

複数分布する微小応力腐食割れの進展シミュレーション

A Simulation on Growth of Multiple Small Cracks under Stress Corrosion

釜谷 昌幸 (Masayuki Kamaya)* 北村 隆行 (Takayuki Kitamura)†

要約 構造材中に複数分布する微小き裂の進展挙動を理解することは、原子力機器の高い信頼性を維持するために重要である。微小き裂の進展は、多結晶体中におけるそれぞれの結晶粒の弾性異方性に起因する不均一性、き裂が結晶粒界に沿って進展する際の屈曲、そして多数発生するき裂同士の相互作用などの影響によって不規則かつ複雑である。本研究では、このような微視組織の影響下における微小き裂の挙動を考察するために、その影響を応力拡大係数に考慮したモンテカルロシミュレーションを開発した。対象とする事象は、加圧水型原子炉1次系環境下でのMA600合金の応力腐食割れである。シミュレーションで得られたき裂サイズ分布と前報の実験結果を比較することで、シミュレーションの妥当性を示した。そして、微小き裂の不規則な進展挙動を再現すると共に、最大き裂サイズを統計的に予測した。

キーワード 微小き裂, 複数き裂, モンテカルロシミュレーション, 微視組織, き裂進展, 寿命予測

Abstract In order to keep high reliability of components of nuclear power plants, it is important to understand the damaging process due to multiple small cracks. The growth rates show random behavior because of the microstructural inhomogeneity and interaction between cracks. The former includes the effects of crack kinking and anisotropic deformation in each crystal of polycrystalline. In this study, a Monte Carlo simulation was developed in order to analyze the random behavior taking into account their influences on the stress intensity factor. The damaging process of mill-annealed alloy 600 in the primary water stress corrosion cracking (PWSCC) was numerically simulated by the proposed method. The obtained crack size distributions agreed well with the experimental results, which were obtained in the previous study. The simulation imitated irregular growth behaviors and maximum crack size is statistically estimated on the basis of the simulation results.

Keywords small crack, multiple crack, Monte Carlo simulation, microstructure, crack growth, lifetime prediction

1. 緒言

原子力発電所機器の信頼性を維持するために、機器寿命に大きな影響を及ぼす構造材中の微小き裂（本研究では、以後割れをき裂と呼ぶ）の発生と進展予測を精度良く実施することは重要である。しかし、微小き裂の進展挙動は、様々な要因によって不規則であり、その予測は容易でない。

微小き裂の進展が不規則である要因の一つとして、微視組織に起因する材料特性の不均一性がある。個々の結晶粒が弾性異方性を有していても、結晶方位がランダムであれば、多結晶体は一様な等方弾性体と見なすことができる。したがって、結晶粒よりも十分大きなき裂の場合には均質体を仮定した解析でも力学的に適切な結果を得ることができる。しかし、き裂が結晶粒オーダーの微小なものであれば、

隣接する結晶粒の弾性異方性による不均一性がき裂先端の応力状態に及ぼす影響を無視できない（以後、この影響を多結晶効果と呼ぶ）。

また、別な要因としてき裂進展に伴うき裂形状の変化が考えられる。応力腐食き裂（Stress Corrosion Cracking, SCC）では、き裂は結晶粒界に沿って屈曲しながら進展することが多い。これに伴うき裂形状の変化がき裂先端の応力状態に影響を及ぼすことになる⁽¹⁾（以後、この影響をき裂屈曲効果と呼ぶ）。さらに、SCCでは材料表面に多数のき裂が発生することから、複数き裂の相互作用も、き裂進展に影響を及ぼすことが考えられる⁽²⁾。

このように、微小き裂は、さまざまな影響因子により負荷応力等の外的条件およびき裂長さが一定であっても、その進展速度が各き裂によって異なる。このような微視組織的微小き裂の発生・進展挙動を予

* (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

† 京都大学大学院工学研究科

測・考察するために、これまで微視組織の影響を考慮したモデルがクリープ⁽³⁻⁶⁾や、クリープ疲労⁽⁷⁻¹⁰⁾などを対象に提案されている。また、相互作用の影響として接近したき裂の合体を考慮したモデルが疲労⁽¹¹⁾や腐食疲労⁽¹²⁻¹⁴⁾などについて報告されている。しかし、SCCを対象に微小き裂の進展を定量的に予測する確立された手法はない。

本研究では、多結晶効果、き裂屈曲効果、そして複数き裂の相互作用の影響を考慮した微視組織的微小き裂進展を予測するモンテカルロシミュレーションを開発した。最初に、著者らが既に報告した600合金の加圧水型原子炉一次系環境下でのSCC (Primary Water Stress Corrosion Cracking, PWSCC) の実験結果を用いて、多結晶効果とき裂屈曲効果を考慮した単一き裂シミュレーションを開発し、微小き裂の基本的な進展挙動を考察した。そして、このシミュレーションを、相互作用の影響を考慮した複数き裂シミュレーションに拡張し、微小き裂進展予測を試みた。

2. 実験におけるき裂挙動⁽¹⁵⁾

実験では、1253Kでミルアニール処理された平板試験片 (GL 20mm, 断面 2×4mm) を529MPaの定荷重試験に供した。試験環境は633Kの加圧水型原子炉一次系水模擬環境 (500ppmB, 2 ppmLi, 4 ppmH₂, < 5 ppbO₂) とした。試験時間を500時間, 1000時間, 1500時間, 破断とし、それぞれの試験片断面を研磨, エッチング処理した後、光学顕微鏡で3 μm以上のき裂深さを計測した。

断面では多くの粒界き裂が観察され、その数と最大き裂深さは時間と共に単調増加する結果を得た。試験時間と最大き裂サイズの関係から推測された最大き裂の進展速度 (da_{max}/dt) [m/s]は、次式のようになった。

$$\frac{da_{max}}{dt} = DK^m = 5.24 \times 10^{-14} K^{3.46} \quad (1)$$

ここで、 D と m は材料定数、 K は応力拡大係数 [MPa√m] (以後、 K 値) で、き裂が無限平板上の半円き裂であるという想定のもと算出した⁽¹⁶⁾。また、式(1)はこれまで報告された破壊試験片を用いて得られた巨視的なき裂進展速度と同等であることを確認した。

断面においてき裂の進展した結晶粒界を粒界単位

に分割して、それぞれの結晶粒界の荷重方向に対する傾き (以後、粒界傾斜) を測定した。図1に示すように、結晶粒界を表面に接するものと、それより内側のものに分類した。得られた角度分布を図1に示す。それぞれの粒界傾斜で異なる分布となり、き裂が荷重方向に対して垂直な結晶粒界に沿って進展する傾向が明らかになった。

