極低温高サイクル疲労における内部き裂発生

梅澤 修, 長井 寿, 由利 哲美
緒形 俊夫, 石川 圭介

金属材料技術研究所筑波支所 つくば市千現 1-2-1

(1991年1月21日受理)

Subsurface Crack Initiation in High Cycle Fatigue at Cryogenic Temperatures

Osamu UMEZAWA, Kotobu NAGAI, Tetsumi YURI
Toshio OGATA and Keisuke ISHIKAWA

Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen, Tsukuba 305

(Received January 21, 1991)

Synopsis:

In cryogenic high cycle fatigue for titanium alloys and nitrogen-strengthened austenitic steels, subsurface crack initiation apparently occurs without the existence of any defects like inclusion and pore. Microstructural origin of subsurface crack initiation site and deformation behavior for those alloys were investigated, and the mechanism of subsurface crack initiation was discussed. Subsurface crack initiation site is consisted of facets which are assigned their microstructure. Subsurface crack initiation is caused by a microcracking related with microstructural inhomogeneity. A principal slip system is dominant deformation mode and dislocation motion is planar. Even at lower stress level, piled-up dislocations of short range order are blocked or sharply localized at grain boundaries. Namely, the stress concentration at grain boundary locally occurs. Then, the stress concentration might produce the microcracking. On the other hand, the size of subsurface crack initiation site depends on the maximum stress range. Therefore, subsurface crack initiation mechanism is considered that a microcracking due to localized deformation grows or coalesces until a critical crack size and is chosen for the main crack.

1. 緒 言

疲労き裂の発生機構は, Extrusion-Intrusion 機構に代表されて説明がなされてきた¹⁾。すなわち, き裂発生箇所である自由表面上の疲労すべり帯, 結晶粒界, 表面介在物には局所的な塑性ひずみ集中が生じており, 微視き裂の発生につながる。疲労すべり帯でのき裂発生は, 繰返し変形におけるすべり過程や疲労すべり帯の形成が結晶粒界や表面介在物でのき裂発生においても先んじて生じているという理由から, き裂発生の基本タイプといえる。すなわち, この観点からすれば, 介在物タイプのき裂発生も, 最終的に介在物と母相の界面の剝離や介在物の割れを引き起こすような, 介在物の応力集中効果によるすべりの局在化であると理解することができる。また, 結晶粒界タイプのき裂

発生も繰返しすべり過程によって支配されていることが明らかとなっている。

一方, 著者らは, チタン合金やオーステナイト鋼の極低温高サイクル疲労試験²⁾において, 内部き裂発生が低温・低応力側で顕著となることを見いだした³⁻⁹⁾。しかも, チタン合金および 32 Mn-7 Cr 鋼では, き裂発生点は介在物や空隙などの先在欠陥を起点としていない。先在欠陥を起点としない内部き裂発生は室温疲労においても報告例があり¹⁰⁻¹³⁾, 界面や粒界への応力集中がその要因の一つとして考えられている。また, 内部き裂発生は Extrusion-Intrusion 機構の下限界以下と考えられるような極めて低い繰返し応力下(塑性ひずみ量が小さく, 長範囲のすべり帯が形成されない)で生じることから³⁾, Extrusion-Intrusion 機構を単純に適用することはできず, より一般化して疲労き

Table 1 Tested materials and chemical compositions (mass %).

Materials	Conditions	Concentration (mass %)						
		Al	Fe	Mn	Cr	N	C	Others
Ti-5 Al-2.5 Sn ELI	forged and mill-annealed	5.15	0.19	—	—	0.0024	0.012	Sn:2.66, O: 0.057, Ti:Bal.
Ti-6 Al-4 V Normal	forged and mill-annealed	6.34	0.199	—	—	0.0071	0.011	V:4.23, O: 0.135, Ti:Bal.
ELI	(forged), and rolled and	6.23	0.200	—	—	0.0035	0.011	V:4.25, O: 0.104, Ti:Bal.
Sp. ELI	mill-annealed(rolled)	5.97	0.028	—	—	0.0019	0.024	V:4.12, O: 0.054, Ti:Bal.
32 Mn-7 Cr	hot-rolled and solution-treated	0.012	Bal.	31.58	7.04	0.133	0.14	Ni:0.23, Mo:0.04
SUS 316 LN	hot-rolled and solution-treated	—	Bal.	0.65	17.76	0.1801	0.022	Ni:10.81, Mo:2.56
SUS 316 LN 20% CR	20% cold-rolled							
25 Mn-5 Cr ST	hot-rolled and solution-treated	0.009	Bal.	25.60	4.67	0.040	0.22	Ni:0.97, Nb:0.043

ELI stands for the extra-low-interstitial level and Sp. ELI means a super ELI.

