工業用純チタンの疲労き裂発生過程と切欠き感度*

高尾 健一**, 西谷 弘信***

Fatigue Crack Initiation and Notch Sensitivity of
Commercial Purity Titanium

by Ken-ichi TAKAO and Hironobu NISITANI

Push-pull fatigue tests with zero mean stress were carried out on commercial purity titanium sheet specimens, in order to investigate the crack initiation characteristics and notch sensitivity. Special attention was given to the starting point of fatigue cracking at the root of a notch with various sharpness, and fatigue processes were observed successively.

The followings were obtained;

- (1) The crack initiation process is the one in which the definite regions whose dimensions are closely related to the grain size, turn gradually into free surfaces as a whole by the repetitions of slip.
- (2) No non-propagating crack is initiated even for a specimen with a notch root radius of 0.1 mm.
- (3) The material is notch insensitive for blunt notches, however, appreciably sensitive for sharp ones due to absence of non-propagating cracks, compared to 7:3 brass and mild steels.

Key Words: Fatigue, Crack Initiation, Notch Sensitivity, Push-Pull Fatigue Tests, Titanium, Successive Observation, Non-Propagating Crack

1. 緒 言

優れた耐食性を有する工業用純チタンはか酷な条件で操業される各種化学工業用装置や熱交換機に最近よく用いられている。チタン合金に比べて本材料の疲労挙動に関する研究⁽¹⁾は少なく、特に切欠き材の疲労に関する研究はきわめて少ない。

本材料を使用する場合、平滑材に対してだけでなく切欠き材に対しても疲労特性を把握しておく必要があると思われる。本報では、切欠きを有する板状試験片の引張り圧縮疲労試験を行い、レプリカ法による連続観察を通じ切欠き材の疲労挙動を調べた。その結果、炭素鋼や7:3黄銅⁽²⁾と比較してき裂発生過程には類似点があるが、切欠きが鋭い(切欠き半径0.1 mm)ときにも停留き裂が存在しない、したがって切欠きにかなり敏感であることなどが明らかとなった。

2. 材料、試験片および実験方法

用いた材料は工業用純チタン板1種(TP 28, 厚さ1 mm)である。図1に組織写真を示す。平均結晶粒

径は約50 μm である。表1には化学成分を、表2に機械的性質を示す。図2に試験片の形状を示す。試験部分を#1000の金剛砂で研磨したのち、真空焼なまし(700°C, 1h)し、その後、更に表面を化学研磨で30 μm 以上取り除いた。応力集中係数 K_t は体積力法⁽³⁾およびノイバーの三角則により求めた。

用いた試験機は曲げねじり疲労試験機(定荷重形, 容量98 Nm, 2000 c/m)に簡単な装置を付けて引張り圧縮繰返し荷重(容量約3000 N)を負荷できるようにしたものである。荷重は両振りで加えた。

疲労過程を連続的に観察するため、応力繰返しの途中で時々試験機を止め、レプリカを採取した。レプリカの一部については真空中で金を蒸着し、金属顕微鏡で観察した。またその他のレプリカから金属レプリカを作成し、それを走査形電子顕微鏡(SEM)で観察した。一部破面観察もSEMを用いて行った。

3. 実験結果および考察

3・1 き裂発生過程の特徴 切欠き試験片に一定応力を繰返すときの表面状態の変化を図3, 4に示す。き裂が伝ばを開始する以前の過程では、き裂となるべき部分の表面における長さはほとんど変化せず、その部分が全体として疲労被害の程度を増して(図4, N

* 昭和58年11月30日 第923回講演会において講演、原稿受付 昭和58年5月25日。

** 正員、佐賀大学理工学部(〒840佐賀市本庄町1)。

*** 正員、九州大学工学部(〒812福岡市東区箱崎6-10-1)。

表 1 化学成分 (重量%)

H	O	N	Fe	C	Ti
0.001	0.078	0.007	0.014	0.007	bal.

