等方性炭素鋼平滑材の回転曲げとねじり疲労における
疲労限度と微小き裂伝ば則*西谷 弘 信^{*1}, 福田 孝 之^{*2}Fatigue Limit and Small-Crack Growth Law in Rotating Bending and
Torsional Fatigue of Isotropic Carbon Steel Plain Specimens

Hironobu NISITANI and Takayuki FUKUDA

Rotating bending and torsional fatigue tests were carried out on plain specimens and small-hole specimens of annealed cast carbon steel. The specimens are regarded as isotropic. The fatigue limit ratio between rotating bending and torsional fatigue (τ_w/σ_w) in the isotropic carbon steel is different from that in a rolled round bar of carbon steel. We should use isotropic materials in fatigue tests under combined stresses. In torsional fatigue, crack propagation on plain specimens is of the shear type in the initial stage and tension type in the latter stage. Cracks of the shear type were generated in both the circumferential and the axial directions. The crack growth laws in bending and torsion are expressed by $dl/dN = C_1 \tau_a^n$. The dependency of $1/N_f$ on the stress amplitude τ_a in the torsional fatigue is nearly the same as the dependency of the crack growth rate on τ_a .

Key Words: Fatigue, Torsion, Bending, Combined Stress, Crack Propagation, Isotropy, Fatigue Limit, S-N Curve, Small-Crack Growth Law

1. 結 言

部材の疲労破壊には単一応力によるものだけでなく、エンジンのクランクシャフトのように組合せ応力による場合も多い⁽¹⁾。そのため組合せ応力による疲労については古くから研究がなされてきた^{(2)~(9)}。特に曲げとねじりの組合せについては西原⁽³⁾、Gough⁽⁴⁾、および Fidler⁽⁵⁾らの研究が有名であり、単一応力時の疲労限度(σ_w, τ_w)から、組合せ応力時の疲労限度を求める方法をそれぞれ提案している。このように組合せ応力については多くが単一応力時の疲労限度をもとに議論するため、両者の関係を知ることは重要である。表1に、両者の比(τ_w/σ_w)に関する研究例を示す。一般的に延性材料についてはその比が $\tau_w/\sigma_w \cong 0.58(1/\sqrt{3})$ となり、静的破壊におけるせん断ひずみエネルギー説が適用できると言われている^{(13)~(15)}。また著者らの炭素鋼(S 20 C, S 45 C)による研究もほぼ同じ値を示している⁽¹²⁾。

しかしこれらの研究に用いられた材料は圧延丸棒材

が多い。圧延丸棒材は組織が圧延方向に層状に分布しており、また介在物も圧延方向に伸ばされていることが多い。著者らはそれらが疲労によるき裂の発生や伝ばに影響があることを示した⁽¹²⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。図1はS 45 C焼なまし材の、ねじり疲労による表面状態の変化を示したものである⁽¹⁶⁾。本材料は圧延丸棒材であるため、図でもわかるように、フェライトとパーライトが軸方向に層状に分布している。その結果ねじりの疲労被害は、パーライトに挟まれたフェライト部が局所的に受