裂の発生機構をとらえることが必要となってきた。一般に、繰返し変形下では引張強度よりかなり低い応力でも破壊に至るが、それは不均一変形が疲労き裂の発生をもたらすためである。疲労すべり帯は結晶粒内でのすべり集中がその特質であり、短範囲のすべり変形等についても変形の局在化が考えられる。つまり、疲労き裂発生は基本的には微視組織に依存した不均一変形に基づいている。このように一般化すれば、Extrusion-Intrusion 機構も内部き裂発生も統一的に見る事が可能であると考えられる。

したがって本論文では、極低温高サイクル疲労試験で得られた破断試料を用いて、各材料ごとに内部き裂発生の微視組織の成因を明確にした上で、内部疲労き裂発生が微視組織に依存した微視割れに起因していることを明らかにする。さらに、転位組織観察を主とした変形組織の微視的観察を行い、内部き裂発生機構について基本的な考えを示す。

2. 実験方法

Table 1 に供試材とその化学成分を示す。製造条件の詳細および疲労試験条件等は別報に示す²⁾。

疲労破断後の試料について、SEM による破面観察と EDS による破面の組成分析を行った。また、SEM および TEM による未変形組織の観察と EDS による組成分析も行った。破面観察においてはき裂発生点を同定し、組織観察による結果をあわせて内部き裂発生

点と微視組織の対応を調べることを目的とした。EDS 分析は、内部き裂発生点と組織の対応を化学成分の面から明らかにするためである。

さらに、疲労破断後の変形組織観察を行った。TEM 観察に供した薄膜は、疲労破断面近接から応力軸に垂直に切りだした薄片を電解研磨によって作成した。また、サブクラックの検出を目的とした SEM による破断試料の縦断面観察を行った。

3. 実験結果

3.1 内部き裂発生の特徴

内部き裂発生を示すために、Fig. 1 に代表例として Ti-6 Al-4 V 合金の液体ヘリウム中（4 K）における

Fig. 1 S-N data of Ti-6 Al-4 V alloys in liquid helium.

Table 2 Crack initiation site and subsurface crack origin for tested materials.

Materials	Crack initiation site (maximum stress: high>low)			Subsurface crack origin
	293K	77K	4 K	
Ti-5 Al-2.5 Sn ELI	S	S	S>I	fine α phase
Ti-6 Al-4 V	S>I	S>I	S>I	α phase
32 Mn-7 Cr	S	S>I	I	intergranular
SUS 316 LN 20% CR	S	S>I	I	Mo, Cr rich zone
SUS 316 LN	S	S	S>I	pore*
25 Mn-5 Cr ST	S	S	I	inclusion(Al_2O_3)*

S: surface crack initiation, I: subsurface crack initiation.

S>I means the initiation site shift from surface to interior at lower stress.

*; pre-existing defect.

Fig. 2 S-N data of austenitic steels in liquid helium.

S-N データを示す。ここでは SEM によってき裂発生点を表面、内部に区別した結果も示してある。最大繰返し応力の低下とともに、 10^5 サイクル前後を境にして表面き裂発生から内部き裂発生へと破壊起点が変

化している。Ti-6 Al-4 V 合金では液体窒素中(77K)および室温(293 K)でも内部き裂発生が生じる。77 K にて内部き裂発生が認められる応力域の同一応力条件で試験周波数と破断繰返し数の関係を求めたところ、破断繰返し数には大きな差は見られなかった⁶⁾。したがって、試験周波数依存性が顕著に現れる環境破壊的要因は認め難い。

Fig. 2 にオーステナイト鋼の 4 K における S-N データ^{7,9)}を、また、Table 2 に各材料のき裂発生点を試験温度ごとにまとめて示す。いずれの材料も低温・長寿命側において内部き裂発生となっている。

3.2 内部き裂発生点の微視組織的検討

各供試材とも工業的には均質な実用材料であるが、以下に述べるように微視組織的な不均一性を有しており、内部き裂発生点はそれを反映した微視組織的成因を呈する。

Fig. 3 SEM micrograph of subsurface crack initiation site (a) and TEM photograph of small α grain region for Ti-5 Al-2.5 Sn ELI alloy. Points A, B, C and D are representative EDS analysis region shown in Table 3.

