

Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金の極低温高サイクル
疲労におけるき裂の内部発生梅澤 修*・長井 寿*²・石川 圭介*²Internal Crack Initiation in High Cycle Fatigue for
Ti-5 Al-2.5 Sn ELI Alloy at Cryogenic Temperatures

Osamu UMEZAWA, Kotobu NAGAI and Keisuke ISHIKAWA

Synopsis :

Internal crack initiation in high cycle fatigue at cryogenic temperatures has been investigated for Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy. The fatigue crack initiation site changed from the sample surface to the sample interior at about 10^5 cycles. Neither defects nor foreign material was detected at the internal nucleation sites. However, the region of the nucleation site had a grain morphology and composition different from that of the bulk material. From observation it is concluded that internal cracks initiate in small α grain regions with a low Al content and an Fe enriched second phase at their grain boundaries.

At maximum stress lower than three-quarters yield strength, where internal fatigue crack initiation occurred, dislocation pile-ups were primarily on prism planes and were blocked at the grain boundaries. The piled-up dislocations are believed to produce a high stress concentration in the small α grain regions. This stress concentration may provide a site for internal crack initiation. At higher maximum stress the dislocation pile-ups are more homogeneously distributed in the material and the dislocation arrays can pass through the grain boundaries. As a result, fatigue crack initiation must occur at the specimen surface.

Key words : alpha titanium alloy ; fatigue ; cryogenic temperatures ; dislocation pile-ups ; internal crack initiation.

1. 緒 言

Ti-5 Al-2.5 Sn ELI (Extra-Low-Interstitial) 合金の液体ヘリウム温度における高サイクル疲労において、介在物、異物、空隙などの欠陥を起点としない疲労き裂の内部発生が報告されている¹⁾。しかし、その発生原因および機構は、後に述べるように従来の考え方²⁾では説明ができず、疲労破壊一般を考える上でも非常に興味深い現象である。

疲労き裂の内部発生は $\alpha + \beta$ 型 Ti 合金の室温高サイクル疲労においても報告されている^{3)~7)}。これらき裂の内部発生の原因³⁾⁴⁾については、 $\alpha - \beta$ 界面への転位の堆積がもたらす応力集中に起因した、 α 相の $\{10\bar{1}7\}$ 面上あるいは β 相の $\{100\}$ 面上の Cleavage 割れ、あるいは α 相の柱面と $\alpha - \beta$ 界面の交差部分に生じる微視割れ

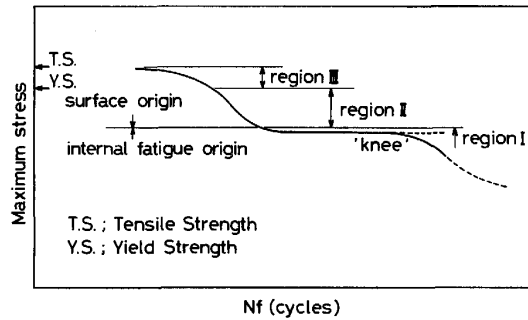
によるという考え方が提案されている。これら Ti 合金のき裂の内部発生に共通する特徴は、前述のような欠陥が疲労き裂の起点に観察されないこと、起点近傍には荷重軸と高角度をなすファセットが観察されること、比較的応力もしくは長寿命側で起きることなどである。特に三つの特徴により Fig. 1 で示すような「階段状」の S-N 曲線を生じる。また、このき裂の内部発生を先在する内部き裂(欠陥等)と区別するために、図中には“Internal fatigue origin”と記してある。

ところで、疲労破壊は損傷、き裂発生、き裂伝播、および最終破断の各段階に分類することができる。き裂の発生点に着目していくつかの疲労破壊機構を見てみると、1) Persistent Slip Bands (PSBs) の形成による Extrusion-Intrusion 機構(以下 ExIn 機構と略す)、2) 先在する介在物、異物、空隙などの欠陥を起因とするも

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 63 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1988)

* 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)



Region I : Internal fatigue origin
 Region II : Surface origin, below yield strength
 Region III : Surface origin, above yield strength

Fig. 1. Schematic S-N curve with different regions of fracture initiation.

の(発生点は欠陥の存在位置に依存し, 内部発生が一般的となり得る), 3) 環境, 応力の相互作用によるき裂発生(機構により, 表面, 内部ともにあり得る)などがある。これらの機構は条件さえ整えば同時に働きうるものである。すなわち, どの機構が主たる破壊要因となるかは, おおのこの機構によるき裂発生, 伝播の「容易さ」の違いによつて決定されることが考えられる。さていずれの機構も当然ながら働きうる範囲・条件があり, 特にひずみもしくは応力の大きさに下限界がある。例えば PSBs の形成には, 一定の塑性ひずみ振幅(一般には 10^{-5} オーダーの塑性ひずみが限界値とされている²⁾)が必要であり, それ以下の塑性ひずみ振幅ではこの機構による疲労破壊自体が起こり得ない。発生しうるき裂の形状, 大きさ, さらにき裂先端に生じる応力集中の大きさなどに依存するが, その他の機構も応力(ひずみ)の大きさに下限界を想定しうる。以上のことは同一材料であつても応力域によつて最終破断に結び付く疲労き裂の発生機構が異なることがある可能性を示している。

