摩擦による熱応力を伴う繰返し転がり接触を受ける超硬合金 およびセラミックスの疲労表面き裂進展挙動*

五 嶋 孝 仁^{*1}, 石 原 外 美^{*1}

Fatigue Crack Growth Behavior in Cemented Carbides and Ceramics due to Repeated Rolling Contact with Thermal Stresses by Frictional Heating

Takahito GOSHIMA and Sotomi ISHIHARA

This paper deals with the surface fatigue crack growth behavior in cemented carbides and ceramics under repeated rolling contact with frictional heating. In this analysis, a surface crack is modeled as an inclined planar surface crack in a three-dimensional half-space. Rolling contact is simulated as a long and narrow distributed load with both normal and shear components moving with constant velocity. First, the three modes of stress intensity factors along the crack contour are analyzed. Next, numerical calculations of the stress intensity factors are carried out for cemented carbides and ceramics. On the basis of these data, numerical results for crack growth contours are given based on a modified Paris power law. The threshold values are obtained by rotary and plane bending fatigue tests for WC-Co cemented carbides and Si_3N_4 ceramics. Moreover, the thermal effects on the crack propagation life are considered for each material.

Key Words: Elasticity, Thermal Stress, Crack Propagation, Fracture Mechanics, Tribology, Fatigue, Contact Problem, Cemented Carbides, Ceramics, Rolling Contact, Frictional Heating

1. 結 言

歯車, 転がり軸受, 圧延用ローラなどに生ずるピittingやスポーリングといったいわゆる各種トライボロジー損傷は, 繰返し転がり接触による転がり疲労によるものが多い。転がり疲労寿命については, ローラベアリングの疲労寿命の推定に関連して, Lundberg-Palmgren theory⁽¹⁾(L-P 理論)が古くから広く実用化されており, 近年報告されている転がり疲労寿命に関するモデル^{(2)~(4)}の多くもこの L-P 理論を変形または発展させたものがほとんどである。しかし, 実際のトライボロジー損傷のクライテリアを正確に定量的に評価するためには, 破壊力学による厳密な解析が必要となる。転がり疲労に関する破壊力学的研究のバイオニアとして, Keer ら⁽⁵⁾は歯車のピittingに関連して, 繰返し転がり接触によるき裂の進展を解析しパリズ則⁽⁶⁾を用いて疲労寿命を理論的に評価している。また, Miller ら⁽⁷⁾は AISI 8620 鋼材に対し Keer モデルに表面粗さも考慮して McEvily-Foreman 則⁽⁸⁾を用いたより実際の転がり疲労寿命を評

価している。さらに, Hanson ら⁽⁹⁾は Keer モデルを三次元き裂に拡張して解析し, 高炭素クロム軸受鋼(AISI-52100)に対する疲労寿命を評価している。また Goshima ら⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾は Hanson-Keer モデルの三次元き裂進展に及ぼす摩擦熱の影響を検討しているが, 疲労寿命までは評価していない。

そこで, 本研究では実際に耐熱耐摩耗性に優れた高温トライボロジー材料としての利用価値が高い超硬合金やセラミックスを例にとり, 摩擦による熱応力を伴う転がりすべり接触を受ける半無限弾性体の表面半円形平面き裂の応力拡大係数を解析した。そして実際に WC-Co 超硬合金と窒化けい素(Si_3N_4)セラミックスについて疲労試験結果より, それぞれのき裂進展則と応力拡大係数下限界値を推定し, 解析結果をもとに一定の転がり速度の場合について各ステップごとに応力拡大係数変動幅を数値計算し, 各材料の疲労き裂進展挙動の数値シミュレーションを行った。さらに, 疲労寿命を数値的に推定し, すべり率がそれぞれの結果に及ぼす影響を調べることにより, 転がり疲労寿命に及ぼす摩擦熱の熱的効果を検討した。なお, Hanson ら⁽⁹⁾が取り扱った高炭素クロム軸受鋼(AISI-52100, JIS-SUJ 2)についても同様な数値シミュレーションを行い, 超硬合金や窒化けい素の結果と比較した。

