微小き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に及ぼす 硬さとき裂形状の影響†

村 上 敬 宜* 遠 藤 正 浩**

Effects of Hardness and Crack Geometry on ΔK_{th} of Small Cracks

by

Yukitaka MURAKAMI* and Masahiro ENDO**

The dependence of ΔK_{th} on crack size and material properties under stress ratio $R = -1$ was studied on various materials and microstructures. The values of ΔK_{th} for all the materials investigated were standardized with one geometrical and one material parameter.

The geometrical parameter, $\sqrt{area}$, is the square root of the area which is occupied by projecting defects or cracks onto the plane normal to the maximum tensile stress. The relationship between ΔK_{th} and $\sqrt{area}$ is expressed as follows:

$$\Delta K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3} \quad (a)$$

The most relevant material parameter to standardize the data was the Vickers hardness, and the following relationship was obtained:

$$\Delta K_{th} \propto (H_V + C) \quad (b)$$

The constant C in Eq. (b) reflects the difference of nonpropagation behavior of small cracks in soft and hard metals.

By combining Eqs. (a) and (b), the following equations were derived for predicting ΔK_{th} and the fatigue limit σ_w of cracked members.

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (H_V + 120) (\sqrt{area})^{1/3} \quad (c)$$

$$\sigma_w = 1.43 (H_V + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (d)$$

where the units are ΔK_{th} : MPa·m^{1/2}, σ_w : MPa, $\sqrt{area}$: μm and H_V : (kg/mm²). Equations (c) and (d) are applicable to a crack having $\sqrt{area}$ approximately less than 1 000 μm .

キー・ワード: 疲労, 微小き裂, 微小欠陥, ΔK_{th} , 欠陥投影面積, ビッカース硬さ

1 緒 言

機械部品や構造物に、微小欠陥や微小き裂が存在しているとき、疲労限度 σ_w あるいはき裂成長の下限界条件 ΔK_{th} をできるだけ少ない情報から予測することは現場の技術者から常に要求されることである。疲労強度の研究者もそのような要求に応えるべく疲労の諸現象を詳細に調査し影響因子を分析してきた。しかし、このような研究が盛んになるにつれて疲労現象の複雑さが浮き彫りにされ、最近では少ない情報からの予測はほとんど不可能といえるほど情報量は増し発散の傾向にあることも否定できない。このような傾向に現場の技術者はとまどいを感じていることと思う。

本研究の目的は、少し大胆ではあるが、二つの基本的な量だけから微小欠陥または微小き裂が存在する部材の ΔK_{th} (または σ_w) を予測する方法を提案することにある。二つの基本的な量とは、“材質を代表する量”としてビッカース硬さ H_V 、また“欠陥やき裂の寸法と形状を代表する量”として欠陥やき裂を最

大主応力方向に投影した投影面積の平方根 $\sqrt{area}$ である。 $\sqrt{area}$ についてはすでに微小欠陥が疲労強度に及ぼす影響を調べた著者らの一連の研究によって形状パラメータとして利用できる可能性を示してきた。

ΔK_{th} の値は一般にき裂の寸法によって変化し、き裂の寸法が小さくなるにしたがって小さい値になるといわれている^{10)~16)}。一方、き裂先端の開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} は、大きなき裂から小さなき裂までの成長挙動を統一的に表す量であるため、その下限界値 $(\Delta K_{eff})_{th}$ はき裂寸法に依存しないといわれている。しかし、 $(\Delta K_{eff})_{th}$ は実機に存在するき裂について開口比を測定または仮定する必要がある、その測定も難しいことから実用面で不利である。そこで、むしろ ΔK_{th} を“き裂の寸法と形状の関数”として求め、その ΔK_{th} から許容応力振幅を推定する方が実用的であると思われる。

これまでの多くの研究では、 ΔK_{th} のき裂寸法依存性のみならず形状の影響を無視して様々な材質につい

† 原稿受理 昭和60年11月11日 Received Nov. 11, 1985

* 正会員 九州大学工学部 福岡市東区箱崎, Faculty of Engineering, Kyushu University, Hakozaki, Higashi-ku, Fukuoka