しかし, 本合金におけるき裂の内部発生は, 上記の1)~3)のいずれの機構にも当たらない。上記の機構によらず, き裂の発生機構が変化するものとして, 例えばフェライト・パーライト鋼の定ひずみ振幅極低サイクル疲労破壊がある⁸⁾。高ひずみ領域ではパーライト割れによるき裂発生(一般的には内部発生)であり, それ以下では表面き裂発生となる。試験条件およびき裂の内部発生が高応力側で生じるという点で本合金とは異なるが, 微視組織中の脆弱な相・界面が塑性変形による応力集中によつて微視割れを与え, 疲労き裂の発生が生じるという過程は示唆的である。つまり, 塑性変形の不均一性が大きい, あるいは応力集中部近傍に脆弱相や脆弱な界面が存在すれば, き裂が内部発生する可能性があることを示

Table 1. Chemical composition of Ti-5Al-2.5 Sn ELI alloy (wt%).

C	Fe	N	O	H	Al	Sn	Ti
0.012	0.19	0.0024	0.057	0.0058	5.15	2.66	bal

している。

α 型 Ti 合金は単相であり, 応力集中部としては一般に α 粒界もしくは変形双晶境界しか想定されない。しかも, hcp 相のみの塑性変形挙動を考慮すればよく, $\alpha + \beta$ 型 Ti 合金と比べて単純化して破壊機構を扱うことができる。しかも, 極低温においては, すべり系の制限がより厳しくなる⁹⁾ので, 塑性変形の微視的不均一性が助長される。また, 液体ヘリウム温度においては, 常温付近における破壊に及ぼす環境因子(水素化物の生成, 表面の酸化等)をほとんど排除することができ, 塑性変形挙動と破壊の関連をより純粋にとらえることができると考えられる。

したがつて, 本研究では, 代表的な α 型 Ti 合金である Ti-5Al-2.5 Sn ELI 合金の極低温高サイクル疲労におけるき裂の内部発生と微視組織的要因および微視的塑性変形挙動との関係を調べ, き裂の内部発生機構について明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 供試材および疲労試験

供試材は参考文献1)(以下, 別報とする)に示したものと同様である。その化学成分を Table 1 に示す。別報では砂時計型試験片を用いたが, 本研究では TEM 観察用試料が容易に採取できるように, 平行部直径 4 mm, 平行部長さ 25 mm の丸棒試験片を用いた。なお, 試験片の採取方向は L 方向(長手方向が圧延方向に平行)である。疲労試験条件も別報と同様である。4 K および 77 K で S-N 曲線を得た後, 観察用試験片とした。

2.2 組織観察および破面観察

分析電顕による組成分析(EDS)および転位組織の観察を行った。繰返し変形を加えた試験片(ほとんどが破断したもの)および, 未変形の試験片の横断面を厚さ約 0.75 mm に切断した後, エメリー(#600)による機械研磨を行い厚さを 70~90 μm とした。そして, Twin jet 法による電解研磨を行い薄膜を作製した。電解液の組成は 6% 過塩素酸, 35% 1-ブタノール, 59% メタノールであり, 試料電圧は 18~20 V, 電解液の温度は約 -30°C である。

また, SEM による破面観察, および破面の元素分析(EDS)もあわせて行った。

3. 実験結果

3.1 疲労き裂発生点および内部発生点の特徴

Table 2 に疲労試験条件とその結果を Fig. 2 に 4 K, 77 K の S-N 曲線をそれぞれ示す. Fig. 2 には, 別報の砂時計型試験片による S-N 曲線 (4 K) もあわせて示した.

Photo. 1 は, 疲労破面の SEM 写真である. 高応力側では試験片表面からき裂が発生し伝播する (Photo. 1 a), d)) のに対し, 低応力側では試験片内部 (表面近傍も含む) からき裂が発生し, プロペラ状もしくは一部放射状に伝播する (Photo. 1 b), e)). このようなき裂の

Table 2. Sample testing conditions and their associated number of cycles to failure and their initiation site.

Test temperature (K)	Maximum stress* (MPa)	Frequency (Hz)	Number to failure (Cycles)	Crack initiation site	Region
4	1 409	4	900	Surface	III
4	1 335	4	2 600	Surface	II
4	1 186	4	7 175	Surface	II
4	1 038	4→10	292 600	Internal	I
4	890	4→10	>300 000	—	—
77	1 251	10	1 860	Surface	III
77	1 213	10	4 110	Surface	III
77	1 149	10	10 293	Surface	II
77	1 021	10	13 280	Surface	II
77	894	10	31 370	Surface	II
77	830	10→20	>1 135 000	—	—

* 4 K : Yield strength=1 405 MPa Tensile strength=1 483 MPa
77 K : Yield strength=1 209 MPa Tensile strength=1 277 MPa

表面および内部発生については, Table 2 および Fig. 2 中にそれぞれ分類して示した. これより, 4 K では破断繰返し数が 10^5 回前後より高サイクル側ではき裂の内部発生が生じ, S-N 曲線が平坦になることがわかる. 別報の結果も, 破断寿命が約 10^5 回よりき裂の内部発生を示している. しかし, 本実験では 77 K においてき裂の内部発生を得ることはできなかった.