図1 S 45 C 炭素鋼圧延丸棒焼なまし材のねじり疲労における表面状態の変化⁽¹⁶⁾

* 原稿受付 平成4年8月5日。

^{*1} 正員, 九州大学工学部 (〒812 福岡市東区箱崎6-10-1)。

^{*2} 正員, 佐世保工業高等専門学校 (〒857-11 佐世保市沖新町1-1)。

表 1 各種材料の曲げとねじりの疲労限度

Material	Heat treatment	Chemical composition (%)										Mechanical properties						Fati. Lim.		Reference	
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	σ_s	σ_B	σ_{TS}	ϕ	H _B	H _V	σ_w	τ_w		
Carbon steel	Annealed	0.34	0.24	0.48	0.016	0.028	-	-	-	-	-	L292	521	-	45.1	-	-	239	138	0.58	T. Nishihara (2)
Carbon steel	Annealed	0.07	0.14	0.30	0.040	0.040	-	-	-	-	-	L228	376	-	72.9	H _B 103	265	147	0.56	T. Nishihara (3)	
"	Normalized	0.62	0.27	0.23	0.024	0.010	-	-	-	-	-	L353	705	-	32.7	194	294	196	0.67		
NiCr steel	Nothing	0.42	0.27	0.52	0.016	0.02	1.76	0.66	-	-	0.21	U482	704	-	59.2	237	392	255	0.65		
"	Thermal refined	"	"	"	"	"	"	"	-	-	"	U879	962	-	44.9	295	530	304	0.57		
Cast iron	Nothing	3.15	1.95	0.39	0.44	0.12	-	-	-	-	0.10	216	-	-	-	205	127	103	0.81		
70/30 brass	Nothing	-	-	-	-	-	-	-	-	-	70.1	U337	409	-	70.4	122	131	54	0.41		
Carbon steel	Normalized	0.12	0.19	0.61	0.016	0.012	0.06	-	-	-	-	U252	424	178	70	H _B 127	264	149	0.56	H. J. Gough (4)	
"	"	0.39	0.23	0.65	0.02	0.017	0.12	-	-	-	-	356	638	255	58.2	195	327	204	0.62		
"	Spheroidized	"	"	"	"	"	"	-	-	-	-	283	470	178	67	144	271	154	0.57		
"	Normalized	0.86	0.05	0.13	0.02	0.026	-	-	-	-	-	-	834	-	18	248	347	237	0.68		
Ni steel	850°C oil que., 700°C air cooled	0.11	0.22	0.42	0.011	0.011	3.18	-	-	-	-	-	518	-	72.5	165	337	202	0.60		
"	850°C oil que., 610°C air cooled	0.34	0.17	0.57	0.011	0.007	3.25	0.06	-	-	-	-	578	711	422	67.5	237	438	263		0.60
CrVa steel	850°C oil que., 700°C air cooled	0.41	0.23	0.71	0.017	0.006	-	1.27	-	0.28	-	-	670	740	468	66	229	423	254		0.60
NiCr steel	830°C oil que., 620°C water cooled	0.30	0.21	0.58	0.018	0.006	3.62	0.85	-	-	-	-	748	882	574	65	282	532	347		0.65
"	830°C oil que., two step cooled	"	"	"	"	"	"	"	-	-	-	-	743	883	-	60.5	278	502	319		0.64
NiCrMo steel	850°C oil que., 600°C air cooled	0.24	0.27	0.57	0.011	0.007	3.10	1.33	0.41	0.25	-	-	1224	898	60	394	651	337	0.52		
NiCr steel	820°C and 200°C air cooled	0.28	0.23	0.48	0.018	0.004	4.42	1.36	-	-	-	-	1642	-	52	479	798	445	0.56		
Sisal cast iron	Nothing	2.09	6.39	1.13	0.047	0.031	Al 0.08	-	-	-	-	-	226	-	0	322	237	216	0.91		
Nicrosoral "	Nothing	1.88	4.25	0.60	0.033	0.039	17.7	2.39	-	-	-	-	216	-	1.3	182	249	208	0.84		