** 正会員 福岡大学工学部 福岡市城南区七隈, Faculty of Engineering, Fukuoka University, Nanakuma, Jonan-ku, Fukuoka

て ΔK_{th} の値が比較されているが, このような議論からは誤った結論が導かれる恐れがある。

また, ΔK_{th} の材料因子への関与の仕方は, 当然, 欠陥やき裂の幾何学的因子が確定してはじめて定量的に明らかにされる性質のものである。 ΔK_{th} と深い関係がある可能性のある材料因子としては, 降伏点 (σ_Y), 引張強さ (σ_B), 硬さ (H_V や H_B) などが考えられるが, ここでは多くの実験結果の傾向と測定の容易さ, 現場での利用のしやすさを考慮してビッカース硬さ H_V に注目した。

2 微小欠陥や微小き裂の幾何学的パラメータ

疲労強度に及ぼす微小欠陥^{19)~27)}, 微小き裂あるいは介在物の影響は多くの研究者によって調べられてきている。しかし, これらの影響はあまりにも複雑であるため, これまで統一的な見方は得られていない。従来の研究において, 微小欠陥や微小き裂を有する部材の疲労強度を統一的に見ることができなかった最大の原因は疲労限度 (threshold) の状態が正しく把握されていなかったためと考えられる。このような難点は, 疲労限度をき裂発生限界としてではなく発生したき裂が伝ばを停止した状態としてとらえること¹⁾²⁸⁾²⁹⁾によって克服される。例えば, 微小欠陥を有する部材の疲労限度は, き裂が発生する前の状態の切欠き問題としてではなく, 発生したき裂が伝ばを停止した状態のき裂問題としてとらえねばならない。このように考えることによって初めて欠陥やき裂あるいは鋭い切欠きの形状パラメータが明らかにされる。あるき裂材の疲労強度にどのように形状や寸法が影響するかは, そのき裂の形状や寸法がどのように応力拡大係数 (特に三次元き裂の前縁にそった値の最大値) に関係するかを調べるのが合理的だと考えられる。この点に関する著者らのこれまでの研究経過は次のようにまとめることができる。

まず, 一様引張応力場におけるだ円板状き裂の応力拡大係数 K_I を調べたところ, だ円の短軸端に生ずる K_I の最大値 $K_{I \max}$ はき裂の面積 $area$ ¹⁾ と近似的に次の関係があることが明らかになった。

$$K_{I \max} \propto (\sqrt{area})^{1/2} \quad (1)$$

その後, 式(1)の関係がだ円板状き裂以外の種々の形状の表面き裂についても当てはまるかどうかを検討するため体積力法による三次元解析を行い次の結果を得た。(付録参照)

$$K_{I \max} \cong 0.650 \sigma_0 \sqrt{\pi \sqrt{area}}, \quad (2)$$

$$\nu = 0.3 \text{ (ポアソン比)}$$

式(2)の誤差は10%以内と考えてよい。式(2)の関係は三次元き裂の形状パラメータとしてはき裂の投影面積の平方根 $\sqrt{area}$ を採用するのが最も合理的であることを示している。

Fig. 1. Defect with cracks and its equivalent crack.

また, 三次元的な欠陥から微小き裂が発生し, その後停留した Fig. 1 (a) のような状態では, 初期状態の三次元的空間は応力拡大係数には直接寄与せず, むしろ欠陥を最大主応力方向に投影した面積を占める平面的なき裂 (Fig. 1 (b)) とほぼ等価と解釈してもよいと考えられる。このことは, 二次元だ円孔の主軸端から発生したき裂の応力拡大係数がだ円の長軸とき裂の長さを加えた長さの等価き裂の応力拡大係数で置き換えられることから容易に理解できるであろう。なお, 三次元の場合には, Fig. 1 (a) のように穴から出たき裂の部分の面積が全投影面積の中で占める割合は小さい²⁾³⁰⁾ので, 初期欠陥の投影面積を $area$ として式(2)を用いばよい。

以上の議論によって, き裂または欠陥の投影面積の平方根 $\sqrt{area}$ は見かけ上共通性を持っていない多くの欠陥材の疲労強度の定量的評価の形状パラメータになる可能性がある。なお, 極端に凹凸の激しいき裂や極端に細長いき裂については, 文献1) 5) 7) 8) に示すような若干の補正をすることによって実質的に有効な $\sqrt{area}$ を評価することができる。