Table 3 EDS analysis results for subsurface crack initiation site and microstructure of Ti-5 Al-2.5 Sn ELI alloy.

Analysis region		Concentration (mass %)		
		Al	Sn	Fe
Initiation site	small grain (A)	1.00	2.94	0.01
	convex part (B)	1.26	3.31	0.32
Microstructure	fine α phase (C)	1.06	4.13	0.06
	β phase (D)	0.85	4.10	0.47

3.2.1 Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金

Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金は平均粒径約 30 μm の α 単相合金であるが、一部に β 相または $\beta + \omega$ の相からなる第 2 相が α 粒界に存在する⁴⁾。このうち、 β 相を含む領域は約 30 μm 径の大きさで、数 μm 径の α 相との 2 相領域（細粒 α 相領域）を形成している（Fig. 3

(b)）。この細粒 α 相はマトリックスに比べて Al 濃度が低く、第 2 相には Fe が濃化している（Table 3）。Fig. 3 および Table 3 に比較して示すように、内部き裂発生源の形状と大きさおよび組成分析の結果、細粒 α 相領域との完全な一致が得られ、内部き裂が細粒 α 相領域に生成していることが明らかとなった^{3,4)}。

3.2.2 Ti-6 Al-4 V 合金

Fig. 4 に Ti-6 Al-4 V 合金の内部き裂発生源とサブクラックの代表的な形態を示す。また、Table 4 には微視組織と内部き裂発生源の EDS 分析結果（Normal 材）を示す。起点部のファセットはその形状・分布、化学組成およびサブクラックの観察から 6 種すべての合金において α 相に対応することが明らかとなった⁵⁾。なお、表面き裂発生の場合を含め、応力レベルの高い試料ほど多くのサブクラックが観察された。

さらに、内部き裂発生源の形態と大きさ（ f_s ：内部き裂発生源を主き裂伝播面に投影した際の幅⁵⁾）は応力レベルにともない変化している。すなわち、応力レ

Fig. 4 SEM micrographs of subsurface crack initiation sites and sub-cracks for Ti-6 Al-4 V forged alloys ((a): Normal, 4 K, 1, 235 MPa, (b): ELI, 4 K, 944 MPa, (c): ELI, 77 K, 601 MPa, (d): Normal, 4 K, 1, 235 MPa, (e): Normal, 4 K, 1, 058 MPa, (f): Normal, 4 K, 1, 147 MPa).

Table 4 EDS analyses of Ti-6Al-4V normal alloy and subsurface crack initiation sites in specimen tested at 4 K.

Analysis region	Concentration (mass %)		
	Al	V	Fe
Microstructure			
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
Initiation site			
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

ベルが低くなるとともに、1個のファセット(a)から複数のファセットが連なったもの(b)へ、そして小さなファセットが多数集まったもの(c)へと形態変化を示し、 f_s の値は大きくなっている⁹⁾。

3.2.3 32 Mn-7 Cr 鋼

Fig. 5 に 32 Mn-7 Cr 鋼の内部き裂発生点近傍の破面を示す。起点部のファセットは粒界破壊の様相を呈しており、ファセット面上には slip trace や micro-slip による pits が観察される場合がある⁹⁾。内部き裂発生点の EDS 分析の結果、元素偏析等の証拠は得られなかった⁹⁾。なお、サブクラックは今のところ検出できていない。

3.2.4 SUS 316 LN 鋼

SUS 316 LN 20 %冷間圧延材の 4 Kにおける疲労破壊では Fig. 6 に示すように内部き裂発生が生じている。Table 5 に示すように、内部き裂発生点には Mo と Cr の富化が認められた⁹⁾。したがって、空隙や介在物等の欠陥ではなく他の微視組織的要因を有することがわかった。

また、4 Kにおける SUS 316 LN (冷間圧延無し)

Fig. 5 SEM micrographs of subsurface crack initiation sites for 32 Mn-7 Cr steel at liquid helium temperature ((a): $\sigma_{\max}=1,204$ MPa, (b): $\sigma_{\max}=1,134$ MPa, (c): $\sigma_{\max}=921$ MPa).