CrMo steel	900°C oil que., 580°C oil que.	0.20	0.23	0.56	0.014	0.024	0.12	2.91	0.42	-	-	-	844	939	-	68.0	-	501	302	0.60	P. H. Frith (6)(7)
NiCrMo steel	830°C oil que., 575°C oil que.	0.33	0.30	0.50	0.023	0.023	3.69	0.75	0.36	-	-	-	949	1087	-	61.0	-	581	327	0.56	
CrMoVa steel	900°C oil que., 600°C oil que.	0.39	0.28	0.58	0.006	0.017	0.17	3.07	0.98	0.20	-	-	-	1376	-	54.0	-	658	384	0.58	
NiCr steel	830°C oil que., 200°C air cooled	0.16	0.21	0.35	0.014	0.010	4.08	1.18	-	-	-	-	970	1368	-	64.0	-	657	364	0.55	
NiCrMo steel	845°C oil que., 677°C cooled	0.40	0.30	0.74	0.015	0.030	1.79	0.82	0.26	-	-	-	L876	776	452	-	H _B 25	462	286	0.62	W. N. Findley (8)
70/30 brass	Annealed	-	-	-	-	-	-	-	-	-	69.6	113	320	-	73.1	-	-	83.4	73.5	0.88	T. Mataka (9)
UT80C	Thermal refined	0.21	0.27	0.95	0.17	0.005	0.04	0.093	0.46	0.004	0.26	761	809	-	66.4	-	-	461	275	0.60	
Nodular cast iron	Nothing	3.52	2.94	0.64	0.032	0.008	Mg 0.060	-	-	-	-	240	477	-	10.6	-	-	196	186	0.95	
CrMo steel	850°C quenching., 600°C tempering	0.35	0.24	0.72	0.016	0.017	-	0.96	0.17	-	-	-	U923	1041	-	61.3	H _V 331	589	368	0.62	S. Nishijima (1), (10)
"	" , 450°C tempering	"	"	"	"	"	-	"	"	-	-	-	1243	1373	-	51.1	434	699	397	0.57	
"	" , 300°C tempering	"	"	"	"	"	-	"	"	-	-	-	1500	1756	-	41.8	535	791	456	0.58	
NiCrMo steel	850°C oil que., 630°C tempering	0.40	0.25	0.68	0.023	0.020	1.71	0.71	0.16	-	0.11	-	883	974	-	63.9	314	539	351	0.65	
Carbon steel	845°C water que., 600°C tempering	0.45	0.26	0.76	0.027	0.019	0.01	0.11	-	-	0.02	U564	748	-	68	H _B 245	415	284	0.69	NRIW fatigue data sheet (1), (11)	
"	825°C water que., 600°C tempering	0.56	0.26	0.67	0.019	0.026	0.04	0.13	-	-	0.11	700	860	-	58	283	458	318	0.69		
Cr steel	855°C oil que., 550°C water cooled	0.43	0.24	0.74	0.022	0.013	-	1.12	-	-	-	935	1051	-	61	328	582	401	0.69		
"	" , 600°C water cooled	"	"	"	"	"	-	"	-	-	-	838	969	-	62	299	522	358	0.69		
CrMo steel	855°C oil que., 550°C water cooled	0.36	0.30	0.73	0.017	0.016	-	1.01	0.16	-	-	1046	1118	-	59	362	586	405	0.69		
"	" , 600°C water cooled	0.41	0.24	0.77	0.014	0.015	-	1.06	0.20	-	-	1081	1139	-	62	372	610	416	0.68		
"	" , 600°C water cooled	0.40	0.26	0.77	0.018	0.005	-	0.98	0.17	-	-	975	983	-	60	339	549	382	0.70		
Carbon steel	Annealed	0.21	0.21	0.47	0.014	0.017	0.06	0.09	-	-	0.21	L276	469	-	58.7	-	235	135	0.57	H. Nisitani (12)	
"	"	0.44	0.20	0.69	0.009	0.009	0.04	0.05	-	-	0.07	335	569	-	57.2	-	245	135	0.55		