* 1994 年 8 月 18 日 第 72 期全国大会において講演, 原稿受付 1996 年 1 月 24 日。

*¹ 正員, 富山大学工学部 (〒930 富山市五福 3190)。

2. 解析モデルと境界条件

図1のように転がり接触を一定速度 V で移動する接触圧力 $P(x)$ と摩擦力 $fP(x)$ および摩擦熱 $q(x)$ でモデル化し、き裂面の摩擦を無視すれば、温度を T 、応力成分を σ_{ij} として、本問題に対する熱的および力学的境界条件は式(1)-(2)および式(3)-(7)で表される。

$$\left(K_t \frac{\partial T(x, y)}{\partial y} \right)_{y=0} = \begin{cases} -q(x), & |x| < c \\ 0, & |x| > c \end{cases} \quad (1)$$

$$T(x, y) = 0, \quad y \rightarrow \infty \quad (2)$$

$$\sigma_{22}(x_1, 0, x_3) = \begin{cases} -P(x), & |x| < c \\ 0, & |x| > c \end{cases} \quad (3)$$

$$\sigma_{23}(x_1, 0, x_3) = \begin{cases} -fP(x), & |x| < c \\ 0, & |x| > c \end{cases} \quad (4)$$

$$\sigma_{21}(x_1, 0, x_3) = 0, \quad -\infty < x_1, x_3 < +\infty \quad (5)$$

$$\sigma_{ij}(x_1, x_2, x_3) = 0, \quad i, j = 1, 2, 3; \quad x_2 \rightarrow \infty \quad (6)$$

$$\sigma'_{31}(x'_1, x'_2, 0) = 0, \quad x'_1, x'_2 \in D; \quad i = 1, 2, 3 \quad (7)$$

ここで、 K_t は熱伝導率、 f は摩擦係数、 D は平面き裂の領域、 x'_1, x'_2 は図1のように半円形き裂平面内の直径と対称軸に沿った座標軸、 x'_3 はき裂平面に垂直な座標軸を表す。また、 σ'_{31} のプライムは (x'_1, x'_2, x'_3) 座標系での応力表示であることを意味する。

ここでは、接触圧力と摩擦熱の分布を次式で与える。

$$P(x) = P_0 P^*(x), \quad P^*(x) = \{1 - (x/c)^2\}^{1/2} \quad (8)$$

$$q(x) = f V S_r P(x) \quad (9)$$

Fig. 1 Geometry and coordinate system

ここで $S_r = V_s/V$ はすべり率を表し、 V_s は転がり接触中に生じているすべり速度である。

3. 応力拡大係数の解析

一般に、求める応力場 σ_{ij} は次式のように、き裂のない半無限体の応力 σ_{ij}^0 に、き裂による応力場のかく乱 σ_{ij}^1 を重ね合わせて求めることができる。

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^0 + \sigma_{ij}^1, \quad (i, j = 1, 2, 3) \quad (10)$$

ここで σ_{ij}^1 は半無限体表面で次の境界条件を満たす。

$$\sigma_{2j}^1(x_1, 0, x_3) = 0, \quad -\infty < x_1, x_3 < +\infty; \quad j = 1, 2, 3 \quad (11)$$

式(1)-(6)を満足する応力解 σ_{ij}^0 はすでに解析されており⁽¹²⁾、次式で与えられる。

$$\frac{\sigma_{ij}^0}{P_0} = \begin{cases} \int_{-1}^1 P^*(t) F_{ij} dt, & \bar{x} \leq -1 \\ \int_{-1}^{\bar{x}} P^*(t) G_{ij} dt + \int_{\bar{x}}^1 P^*(t) F_{ij} dt, & -1 < \bar{x} \leq 1 \\ \int_{-1}^1 P^*(t) G_{ij} dt + \int_{\bar{x}}^1 P^*(t) F_{ij} dt, & \bar{x} > 1 \end{cases} \quad (12)$$

$$F_{ij} = (2\pi Pe)^{-1/2} \{ (\bar{x} - t)^2 + \bar{y}^2 \}^{-3/4} H S_r f A_{ij} + 2 \{ \bar{y} + (2HS_r - 1)(\bar{x} - t)f \} B_{ij} \{ (\bar{x} - t)^2 + \bar{y}^2 \}^{-2} / \pi \quad (13)$$

$$G_{ij} = 0.5 f S_r D_{ij} (\pi Pe)^{-1/2} (\bar{x} - t)^{-5/2} e^{-Pe \bar{y}^2 / 4(\bar{x} - t)} \quad (14)$$

$$H = 2\alpha_t G_0 \kappa_t (1 + \nu) / K_t (1 + \nu), \quad Pe = cV / \kappa_t \quad (15)$$