内部き裂発生点には, Photo. 1 b), e) に示すように介在物や空洞などの欠陥は認められない. Photo. 1 c), f) はき裂の内部発生部の対をなす破断面両面の写真を

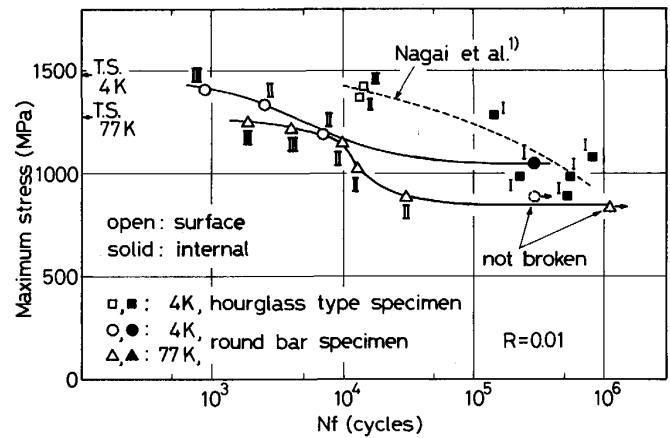


Fig. 2. S-N curves at cryogenic temperatures for Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy; I, II and III denote the regions classified according to Fig. 1.

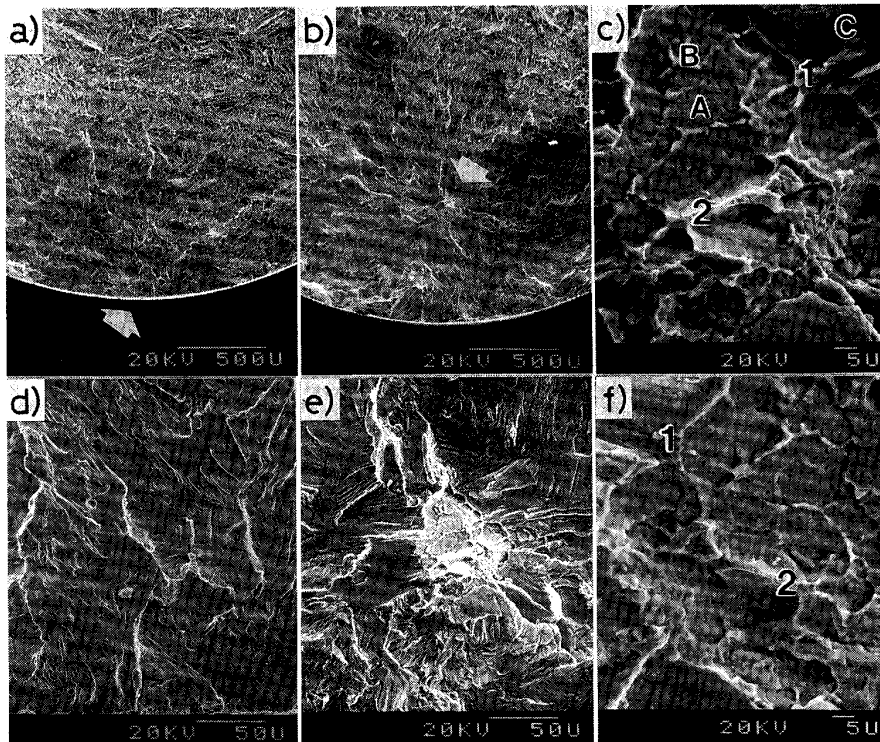


Photo. 1. SEM micrographs of fatigue crack initiation sites fractured at 4K (Maximum stress : a) and b) 1 186 MPa ; b), c), e) and f) 1 038 MPa). Photographs c) and f) are opposite fracture surfaces for a sample that had an internal initiation site. Point 1 and 2 denote the same specific points in c) and f). Points A, B and C in c) denote the typical EDS analysis regions.