以上の考察をもとに, これまでの回転曲げ疲労強度に関する種々の実験結果を $\sqrt{area}$ で整理してみる。ここで検討する人工欠陥の種類は, 微小ドリル穴^{1)4)30)~35)} (孔径=40~500 μm , 深さ $\geq 40 \mu\text{m}$), 極めて小さく浅い切欠き^{4)36)~46)} (深さ=5~300 μm), 極めて浅い円周き裂⁴⁷⁾ (深さ=30~260 μm), ビッカース庄こん (表面長さ=75 μm) である。欠陥またはき裂の形状を Fig. 2 に示す。検討する $\sqrt{area}$ の範囲は最大 1000 μm に限定した。一見小さいようにみえる深さ 0.3 mm の円周切欠きや円周き裂の $\sqrt{area}$ が 950 μm にも達すること, また一見大きいようにみえる表面長さ 75 μm のビッカース庄こんの $\sqrt{area}$ が 20 μm に満たないことは注意する必要がある。

整理した ΔK_{th} と $\sqrt{area}$ の関係は Fig. 3 のようになる。図中のデータは著者らのグループによるこれまでの実験結果の他に, 他, 他研究者による結果を採用している。この図は北川らによる微小き裂の整理法に似ているが, 横軸にき裂長さでなく二次元および三次元的な欠陥やき裂のすべてを統一的に評価できる形状パ

Fig. 2. The shapes of defects and cracks investigated in this study.

Fig. 3. Relationship between ΔK_{th} and $\sqrt{\text{area}}$ for various defects and cracks under rotating bending fatigue (alphabets in the figure correspond to the materials in Table I).

ラメータ $\sqrt{\text{area}}$ を採用しているところに特徴がある。さらに、新しいパラメータ $\sqrt{\text{area}}$ の採用によって、これまでにない微小き裂のデータが多く含まれており、微小き裂のき裂進展下限界挙動がより明確になっている。 $\sqrt{\text{area}} \leq 1000\ \mu\text{m}$ の領域では、 ΔK_{th} と $\sqrt{\text{area}}$ の関係は近似的に直線関係にあり、材質に無関係に次式が成立する。

$$\Delta K_{th} \propto (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (3)$$

3 疲労強度を左右する材質パラメータ

Fig. 3 は種々の鋼の他に Al 合金や70/30黄銅まで多くの材質に関するデータを含んでいる。Table I にこれらの材質のビッカース硬さ H_V を示している。 H_V の値は70~720まで1けた異なる広い範囲にわたっている。しかし、その傾向は必ずしも単純な $\Delta K_{th} \propto H_V$ の成立を表してはいない。切欠きや欠陥を持つ試験片の疲労限度がビッカース硬さに単純に比例しないことは経験的によく知られている。この現象は疲労限度において発生したき裂の停留しやすきの程度が材質の硬度と関係していることを示唆している。すなわち、軟らかい材質ではき裂が停留しやすく、硬さが上昇するほど停留現象は極めて狭い応力範囲でしか起らず停留き裂も短い傾向がみられる。したがって、 ΔK_{th} (または σ_w) の予測にこの傾向を考慮に入れるには、 $\Delta K_{th} \propto H_V$ や $\Delta K_{th} \propto H_V^\alpha$ の形は適当でないことが理解でき

Fig. 4. Relationship between $\Delta K_{th}/(H_V+120)$ and $\sqrt{\text{area}}$ under rotating bending fatigue (alphabets in the figure correspond to the materials in Table I).

る。むしろ軟らかい材料と硬い材料のこのような違いを定量的に表現するには次の形が適当であることが予測される。

$$\Delta K_{th} \propto (H_V + C), \quad (4)$$

C : 材質に無関係な定数

ここで、式(3)と(4)を合せて考慮すると、結局次式の成立が予想される。

$$\Delta K_{th} = C_1 (H_V + C_2) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (5)$$

C_1, C_2 : 材質に無関係な定数

C_1, C_2 を Fig. 3 の実験結果について最小二乗法を適用して決定すると、式(5)は次のようになる。

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (H_V + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (6)$$

上式で、単位は ΔK_{th} : $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $\sqrt{\text{area}}$: μm , H_V : (kgf/mm^2) をとるものとする。

Fig. 4 は式(6)と実験値を比較したものである。 $H_V = 70 \sim 720$ の広い範囲の多くの実験結果が式(6)によって驚くほどよく統一的に整理されることがわかる。^{*1}

また、式(6)と式(2)を合せると疲労限度 σ_w を求める式として次式が得られる。^{*2}

$$\sigma_w = 1.43 (H_V + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (7)$$

ここで、 σ_w は外径で定義した公称応力であり、単位は MPa である。

*1 ステンレス鋼についてはやや精度が悪いのは、停留き裂が生じ難い傾向のためかも知れない^{(49)~(52)}。採用したデータ⁽⁵²⁾についても停留き裂の有無を確かめていない。

*2 式(2)には $\sigma_0 = \Delta\sigma_w = 2\sigma_w$ を代入する。

Table I. Comparison of predicted values by Eqs. (6) and (7) with experimental results.