ここで、 A_{ij}, B_{ij}, D_{ij} は $\bar{x} = x/c, \bar{y} = y/c$ の関数であり、 α_t は線膨張係数、 G_0 は横弾性係数、 K_t は熱伝導率、 κ_t は温度伝導率、 ν はポアソン比、 Pe はペクレ数を表す。

一方、き裂による応力 σ_{ij}^1 は次式で与えられる。

$$\sigma_{ij}^1(x) = C_{ijst} \int_{\Omega} C_{qp mn} \epsilon_{mn}^* \frac{\partial G_s^{(q)}(x, \xi)}{\partial x_1 \partial \xi_p} d\xi \quad (16)$$

ここで、 x はベクトル (x_1, x_2, x_3) 、 C_{ijst} は弾性係数、 ϵ_{mn}^* は式(11)を満足するように三次元き裂領域 Ω 内に分布している eigen ひずみ⁽¹³⁾、 $G_s^{(j)}(x, \xi)$ は Mindlin⁽¹⁴⁾ のグリーン関数で、点 ξ の x_j 方向に作用する単位体積力によって点 x に生ずる x_i 方向の変位を表す。ここで $\pm \xi'_s$ 方向の Ω 表面までの距離を $\pm g(\xi'_1, \xi'_2)$ とすれば、領域 D の平面き裂に対するき裂開口変位は次式で表される。

$$b'_m(\xi'_1, \xi'_2) = 2 \int_{-\varepsilon}^{\varepsilon} \varepsilon_{3m}^*(\xi'_1, \xi'_2, \xi'_3) d\xi'_3, \quad m=1, 2, 3 \quad (17)$$

式(17)を用いて式(16)と式(12)を式(10)のように重ね合わせ、き裂の境界条件式(7)に代入すれば、次の連立積分方程式が得られる。

$$\sum_{m=1}^3 \int_D b'_m(\xi'_{i2}) K_{im}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) d\xi'_{i2} = -\nu_0 \sigma_{3i}^0(x'_1, x'_2, 0), \quad x'_{i2} \in D; i=1, 2, 3 \quad (18)$$

ここで、 $\nu_0 = 16\pi(1-\nu)/G_0$ であり、 x'_{i2}, ξ'_{i2} はそれぞれベクトル $(x'_1, x'_2), (\xi'_1, \xi'_2)$ を表す。また、核 $K_{im}(x'_{i2}, \xi'_{i2})$ は特異項を分離した形で表せば、次式で与えられる。

$$K_{11}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = 4(1-2\nu)/r^3 + 12\nu(x'_1 - \xi'_1)^2/r^5 + K_1^1(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (19)$$

$$K_{12}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = 12\nu(x'_1 - \xi'_1)(x'_2 - \xi'_2)/r^5 + K_1^2(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (20)$$

$$K_{13}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = K_1^3(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (21)$$

$$K_{21}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = 12\nu(x'_1 - \xi'_1)(x'_2 - \xi'_2)/r^5 + K_2^1(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (22)$$

$$K_{22}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = 4(1-2\nu)/r^3 + 12\nu(x'_2 - \xi'_2)^2/r^5 + K_2^2(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (23)$$

$$K_{23}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = K_2^3(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (24)$$

$$K_{31}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = K_3^1(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (25)$$

$$K_{32}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = K_3^2(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (26)$$