3. 単一き裂シミュレーション

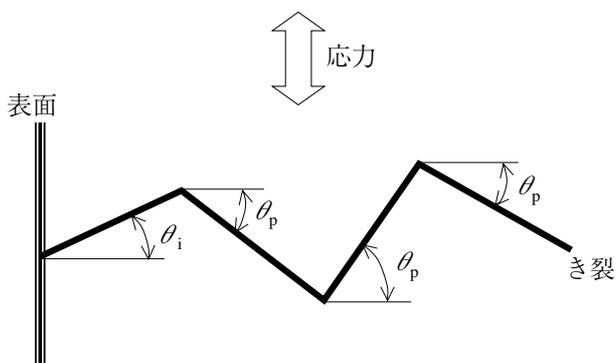
3.1 き裂進展モデル

第一段階として、相互作用を考慮しない単一き裂シミュレーションを提案し、微小き裂進展に及ぼす多結晶効果とき裂屈曲効果の影響について考察する。

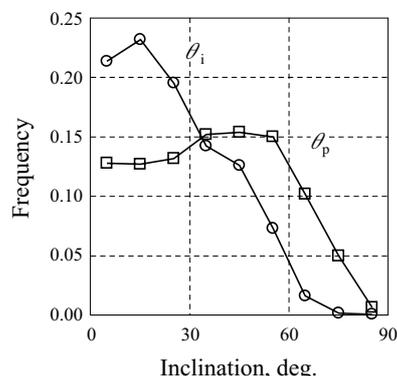
これら2つの効果を考慮した K 値は次式のように表すことができる。

$$K_S = CF_{ani}F_{kink}\sigma_o\sqrt{\pi a} \quad (2)$$

ここで、パラメータ F_{ani} と F_{kink} はそれぞれ多結晶効果とき裂屈曲効果を示す。 C はき裂の形状や境界条



(a) 粒界傾斜 (θ_i, θ_p) の定義 (断面観察)



(b) 粒界傾斜の分布

図1 き裂の進展した結晶粒界の角度 (粒界傾斜) の分布

件などに依存する定数， a はき裂サイズ， σ_0 は負荷応力である。

シミュレーションでは簡単化のために，進展過程においてき裂は常に半円形であると仮定する．一般的な平面き裂の場合，き裂前縁に沿って複数の結晶粒界が接することになるので，それぞれの結晶方位やき裂屈曲角度などに依存してパラメータ F_{ani} と F_{kink} の値が変化すると考えられる．本シミュレーションでは，これらの前縁に沿って変化するパラメータの平均がき裂全体を代表すると仮定する．

3.1.1 多結晶効果

多結晶効果の定量的な検討については，既に著者が報告している^(17,18)．そこでは，図2 (a)に示すような，遠方引張り荷重条件下におけるランダムな結晶方位をする六角柱結晶粒で構成される多結晶モデル材料中の半円き裂に対するK値を，有限要素法により解析した．結晶方位の組み合わせを変えた400パターンの計算を実施し，その中の典型的な10パターンについてのき裂前縁に沿ったK値を図2 (b)に示す．K値は結晶粒毎およびパターン毎に変化しているが，そのばらつきの平均は図中に破線で示した等方弾性体中のき裂のK値となっている．前縁に沿ったK値の平均をとることによって多結晶効果を次式のように近似する．

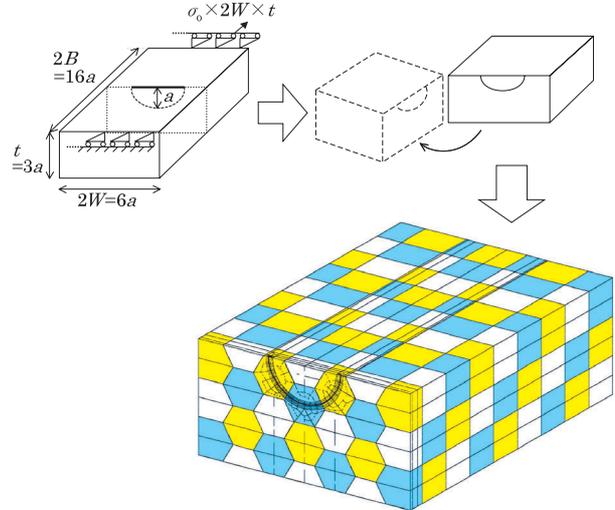
$$F_{ani} = \frac{1}{\pi a} \int F_1 d\Gamma \tag{3a}$$

ここで，

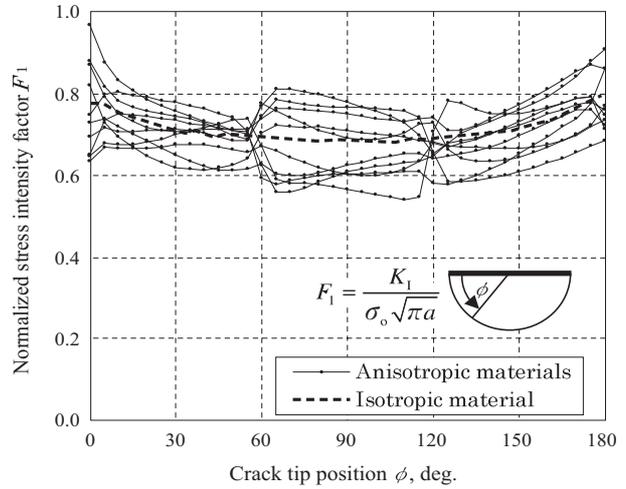
$$F_1 = \frac{K_1}{\sigma_0 \sqrt{\pi a}} \tag{3b}$$

a はき裂深さ， σ は負荷応力， Γ はき裂前縁に沿った経路を示す．ただし，表面点 ($\phi = 0$ と 180°) と結晶粒界 ($\phi = 60^\circ$ と 120°) での F_1 は積分計算から除外している．400個のき裂に対する計算から，パラメータ F_{ani} は統計的に正規分布に従うことが明らかになった．

また，同様の計算を結晶粒径 d に対するき裂サイズを変化させたモデルについて実施し，き裂サイズと F_{ani} の分布平均および標準偏差の関係を調べた．そして，分布の平均値はき裂サイズに関わらずおおよそ0.707であるが，標準偏差が図3に示すようにき裂サイズと共に減少するという結果を得た．き裂サイズが結晶粒径 d の5倍を越えると多結晶効果によってK値はほとんど変化しなくなり，等方弾性体中のき裂のK値に収束することが明らかになった．



(a) 半円き裂を有する多結晶体の有限要素解析モデル



(b) き裂前縁に沿った応力拡大係数 ($N=10$, 結晶方位はランダム)