示している。これから明らかなように、内部き裂発生源は全体として約 $30\ \mu\text{m}$ 径の大きさを持ち、低倍率では平坦である。しかし、拡大して観察してみると、c), f) に示すようにき裂内部発生源は約 $5\sim 10\ \mu\text{m}$ 径の「細粒」からなっている。これら「細粒」の境界部は両面とも凸であり、ネットワークを形成している。「細粒」の面上には、約 $1\ \mu\text{m}$ 径のくぼみが多数観察され、Cleavage は生じていない。すなわち、 $\alpha + \beta$ 型 Ti 合金で観察されるような脆性的なファセット^{3)~6)} は微視的には認めら

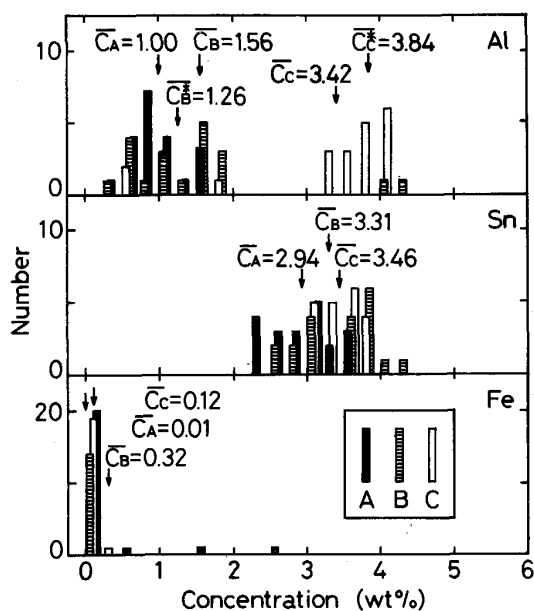


Fig. 3. EDS analysis of the samples shown in Photo. 1 b), c), e), f). A, B and C denote the regions of EDS analysis shown in Photo. 1 c).

れない。

一方、内部き裂発生源は、何らかの化学成分の特徴をもつことが報告されている。そこで、破面の内部き裂発生源およびその近傍の EDS による元素分析を試みた。Photo. 1 c) 中に代表分析点を示した。ここで、分析点は A: 約 $5\sim 10\ \mu\text{m}$ 径の「細粒」部、B: 「細粒」の境界部 (凸部) および C: 伝播破面の 3 個所であり、その各点での Al, Sn, Fe の 3 元素の点分析結果をヒストグラムにして Fig. 3 に示す。図中には各部の平均濃度 (\bar{C}_X) も示してある。*印は異常値を除いた平均値を示す。伝播部 (C) ではほぼバルク組成に近い値を示すと考えられるので、これを比較の基準とする。凸部 (B) では Fe が最高 3 wt% 近くまで濃化しており、Al の濃度が $0.5\sim 2\ \text{wt}\%$ 程度と低くなっている。「細粒」部 (A) では Fe は検出されないが、Al は $0.30\sim 1.68\ \text{wt}\%$ と低濃度になっている。つまり、内部き裂発生源は全域にわたり Al 濃度が低く、また、Fe が濃化している部分は凸部に限られることがわかる。

3.2 微視組織

前節で破面上に Fe が富化した部分が認められたが、Ti-5Al-2.5Sn 合金には、Fe リッチな異相 (第 2 相) が分散しているとする報告¹⁰⁾がある。実際、Photo. 2 a), b) に示すように、本合金中にも Fe リッチ相が認められる¹⁾。本合金の平均粒径は約 $30\ \mu\text{m}$ である。Fe リッチ相は α 粒界に孤立して観察されるか、もしくは局所的に密に分散している。そこで、この Fe リッチ相および α 相について分析電顕を用いて微視組織観察と組成分析を行った。これらの観察用試料は、未変形の試験片

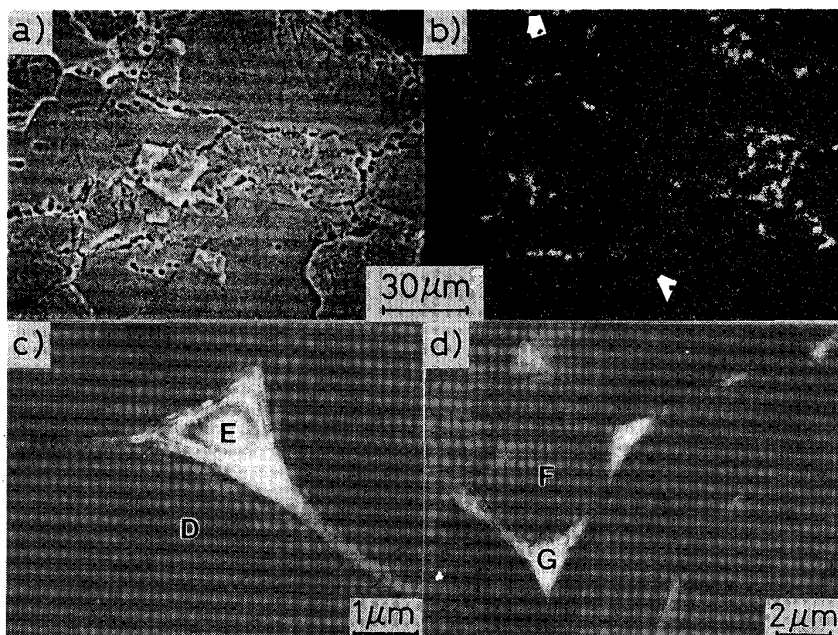


Photo. 2. Microstructures of Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy. Secondary electron image of polished sample a) and corresponding Fe X-ray map b)¹⁾. Iron localized to the small α grain regions. TEM micrographs of the isolated second phase distributed region c) and of the small α grain region d). Points D, E, F and G denote typical EDS analysis regions.