表 2 機械的性質

E	$\sigma_{0.2}$	σ_B	σ_T	Elonga- tion
MPa				%
1.022×10^5	171	332	598	54.6

Elongation: 板状試験片の引張試験における平均伸び

0.1mm

図 1 組織写真

(a)

(b)

図 2 試験片 ($\rho = 1, 0.6, 0.3, 0.1$ mm)

$N = 0$ 4.6×10^4 5.3×10^4 6.0×10^4 7.0×10^4
 $\rho = 0.6$ mm, $\sigma_a = 120$ MPa, $N_f = 1.53 \times 10^5$, Axial direction

図 3 表面状態の変化

$N = 1.0 \times 10^5$ 1.2×10^5 1.6×10^5 1.9×10^5 2.1×10^5
 $\rho = 1$ mm, $\sigma_a = 120$ MPa, $N_f = 2.76 \times 10^5$, Axial direction

図 4 表面状態の変化 (切欠き底付近の SEM 写真)

$=1.0 \times 10^5 \sim 1.9 \times 10^5$ き裂に近づいていく。しかも切欠き材におけるき裂発生過程は、平滑材のそれ⁽⁴⁾とほぼ同じである。この過程は時効硬化したアルミニウム合金における、いわゆるき裂伝播のオ1段階とは異なり、定性的には炭素鋼や7:3黄銅の焼なまし材におけるき裂発生過程⁽²⁾と似ているが、細かく見ると相異点もある。すなわち、炭素鋼や7:3黄銅では結晶粒径程度の寸法の1本のすべり帯あるいは連続した粒界が全体としてき裂に近づく⁽²⁾のに対し、純チタンでは同一結晶粒内でもき裂となるべきすべり帯が多数発生したり、あるいは隣接する複数個の結晶中にき裂となるべきすべり帯が発生するため、1個のき裂として試験片内部に伝ばを開始する以前にそれらが連結する場合が多い(図3,4,6)。

図5に切欠き底付近のき裂発生部を含む初期疲労破面を示す。表面付近の滑らかなファセット(矢印の部分)は粒径より小さく、しかもファセットが階段状を呈しているが、これはき裂となるべき有限な領域が連結したことを反映している。

純チタンの疲労破壊はすべりを伴わない(slipless)⁽⁵⁾⁽⁶⁾と言われているが、本材料では既報⁽⁴⁾と同様、疲労破壊の前に多数のすべり帯が認められる。

$P=0.3 \text{ mm}$, $\sigma_a=100 \text{ MPa}$ 10μm

図5 初期疲労破面(矢印はき裂発生部を示す)

図6 切欠き底のすべり帯($\sigma_a=\sigma_{w1}=60 \text{ MPa}$, $\rho=0.1 \text{ mm}$, $N=1.00 \times 10^7$)

3・2 切欠き感度と停留き裂 図7に種々の切欠き半径 ρ を有する試験片のS-N曲線を示す。表3に疲労試験結果を示す。表3中、平滑材の疲労限度(*印)は試験機の容量の関係で直接求めていないので、その値は $\rho=10 \text{ mm}$ の結果から、切欠き感度を考慮して推定した。図8は表3をもとに図7を整理し直したもので、7:3黄銅焼なまし材⁽⁷⁾, S20C焼なまし材⁽⁸⁾および焼入れ・焼もどしたS50C⁽⁹⁾の結果も比較のため記入している。チタン以外の疲労試験結果はすべて回転曲げ疲労によるものであり、それらはすべて応力こう配と切欠き底に繰返される最大応力との関係をもとに引張り圧縮に計算し直している。

図8からわかることは、

- (1) 切欠き半径が鋭くても($\rho=0.1 \text{ mm}$)停留き裂が存在しないこと
- (2) 切欠き感度の K_t 依存性が他の材料と異なること