$$K_{33}(x'_{i2}, \xi'_{i2}) = 4/r^3 + K_3^3(x'_{i2}, \xi'_{i2}) \quad (27)$$

$$r^2 = (x'_1 - \xi'_1)^2 + (x'_2 - \xi'_2)^2 \quad (28)$$

ここで、 $K_i^m(x'_{i2}, \xi'_{i2})$ は正則項であり、その表示式はLeeら⁽¹⁶⁾によって与えられている。

式(18)の連立特異積分方程式をMurakamiら⁽¹⁵⁾またはLeeら⁽¹⁶⁾の方法により数値的に解く。まず、 ε を積分点からき裂前縁までの最短距離として、き裂開口変位を表す。

$$b'_i(\xi'_1, \xi'_2) = \sqrt{2a\varepsilon - \varepsilon^2} F_i^L(\xi'_1, \xi'_2), \quad i=1, 2, 3 \quad (29)$$

Fig. 2 Mesh pattern for semi-circular crack

さらに、図2に示すように平面き裂領域 D を M 個の三角形領域 D_k ($k=1, 2, \dots, M$)に分割し、 D_k 領域内で F_i^L は一定値 F_i^k をとるものとすれば、式(18)の積分方程式は離散化されて F_j^n に関する次の連立方程式となる。

$$\sum_{j=1}^3 \sum_{k=1}^M K_{ij}^{nk} F_j^n = -\sigma_{3i}^0(x_1'', x_2'', 0) \quad i=1, 2, 3; n=1, 2, \dots, M \quad (30)$$

ここで、 (x_1'', x_2'') は各三角形領域 D_n における選点であり、 K_{ij}^{nk} は次式で与えられる。

$$K_{ij}^{nk} = \int_{D_k} \sqrt{2a\varepsilon - \varepsilon^2} K_{ij}(x_{i2}'', \xi_{i2}^k) d\xi_{i2}^k \quad i=1, 2, 3; n=1, 2, \dots, M; k=1, 2, \dots, M \quad (31)$$

式(31)の積分はガウスの二重積分を各三角形領域に適応し数値的に解くことができる⁽¹⁸⁾。とくに、 $r^{3/2}$ や $r^{5/2}$ を含む特異項の積分は、Murakamiら⁽¹⁵⁾やTheocarisら⁽¹⁷⁾によって解析されており、 $r^{3/2}$ を含む項の積分は閉じた形で表され、 $r^{5/2}$ を含む項の積分はCauchyの主値を利用して処理される。

このとき、き裂前縁における応力拡大係数 K_I, K_{II}, K_{III} は、き裂前縁に位置する三角形要素の選点 (x_1'', x_2'') における解 F_i^L を用いて次式で表される。

$$\{K_I, K_{II}, K_{III}\} = P_0 \sqrt{\pi a} \{F_1^L, F_2^L, F_3^L\} \quad (32)$$

ここで、 L はき裂前縁の要素番号を表す。

4. 応力拡大係数の数値計算例

応力拡大係数の数値計算は初期き裂半径 $a=40 \mu\text{m}$ として、表1の各材料に対し、 $\alpha=-60^\circ$, $c=400 \mu\text{m}$, $f=0.1$, $S_r=0.1$, $V=1.5 \text{ m/s}$ の場合について行った。表1中 E_0 は縦弾性係数である。なお、実際の数値計算における三角形要素分割数 $M=72$ とした。

1 サイクル中の転がり接触の移動に伴う各モードの

Table 1 Material properties

	Cemented Carbide (WC-Co)	Silicon Nitride (Si_3N_4)	AISI 52100 Steel (SUJ2)
E_0 (GPa)	522.7	318.0	207.0
ν	0.222	0.27	0.3
α_t (K^{-1})	5.43×10^{-6}	2.6×10^{-6}	11.0×10^{-6}
K_I (W/mK)	33.5	21.0	43.0
K_I (m^2/s)	1.14×10^{-5}	9.8×10^{-7}	1.17×10^{-5}