より採取した。Photo. 2 c) には、 α 粒径が $20\sim 30\ \mu\text{m}$ のものの三重点などに第 2 相が孤立して観察される部分を示す。それに対して、Photo. 2 d) は α 粒径が数 μm 程度の細粒領域の α 粒界に第 2 相が分散して観察される部分（細粒 α 組織）を示す。これら Photo. 2 c) および d) 中に示す代表分析点（D～G）において EDS 分析を行った。Fig. 4 は、その結果をヒストグラムにして示したものである。図中には破面の EDS 分析の場合と同様に平均濃度を示している。 α 相の粒径が約 $30\ \mu\text{m}$ の部分では、 α 相（D）は Ti-5 Al-2.5 Sn のバルク組成に近く、Fe はほとんど検出されない。これを母相 α 相とし基準とする。母相 α 相に囲まれた第 2 相（E）は、Fe が約 15 wt%（13 at%）で、Al と Sn が合わせて約 2 wt% であり、母相 α 相に比べ Fe が著しく濃化し、Al と Sn が著しく減少している。また、細粒 α 相の粒界に観察される第 2 相（G）の Fe 量は、0.6 wt% 前後まで濃化しているが、E 部に比べると Fe 濃度はかなり低い。細粒 α 相（F）では Fe はほとんど検出されない。また、細粒 α 組織では二つの相ともに Al 量がバルク組成に比してかなり少なく反対に Sn 量が多い。このように、第 2 相は明確に Fe リッチ相であることが確認されたが、相同定はできなかつた。

従来、 α 相と第 2 相の間には界面相の存在が報告¹¹⁾されているが、同様なものが観察された。ただし、この場合も相の同定はできなかつた。

ここで、微視組織の観察・分析結果と前節の内部き裂

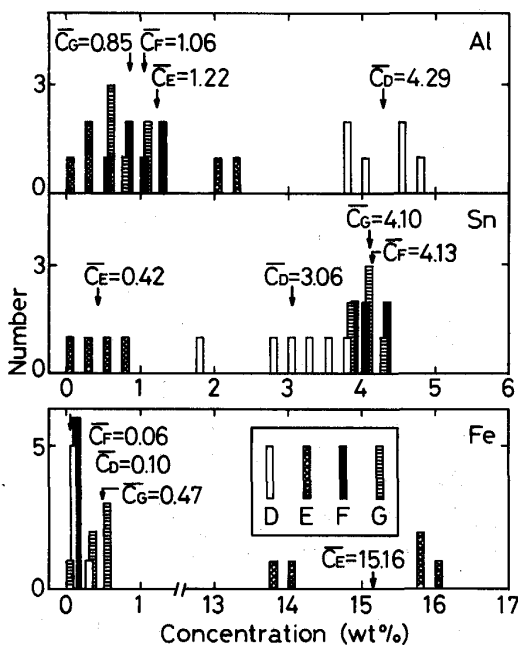


Fig. 4. EDS analysis of the representative areas shown in Photo 2 c), d).

発生点の観察・分析結果とを対応させながら比較検討してみる。まず、形態および大きさを比較してみると、細粒 α 相と破面上の「細粒」部の大きさが良い対応を示し、Fe リッチ相あるいは粒界が凸部に対応していると考えられる。

次に、組成分析結果を比較してみる。各 Al, Sn および Fe 量ともに「細粒」部（A）は細粒 α 相（F）と、また凸部（B）は細粒 α 相粒界部の第 2 相（G）と、さらに伝播領域（C）は母相 α 相（E）とそれぞれ良い一致を示している。したがって、内部き裂発生点は Fe リッチ相が分散した細粒 α 組織であると判断される。

3.3 転位組織の観察

本研究では、破断データが 10^6 回前後までであるので Fig. 1 のような階段状の S-N 曲線は得られていないが、最大繰返し応力とき裂の内部発生の特徴などは、概念的には Fig. 1 に示すような特徴を呈している。破断寿命に違いはあるものの、内部発生の特徴は砂時計型試験片の場合も全く同じである。そこで Fig. 1 において、疲労き裂が内部発生する応力レベルを Region I、最大繰返し応力が降伏強さ以下でかつ表面からき裂発生する領域を Region II、最大繰返し応力が降伏強さ以上の領域を Region III と定義し、それぞれの領域での転位組織の観察を行うこととした。

Photo. 3 は、Region I すなわち疲労き裂の内部発生が起こる低応力レベルの場合の転位組織写真である。この領域では、最大繰返し応力が降伏強さの 75% 以下であつても、Pile-up 転位列が α 粒内で短範囲かつ低密度に形成されている。つまり、Pile-up 転位列の長さは短

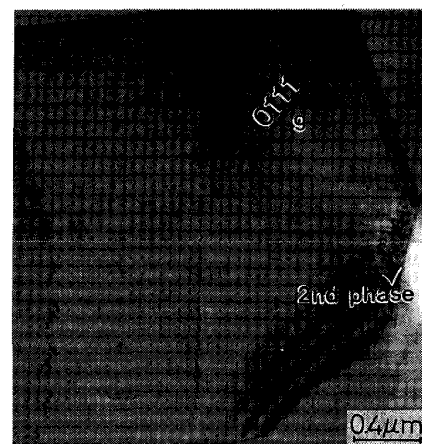


Photo. 3. The dislocation pile-ups that develop in a sample failed in region I (test temperature = 4 K, stress amplitude = 1 027 MPa, $N_f = 292\ 600$ cycles).