である。(1)本材料と機械的性質が似ているS10C焼なまし材($\sigma_y \cong 200 \text{ MPa}$, $\sigma_B \cong 370 \text{ MPa}$, 伸び68%)では ρ が 0.6 mm より小さければ停留き裂が発生するが⁽¹⁰⁾, 本材料では $\rho=0.1 \text{ mm}$ でも発生しない。

表3 応力集中係数(SCF)と疲労試験結果

Min. width d	Notch depth t	Notch radius ρ	S.C.F. K_t	Fatigue limit σ_{w1}	σ_{w1}/σ_{w0}
mm	mm	mm		MPa	
-	-	∞	1.0	140*	1.0
8	4	10.0	1.22	120	0.86
7.6	0.2	1.0	1.82	100	0.71
		0.6	2.08	90	0.64
		0.3	2.58	75	0.54
		0.1	3.84	60	0.43

(*) Estimated value based on K_t vs. K_f relation and the result for $\rho=10 \text{ mm}$.

図7 切欠き材のS-N曲線(d, t, ρ の単位:mm)

図 8 両振り引張り圧縮(応力比 $R=-1$)における相対疲労限度と応力集中係数の関係

これは材料のき裂発生に対する抵抗が、微小なき裂の伝ばに対する抵抗より大きい。すなわち $\rho=0.1$ mm までの切欠きに対して、ある応力でいったんき裂が発生すれば、その応力で伝ばし続け、停留することはないためと思われる。 $\rho=0.3$ mm の試験片に応力振幅 $\sigma_a=80$ MPa で長さ $l=0.18$ mm のき裂を発生させ、 σ_a を減少させながら伝ば速度を測った。 $\sigma_a=50$ MPa で伝ば速度は 0 となった($l=0.22$ mm)。この値は $\rho=0.1$ mm に対する疲労限度(60 MPa)より低い値である。このように本実験の範囲では停留き裂は観察されなかったが、この点に関しては今後更に検討したい。なお、図 6 にも示すように、疲労限度の応力を 1.00×10^7 回繰返して切欠き底にすべり帯が認められたが、低炭素鋼に見られるような粒径より大きい微視的停留き裂⁽¹¹⁾は認められなかった。

(2) 切欠きが鋭く、7:3 黄銅や S20C では停留き裂が存在する範囲でもチタンではそれが存在しないので、切欠き係数 K_t が大きくなり、この範囲で他の材料より切欠きに敏感であると言える。一方、鈍い切欠きに対しては他の材料より切欠きに鈍感である。これは 3・1 節でも述べたように、き裂が結晶粒程度の寸法を単位として発生すること、そしてその結晶粒のす

べり量は周囲からの拘束条件に関係する(図 6)ことによると思われる。すなわち、チタンは結晶構造が hcp であるためすべり系が少なく、周囲の結晶による塑性変形の拘束が 7:3 黄銅や低炭素鋼に比べて大きいことに起因するものと思われる。

4. 結 論

工業用純チタンの切欠き試験片について両振り引張り圧縮疲労試験を行い、き裂発生過程と切欠き感度について調べ、以下の結論を得た。

(1) き裂発生過程はすべりの繰返しによって結晶粒程度の有限な領域に全体として、しかも徐々に被害を受けてき裂に近づく過程であり、その後の伝ば過程とは本質的に異なる。

(2) 結晶構造が hcp であることを反映して塑性拘束が強く、1 結晶内のすべり量が周囲の結晶からの拘束を受けやすい。

(3) 鋭い切欠き($\rho=0.1$ mm)に対しても停留き裂は発生しない。

(4) 結論(2)、(3)からチタンは他の材料に比べて、鈍い切欠きに対して切欠きに鈍感であるが、他の材料に停留き裂が存在するような鋭い切欠きに対しては逆に切欠きに敏感である。