図2 多結晶効果による応力拡大係数の変化

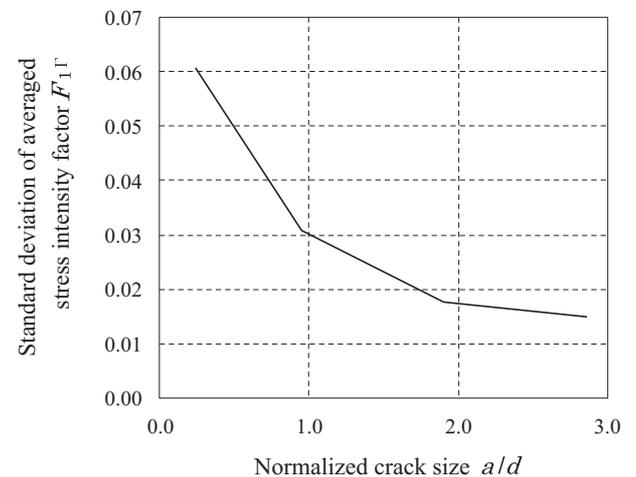


図3 多結晶効果による平均化応力拡大係数の標準偏差とき裂サイズの関係

3.1.2 き裂屈曲効果

き裂屈曲によるK値の変化は、粒界き裂の複雑な形状に関係なく、き裂先端での屈曲角度 α のみを用いて次式で表される⁽¹⁷⁾。

$$\frac{k_1}{K_1} = \cos^3\left(\frac{\alpha}{2}\right) \quad (4)$$

ここで、 K_1 はき裂先端に作用するモード I のK値で、 K_1 は屈曲がない場合のK値を示す。き裂前縁の平均をとることで、き裂屈曲効果は次式のようになる

$$F_{\text{kink}} = \frac{\sum_{n=1}^{N_g} \cos^3\left(\frac{\alpha^{(n)}}{2}\right)}{N_g} \quad (5)$$

ここで、 N_g はき裂前縁に沿って存在する結晶粒界の数で、 $\alpha^{(n)}$ は図1のような粒界傾斜の分布を用いて統計的に推定することができる。

3.1.3 き裂進展抵抗

それぞれの結晶粒界は、式(1)の定数Dで代表されるき裂進展に対する抵抗値を持っている。これは、例えば結晶粒界への炭化物の析出状態^(19~22)などのようにそれぞれの結晶粒界で異なる値を持つと考えられ、それを次式のように仮定する。

$$D = zD_0 \quad (6)$$

ここで、 D_0 は結晶粒界の平均的破壊抵抗（定数）、 z はその変動を表す無次元パラメータ（結晶粒界ごとに異なる確率変数）を表す。そして、き裂前縁で平均化した抵抗値 Z_p は次式で与えられる。

$$Z_p = \frac{\sum_{n=1}^{N_g} z^{(n)}}{N_g} \quad (7)$$

$z^{(n)}$ はそれぞれの結晶粒界ごと、 $0 \leq z^{(n)} \leq 1$ の範囲の1様乱数で決定する。この式に従えば、パラメータ Z_p は、き裂サイズと共に減少し、巨視的なき裂においては0.5となる。

3.2 シミュレーションの手順

シミュレーションの手順を図4に示す。初期き裂長さ a_0 は結晶粒界の長さと同じであると仮定する。こ

ここで、結晶粒界長さは、試験供試材の結晶粒界長さ分布から確率論的に決定する。微小時間 Δt 当たりのき裂進展長さ Δa は、次式より算出する。

$$\Delta a = DK_s^m \Delta t = H_0 Z_p (F_{\text{ani}} F_{\text{kink}} \sigma_0 \sqrt{\pi a})^m \Delta t \quad (8)$$

ここで、 $H_0 = D_0 C^m$ である。 Δt は、 Δa が各時間断面でのき裂長さ a の5%を越えないように試行錯誤で決定する。パラメータ H_0 と m はき裂長さが大きくなった条件 ($Z_p=0.5, F_{\text{ani}}=0.707, F_{\text{kink}}=0.917$)での進展速度が、式(1)と一致するように $H_0=1.12 \times 10^{-13}$ および $m=3.46$ とする。

パラメータ F_{ani} は、平均値が0.707、図3に示される標準偏差に従う正規乱数を用いて決定する。ここで、結晶粒径 d は試験供試材の $d=20.0 \mu\text{m}$ を適用する。 F_{kink} は、図1の粒界傾斜の分布に従う乱数より決定した $\alpha^{(n)}$ を用いて、式(5)より決定する。き裂前縁に沿った結晶粒界の数 N_g はき裂が半円形状と仮定して結晶粒径とき裂サイズの関係から求める。