Fig. 6 SEM micrograph of subsurface crack initiation site (a) and its illustration (b) for cold-rolled SUS 316 LN steel at 4 K ($\sigma_{\max}=1,404$ MPa).

Table 5 EDS analysis result for subsurface crack initiation site showing in Fig. 6 and microstructure of cold-rolled SUS 316 LN steel.

Analysis region	Concentration (mass %)			
	Fe	Cr	Ni	Mo
Matrix	65.29	18.47	9.64	3.74
Initiation site	52.61	27.73	5.62	14.04

や 77K における SUS 316 LN 20 %冷間圧延材では、低応力側において試験片内部の空隙や介在物を起点とした場合が検出された⁹⁾。

3.2.5 25 Mn-7 Cr 鋼

25 Mn-5 Cr 鋼は内部き裂発生源に介在物が認められ、EDS 分析の結果 Al_2O_3 と同定された⁷⁾。

以上のように、各材料とも内部き裂発生源は微視組織に対応したファセットから成り立っており、微視組織に依存した微視割れに起因している。空隙や介在物を起点とした場合も含めて Table 2 中に内部き裂発生の成因について材料別にまとめて示す。

3.3 疲労変形組織

以下に Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金と 32 Mn-7 Cr 鋼の変形組織観察の結果を示す。

3.3.1 Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金^{3,14)}

α -Ti (hcp) は軸比 (c/a) が約 1.587 と小さく、293 K 以下での主たる変形モードはバーガスベクトルが $\langle a \rangle$ タイプの柱面すべり ($\{10\bar{1}0\}$ - $\langle 11\bar{2}0 \rangle$) である。Fig. 7 に Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金の代表的な転位組織を示す。すべり挙動は各温度ともに planar であり、転位組織は主に co-planar な転位列からなっている。他の変形モードとしては錘面すべりが観察される。 $\langle c \rangle$ 軸方向の変形に寄与する変形双晶は Al の固溶によって抑制されており、代わって $\langle c+a \rangle$ 転位が導入されている。また、高応力域では一部に交差すべりも観察される。しかし、低応力側ではすべり系の制限が顕著であり、内部き裂発生域では $\{10\bar{1}0\}$ - $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ すべりのみが観察され、交差すべりは認められない。そして、 α 相強化元素の Al が低濃度であるために、マトリックスに比べて相対的に弱いと考えられる細粒 α 相に変形が集中している。

3.3.2 32 Mn-7 Cr 鋼⁹⁾

32 Mn-7 Cr 鋼 (fcc) の 293 K 以下における支配的な変形は $\{111\}$ - $\langle 110 \rangle$ すべりであり、planar な挙動を示す (Fig. 8)。変形の顕著な領域 (結晶粒) では 2 次すべりが起こったり、micro-slip bands が形成されている。低応力側においても pile-up 転位列が粒界

Fig. 7 Dislocation structure of Ti-5 Al-2.5 Sn ELI alloy at 4 K ($\sigma_{\max}=1,409$ MPa).

Fig. 8 Dislocation structure of 32 Mn-7 Cr steel at 4 K ($\sigma_{\max}=992$ MPa).

に堆積し、粒界に応力集中をもたらしている。他に $\langle 111 \rangle$ 変形双晶や ϵ -マルテンサイトも観察されるが支配的な変形モードではなく、内部き裂発生との関係はないと考えられる。

4. 考 察

4.1 不均一変形と転位組織

2種の合金の転位組織観察の結果、すべり帯や wall あるいは転位ループの形成は認められていないことからわかるように、交差すべりが非常に困難な状態にある。交差すべりの難しい金属 (fcc 金属の場合には積層欠陥エネルギーが低い) では、内部と表面近接とで変形組織の種類に差は認められておらず¹⁵⁾、いずれの場合も転位の planar な配列であることが知られている¹⁶⁾。転位組織の観察結果から、基本的な転位組織の形成過程は応力レベルによらず同じであると考えられる。違いは応力レベルが高まるほど転位列が長範囲におよんだり、転位密度が高まり、すべり帯を形成するようになることである。また、転位列は平行なすべり面上に形成されるため、変形領域と変形の進行していない領域とが混在しており、転位運動は変形領域に強く抑制される結果となる。さらに α -Ti は、低温・低応力側では面すべりや $\langle c \rangle$ 方向への変形が拘束され、柱面上の $\langle a \rangle$ 転位のみが変形に寄与するため、変形の不均一性が著しくなる¹⁴⁾。