σ_s, τ_s : Yield stress (L: Lower, U: Upper) MPa, σ_u : Ultimate tensile strength MPa, ϕ : Reduction of area %, H_B, H_V, H_R: Hardness, σ_w, τ_w : Fatigue limit MPa

ける(図の黒い部分)。また図2は、同じ材料の電解研磨した表面にダイヤモンドにて微細な格子をけがき、静的な一方向ねじり($\gamma=20\%$)を与え、けがき線の変形を走査電顕で観察したものである⁽¹⁶⁾。けがき線は層状に分布している剛体に挟まれた弾性体の変形のように、パーライトに挟まれたフェライト層部にひずみが集中し階段状に変形する。このように圧延丸棒材のねじりでは局所的ひずみの集中が起こりやすく、き裂もその部分から発生しやすい。一方、回転曲げ疲労ではそのような層状組織に基づくひずみの集中は起こらない。したがって、局所的な条件を考慮していないマクロな破壊の法則を、そのまま圧延丸棒材の組合せ応力による疲労の問題に適用することは無理があると思われる。実際に表1を見ると、同じ炭素鋼でも層状組織が顕著な低炭素鋼と、そうでない高炭素鋼では疲労限度の比は異なり、高炭素鋼のほうが $\tau_w/\sigma_w \cong 0.7$ とやや大きくなるようであり、また圧延組織が薄れる焼入れ焼もどし材でも同様の値となっている。

このように組合せ応力による疲労を考える上で、材料が等方性であるか否かは重要な問題である。したがって、これまでの圧延丸棒材を用いた組合せ応力によ

↓ Axial direction 20 μ m

図2 S45C炭素鋼圧延丸棒焼なまし材の一方向静ねじりによる $\gamma=20\%$ の表面状態(走査電顕)⁽¹⁶⁾

る疲労の結果については、異方性の立場から見直す必要があると思われる。本研究はその手始めとして、ほぼ等方性材料とみなせる炭素鋼鍛鋼を用い、電解研磨した試験片を用いて、回転曲げとねじり疲労の疲労限度を比較するとともに、両者のき裂発生および伝ば過程について検討したものである。

2. 使用材料, 試験片および実験方法

素材は炭素鋼鋳鋼で表2にその化学成分を示す。図3に素材からの試験片製作手順を示す。最初 $\phi 360$ mm $\times$ 300 mm に鋳込まれた素材を $\square 250$ mm $\times$ 215 mm に切り出した後、角棒 ($\square 23$) に切断しさらに丸棒 ($\phi 22$) に旋削した。それを 920°C で1時間焼なましした後機械加工した。図4, 5に回転曲げおよびねじり疲労試験片の形状を示す。試験部分の形状は両者同じで、その応力集中係数 K_t はねじりで1.007、曲げで1.012と1に近く⁽¹⁸⁾、実質的には平滑材とみなせる。平滑材は機械加工後 650°C で1時間真空焼なましを行い、さらに表面を約 30 μ m 電解研磨により除去した後実験を行った。小穴材は電解研磨後試験片の最小断面

表2 化学成分(%)

C	Si	Mn	P	S
0.21	0.34	0.70	0.006	0.008

表3 機械的性質

σ_{sL}	σ_B	σ_T	ψ	τ_{sL}	τ_B
240	449	820	59.5	173	400

σ_{sL} : Lower yield stress MPa, σ_T : True fracture strength MPa
 σ_B : Ultimate tensile strength MPa, ψ : Reduction of area %
 τ_{sL} : Lower shearing yield stress MPa, τ_B : Shearing strength MPa

図3 試験片製作手順

図4 回転曲げ疲労試験片

図5 ねじり疲労試験片

図6 小穴の形状

部に図6に示す小穴をドリルによりあけ、その後と同様の真空焼なましを行い実験に供した。表3に焼なまし材の機械的性質を、また図7に組織写真を示す。図でわかるように、本材料は圧延丸棒材のようなフェライトとパーライトの軸方向層状分布は見られず、ほぼ等方性材料とみなせる。なおフェライト結晶粒の平均粒径は約 27 μ m である。

用いた試験機は島津ねじり疲労試験機 TB-10 (容量 ± 50 N $\cdot$ m, 繰返し速度約 33 Hz) と小野式回転曲げ疲労試験機 (容量 100 N $\cdot$ m, 回転数 3 600 rpm) である。