本研究では、1様引張り応力 $\sigma_0=529\text{MPa}$ の条件下において、200回のシミュレーションを実施する。

3.3 結果および考察

いくつかの典型的なケースについて、時間とき裂長さの関係を図5に示す。ほとんどのき裂長さは

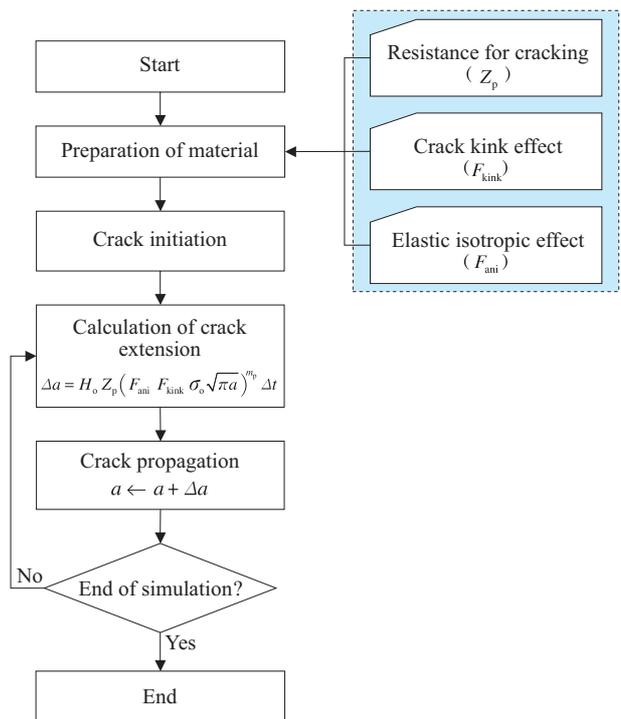


図4 単一き裂シミュレーションの手順

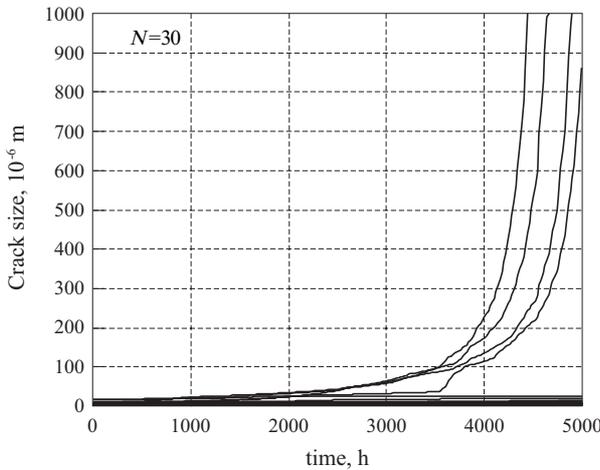


図5 き裂進展カーブ（単一き裂シミュレーションの結果、4個のき裂のみが進展）

5000時間で $50\mu\text{m}$ 以下であったが、4ケースにおいてはき裂が $50\mu\text{m}$ 以上まで進展している。全200ケースのシミュレーションでは、15ケースにおいてき裂長さが $50\mu\text{m}$ 以上になった。SCCでは多数のき裂が発生し、そのほとんどのき裂進展が停滞する中で、限られたき裂が巨視的なき裂となることが指摘されている^(23,24)。き裂進展速度に多結晶効果とき裂屈曲効果を考慮することで、このモデルのように、進展するき裂（以後、進展き裂）と、進展が停滞するき裂（以後、停滞き裂）の2つの典型的なケースを再現できる。実験ではおおよそ1800時間で試験片が破断したが、シミュレーションでは潜伏期間を考慮していないのも関わらず、2000時間において最大でも $126\mu\text{m}$ であった。後に説明する複数き裂シミュレーションの結果が実験とほぼ一致していることを考えると、両者の差は相互作用の影響を考慮していないことに起因していると考えられる。

図6にき裂サイズと進展速度の関係を示す。図中の点線は、200ケースにおける進展速度のばらつき範囲を示している。ばらつきは、き裂サイズが大きくなるにしたがって減少し、巨視的な進展速度（ $Z_p=0.5$, $F_{ani}=0.707$, $F_{kink}=0.917$ とした場合の進展速度）に収束している。 $100\mu\text{m}$ で最大と最小でおおよそ100倍の差があるが、 $500\mu\text{m}$ においては、ほぼ収束している。これに対し、図中の細線は、図5で示したき裂が $50\mu\text{m}$ 以上に進展した4つの進展き裂、およびいくつかの停滞き裂の関係についてプロットしている。4つの進展き裂では、進展速度が $100\mu\text{m}$ 以下において、巨視き裂のそれより速くなる傾向がある。 $100\mu\text{m}$ 以上では巨視き裂を挟んで変化し、平均的な

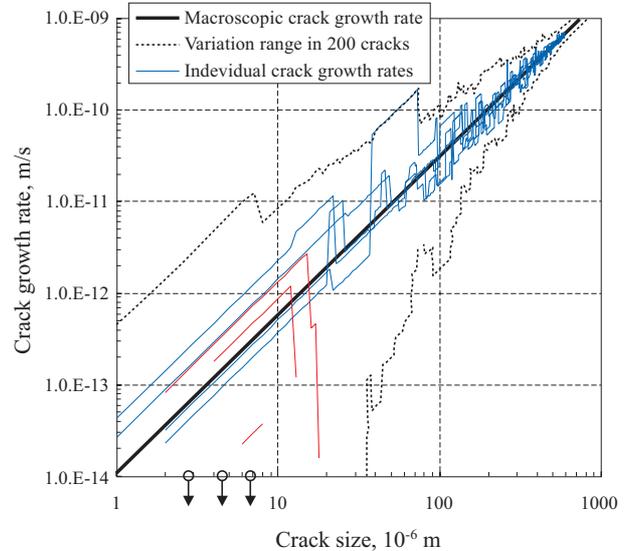


図6 き裂サイズと進展速度の関係（単一き裂シミュレーション）

進展速度となっていることから、 $100\mu\text{m}$ 以下における速い進展速度が主き裂の形成の原因となっていると推測される。停滞き裂については、発生直後の進展速度が小さい場合や、長さ $10\sim 20\mu\text{m}$ における急速な進展速度の低下によって停滞する場合がある。

高温高圧水中のSCCにおいては、微小き裂の進展速度をその場観察によって測定することは困難である。したがって、微小き裂の進展を予測する場合は、その進展速度を巨視き裂の進展速度から推測することになる。この時、図6のように直線的に外挿した巨視き裂の進展速度を用いると、予測が危険側になる可能性がある。一方、図のばらつきの上限を用いると過度に保守的な結果を導くことは明らかである。適切な予測のためには、進展速度の変動要因を明確にしたシミュレーションが必要不可欠である。

4. 複数き裂シミュレーション

4.1 複数き裂の相互作用

複数き裂の相互作用は、き裂進展を加速するなどの影響を及ぼすことが指摘されている⁽²⁵⁾。一方、実験では多数のき裂の発生が確認され、SCCではその影響を考慮する必要があることが示唆された。そこで、前節の単一き裂シミュレーションに相互作用の影響を考慮した複数き裂シミュレーションにより、実験におけるき裂挙動を模擬する。

き裂間相互作用の影響 F_{mut} を式(2)に考慮すること

で、微小き裂のK値は次式のようになる。

$$K_d = F_{mut} K_s \tag{9}$$

ここで、 K_s は多結晶効果とき裂屈曲効果のみを考慮したK値であり、 K_d はそれにかき裂間相互作用の効果を加えて考慮したK値である。この K_d を式(8)の K_s の代わりに用いることで、単一き裂シミュレーションに相互作用を考慮したシミュレーションが可能になる。

接近したき裂の相互作用によるK値の変化は、き裂同士的位置関係や長さ関係によって複雑に変化する⁽²⁶⁾。そこで、本シミュレーションでは体積法⁽²⁷⁾を用いて相互作用を考慮したK値を算出する。シミュレーションでは多数のき裂が平面上に発生することになるが、体積法を用いることで、存在するすべてのき裂同士の相互作用を考慮したK値を求めることができる。ただし、ここでは簡単化のためき裂は全て2次元貫通き裂としてモデル化する。したがって、K値はき裂両端で算出され、相互作用の影響パラメータ F_{mut} は、次式より求める。

$$F_{mut} = \frac{K_{(BFM)}}{\sigma_0 \sqrt{\pi a}} \tag{10}$$

ここで、 $K_{(BFM)}$ は体積法により求めた各き裂におけるK値を表す。相互作用が全く作用しない場合、 F_{mut} は1となる。

4.2 モンテカルロシミュレーションの手順

シミュレーションの手順は、図7に示すようにき裂発生(ステップ1)、相互作用の計算(ステップ2)、そしてき裂の進展(ステップ3)の3つのステップより構成される。

ステップ1では、試験片表面を想定した 1×1 mmの一樣引張荷重の作用した平面上にき裂を発生させる。き裂数は時間と共に増加させ、その増加割合は実験結果と一致するように決定する。図8に示すように、 1×1 mmの領域に1000時間あたり68個のき裂を発生させることで、き裂数と時間の関係が実験とシミュレーションでよく一致した。き裂発生は、平面上のランダムな位置に荷重方向に垂直な直線形状のき裂が現れると仮定する。また、初期き裂長さ a_0 は単一き裂シミュレーションと同様に設定する。