また、不均一変形を助長する要因として微視組織の不均一性が挙げられる。結果に述べた Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金のようにマトリックス中に相対的に弱い領域 (細粒 α 相領域) が存在する場合、低応力側では変形がその領域に集中する。

4.2 内部疲労き裂の発生

4.2.1 局所的な変形集中による微視割れ

前述の不均一変形は、隣接する結晶粒の結晶方位の違いによって基本的には結晶粒単位で生じる。そして、微細すべりは粒界等に阻止されたり局在化する特徴を示す。したがって、粒界・界面等には応力集中が生じ、その解放のため各材料における応力集中サイト (脆弱部) に微視割れあるいはき裂発生の核 (void) を形成すると考えられる。32 Mn-7 Cr 鋼は、冷間圧延を加えた条件下では静的破壊においても一部に粒界破面が観察され¹⁷⁾、粒界が比較的脆弱であることがわかっている。また、Ti-5 Al-2.5 Sn ELI 合金のように微視組織的不均一にともなう低強度領域がごく僅かでも存在する場合には、き裂はその領域内の応力集中サイトから発生する。

なお、短範囲の転位の堆積は、表面と内部の区別なく形成されると考えられるが、微視割れの発生に必要な応力集中を得るうえで、自由表面の存在は局所応力の緩和をもたらす可能性があり、疲労き裂は内部に発生しやすいものと考えられる。

Fig. 9 Mechanism of microcrack growth for subsurface crack initiation site.

4.2.2 微視割れの主き裂選択

Ti-6 Al-4 V 合金では、サブクラックおよび内部き裂発生点の詳細な観察より、微視割れが α - β 界面に隣接する α 相内に生じ、微視割れの成長・連結過程を経て主き裂として選択されることがわかった (Fig. 9)⁵⁾。そして、北川ら¹⁸⁾による試験片表面に微小欠陥を有する材料の疲労限を欠陥の大きさで与えられるという結果を拡張して考えると、内部き裂が主き裂として選択される臨界値をき裂先端の応力集中 ($\Delta K_{critical}$ あるいは $K_{critical}$) から考えることができる (Fig. 10)⁵⁾。

空隙・介在物等の微小欠陥を起点とした内部疲労き裂発生の場合も Table 2 に示したように低温・低応力側で顕著であり、微視割れによる内部き裂発生の考え方に基いて同様に考えることが可能と考えられる。つまり、介在物や空隙等の欠陥の応力集中効果によるすべりの局在化であると考えれば理解できよう。

内部き裂発生を示す場合の 10^6 疲労強度は材質依存性を示す²⁾が、以上の論議より疲労強度の改善を考えてみると、高純度化・均質化とともに組織制御が重要であるといえる。すなわち、介在物等の欠陥や元素の偏析領域をなくするとともに、微視割れの発生と成長に

Fig. 10 Relationship between maximum stress range ' $\Delta\sigma_{max}$ ' and $\Delta\sigma_{max}\sqrt{f_s}$ for Ti-6 Al-4 V alloys.

対する抵抗を高めることが必要である。具体的には、結晶粒の微細化は有効なすべり長さや堆積する転位の数を減少させ、微視割れの発生に必要な応力レベルあるいは繰返し数を増大させる。また、隣接する結晶粒の方位をランダムにすることで、微小き裂の成長における抵抗を大きくすることがあげられる。

4.3 低温における内部き裂発生の優先性

繰返し負荷においては、外部応力 σ は内部応力とつりあった状態になければならない。そして、運動転位はいろいろな範囲にある応力場を乗り越えなければならない。内部応力はそれらが有効である距離に従って分けられる。ここでは、かなりあいまいなものであるが、内部応力の全スペクトルが二つの主要素、すなわち、短範囲応力 σ_s と長範囲応力 σ_μ によって置き換えられると考える。短範囲応力とは熱活性化によって乗り越えられる内部応力を表している。この理由から、成分 σ_s は温度やひずみ速度に依存する。長範囲応力はひずみだけに依存する。したがって外部応力は次式のように単純化される。

$$\sigma = \sigma_s(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) + \sigma_\mu(\epsilon)$$