く、それらの中で α 粒を貫通するものは非常に少ない。しかも Pile-up 転位列の導入されている α 粒も少ない。すべり面は柱面が支配的であり、そのときのバーガースベクトルは主に $\langle a \rangle$ 型 ($\vec{b}=1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$) である。また、変形双晶は観察されず、4 K と 77 K の変形温度の差による転位組織の違いも認められなかつた。

次に、Region II すなわち、最大繰返し応力が降伏強さ以下で、かつ表面発生する場合について述べる。最大繰返し応力が低い場合には、Region I との明確な違いはないが、最大繰返し応力が増加するにしたがい、Photo. 4 に示すような、同一すべり系の Pile-up 転位列が平行に複数個分布した形態の転位組織が形成され始める。転位列は α 粒界に堆積し、応力の高い方では、粒界を超えるものがしばしば観察される。また、Pile-up の過程の中で、バーガースベクトルが $\langle a \rangle$ 型から $\langle c+a \rangle$ 型 ($\vec{b}=1/3 \langle 11\bar{2}3 \rangle$) に変わる場合もある。Region II でも Region I と同じく柱面すべりが優先的



Photo. 4. Dislocation arrays on prism planes for a sample deformed at 4 K which pass through grain boundaries (region II : stress amplitude = 1365 MPa, $N_f = 14\,437$ cycles). Foil cut from hour-glass type specimen.

ある。Photo. 4 は砂時計型試験片から採取した試料のものであるが、試験片形状の違いによる差異は認められない。これは、その他の領域についても同様であつた。変形双晶については、Region I と同じく観察されない。変形温度が 77 K の場合も、ほぼ同様の転位組織であつた。

そして Region III になると、 α 粒内全域にわたつて同一すべり面上に Pile-up 転位列が多数形成される。Photo. 5 に示すように、この転位列は α 粒内中の同一すべり面上に密に分布している。転位列のすべり面はやはり柱面が優先的であるが、錘面すべりも生じている。Photo. 5 b) に示すように柱面と錘面との間での転位列の交差すべりも観察される。しかし、このような高応力となつても、変形双晶が観察されることはほとんどない。また、77 K でも同様の転位組織が観察された。

4. 考 察

4.1 疲労き裂の内部発生機構

本合金において、内部き裂発生点が、Al 濃度の低い細粒 α 組織に対応することが明らかとなつた。ここでは、き裂の内部発生機構について少し詳しく考察してみる。

まず、環境因子の影響について考えてみる。 $\alpha + \beta$ 型 Ti 合金の室温における高サイクル疲労において、環境

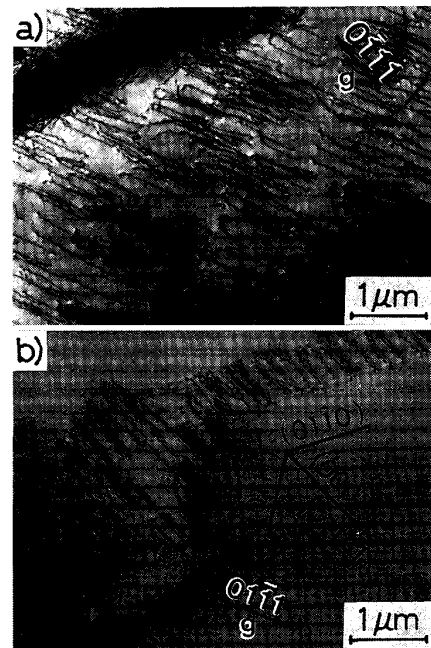


Photo. 5. TEM micrographs of co-planar dislocation arrays of samples failed in region III (test temperature = 4 K, stress amplitude = 1395 MPa, $N_f = 900$ cycles).