Material	Defect	H _V	√area	ΔK _{th} MPa·m ^{1/2}		σ _w MPa		Error	Material	Defect	H _V	√area	ΔK _{th} MPa·m ^{1/2}		σ _w MPa		Error	
			μm	Expt	Pred.	Expt	Pred.	%				Expt	Pred.	%				
A: S10C ³⁶⁾ (annealed)	Notch	120	632	6.1	6.8	105	117	11.8			170	185	5.7	5.5	181	174	-3.9	
A: S10C ³⁷⁾ (annealed)	Notch	120	632	6.1	6.8	105	117	11.8			170	272	6.5	6.2	172	163	-5.2	
		120	632	6.1	6.8	105	117	11.8			170	298	7.2	6.4	181	161	-11.2	
A: S10C ³⁸⁾ (annealed)	Notch	120	316	5.5	5.4	134	132	-1.6			170	463	7.8	7.4	157	149	-4.9	
		120	316	5.5	5.4	134	132	-1.6			170	681	8.8	8.4	147	140	-4.7	
A: S10C ¹⁾³⁰⁾ (annealed)	Hole	120	74	3.4	3.3	172	168	-2.5	E: S50C ⁴⁵⁾ (annealed)	Notch	177	316	5.9	6.7	144	163	13.2	
		120	60	3.2	3.1	181	174	-3.9			177	316	5.9	6.7	144	163	13.2	
		120	93	3.8	3.6	172	162	-6.0	E: S50C ⁴⁷⁾ (annealed)	Circumferential crack	177	95	4.4	4.5	196	199	1.5	
		120	136	4.2	4.1	157	152	-3.5			177	379	7.2	7.1	160	158	-1.2	
		120	119	4.0	3.9	157	155	-1.3			177	538	7.1	8.0	133	149	11.9	
		120	185	4.6	4.5	147	144	-2.0			177	791	8.0	9.1	123	140	13.5	
		120	272	5.2	5.1	137	135	-1.5	F: S45C	Hole	650	37	9.3	8.5	667	604	-9.4	
		120	298	5.7	5.3	142	133	-6.4	(quenched)		650	62	10.3	10.1	568	554	-2.5	
		120	463	6.3	6.1	128	124	-3.4			650	93	12.4	11.5	559	518	-7.4	
		120	681	7.1	7.0	118	116	-1.8			650	117	11.7	12.4	470	499	6.1	
A: S10C ³⁹⁾ (annealed)	Hole	120	632	7.1	6.8	123	117	-4.6	G: S45C (quenched and tempered) ³¹⁾³²⁾	Hole	520	37	8.0	7.0	568	502	-11.6	
B: S30C ³⁹⁾ (annealed)	Notch	153	16	2.0	2.3	220	247	12.3			520	62	9.4	8.4	519	460	-11.3	
		153	16	2.1	2.3	225	247	9.9			520	117	10.5	10.3	421	414	-1.6	
		153	16	2.1	2.3	225	247	9.9			520	202	12.5	12.4	382	378	-1.0	
		153	32	2.6	2.8	199	220	10.7	H: S50C (quenched and tempered) ⁴⁵⁾	Notch	319	316	8.6	9.9	209	241	15.3	
		153	32	2.6	2.8	204	220	8.0										
		153	32	2.7	2.8	208	220	5.5	I-1: S50C (quenched and tempered) ⁴⁵⁾	Notch	378	316	10.3	11.2	252	273	8.2	
		153	63	3.6	3.6	196	196	-0.2										
		153	63	3.6	3.6	196	196	-0.2	I-2: S50C (quenched and tempered) ³⁹⁾	Notch	375	16	4.3	4.1	468	447	-4.4	
		153	316	5.7	6.1	140	150	7.3			375	16	4.4	4.1	478	447	-6.4	
		153	316	5.7	6.1	140	150	7.3			375	63	6.8	6.5	373	355	-4.8	