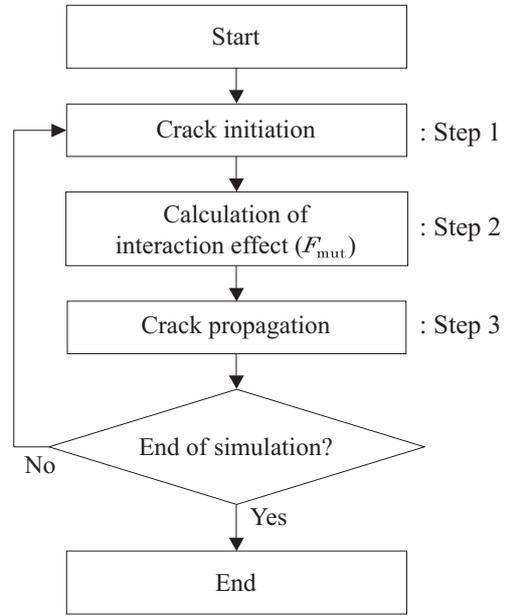


図7 複数き裂シミュレーションの手順

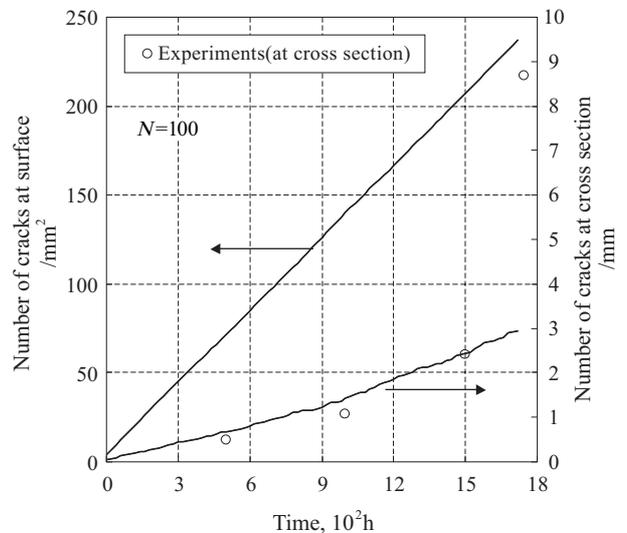


図8 き裂数の時間変化

ステップ2では、体積法により相互作用の影響 F_{mut} を計算する。計算を実施する上での入力データは、それぞれの時間で平面上に存在する全てのき裂の位置と長さである。

ステップ3においてき裂を進展させる。時間 Δt あたりのき裂進展長さ Δa は次式より算出する。

$$\Delta a = DK_d^m \Delta t = H_0 Z_p (F_{mut} F_{ani} F_{kink} \sigma_0 \sqrt{\pi a})^m \Delta t \tag{11}$$

ここで、 H_0 、 m は単一き裂シミュレーションと同じ値を用いる。また、 Δt については、全てのき裂において、 Δa がそれぞれのき裂長さ a の5%を越えないように試行錯誤で決定した。ここで、き裂長さ a は、

き裂両端間距離の半分と定義している．先にも述べたように，パラメータ F_{mut} は直線形状き裂の両端で算出される．しがって，き裂の両端ではそれぞれの F_{mut} に対応した長さ進展させる．この時，パラメータ Z_p ， F_{ani} および F_{kink} は，き裂の両端で同じ値であると仮定する．

解析は $\sigma_0=529\text{MPa}$ として実施した．シミュレーション時間は1500時間とし，統計的な検討のため100回シミュレーションを実施する．

4.3 結果および考察

図9に500時間，1000時間および1500時間での平面上のき裂分布状態を示す．この図でき裂は荷重方向に垂直な直線で表示されているが，時間の経過と共にき裂が進展している様子が見られる．図中の番号を付したき裂②のように，接近したき裂と相互作用を及ぼし合いながら進展する様子も再現されている．き裂①やき裂②のように相対的に長いき裂は図の上部の荷重方向に垂直な領域に集まっている．これは，相互作用によるK値の増加が応力方向に垂直に並んだ場合に顕著になることから⁽²⁵⁾，相互作用によるき裂進展の加速が，相対的に長いき裂を形成したと考えられる．逆に，これらの上下（荷重方向）に存在するき裂では，応力緩和によりK値が減少し，進展が停滞する傾向にある⁽²⁵⁾．

図9で番号を付したき裂の時間と長さの関係を図10に示す．き裂発生時間と発生時の長さはそれぞれのかき裂で異なる．発生時間が早く，初期長さの大きいき裂が最終的に大きなき裂となる確率が高いが，き裂①のように，発生後の進展速度によっては大きなき裂に成長しない場合もある．一方，相互作用の影響が大きいと推測されたき裂②や，初期長さが小さく発生のタイミングも遅いき裂⑤などのように，相対的に速い速度で進展する場合もある．このように，シミュレーションで考慮された微小き裂の進展速度のばらつきは，進展挙動に大きく影響し，不規則なき裂挙動を再現している．

シミュレーションの妥当性を検討するために，実験で得られた試験片断面でのき裂深さ分布との比較を行った．シミュレーションは貫通き裂を想定しているのので，き裂深さを定義することはできないが，き裂を図11に模式的に示すように，半円形のき裂であると考えれば，平面の中心断面に沿ったき裂深さを想定することができる．このように求めた1500時