(大気, Ar ガス, 水蒸気, NaCl 溶液), 周波数の変化 (60 Hz~20 kHz) の影響についての報告³⁾⁵⁾がある。やはり, 低応力側でき裂の内部発生が認められるが, これらの環境因子によつて疲労寿命が大きく影響を受けることはない。液体ヘリウム中での試験では, これらの環境因子の影響はさらに小さくなると考えられる。

4 K では繰返し変形によつて試験片内部と表面に温度差が生じる。内部の温度が高いことは, 相対的に内部の方が強度レベルが低くなり, き裂内部発生を促進する要因となる。しかし, その温度差はき裂の内部発生領域のように繰返し応力が小さい場合には小さくなり, 温度差はほとんどないと考えられるため¹⁾, 温度差が内部発生の要因とは考えられない。

また, “Cleavage” はき裂発生部に生じておらず, $\alpha + \beta$ 型 Ti 合金における Cleavage³⁾⁴⁾ 原因説をそのまま適用することはできない。

さらに, Sn と α 相安定化元素の Al は変形双晶を抑制する効果が著しく¹²⁾, 実際に, 内部き裂発生域では変形双晶が観察されないことから, Van Stone ら¹⁰⁾¹³⁾ が指摘している変形双晶による “Offset” (ある種の内部き裂) も生じえない。

本合金の低温変形はすべり変形が優先的であつて, かつ, 内部き裂発生域では柱面すべり ($\{10\bar{1}0\} - \langle 11\bar{2}0 \rangle$) が支配的であり, 働きうるすべり系は一つに制限されている。すなわち, バーガースベクトルが $\langle a \rangle$ 型の Piled-up 転位が柱面上に観察される。この転位の堆積により, 粒界等には応力集中が生じる。ところで, 内部き裂発生点である細粒 α 組織は, 母相 α 相に比べて強化元素の Al 濃度が低い。したがつて, 細粒 α 相の強度は母相 α 相よりも低く, 変形が細粒 α 相に集中し, より大きな応力集中が細粒 α 組織内に生じると考えられる。

ところで細粒 α 組織中には細粒 α 相, Fe リッチ相, およびそれらの界面相が存在する。Fe リッチ相は破面の両側がともに凸であることから, 相対的に延性的と考えられ, Fe リッチ相自体の割れによるき裂発生の可能性は除外できる。内部き裂発生部破面の特徴を考慮にいと, 残るのは, 界面での割れ, あるいは α 相中の特定結晶面でのせん断破壊などであるが, より具体的にき裂発生点を特定し, 発生機構の詳細を明らかにすることはできない。

以上のように, 本合金のき裂内部発生は, 塑性変形の微視的不均一性(制限されたすべり系による転位の堆積)と, 微視組織的不均一性 (Al 濃度の低い細粒 α 組織の形成) とによりき裂が生じるためと説明できる。よつて,

組織的不均一性をなくし, より均質で単相の合金であれば, き裂の内部発生を抑制することができると考えられる。

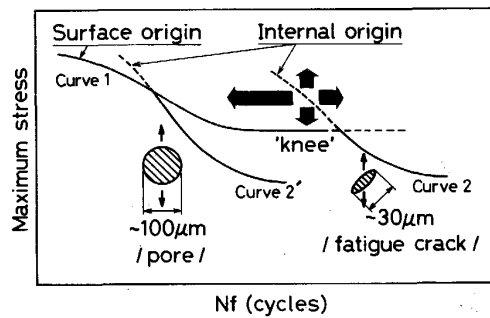
また, 疲労き裂の内部発生は, Ti 合金に限らずマルテンサイト鋼などにおいても報告がある⁵⁾¹⁴⁾¹⁵⁾。微視組織的不均一性と塑性変形の微視的不均一性が存在すれば, 原理的には, 上述の疲労き裂内部発生機構の考えを他の合金に一般化することは可能であろう。

4.2 Extrusion-Intrusion 機構と疲労き裂内部発生機構の共存と選択

内部き裂発生域における転位組織は, 局所的に Pile-up 転位が見られるだけで粒界を超えるものはない。したがつて, 塑性ひずみ量が非常に小さいために長範囲のすべり帯は形成されず, ExIn 機構は働いていないと考えられる。よつて, S-N 曲線が平坦な領域 (‘Knee’ と対応する) の応力は ExIn 機構の下限界に相当すると想定され, それ以下の応力では前述の疲労き裂内部発生機構のみが作用している。

ところで, ‘Knee’ よりも高応力側では, 疲労き裂内部発生機構だけでなく, ExIn 機構も働いている可能性がある。しかし, 本研究においては, 高応力側では表面発生のみが認められる。このことを完全に説明することは現状ではできないが, 以下に述べるように, 発生するき裂の大きさ, 形状による初期段階のき裂伝播特性の違いが重要な役割を果たしていることがわかる。

まず, 高応力側でも内部発生き裂が存在すると仮定する。その場合, 発生は低応力より容易になり, ほとんど先在き裂として扱うことが可能になるとする。別報には溶接材の S-N 特性も報告されているが, そこでも低応力側で内部発生, 高応力側で表面発生となつている。この場合には, 内部発生は約 100 μm 径の溶接欠陥 (Pore) を起点としている。また, 母材と比較して, 表面発生→内部発生転移点の応力は高く, 疲労寿命が 1 オーダーくらい短くなり, 10^6 サイクル時間強度が低くなつている (Fig. 5)。溶接部は母材に比べて強度が高く, マルテンサイト状組織になつている¹⁾が, これらは一般には, 疲労寿命を長く, 時間強度を高くする要因となる¹⁶⁾¹⁷⁾ので, 溶接材の疲労特性の低下は, 溶接欠陥の存在によるものである。ここで, 母材における内部発生き裂 (大きさ約 30 μm で, 荷重軸や主き裂の進展方向とある角度をなしている) と, 溶接材における内部き裂 (大きさ 100 μm オーダー) の先端における応力拡大係数の大きさを比較してみると, 同じ負荷荷重下では, 明らかに後者の方が大きいと判断できる。このことは, 直接 Pore 欠陥による短寿命化, 時間強度の低下, ひいては S-N



Curve 1 : Extrusion-intrusion (Surface origin)
 Curve 2 : Microstructure inhomogeneity (Internal fatigue origin)
 Curve 2' : Pore (Internal origin)

Fig. 5. Compatibility and priority of different fatigue fracture mechanisms.