表面き裂の観察はレプリカ法により光学顕微鏡 ($\times 400$) を用いて行った。また応力は、小穴の存在を無視したときの試験片最小断面部の弾性計算による最大応力を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 疲労限度 図8に平滑材のねじりおよび回転曲げ疲労の S-N 曲線を示す (○印)。疲労限度はそれぞれ $\tau_w = 135$ MPa, $\sigma_w = 200$ MPa, で、両者の比は $\tau_w/\sigma_w \cong 0.68$ となった。これは低炭素鋼圧延丸棒材の結果 (0.57) より大きく高炭素鋼の結果に近い⁽³⁾。先述のように高炭素鋼では圧延組織の影響が薄れ、等方性材料に近くなったものと考えられる。このように両者の比は、等方性材料と層状組織をもつ材料とでは、前者のほうが大きくなり、せん断ひずみエネルギー説の関係は見られない。これは図1に示すように、圧延丸棒

図7 組織写真

図 8 S-N 曲線

材のねじり疲労においては、最大せん断応力方向と圧延方向が一致するため、パーライトには含まれたフェライト部が局部的に大きな被害を受けやすく、せん断形の比較的長いき裂が発生伝ばしやすいのに対し、本材料では図 9 に示すように、せん断形のき裂は最大せん断応力方向である軸方向と円周方向に同じ程度発生し、長さも比較的短いため、その結果本材料のほう、ねじりの疲労限度が相対的にやや高くなるためと考えられる。

図 10 は疲労限度における停留き裂を観察したものである。ねじり疲労の停留き裂の長さは、圧延丸棒材の場合 1 mm 程度と比較的長いが⁽¹²⁾⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾、本材料では数結晶粒程度であり圧延材より短く、回転曲げ疲労の場合と大きな違いはない。

3.2 すべり帯の観察 図 11 はすべり帯の様子を示したもので、図 11(a), (c) は曲げとねじりの疲労限度における様子を、また図 11(b) はねじりで曲げの疲労限度と $\tau_{\max}$ が同じになる応力 ($\sigma_w/2$) の様子を示したものである。曲げでは $\sigma_{\max}/\tau_{\max}=2$ 、ねじりでは $\sigma_{\max}/\tau_{\max}=1$ であるため疲労限度における $\tau_{\max}$ はねじりのほうが大きい。したがって、曲げとねじりの疲労限度のすべりを比較すると、ねじりのほうが被害が大きい。しかし、曲げとねじりで $\tau_{\max}$ が同じなら疲労被害は似ている。これらの状況は低炭素鋼の結果⁽¹⁹⁾とほぼ同じである。

3.3 き裂伝ば 著者らは、炭素鋼圧延丸棒材の回転曲げおよび引張圧縮疲労におけるき裂伝ば速度が、次式でよく整理できることを示してきた^{(21)~(23)}。

$$dl/dN = C_1 \sigma_a^n l \quad \dots\dots\dots (1)$$

図 9 平滑材のねじり疲労における一般的な表面状態 ($\tau_a=170$ MPa, $N/N_f=0.834$)

(dl/dN : き裂伝ば速度, C_1, n : 定数, σ_a : 応力振幅, l : き裂長さ)

またそのときの S-N 曲線が

$$\sigma_a^k N_f = \text{一定} \quad \dots\dots\dots (2)$$

(N_f : 破断繰返し数, k : 定数)

で表され、両式の指数 n と k の間に $n \cong k$ の関係があることも明らかにした。このように式(1)の微小き裂伝ば則と S-N 曲線との間には密接な関係があり、微小き裂伝ば則から S-N 曲線を導く方法も提案されている⁽²³⁾。ここで n, k の値は部材によって異なり、炭素鋼焼なまし材では 6~10 である^{(12)(21)~(24)}。