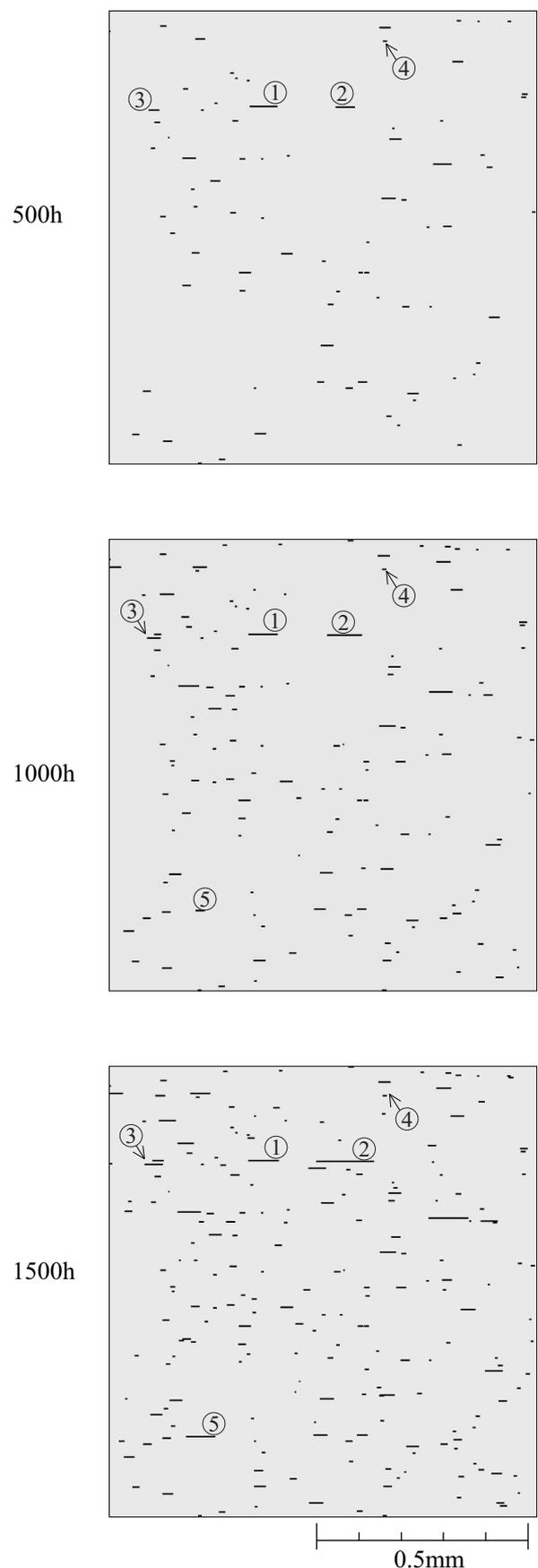


図9 き裂発生・進展の様子（複数き裂シミュレーション）

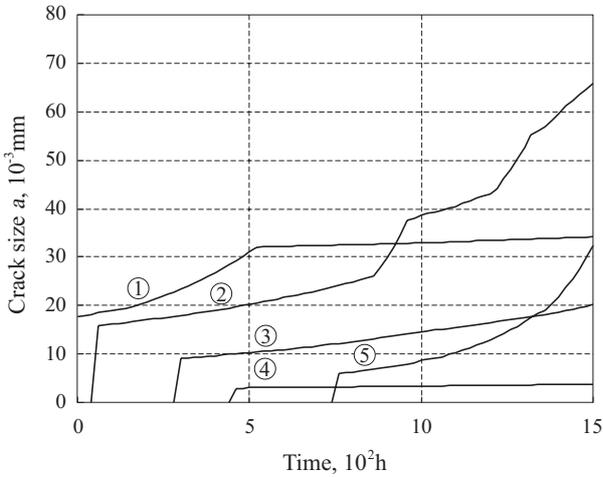


図10 き裂進展カーブ (複数き裂シミュレーション) (番号は図9中の番号に対応)

間でのき裂深さ分布を実験結果⁽¹⁵⁾と共にWeibull確率紙にプロットしたものを図12に示す. 両者はよく一致しており, このシミュレーションによってき裂長さ分布を統計的に予測できることが示された.

相互作用の影響を考察するために, 図9に示したシミュレーションにおいて, それぞれの時間毎のき裂サイズとパラメータ F_{mut} の関係を図13に示す. ここで, き裂両端の F_{mut} 値の中で, 大きい方を用いている. 相互作用の影響は, シミュレーションの初期段階においては小さく, 時間の経過, つまりき裂数とき裂長さが大きくなると共に, 顕著になる. 相互作用の影響は, K値を大きくする方向, つまりき裂進展を加速する $F_{mut} > 1$ の場合と, 減速させる $F_{mut} < 1$ の場合があるが, き裂長さ a が $20\mu\text{m}$ より大きい場合は, き裂進展を加速する傾向にあることが分かる. 2つのき裂のみを対象とした場合, 図9のき裂②のように相互作用を及ぼし合う平行な段違いき裂は, 一旦段違いの位置関係になると, それ以後の進展においてこの位置関係を維持したまま進展を加速し続けることが明らかになっている⁽²⁸⁾. 逆に, 相互作用が進展を減速する場合は, 長い方のき裂における相互作用の影響は時間と共に減少する⁽²⁸⁾. これらの傾向が, き裂が多数分布する場合においても現れ, 図13において相対的に長いき裂では, 進展を加速する相互作用のみが顕著になったと考えられる.

それぞれのシミュレーションで得られる最大き裂長さをGumbel確率紙にプロットしたものを図14に示す. 図から, 最大き裂長さはGumbel分布に従うことが分かる. このシミュレーション1回で模擬される領域は $1 \times 1\text{mm}$ の範囲に限られるが, Gumbel分布