	153	316	5.9	6.1	144	150	4.0			375	63	6.8	6.5	373	355	-4.8		
C: S35C ⁴⁰⁾ (annealed)	Notch	160	632	7.0	7.9	120	137	14.0			375	316	10.3	11.1	252	272	7.6	
		160	632	7.1	7.9	122	137	12.4			375	316	10.3	11.1	252	272	7.6	
		160	632	7.3	7.9	126	137	8.4			375	316	10.3	11.1	252	272	7.6	
C: S35C ⁴¹⁾ (annealed)	Notch	160	316	5.9	6.3	144	154	6.5	J: 70/30 brass ⁴⁶⁾	Notch	70	316	3.6	4.3	87	104	19.5	
		160	474	6.4	7.2	127	144	13.1			70	316	3.6	4.3	87	104	19.5	
		160	949	7.2	9.1	101	128	26.3	J: 70/30 brass ⁴⁴⁾	Hole	70	93	2.6	2.8	118	128	8.4	
C: S35C ²⁹⁾ (annealed)	Hole	160	409	7.1	6.9	152	147	-3.2			70	185	3.4	3.6	108	114	5.6	
		160	681	8.2	8.1	137	135	-1.3			70	463	4.9	4.8	98	98	-0.3	
D-1: S45C ⁴²⁾⁻⁽⁴⁴⁾ (annealed)	Notch	180	16	2.6	2.5	280	271	-3.1	K: Alumi- num alloy (2017- T4) ³⁴⁾	Hole	114	74	3.0	3.2	152	164	7.6	
		180	16	2.5	2.5	275	271	-1.4			114	93	3.3	3.5	147	158	7.2	
		180	16	2.5	2.5	275	271	-1.4			114	185	3.9	4.4	123	140	14.1	
		180	32	3.2	3.1	245	242	-1.4	L: Stainless steel(SUS 603) ³⁵⁾	Hole	355	37	7.4	5.2	530	373	-29.7	
		180	32	3.2	3.1	250	242	-3.4			355	74	8.7	6.6	441	332	-24.7	
		180	32	3.2	3.1	245	242	-1.4			355	93	9.8	7.1	441	320	-27.5	
		180	316	6.6	6.7	160	165	2.9			355	139	11.7	8.1	432	299	-30.8	
		180	316	6.6	6.7	160	165	2.9			355	185	11.7	8.9	373	285	-23.6	
		180	316	6.2	6.7	151	165	8.9										
D-2: S45C ¹⁾³⁰⁾ (annealed)	Hole	170	37	3.3	3.2	235	228	-3.2	M:Stainless steel ³⁵⁾ (YUS170)	Hole	244	93	6.7	5.4	304	245	-19.4	
		170	46	3.5	3.4	226	219	-3.0			244	139	8.0	6.2	294	229	-22.1	
		170	68	4.3	3.9	226	206	-9.1			244	185	8.3	6.8	265	218	-17.6	
		170	48	3.7	3.5	230	218	-5.2	N: Mara- ging steel	Vickers hard- ness indenta- tion	720	19	6.9	7.4	686	736	7.3	
		170	74	4.2	4.0	211	203	-3.9										
		170	109	4.8	4.6	201	190	-5.5										
		170	60	4.0	3.7	226	210	-7.0				720	37	9.5	9.2	677	659	-2.7
		170	60	4.0	3.7	226	210	-7.0			720	93	11.7	12.5	530	566	6.7	
		170	93	4.5	4.3	201	195	-2.8			720	185	13.8	15.8	441	504	14.3	
		170	93	4.3	4.3	196	195	-0.4										
	170	136	5.1	4.9	191	183	-4.1			720	63	10.0	11.0	546	603	10.4		
	170	119	5.1	4.7	201	187	-6.9			720	95	10.2	12.6	454	563	24.0		