最後に供試材料の提供を賜った日本鋳業(株)のご好意に厚くお礼申し上げます。また本研究の一部にご協力いただいた佐賀大学学生 松本耕二君、谷口信一君にお礼申し上げます。

文 献

- (1) 例えば, Kocařda, S. and Kozubowski, J. A., *Proc. ICF*, 4-2 (1977), 733; Walker, N. and Beevers, C. J., *Fatigue Eng. Mater. Str.*, 1-1 (1979), 135; Sugano, M. and Gilmore, C. M., *Metall. Trans.*, A11-4 (1980), 559.
- (2) 西谷・高尾, 機論, 40-340 (昭 49), 3254.
- (3) 西谷, 機誌, 70-580 (昭 42), 627.
- (4) 高尾・西谷, 日本材料学会第 14 回疲労シンポジウム前刷集, (昭 55-11), 1.
- (5) Gilmore, C. M., ほか 2 名, *Eng. Fract. Mech.*, 5 (1973), 947.
- (6) 小林・ほか 2 名, 材料, 27 (昭 53), 859.
- (7) 西谷・岡坂, 機論, 39-317 (昭 48), 49.
- (8) 西谷, 機論, 34-259 (昭 43), 371.
- (9) 西谷・千代, 機論, 40-329 (昭 49), 41.
- (10) 西谷・村上, 機論, 35-275 (昭 44), 1389.
- (11) 高尾・西谷, 材料, 28-312 (昭 54), 873.

討 論

〔質問〕 幡 中 憲 治〔山口大学工学部〕

(1) チタンの疲労き裂発生時期(破断寿命に対するき裂発生寿命の割合)は、低炭素鋼や7:3黄銅におけるそれとどのように異なっているのか。データあるいはご見解があればお示しいただきたい。

(2) チタンは、貴論文でもご指摘のように、h.c.p.構造を有し、そのため、すべり系の数がf.c.c.構造やb.c.c.構造を有する材料に比して極めて少ない。これが、貴論文で述べられているようなき裂の生成過程、停留き裂の有無、あるいは切欠き感度などに影響しているように思われる。本論文では“塑性拘束”という表現でこのあたりの事情を説明しておられるように思う。その塑性拘束と上記諸現象との関連について、もう少し具体的にご見解をお示しいただければ幸いである。

〔回答〕 (1) S15Cと純チタンについて、ほぼ平滑材とみなせる浅くて鈍い部分の切欠きをもつ試験片(結晶粒径はともに約50 μm)に対して N_i/N_f (N_i :き裂発生寿命, ここでき裂発生時として, 1結晶粒程度のき裂が隣接する結晶粒中に伝ばし始める繰返し数を採用している, N_f :破断寿命)は、応力振幅の上昇とともに多少減少する傾向はあるが、S15Cで

10~20%であるのに対し、純チタンでは30~40%であった。

切欠き半径が0.1 mmの試験片に疲労限度の1.4~1.5倍の応力を繰返す時、 N_i/N_f は軟鋼板で約15%であるのに対し、純チタンでは約25%であった。切欠き試験片に対しては今後さらに疲労試験を続ける予定である。

(2) 本材料では切欠き底の特定の結晶粒力にすべり帯が集中して発生する傾向があり、き裂はその結晶内のすべり帯に発生する〔文献(4)参照〕。このようにすべり系が少なければ、き裂が発生する結晶粒の周囲の結晶中のすべり(塑性変形)が抑制されることになり、この意味で塑性拘束という表現を用いた。言い換えると、繰返し荷重に対して本材料は強度差の大きい強い組織と弱い組織が混在したものと等価であると考えられる。本材料に疲労限度の応力を繰返す時のすべり帯あるいは微視的き裂の挙動は、高周波焼入れによってマルテンサイト内にフェライトが点在するような組織をもつ炭素鋼に疲労限度の応力を繰返すことによって、フェライト内に発生する微視的停留き裂の挙動を類似であると考えている。