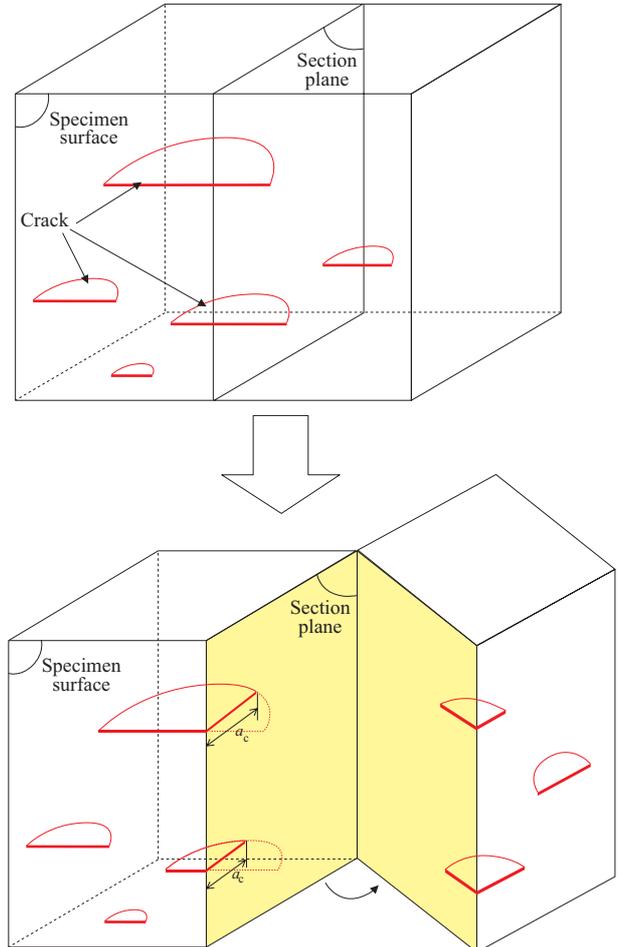


図11 き裂深さ (a_c) の定義

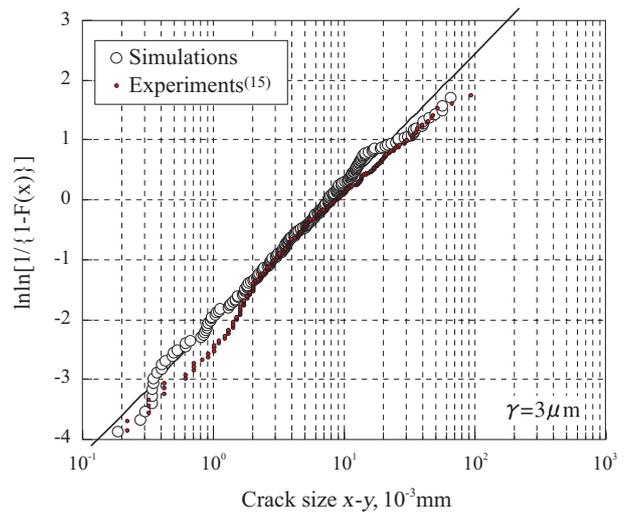


図12 断面でのき裂深さ分布 (Weibull確率紙)

の近似直線を外挿, または内挿することで, 実機器で対象となる面積に対応した最大き裂サイズを推定することができる. 図14には, き裂が巨視き裂の進

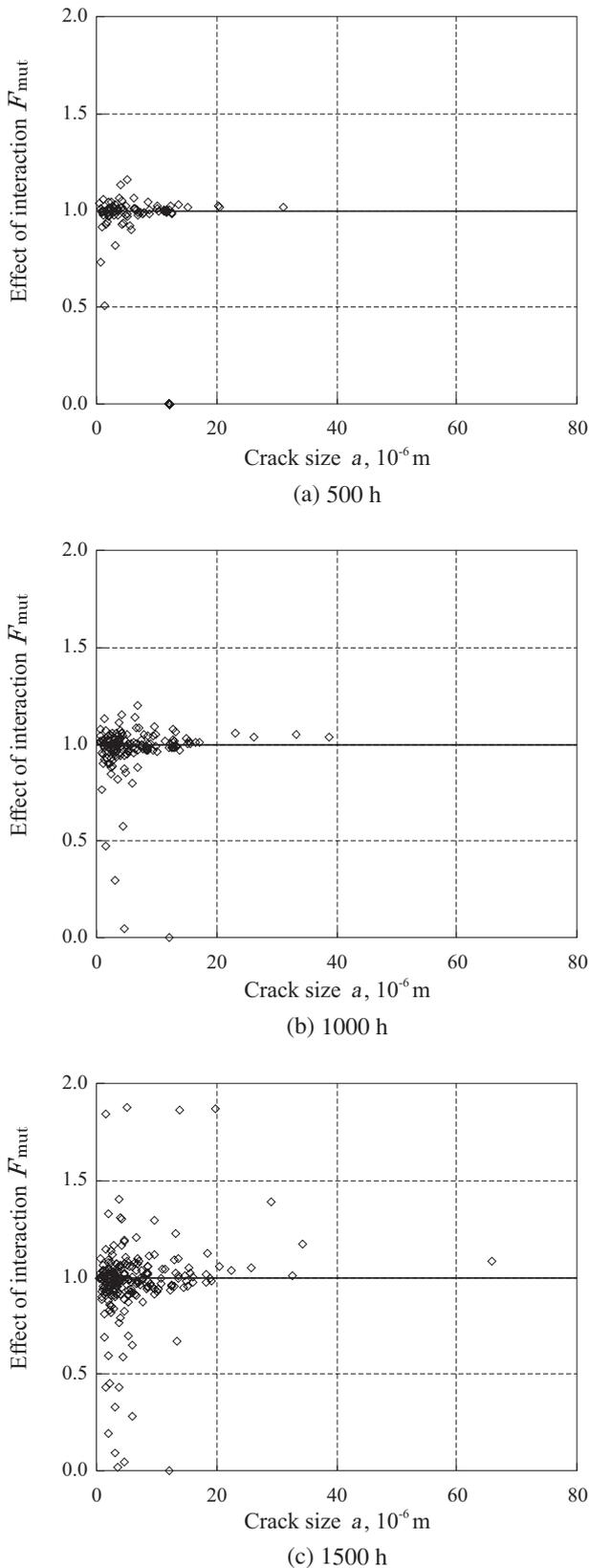


図13 相互作用の大きさとき裂サイズの関係（複数き裂シミュレーション）

展速度で一様に進展すると仮定した場合の最大き裂長さ分布も示している。この場合の最大き裂長さは、微小き裂の進展速度を用いた場合より小さくなっている。図6で考察したように、大きなき裂に成長する進展き裂の進展速度は、 $100\mu\text{m}$ 以下において巨視き裂のそれより速くなる。また、相互作用も大きなき裂を加速する傾向にあることから、巨視き裂の速度を用いた場合は、最大き裂長さを小さく評価することになる。したがって、微小き裂の進展を予測する場合には、巨視き裂の進展速度を外挿して用いるのではなく、微小き裂における進展速度のばらつきを考慮した予測が必要である。本シミュレーションはその有効な手段となる。

5. 結言

本研究では、SCCの微視組織的微小き裂進展における多結晶効果、き裂屈曲効果、そして相互作用の影響を考慮したモンテカルロシミュレーションを開発した。これを用いて、微小き裂の進展挙動について考察した結果、以下の事項が明らかになった。

- (1) 提案したモンテカルロシミュレーションによって、微視組織的微小き裂の不規則な進展挙動を再現できる。

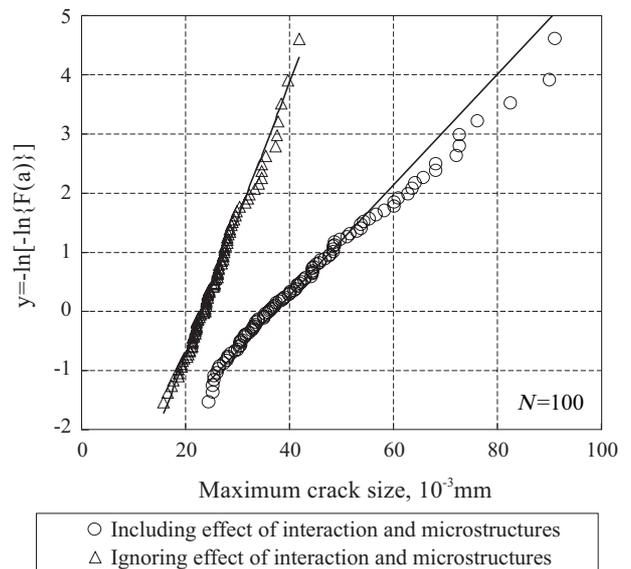


図14 最大き裂サイズ分布（Gumbel確率紙）

- (2) 大きなき裂へ成長するき裂は、 $100\mu\text{m}$ (結晶粒サイズの5倍) 以下における初期進展において、速度が巨視的き裂のそれより速い傾向が見られる。
- (3) 限られたき裂のみが巨視き裂へ成長する中で、多くのき裂の進展は停滞する。
- (4) き裂間相互作用の影響は、き裂数が多く、き裂長さが大きくなるほど顕著になる。とくに、長いき裂に対して進展を加速する方向に作用する。
- (5) 微小き裂の進展予測には、巨視き裂の進展速度を外挿したものではなく、微小き裂のばらつきを考慮した進展速度を用いることが必要である。
- (6) Gumbel分布を用いることで、シミュレーションにより最大き裂長さを予測することが可能である。