著者らはさきの報告¹⁾で欠陥材やき裂材の疲労強度を評価する式として $\sigma_w n' \cdot \sqrt{area} = C'$ を提案した。この式は精度は良いが、個々の材質に対してあらかじめ疲労試験によって n' と C' を調べておく必要があり実用に不便という指摘もあった。式(6), (7)はこの難点を解決したものである。

H_V と $\sqrt{area}$ を式(6), (7)に代入して得られる値と実験値を比較すると Table I のようになる。ステンレス鋼以外のほとんどの材料に対して式(6), (7)の予測誤差は10%以下である。

Fig. 4 や Table I が微小欠材の他に極めて浅い(深さ=5~20 μm) 切欠き材やき裂材の結果も含んでいることは注目に値する。これまでの切欠き効果に関する研究においては、極端に浅い切欠き以外の切欠きについての理論の大筋はほぼ確立されたと考えられるが、極めて浅い切欠きには深い切欠きの理論がそのまま適用できないので疲労強度の正確な予測が困難となる。しかし、本研究の見方によれば、極めて浅い切欠き材は微小欠陥材の範ちゅうに属するため、疲労強度の予測はむしろ容易になる。

4 予測式の応用

式(6)を得た後、さらに他の文献の結果について検討した。これらの文献のほとんどにはビッカース硬さ H_V が明示されていないので、 H_V は H_V と H_B の関係 (ASTM E-48-43-T) と引張強さ σ_B と H_B の間に成立すると考えられる次の経験式を用いて見積った。

$$\sigma_B \cong 0.36(9.8 \times H_B) \quad (8)$$

また、両振引張圧縮 ($R = -1$) の実験結果についても合せて検討している。

Fig. 5 には式(6)による予測と実験値の比較を示している。これらの文献には $\sqrt{area}$ の微小な値に対する

データが少ないが、 $\sqrt{area} \leq 1000 \mu m$ の値のき裂材や切欠き材に対して、 ΔK_{th} は式(6)から精度よく予測されるようである。

5 予測式(6)と(7)の適用範囲

Fig. 4 に見られるように、式(6)または(7)はある範囲の $\sqrt{area}$ の値の微小欠陥または微小き裂材に適用できるものと考えられる。 $\sqrt{area}$ の適用可能上限値は現在のところ明確ではないので今後の研究に待たねばならないが、Fig. 4 から判断する限り多くの材料で大体 $\sqrt{area} = 1000 \mu m$ 程度までは予測式の適用が可能であろう。

下限値は材質によって異なる。無欠陥材あるいは欠陥が存在してもそれが破断の起点とならない場合には、形式的に $\sqrt{area} = 0$ とおくことが考えられるが、 $\sqrt{area} \rightarrow 0$ とすると $\sigma_w \rightarrow \infty$ となる。しかし、実際にはこのようなことは起らない。なぜなら、欠陥が無い場合あるいは欠陥が破断の起点にならない場合にも、結晶のすべりが原因となって疲労き裂が発生し、その伝ば停留条件によって平滑材の疲労限度 σ_{w0} が決まるからである。このことは平滑材の場合でも $\sqrt{area} \neq 0$ であることを意味している。すなわち $\sqrt{area}$ の下限値は平滑材の疲労限度で観察される最大寸法の停留き裂と関係している。^{30)~32)}したがって、微小欠陥や微小き裂が最初から存在する場合でも、その $\sqrt{area}$ を式(7)に代入したときの σ_w の値が上述の σ_{w0} より大きければ、それらの欠陥は実際には疲労限度を低下させず無害となる。 σ_{w0} が既知である場合には $\sqrt{area}$ の下限値を式(7)より判定できる。 σ_{w0} が実験的に既知でない場合は次の経験式でも大体の値を推定することができる。

Fig. 5. Relationship between $\Delta K_{th}/(H_V+120)$ and $\sqrt{area}$ (most of the H_V values are estimated by Eq. (8)).

$$\sigma_{w0} \cong 0.5\sigma_B \cong \frac{1}{6}(9.8 \times H_V) \quad (9)$$

ここで σ_B は引張強さである。従来、式(9)は高硬さ材には適用できないとされていたが、それは疲労破壊の起点が欠陥によるものか繰返しすべりが原因となって発生したき裂によるものかの区別をしない実験結果に基づいた判断によるものである。著者らの一人はその区別を注意深く行えば式(9)が高硬さ材に対して実用上十分な精度で成立することを示している。

6 結 言

$4K_{th}$ のき裂寸法と材料依存性を多くの材質 (10種類以上) について検討した。微小欠陥または微小き裂を有する部材の $4K_{th}$ はひとつの形状パラメータ $\sqrt{area}$ とひとつの材質因子 H_V を用いて予測できる。