曲線の Shift (Fig. 5 における Curve 2→Curve 2') をもたらす。したがって、内部き裂の発生は、その大きさ、形状によることとなり、表面発生→内部発生転移点も内部き裂の大きさ、形状により変化する。

一方、高応力側では、内部発生き裂自体が存在しえない可能性も考えられる。高応力域では複数のすべり系が働き、交差すべりも生じている。このことは、Pile-up 転位による応力集中が緩和され、き裂発生自体が抑えられたり、また、き裂が内部発生したとしてもき裂自体が塑性変形の影響を受けて、「き裂」として存在しえなくなる可能性もありうる。すなわち、疲労き裂内部発生機構に応力の上限界が存在することが考えられる。この場合、多くのすべり系をもつもの、降伏強さの低いものでは、き裂内部発生機構が働きにくく、逆にチタン合金のようにすべり系が制限されるもの、降伏強さの高いものでは、内部発生機構が現れやすいと考えられる。

5. 結 言

Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金の極低温高サイクル疲労におけるき裂の内部発生と微視組織的要因および微視的塑性変形挙動との関係を調べ以下の結果を得た。

(1) 本合金中には α 粒径が小さく、Al 濃度の低い細粒 α 組織が局所的に存在する。

(2) Fe リッチ相は α 相粒界の一部に形成されるものと、細粒 α 相の粒界にまとも分散しているものの二種類がある。

(3) 内部き裂発生点は細粒 α 組織に対応し、微視組

織に依存している。

(4) 疲労き裂が内部発生する低応力レベルでは、Pile-up する長さの短い転位が α 粒内にいくつか分布する。すべり系は $\{10\bar{1}0\} - \langle 11\bar{2}0 \rangle$ が支配的であり、変形の微視的不均一が生じている。この応力領域では、変形双晶やすべり帯は形成されず、き裂の内部発生とは関係しない。

(5) 高応力側では、転位列が形成され、粒界を超えるようになる。すべり系は柱面すべりが優先的であるが、最大繰返し応力の増加にともなつて錘面すべりも働くようになる。

最後に、本研究を遂行するにあたりご指導、ご討論いただいた平賀啓二郎博士、貝沼紀夫博士、堀部 進博士、増田千利博士、小川一行氏、そして第 1 研究グループの方々、また、神戸製鋼所の伊藤喜昌博士、西村 孝博士に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 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
- 2) 例えば M. KLESNIL and P. LUKAS: 金属疲労の力学と組織学 (1984) [養賢堂]
- 3) D. F. NEAL and P. A. BLENKINSOP: Acta Metall., 24 (1976), p. 59
- 4) J. RUPPEN, P. BHOWAL, D. EYLON and A. J. MCEVILY: Fatigue Mechanisms, ASTM STP 675 (1978), p. 47 [ASTM]
- 5) A. ATRENS, W. HOFFELNER, T. W. DUERIG and J. E. ALLISON: Scripta Metall., 17 (1983), p. 601
- 6) 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
- 7) R. J. H. WANHILL: Corrosion, 29 (1973), p. 435
- 8) 嶋田勝紀, 小茂鳥潤, 清水真佐男: 日本機械学会講演論文集, No. 860-3 (1986), p. 189
- 9) 例えば B. JAOUŁ: 金属の塑性 (1969), p. 252 [丸善]
- 10) R. H. Van STONE, J. R. LOW, Jr. and J. L. SHANNON, Jr.: Metall. Trans. A, 9 (1978), p. 539
- 11) M. F. BARBIER-CHENU: Metaux-Corrosion-Industrie, No. 658 (1980), p. 189
- 12) 笹野久興, 木村啓造: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 933
- 13) R. H. Van STONE, J. L. SHANNON, Jr., W. S. PIERCE and J. R. LOW, Jr.: Toughness and Fracture Behavior of Titanium, ASTM STP 651 (1978), p. 154 [ASTM]
- 14) 増田千利, 西島 敏, 田中義久: 日本機械学会論文集, A-52 (1986), p. 847
- 15) 増田千利, 西島 敏, 住吉英志, 田中義久, 石井 明: 材料, 34 (1985), p. 644
- 16) D. EYLON and M. PIERCE: Metall. Trans. A, 7 (1976), p. 111
- 17) M. A. IMAM and C. M. GILMORE: Metall. Trans. A, 14 (1983), p. 233