応力拡大係数 K_I , K_{II} , K_{III} の変動をそれぞれ図 3, 4, 5 に示す。ここで, K_I と K_{II} (図 3, 4) はき裂前縁で $\theta = 86.7^\circ$, K_{III} (図 5) は $\theta = 5.75^\circ$ の値を示す。また図 3~5 中には常温の場合 ($S_r = 0$) の結果も併記してある。なお, 常温では材料による相違はなくなる。 K_I は常温の増合に最大を示し, その値は窒化けい素の結果とほとんど同じであるが, K_{II} , K_{III} は超硬合金の結果が最も大きく, 常温の結果は最小となっている。また, 三つのモードのうち K_{II} の値が最も大きく, き裂が接触領域から抜け出る直前で最大となっている。

5. き裂進展数値シミュレーションと 転がり疲労寿命の推定

本問題のような混合モードのき裂進展を考える場合には, 次式のエネルギー開放率 ΔG を用いる。

$$\Delta G = [(1-\nu)\Delta K_{I\max}^2 + (1-\nu)\Delta K_{II}^2 + \Delta K_{III}^2] / 2G_0 \quad \dots\dots\dots (33)$$

ここで ΔK は 1 サイクルごとの応力拡大係数変動幅である。き裂進展則はパリス則を基にして次式を採用する⁽⁹⁾。

$$\frac{da}{dN} = \begin{cases} C_0(\sqrt{\Delta G} / \sqrt{\Delta G_{th}})^\gamma, & \Delta G \geq \Delta G_{th} \\ 0, & \Delta G < \Delta G_{th} \end{cases} \quad \dots\dots\dots (34)$$

ここで C_0 , γ は材料定数, N はサイクル数, ΔG_{th} はき裂進展に対するエネルギー開放率の下限界値を示し, 応力拡大係数変動幅の下限界値を ΔK_{th} とすれば, $\Delta G_{th} = (1-\nu)(\Delta K_{th})^2 / 2G_0$ で表される。ところで超硬合金は硬質の WC 粒子と Co 結合相から成る複合材料であり厳密には均質材料とみなすことはできず, また

Fig. 3 Mode I stress intensity factor K_I as a function of crack location

Fig. 5 Mode III stress intensity factor K_{III} as a function of crack location

Fig. 4 Mode II stress intensity factor K_{II} as a function of crack location

Fig. 6 Crack growth rate for WC-Co by rotary-bending fatigue test

セラミックスの疲労機構も通常の金属材料のそれとは異なるので、超硬合金やセラミックスに対する実際のき裂進展挙動に関しては式(34)をそのまま適用することは必ずしも正確とは言えないが、本研究では近似的に式(34)がつねに成り立つものと仮定して数値シミュレーションを行った。そこで式(34)中の ΔK_{th} および C_0, γ の値は著者ら⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾がすでに行った実験結果より推定することにする。図6と図7はそれぞれ超硬合金(WC-Co)の片持回転曲げ疲労試験⁽¹⁸⁾と窒化けい素(Si_3N_4)の平面曲げ疲労試験⁽¹⁹⁾によって得られた結果を、それぞれき裂進展速度と応力拡大係数の関係で整理したものである。いずれも両振り応力繰返し速度10 Hzで、超硬合金 WC 粒径が2種類の場合、窒化けい素は空中とトルエン中の場合についての結果が示されているが、本研究では WC 粒径 2.5μ の超硬合金、空中疲労試験の窒化けい素の実験結果を採用する。また、このとき観察されたき裂はいずれも表面から垂直に進展し、き裂形状は超硬合金の場合でアスペクト比が0.7程度、窒化けい素の場合でアスペクト比が0.8程度の、いずれも半円形に近い半だ円形平面き裂であ

った。これらの疲労試験結果より表2のように各材料定数を推定する。なおここで、高炭素クロム軸受鋼の材料定数は Hanson ら⁽⁹⁾が用いた値を採用する。

き裂進展のシミュレーションは次の手順による⁽⁶⁾。

(1) 計算された ΔK と式(33)より1サイクル中の ΔG を求める。

Fig. 8 Crack growth contours of Cemented-carbides (WC-Co) for $S_r=0.3$ and $S_r=0$ (isothermal)

Fig. 9 Crack growth contours of Silicon-nitride (Si_3N_4) for $S_r=0.3$ and $S_r=0$ (isothermal)

Fig. 10 Crack growth contours of AISI-52100 steel (SUJ2) for $S_r=0.3$ and $S_r=0$ (isothermal)