本論文で議論している材料は、低温下では降伏強度が高まり²⁾、低温変形における熱活性化成分の寄与が大きいことを示している。このことは、主すべり面上に点在する短範囲の障害物を転位が熱的に励起されることによって乗り越えるのが律速過程であると考えられる。

これより、熱活性化成分の増大で降伏強度の高まる低温域では、長範囲の変形を必要とする Extrusion-Intrusion 機構の下限界応力が高まり、短範囲の変形を示す応力域が広がるために、内部き裂発生が顕著になるものと考えられる。一方、Ti-6 Al-4 V 合金のサブクラックの観察結果から高応力側でも微視割れは生じていると考えられるが、この領域では Extrusion-Intrusion 機構が有効に作用している。したがって、二つの機構は共存状態にあると考えられるが、多くの場合 Extrusion-Intrusion 機構が優勢であり、表面き裂発生となる。

5. 結 言

極低温高サイクル疲労における内部き裂発生について、その微視組織的成因を明らかにした。そして、変形組織の微視組織的観察を行い、内部疲労き裂の発生について基本的な考えを示した。

(1) 内部疲労き裂発生点は微視組織に対応したファ

セットからなっており、微視組織に依存した微視割れに起因している。

(2) 内部き裂発生を示した材料のすべり挙動は planar で、支配的な変形モードは主すべり系に制限されている。変形組織は micro-slip band や転位列からなり、それらは粒界等に堆積している。低応力域においても短範囲の転位列が形成されており、局所変形が生じている。

(3) 不均一なすべり変形は、粒界等に阻止されたり、局在化し、応力集中を生じている。このため、微視割れが発生すると考えられる。

(4) 内部き裂発生機構は、局所変形による微視割れがある臨界の大きさを満たし主き裂として選択される機構であると説明できる。

(5) 内部き裂発生は低温・低応力側で顕著に生じる。これは、熱活性化成分の増大で降伏強度が高まるために、短範囲の変形を示す応力域が広がるからと考えられる。

参 考 文 献

- 1) 例えば M. Klesnil and P. Lukas: 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, 東京 (1984)
- 2) 長井 寿, 由利哲美, 梅澤 修, 緒形俊夫, 石川圭介: 低温工学 26 (1991) 255
- 3) 梅澤 修, 長井 寿, 石川圭介: 鉄と鋼 75 (1989) 159
- 4) O. Umezawa, K. Nagai and K. Ishikawa: Mater. Sci. Eng. A129 (1990) 217
- 5) 梅澤 修, 長井 寿, 石川圭介: 鉄と鋼 76 (1990) 924
- 6) O. Umezawa, K. Nagai, T. Yuri, T. Ogata and K. Ishikawa: Adv. Cryog. Eng. Mater. 38 (1992), in press
- 7) 由利哲美, 長井 寿, 緒方俊夫, 梅澤 修, 石川圭介: CAMP-ISIJ 2 (1989) 1372
- 8) O. Umezawa, K. Nagai, T. Yuri and K. Ishikawa: Proc. 6th International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, Pergamon Press, Oxford (1991) 301
- 9) 由利哲美, 長井 寿, 石川圭介: CAMP-ISIJ 1 (1988) 1417
- 10) R.K. Steele and A.J. McEvily: Eng. Fract. Mech. 8 (1976) 31
- 11) D.F. Neal and P.A. Blenkinsop: Acta Metall. 24 (1976) 59
- 12) J. Ruppen, P. Bhowal, D. Eylon and A.J. McEvily: Fatigue Mechanisms, ASTM STP 675 (1978) 47
- 13) A. Atrens, W. Höffelner, T.W. Duerig and J.E. Allison: Scr. Metall. 17 (1983) 601
- 14) O. Umezawa, K. Nagai and K. Ishikawa: Mater. Sci. Eng. A129 (1990) 223
- 15) P.B. Hirsch, P. Partridge and R.L. Segall: Phil. Mag. 4 (1959) 721
- 16) P. Lukas and M. Klesnil: Corrosion Fatigue, ed. by O.F. Devereux, A.J. McEvily and R. W. Staehle, NACE, Houston (1972) 118
- 17) T. Yuri, K. Nagai and K. Ishikawa: ISIJ Inter. 30 (1990) 639
- 18) H. Kitagawa, S. Takahashi, C.M. Suh and S. Miyashita: Fatigue Mechanisms, ASTM STP 675 (1978) 420