀谷貴雄, 鈴木洋夫: *材料とプロセス*, **2** (1989), p. 339
- 12) 由利哲美, 長井 寿, 緒形俊夫, 梅澤 修, 石川圭介: *材料とプロセス*, **2** (1989), p. 1372
- 13) J. J. LUCAS and P. P. KONIECZNY: *Metall. Trans. A*, **2** (1971), p. 911
- 14) H. KITAGAWA, S. TAKAHASHI, C. M. SUH and S. MIYASHITA: *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675 (1978), p. 420
- 15) 村上敬宜: *鉄と鋼*, **75** (1989), p. 1267
- 16) R. L. TOBLER and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering*, **24** (1978), p. 82