一方ねじり疲労について同様の研究を行った結果、小穴材のき裂伝ばには引張形のき裂を対象とする式(1)が適用できたが、平滑材には適用できなかった⁽¹²⁾。これは、軸方向にパーライトとフェライトが層状に分布する圧延丸棒材料では、せん断形で発生した軸方向のき裂がフェライト層に沿って長く伝ばするた

めである。したがって、圧延組織のない等方性の本材料であれば、ねじり疲労においても式(1)が成り立つ可能性がある。そこで次に、 $S-N$ 曲線と微小き裂伝ば

則との関係について検討する。

3・3・1 ねじり疲労 図 8 (a) の $S-N$ 曲線には、小穴材の穴縁の影響がなくなるき裂長さ (0.5 mm) か

(a) 回転曲げ疲労

(b) ねじり疲労

図 10 平滑材の疲労限度における停留き裂の観察

図 11 疲労限度以下における表面状態の比較

ら破断までの寿命, すなわちき裂伝ば寿命 $N_{0.5-f}$ も図示している (Δ 印)。また, 平滑材についても同様にき裂伝ば寿命 $N_{0.5-f}$ を図示している ($\bullet$ 印)。

図 8 (a) からわかるように, 平滑材の $S-N$ 曲線も応力が疲労限度よりある程度以上大きい所では次式で表される。

$$\tau_a^k N_f = \text{一定} \quad \dots\dots\dots (3)$$

(τ_a : 応力振幅, N_f : 破断繰返し数, k : 定数)

この場合の指数は $k \cong 12$ である。一方, き裂の起点を限定した小穴材の伝ば寿命曲線は $k \cong 11$ で, 平滑材のそれよりやや小さく回転曲げ疲労の値とほぼ一致する。平滑材の $N_{0.5-f}$ は, 破線で示すように傾きは小穴材とほぼ同じになるものの一致せず, 平滑材のほうが

長寿命側にくる。これは平滑材と小穴材でき裂伝ばが多少異なるためである (後述)。

図 12 にねじり疲労における平滑材および小穴材のき裂の状況を示す。平滑材のき裂は, 最大せん断応力方向である軸方向あるいは軸と直角な円周方向 (せん断形) に始まり, 途中で主応力方向に直角な軸と 45° 方向 (引張形) に遷移する。一方小穴材は, 最初から軸と 45° 方向 (引張形) に伝ばする。このように平滑材と小穴材では伝ば過程が多少異なる。これらの状況は圧延丸棒材のねじり疲労⁽¹²⁾ と同じであるが, 異なるのは平滑材のせん断形のき裂が, 圧延丸棒材ではほとんど圧延方向である軸方向に発生したのに対し, 本材料の場合は図 9 に示すように軸方向と円周方向の両方向にほぼ同じ程度発生した。これはフェライトとパーライトが軸方向に層状に分布している圧延丸棒材との大きな違いであり, 本材料が等方性材料であるためである。

図 13 にき裂長さの測定方法を示す。ねじりの場合軸と 45° 方向が主応力方向であるため, き裂長さも図に示すように軸と 45° 方向に投影した長さをとっている。図 14 に平滑材および小穴材のき裂伝ば曲線を示す。図は縦軸がき裂長さの対数で, 横軸は相対繰返し数比である。なお図 14 (b), (c) の横軸は穴縁の影響がなくなるき裂長さ 0.5 mm からの繰返し数を基準としている。図 14 (a) の平滑材のき裂伝ばを見ると, 矢印で示すようなき裂の合体やあるいはせん断形から引張形への遷移等があり, 遷移点が寿命の $40 \sim 60\%$ に達する場合もある。しかし, 遷移点までのせん断形によるき裂長さは 0.5 mm 程度以下で, それも応力が高くなるほど短くなり, 早く遷移する傾向にある。このように平滑材のき裂伝ばはやや複雑であるが, 図でわかるようにほぼ応力レベルに関係なく 1 本の曲線で表せる。これは, 応力レベルで異なっていた圧延丸棒