形状パラメータ $\sqrt{area}$ は微小欠陥または微小き裂を最大引張応力方向に投影した投影面積の平方根である。 $4K_{th}$ とこの $\sqrt{area}$ に次の特別な関係があることを見出した。

$$4K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3} \quad (a)$$

実験結果を統一する材質因子はビッカース硬さ H_V である。材質の影響と材料の違いは次式で統一される。

$$4K_{th} \propto (H_V + 120) \quad (b)$$

($H_V + 120$) の中の定数 120 は、硬い金属に比べて低強度金属に比較的大きな停留き裂が観察されやすいという実験の事実を反映している。式(a)と(b)を合せることにより、最終的には、き裂進展下限界条件 $4K_{th}$ あるいは疲労限度 σ_w の評価式として次式を提案した。

$$4K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (H_V + 120) (\sqrt{area})^{1/3} \quad (c)$$

$$\sigma_w = 1.43 (H_V + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (d)$$

上式では、諸量の単位として $4K_{th}$: MPa $\cdot$ m^{1/2}, σ_w : MPa, $\sqrt{area}$: μ m, H_V : (kgf/mm²) をとるものとする。

式(c), (d)において、 $\sqrt{area}$ の適用可能上限値は現在のところ明確ではないが、1000 μ m 程度までは適用可能であろう。下限値は材質に依存するが、多くの材料で 10 μ m 程度である。

付 録

三次元表面き裂の応力拡大係数の最大値 $K_{I \max}$ と $\sqrt{area}$ の関係 (弾性解析による) (文献 1), 5) も参照)

(昭和60年6月25日 第3回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 村上敬宜, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集, A-49, 127 (1983).
- 2) 村上敬宜, 日本機械学会講演論文集, No. 840-2, 1 (1984).

Fig. 1A.

- 3) 村上敬宜, 森永寿一, 遠藤達雄, 材料, 34, 1153 (1985).
- 4) 村上敬宜, 清田高德, 榎本和幸, 阿部雅二郎, 日本材料学会第34期学術講演会前刷集, p.148 (1985).
- 5) 遠藤正浩, 村上敬宜, 日本機械学会講演論文集, No. 858-1, 63 (1985).
- 6) Y. Murakami and S. Nemat-Nasser, Eng. Fract. Mech., 17, 193 (1983).
- 7) 村上敬宜, 石田 誠, 日本機械学会論文集, A-50, 1359 (1984).
- 8) 村上敬宜, 石田 誠, 日本機械学会論文集, A-51, 1050 (1985).
- 9) N.E. Frost, Proc. Inst. Mech. Engr., 173, 811 (1959).
- 10) N.E. Frost, L.P. Pook and K. Denton, Eng. Fract. Mech., 3, 109 (1971).
- 11) H. Kobayashi and H. Nakazawa, Proc. 1st ICM, 199 (1972).
- 12) 北川英夫, 高橋 進, 日本機械学会論文集, A-45, 1289 (1979).
- 13) O.N. Romanov, V.N. Siminkovich and A.N. Tkack, Fatigue Threshold: Fundamentals and Engineering Applications, Vol. II, Stockholm, J. Bäcklund, A.F. Blom and C.J. Beevers ed. p.799 (1981).
- 14) B.N. Leis, M.F. Kanninen, J. Ahmad and D. Broek, Battelle's Columbus Laboratories, Report No. AFWA L-TR-83-4019, 1 (1983).
- 15) S. Suresh and R.O. Ritchie, Report No. UCB/RP/83/1014, 1 (1983).
- 16) M.H. El Haddad, K.N. Smith and T.H. Topper, Trans. ASTM, 101, 42 (1979).
- 17) 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, 25, 899 (1976).
- 18) J. Byrne and T.V. Duggan, Fatigue Threshold: Fundamentals and Engineering Applications, Vol. II, Stockholm, J. Bäcklund, A.F. Blom and C.J. Beevers ed., 759 (1979).