文献

- (1) M. Kamaya, "Influence of Grain Boundary Inclination on Short Crack Growth Behavior of IGSCC", Proc. APCFS & ATEM' 01, Vol.I, p.102-107 (2001).
- (2) Y. Z. Wang, J. D. Atkinson, R. Akid and R. N. Parkins, "Crack Interaction, Coalescence and Mixed Mode Fracture Mechanics", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 19, p.427 (1996).
- (3) 北村隆行, 大谷隆一, "クリープの微視組織的微小き裂伝ばの数値シミュレーション", 日本機械学会論文集, A53, p.1064 (1987).
- (4) T. Kitamura and R. Ohtani, "Creep Life Prediction Based on Stochastic Model of Microstructurally Short Crack Growth", J. Engng Materials and Technology, 111, p.169 (1989).
- (5) 藤山一成, "高温破壊のコンピュータシミュレーション", 材料, 45, p.137 (1996).
- (6) 藤山一成, 吉岡洋明, 岡部永年, "高温機器部材における材質劣化と多重き裂損傷のシミュレーション解析", 日本機械学会シンポジウム講演論文集・材料と構造物の強度と破壊, p.110 (1994).
- (7) 北村隆行, 多田直哉, 大谷隆一, "クリープ疲労微小き裂発生・成長の数値シミュレーションによる高温構造材料の予寿命診断方法", 日本機械学会論文集, A57, p.1732 (1991).
- (8) T. Kitamura, N. Tada and R. Ohtani, "Evaluation of Creep Fatigue Damage Based on Initiation and Growth of Small Cracks", Behaviour of Defects at High Temperatures, ESIS 15, Mechanical Engineering Publications, p.47 (1993).
- (9) 多田直哉, 北村隆行, 大谷隆一, "三次元粒界破壊抵抗分布モデルによるクリープ疲労微小き裂のモンテカルロ・シミュレーション", 日本機械学会論文集, A56, p.708 (1990).
- (10) 多田直哉, 周偉生, 北村隆行, 大谷隆一, "SUS304の内部き裂型クリープ疲労粒界破壊—き裂発生・成長の数値シミュレーション—", 材料, 44, p.84 (1995).
- (11) C. M. Suh, J. J. Lee, Y. G. Kang, H. J. Ahn and B. C. Woo, "A Simulation of the Fatigue Crack Process in Type 304 Stainless Steel at 538°C", Fatigue Fract. Engng Mater. Struct., 15, p.671 (1992).
- (12) H. Kitagawa, T. Fujita and K. Miyazawa, "Small Randomly Distributed Cracks in Corrosion Fatigue", Corrosion Fatigue Technology, ASTM STP 642, American Society for Testing and Materials, p.98 (1978).
- (13) 北川英夫, 中曾根祐司, "微小分布き裂の発生・成長・合体を伴う腐食疲労破壊過程のモンテカルロ解析モデル", 材料, 33, p.14 (1983).
- (14) Y. -Z. Wang, D. Hardie and R. N. Parkins, "The Behaviour of Multiple Stress Corrosion Cracks in a Mn-Cr and a Ni-Cr-Mo-V Steel: III-Monte Carlo Simulation", Corrosion Science, 37, p.1705 (1995).
- (15) M. Kamaya and N. Totsuka, "Influence of Interaction between Multiple Cracks on Stress Corrosion Crack Propagation", Corrosion Science, 44, p.2333 (2002).
- (16) J. C. Newman and I. S. Raju, "An Empirical Stress-Intensity Factor Equation for the Surface Crack", Engng Fract. Mech., 15, p.185 (1981).
- (17) M. Kamaya and T. Kitamura, "Effect of Microstructures on Intergranular Short Crack Growth", Proc. 15th International Corrosion Congress, Granada, Spain, paper no.117 (2002).
- (18) M. Kamaya and T. Kitamura, "Stress Intensity Factors of Microstructurally Small Crack", Int. J. of Fracture, submitted.

- (19) R. Bandy and D. Van Rooen, "Stress Corrosion Cracking of Inconel Alloy 600 in High Temperature Water - An Update", *Corrosion*, 40, p.425(1984).
- (20) F. Vaillant, C. Amzallag and J. Champredonde, "Crack Growth Rate Measurements of Alloy 600 Vessel Head Penetrations", *Proc. 8th Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors*, Amelia Island, p.357 (1997).
- (21) K. Yamanaka, "The Role of Grain Boundary Chromium Carbides on the IGA Resistance of Nickel Base Alloy 600", *Proc. 6th Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors*, San Diego, p.105 (1993).
- (22) J. P. Foster, W. H. Bamford and R. S. Pathania, "Effect of Materials Variables on Alloy 600 Crack Growth Rates", *Proc. 8th Int. Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System - Water Reactors*, Amelia Island, p.340 (1997).
- (23) R. N. Parkins, "A Review of Stress Corrosion Cracking of High Pressure Gas Pipelines", *Proc. Corrosion 2000*, paper no. 363 (2000).
- (24) M. Akashi and G. Nakayama, "Stress Corrosion Crack Initiation Process Model for BWR Plant Materials", *Proc. Int. Symposium on Plate Aging and Life Predictions of Corrodible Structures*, p.99 (1995).
- (25) 釜谷昌幸, "き裂進展に及ぼす複数き裂の相互作用", *日本機械学会論文集*, 66, p.1491(2000).
- (26) 釜谷昌幸, "複数き裂の相互作用を考慮したき裂進展評価手法", *日本機械学会論文集*, 67, p.1357 (2001).
- (27) 西谷弘信, 陳玳行, 才本明秀, "体積力法による二次元応力解析汎用プログラム", *倍風館*, (1994).
- (28) M. Kamaya, "A Crack Growth Evaluation Method for Interacting Multiple cracks", *JSME International Journal*, A46, p.15 (2003).