(a) 平滑材 (b) 小穴材

図 12 ねじり疲労のき裂の状況

(a) 平滑材 (b) 小穴材

図 13 ねじり疲労のき裂長さの測定方法

(a) 平滑材

(b) 小穴材 ($N_{0.5}$ 基準)

(c) 平滑材 ($N_{0.5}$ 基準)

図 14 ねじり疲労のき裂伝ば曲線

材⁽¹²⁾との大きな違いであり、本材料の場合、平滑材に対してもき裂伝ば則の式(1)の適用が近似的に可能である。

小穴材は引張形だけのき裂伝ばであることから、図14(b)に示すように応力レベルに関係なくほぼ1本の曲線で表せる。図14(c)は平滑材と小穴材を比較するために、平滑材を小穴材と同様にき裂長さ0.5 mmからの伝ばで表したもので、図内の曲線は小穴材の伝ば曲線である。図より両材はほぼ同様のき裂伝ば特性を示すことがわかる。ただし同じ応力レベルにおけるき裂伝ば寿命($N_{0.5 \rightarrow f}$)は、図8(a)で見たように両者で異なり平滑材のほうがやや長寿命となる。

図15は、き裂伝ば速度と $\tau_a^n l$ の関係を見たもので、平滑材、小穴材ともに傾き1の直線で近似できる。したがって、き裂の短い範囲において次式のき裂伝ば則が成り立つことがわかる。

$$dl/dN = C_1 \tau_a^n l \quad \dots\dots\dots (4)$$

(C_1, n : 各材料における定数)

すなわち、鋳鋼のねじり疲労では、き裂伝ば速度は式(4)により一義的に決まる。そして指数 n は、それぞれ図8(a)の平滑材の $S-N$ 曲線および小穴材のき裂伝ば曲線の応力依存性を表す指数 k と一致する。

ここで図15より平滑材と小穴材のき裂伝ば速度を比較すると、同じ応力レベルでは小穴材のほうが速

(a) 平滑材

(b) 小穴材

図15 平滑材のねじり疲労の dl/dN と $\tau_a^n l$ の関係

図16 回転曲げ疲労のき裂伝ば曲線
(平滑材: $N_{0.5}$ 基準)

(a) 平滑材

(b) 小穴材

図17 回転曲げ疲労の dl/dN と $\sigma_a^n l$ の関係

い、これは図 12 に示すように、小穴材が引張形だけの伝ばであるのに対し、平滑材は引張形とせん断形の伝ばが混在しているためと考えられる。図 8 (a) で平滑材と小穴材のき裂伝ば寿命 ($N_{0.5-f}$) が一致せず、平滑材の方が長寿命側になったのはこのためである。

3・3・2 回転曲げ疲労 図 8 (b) の回転曲げ疲労の $S-N$ 曲線を見ると、平滑材の N_f と $N_{0.5-f}$ はほぼ平行で、傾きは $k \cong 11$ であり小穴材のねじりにおける値とほぼ等しい。また平滑材の $N_{0.5-f}$ (●印) は、破線で示すように小穴材のそれとほぼ一致する。

図 16 に平滑材のき裂長さ 0.5 mm からのき裂伝ば曲線を示す。平滑材と小穴材はほぼ一致し、また 1 本の曲線で表せる。図 17 に平滑材と小穴材のき裂伝ば速度と σ_{all} の関係を示す。両者とも傾き 1 の直線で近似でき、式 (1) のき裂伝ば則が適用できる。また数値的にも両者はほぼ同じである。そして応力依存性を示す指数 n は 11 で、これは図 8 (b) の $S-N$ 曲線およびき裂伝ば曲線の応力依存性を表す指数 k と一致する。

以上のように、圧延組織のない等方性材料とみなされる炭素鋼鋳鋼のねじり疲労では、引張形とせん断形のき裂が混在するものの、き裂伝ばについては式 (4) のき裂伝ば則が成り立ち、また伝ば速度の応力依存性を示す指数の値も回転曲げに近い結果となる。