Table 2 Experimentally estimated values

	Cemented Carbide (WC-Co)	Silicon Nitride (Si_3N_4)	AISI-52100 Steel (JIS-SUJ2)
C_0	$4.2 \times 10^{-15} \text{ m}$	$8.3 \times 10^{-15} \text{ m}$	$2.0 \times 10^{-11} \text{ m}$
γ	11.4	12.43	4.0
ΔK_{th}	2.6 MPa $\sqrt{\text{m}}$	2.0 MPa $\sqrt{\text{m}}$	3.4 MPa $\sqrt{\text{m}}$

Fig. 7 Crack growth rate for Si_3N_4 by plane-bending fatigue test

(2) 式(34)よりき裂前縁選点の (da/dN) を計算する。

(3) $(da/dN)_{\max}$ となる選点の $(\Delta a)_{\max}=10\text{ }\mu\text{m}$ と設定し、そのときの ΔN を決め、その他の選点の Δa を決定する。

(4) 各選点の半径を Δa 増加させて新しいき裂形状を得る。

(5) このようにして得られたき裂形状を初期き裂として上記(1)-(4)を繰返し計算する。なお、式(33)より ΔG を計算するにあたって、ヘルツの最大接触圧力は $P_0=2.0\text{ GPa}$ と仮定した。

図8~10にはそれぞれの材料に対し、 $S_r=0.3$ の場合について、き裂進展に伴うき裂形状の変化を示す。なお、図中には常温の場合($S_r=0$)も破線で併記してある。本数値計算の範囲では、いずれの場合も表面方向よりも深い方向への進展が大きく、初期半円形き裂は進展とともに次第に縦長の卵形形状に変化している。このようなき裂形状変化の傾向は窒化けい素の場合または等温の場合が最も著しい。また、摩擦熱による熱応力を考慮した場合には、熱的效果として表面方

Fig. 11 Predicted crack size vs. cycle N for Cemented-carbides (WC-Co)

Fig. 12 Predicted crack size vs. cycle N for Silicon-nitride (Si_3N_4)

向のき裂進展が常温の場合よりも大きくなり、き裂形状の変化もいくぶんか緩和される。この熱的效果はとくに超合金の場合が最も著しくなっている。さらに図11~13には、それぞれの材料に対して、このようにして評価された各サイクルにおけるき裂前縁での最大き裂長さ $a_{\max}$ と繰返しサイクル数 N の関係を示す。ここではとくに熱的效果の影響を明らかにするために、すべり率が五とおり($S_r=0\sim 0.7$)に変化した場合について示してある。いずれの場合も N があるサイクル数 N_f (常温では N_0)に到達すると、き裂は急激に成長しほぼ $a_{\max}\rightarrow\infty$ となっている。そこで、本シミュレーションではこのときの N_f (常温では N_0)を転がり疲労寿命と仮定することにした。なお、実際の数値計算では $a_{\max}=140\text{ }\mu\text{m}$ のときの N を $N_f(N_0)$ と仮定した。いずれの場合もすべり率の増加とともに N_f は減少し、熱的效果が大きくなるに従って疲労寿命は短くなっている。この疲労寿命に及ぼす熱的效果はとくに超合金の場合が最も著しい。例えば、常温では窒

Fig. 13 Predicted crack size vs. cycle N for AISI-52100 steel (SUJ2 steel)

Fig. 14 The ratio of fatigue life N_f/N_0 as a function of Slide/roll ratio

化けい素の疲労寿命が $N_0=9.58 \times 10^4$ であるのに対し超硬合金では $N_0=1.4 \times 10^8$ と最も大きくなっているが、すべり率が増加し $S_r=0.7$ になると、窒化けい素の疲労寿命は $N_f=1.25 \times 10^4$ 程度に減少するのに対し超硬合金では $N_f=2.58 \times 10^2$ にまで極端に減少している。このような熱的效果の影響をさらに明らかにするために、図 14 にはそれぞれの材料について、 $N_f=N_0$ のすべり率による変動を示す。いずれの場合もすべり率の増加とともに減少し、熱的效果により転がり疲労寿命は短くなるが、とくに超硬合金の場合は疲労寿命が極端に低下し熱的效果が最も著しい。