- 19) H. N. Cummings, F. B. Stulen and W. C. Schulte, Proc. ASTM, **58**, 505 (1958).
- 20) P. W. Ramsey and D. P. Kedzie, J. Metals, p. 401 (1957).
- 21) W. S. Hyler, L. P. Tarasov and R. J. Favor, Proc. ASTM, **58**, 540 (1958).
- 22) R. F. Johnson and J. F. Sewell, J. Iron Steel Inst., **196**, 414 (1960).
- 23) W. E. Duckworth and E. Ineson, Iron Steel Inst. Sp. Rep., **77**, 87 (1963).
- 24) 川田雄一, 中沢 一, 児玉昭太郎, 日本機械学会論文集, **29**, 1674 (1963).
- 25) L. O. Uhrus, Iron Steel Inst. Sp. Rep., **77**, 104 (1963).
- 26) 藤原達雄, 福井彰一, 電気製鋼, **35**, 170 (1964).
- 27) F. de Kazinczy, J. Iron Steel Inst., **208**, 851 (1970).
- 28) 西谷弘信, 村上敬宜, 機械の研究, **25**, 543 (1973).
- 29) 西谷弘信, 河野高顕, 日本機械学会論文集, **37**, 1492 (1971).
- 30) 村上敬宜, 福田四郎, 遠藤達雄, 日本機械学会論文集, **44**, 4003 (1978).
- 31) 村上敬宜, 河野博之, 遠藤達雄, 日本機械学会論文集, A-45, 1479 (1979).
- 32) Y. Murakami and T. Endo, Proc. Int. Conf. Fatigue '81, Materials Experimentation and Design, Warwick University, p. 431 (1981).
- 33) 西谷弘信, 鹿毛正治, 日本機械学会論文集, **39**, 2005 (1973).
- 34) 村上敬宜, 尋木好幸, 遠藤達雄, 日本機械学会論文集, A-47, 1293 (1981).
- 35) 西田新一, 私信 (1985).
- 36) 大場 宏, 村上敬宜, 遠藤達雄, 日本機械学会論文集, A-49, 901 (1983).
- 37) 西谷弘信, 西田新一, 日本機械学会論文集, **35**, 2310 (1969).
- 38) 西谷弘信, 村上敬宜, 日本機械学会論文集, **35**, 1389 (1969).
- 39) H. Nisitani, Proc. 1st ICM, 312 (1972).
- 40) H. Nisitani and K. Kawano, Proc. 11th Japan Congr. Mater. Research-Metallic Mater., p. 49 (1968).
- 41) 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **35**, 1856 (1969).
- 42) 西谷弘信, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集, A-51, 1008 (1985).
- 43) 西谷弘信, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集, A-51, 784 (1985).
- 44) H. Nisitani and M. Endo, Basic Questions in Fatigue (Volume 1), ASTM STP 924, J. T. Fong and R. J. Fields ed. に投稿中 (1986).
- 45) 西谷弘信, 千代一郎, 日本機械学会論文集, **40**, 41 (1974).
- 46) 西谷弘信, 岡坂建一, 日本機械学会論文集, **39**, 49 (1973).
- 47) 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **36**, 1789 (1970).
- 48) 村上敬宜, 河野博之, 遠藤達雄, 材料, **29**, 988 (1980).
- 49) T. Isibasi, Proc. 3rd Japan Congr. Test. Mater., p. 24 (1960).
- 50) 大内田久, 安藤司文, 日本機械学会論文集, **30**, 52 (1964).
- 51) 栗谷丈夫, 片桐一宗, 白石哲郎, 松山 正, 材料, **25**, 151 (1976).
- 52) K. Ogura, Y. Miyoshi and I. Nishikawa, Proc. 26th Japan Congr. Mater. Research-Metallic Mater., p. 91 (1983).
- 53) 河合未男, 笠井憲一, 日本機械学会論文集, A-51, 23 (1985).
- 54) 石橋 正, 九州大学工学部紀要, **11**, 1 (1948).
- 55) R. E. Peterson, "Stress Concentration Design Factors", p. 8 (1953) John Wiley.
- 56) E. Siebel and M. Stieler, VDI-Z, **97**, 121 (1955).
- 57) R. B. Heywood, "Designing against Fatigue", p. 95 (1962) Chapman & Hall.
- 58) 西谷弘信, 日本機械学会論文集, **34**, 371 (1968).
- 59) R. A. Smith and K. J. Miller, Int. J. Mech. Sci., **20**, 201 (1978).
- 60) 石橋 正, 瓜生恒美, 佐藤栄一, 日本機械学会論文集, **19**, 34 (1953).
- 61) 大内田久, 楠本 韶, 日本機械学会論文集, **20**, 739 (1954).
- 62) 西谷弘信, 鹿毛正治, 日本機械学会論文集, **43**, 398 (1977).
- 63) 西谷弘信, 日本機械学会講演論文集, No. 198, 37 (1968).
- 64) I. Hayashi, T. Suzuki and J. Morita, Proc. 25th Japan Congr. Mater. Research-Metallic Mater., p. 80 (1982).
- 65) 栗谷丈夫, 松波康二, 材料, **26**, 343 (1977).
- 66) 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **33**, 1529 (1967).
- 67) M. F. Garwood, Article Entitled "Interpretation of Tests and Correlation with Service", p. 1 (1951) ASM.