4. 結 言

等方性材料とみなせる炭素鋼鋳鋼の焼なまし材を用いて、回転曲げとねじり疲労試験を行い、疲労限度およびき裂の発生と伝ば過程について検討した結果以下の結論が得られた。

(1) 回転曲げとねじりの疲労限度の比は $\tau_w/\sigma_w \cong 0.68$ となり、せん断ひずみエネルギー説の関係 (0.58) は成立しない。これはねじりの疲労限度が等方性材料のほうが相対的に高くなるためである。

(2) 組合せ応力の疲労試験では、供試材が等方性であるか否かは重要な問題であり、圧延丸棒材は等方性材料とはみなせない。

(3) 平滑材のねじり疲労のき裂伝ばには引張形とせん断形が混在し、せん断形のき裂は軸方向と円周方

向に同じ程度発生した。またせん断形から引張形へ遷移するときのき裂長さは、0.5 mm 程度以下と比較的に短い。

(4) ねじり疲労の場合も引張形で伝ばするき裂の伝ば挙動は、平滑材、小穴材ともに式 (4) のき裂伝ば則によって支配される。またき裂伝ば則と $S-N$ 曲線において応力依存性を示す指数の値はほぼ等しく、さらにその値は回転曲げ疲労の結果とほぼ一致する。

最後に、実験に協力された当時佐世保高専学生の、山口信也、永友茂勝、土本典明、松山隆君に謝意を表す。

文 献

- (1) 日本機械学会編, 金属材料疲労強度の設計資料 I, (1982), 1-3, 16-73.
- (2) 西原・河本, 機論, 6-24(1940), I-8.
- (3) 西原・河本, 機論, 7-29(1941), I-85.
- (4) Gough, H. J., *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 160-4(1949), 417.
- (5) Findley, W. N., *Trans. ASME.*, 79-6(1957), 1337.
- (6) Firth, P. H., *Int. Conf. Fatigue, Inst. Mech. Eng.*, (1956), 462.
- (7) McDiarmid D. L., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 14-4(1991), 429.
- (8) Findley, W. N., *Int. Conf. Fatigue. Metal.*, 文献(6)の 150 ページ.
- (9) 真武, 機論, 42-359(1976), 1947.
- (10) Nishijima, S., ほか 9 名, *Trans. NRIM*, 19(1977), 119, 327.
- (11) 金材研, 疲れデータシート, No. 3, 4(1978), No. 8-10 (1979).
- (12) 西谷・福田, 機論, 55-512, A(1989), 710.
- (13) Peterson, R. E., *Colloquium on Fatigue, IUTAM*, (1956), 186.
- (14) 中沢・本間, 金属の疲労強度, (1982), 26, 養賢堂.
- (15) 石橋, 金属の疲労と破壊の防止, (1967), 28, 養賢堂.
- (16) 西谷・福田, 機論, 57-538, A(1991), 1287.
- (17) 例えば, 西谷・鹿毛, 機誌, 74-632(1971), 1069: 機論, 43-374, A(1977), 3603: 機論, 46-411, A(1980), 1183.
- (18) 西谷・野田, 機論, 51-463, A(1985), 775.
- (19) 西谷・村上, 機論, 35-275(1969), 1389.
- (20) 西谷・高瀬, 九大工学集報, 56-6(1983), 841.
- (21) 西谷・疲労強度学(西谷編), (1985), 24, オーム社.
- (22) 西谷・ほか 2 名, 機論, 50-449, A(1984), 23.
- (23) Nisitani, H. and Goto, M., *The Behavior of Short Fatigue Cracks* (Miller, K. J. and de los Rios, E. R. 編), (1986), 461, EGF.
- (24) 西谷・ほか 2 名, 材料, 33-366(1984), 73.