6. 結 言

摩擦熱を伴う一定速度の繰返し転がり接触を受ける半無限体表面の三次元円形平面き裂の応力拡大係数を解析し、超硬合金と窒化けい素および高炭素クロム軸受鋼の 3 種類の材料に対し、応力拡大係数を数値的に明らかにし、き裂進展挙動の数値シミュレーションを行い、転がり疲労寿命を数値的に推定し、3 種類の材料の結果を比較して、次の結論を得た。

(1) モード I の応力拡大係数は窒化けい素の場合が最も大きくなるが、モード II およびモード III の応力拡大係数は超硬合金の場合が最も大きくなる。

(2) 本数値例の範囲では、き裂はいずれも深さ方向に大きく進展し縦長の卵形形状に変化する。とくにこの形状変化は窒化けい素または常温の場合に著しくなる。しかし、すべり率の増加(熱的效果)とともに表面方向の進展が大きくなる。とくに、この熱的效果による影響は超硬合金の場合が最も著しくなる。

(3) 熱的效果の増大とともに転がり疲労寿命は短くなるが、この傾向は超硬合金の場合が最も著しい。

最後に、本研究を遂行するにあたりご指導いただいた

た、Northwestern大学のL. M. Keer教授、Kentucky大学のM. T. Hanson教授に深く感謝する。

文 献

- (1) Lundberg, G. and Palmgren, A., Dynamic Capacity of Rolling Bearings, *Acta Polytechnica* 7, *Mech. Eng. Ser.*, 1-3(1947), Stockholm, Sweden.
- (2) Coy, J. J., Townsend, D. P. and Zaretsky, E. V., *Trans. ASME, J. Lubr. Technol.*, **98**(1976), 267-276.
- (3) Ioannides, E. and Harris, T. A., *Trans. ASME, J. Tribol.*, **107**(1985), 367-378.
- (4) Tallian, T. E., *Trans. ASME, J. Tribol.*, **114**(1992), 214-222.
- (5) Keer, L. M. and Bryant, M. D., *Trans. ASME, J. Lubr. Technol.*, **105**(1983), 198-205.
- (6) Paris, P. C. and Erdogan, F., *Trans. ASME, J. Basic. Eng.*, **85**(1963), 528-534.
- (7) Miller, G. R., Keer, L. M. and Cheng, H. S., *Proc. R. Soc., Ser. A*, **397**(1985), 197-209.
- (8) McEvily, A. J., *Proc. 3rd. Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, 2(1973), Cambridge.
- (9) Hanson, M. T. and Keer, L. M., *Tribol. Trans.*, **35**(1992), 451-461.
- (10) Goshima, T., Hanson, M. T. and Keer, L. M., *J. Thermal Stresses*, **13**(1990), 237-261.
- (11) Goshima, T., Hanson, M. T. and Keer, L. M., *Proc. APCFS*, (1993), 487-492.
- (12) 五嶋孝仁・Keer, L. M., 機論, **56-532**, A(1990), 2567-2572.
- (13) Mura, T., *Micromechanics of Defects in Solids* Martinus Nijhof, (1982), 3, 93, The Netherlands.
- (14) Mindlin, R. D., *Proc. First Midwestern Conf. Solid Mechanics*, (1953), 56-59.
- (15) Murakami, Y. and Nemat-Nasser, S., *Eng. Fracture Mech.*, **17**(1983), 193-210.
- (16) Lee, J. C., Farris, T. N. and Keer, L. M., *Eng. Fracture Mech.*, **27**(1987), 27-41.
- (17) Theocaris, P. S., Ioakimidis, N. I. and Kazantzakis, J. G., *Int. J. Num. Mech. Eng.*, **15**(1980), 629-634.
- (18) Ishihara, S., Goshima, T., ほか 2 名, *Proc. 1st. Int. Sym. Therm. Stresses*, (1995), 147-150.
- (19) 石原外美・五嶋孝仁・ほか 2 名, 機講論, No. 943-2(1994-7), 123-124.