

マルチレベルモデリングによる実組織を考慮した高温損傷評価

— Creep damage estimate by multi-level modeling with consideration of real microstructure —

東京大学先端科学技術研究センター

相澤 龍彦 Tatsuhiko AIZAWA

東京大学先端科学技術研究センター

諏訪 嘉宏 Yoshihiro SUWA

Multilevel modeling is proposed as a new theoretical method for evaluation on creep damage at the elevated temperature. In the present method, microstructural change and evolution can be analyzed together with structural response analysis of specimens, parts or members. Creep deformation and stress analysis can be done with mechanical coupling with temperature transients and material transfer in diffusion. Through the combination of picture processing and automatic model generation, the unit-cell model for microscopic stress analysis can be directly deduced from SEM micrograph. Owing to the micromechanics on this actual microstructure model, the void generation, the void coalescence and crack formation can be simulated without further assumptions. Furthermore, the calculated equivalent stiffness can be utilized as a damage indicator to trace the accumulation of damage in the specified portion of materials. This method is available to describe the damage process in microstructure before fatal failure of materials.

KeyWords : Multilevel modeling, Creep, Macro-micro models, Real microstructure, Micromechanics of void formation and coalescence, Damage prediction.

1. 緒言

原子力構造工学では、これまでに、さまざまな角度から構造安全性・健全性に関する議論を行ってきた。その特徴は先進的な構造工学・材料力学手法の専守と展開にあり、多くの理論的アプローチが提案されてきた。その典型が破壊力学による健全性評価であろう。原子炉容器の安全性を、想定クラックに対する外部応力評価などに破壊力学に基づいて議論する方法は、きわめて斬新な手法であった⁽¹⁾。最近の原子力安全性問題の根本は、情報公開性・技術倫理とも関係した、安全性の認識論と深く関わっており、単なる技術論では

終端できないが、一方で、事前に安全上問題となる部位を認定し、対処し、常に構造体の安全性を保証する保全工学の必要性も求められている。ただし、従前の手法のように、すでに安全上問題視されるクラックなどの「見える材質変化」ばかりではなく、「見えない内部変化」を伴う異常をどのように定量化し、事前に評価を行うかが、安全安心への信頼度を向上する保全工学では重要となる。文献⁽²⁾に示されているように、機器の構成材料の内部変化を非破壊でしかも定量的に評価する手法も格段のスピードで開発されている。したがって、「見えない材質変化」は、検知される物理的あるいは化学的データとして位置づけられ、それを科学的に説明する基盤整備が課題となる。

超音波による構造部材中の非破壊での欠陥検出のうちに、検出限界・プレクラックなど破壊力学的議論が多々なされたが、技術的に合理的な欠陥をいかに探査すべきか、潜在クラックの大きさをいかに設定すべきなどに終始し、統一的なフレームでの体系化が大きく遅れた経緯もある。これまでは、発見された欠陥の個

◆連絡先：相澤 龍彦

〒153-8904 東京都目黒区駒場4-6-1
 東京大学先端科学技術研究センター
 電話：03-5452-5086 FAX：03-5452-5116
 e-mail：aizawa@odin.hpm.rcast.u-tokyo.ac.jp

別事象に応じて、破壊のメカニズムとしての疲労・クリープ・相互作用など個別の知識で説明しようとしてきたが、むしろ種々のケースを統一的に説明できる理論フレームの構築が肝心である。個別知識の累積ではなく、非破壊定量評価の格段の進歩をさらに促進するデータ駆動の知識として、使用中材質変化を予測する材料科学を構築する方向性を提唱したい。

本研究は、保全工学で求められる材質変化予測の統一フレームを目標とし、その第1段階として、マルチレベルモデリングによる材質評価の可能性を考える。対象としては、すでに多くの研究例⁽³⁾もある、原子炉配管材料・エネルギー機器の高温変形、破断現象を扱い、クリープ変形とともに進展する材料組織の損傷過程とその上での力学量・力学特性の変化を記述する^{(4),(5)}。特に、材料試験に用いられた実際の材料組織から解析モデルを策定し、種々検討されてきたポイド形成・成長理論あるいはキャビティーの高温力学⁽⁶⁾を参照しつつ、解析モデル上において合理的な高温破壊マイクロメカニクスを起動させることで、材料組織レベルの損傷素過程を記述するとともに、試験片・部材レベルの損傷度を推定する方法を提案する。

2. マルチレベルモデリング

マルチレベルモデリングの一般的な考え方は、文献^{(7)~(9)}に詳しい。ここでは、高温変形における本手法の概略を示す。対象とする材料が弾性クリープ体である場合、その変形場は、時間増分 Δt におけるクリープ初期応力増分 $\{\Delta\sigma^c\}$ 、 S 上の表面力変動 $\{\Delta T\}$ に対して、次式の仮想仕事式を解くことによって与えられる。

$$\int_V \{v\}' [K] \{\Delta u\} dV = \int_V \{v\}' [B] \{\Delta s^c\} dV + \int_S \{v\}' \{\Delta T\} dS \quad (1)$$

ここに、 $\{v\}$ は仮想変位、 Δu は変位増分、 $[K]$ 、 $[B]$ はそれぞれ剛性、ひずみ-変位関係である。なお、上付の t は転置を意味する。いま力学的諸量が、試験片レベルの平均場と材料組織レベルの変動場とによって表されると仮定する。実際、文献⁽¹⁰⁾でも論じているように、組織レベルの力学量を示すユニットセルのサイズが十分に小さければ、上記の仮定は連続体として成立し、式(1)の問題を、部材レベルでの平均な応力、ひずみ、変位を求める問題と、組織レベルでの応力・ひずみ・変位の変動を求める問題とに分離することができる。すなわち、

$$\int_V \{v\}' [K^H] \{\Delta u\} dV = \int_V \{v\}' [B] \{\Delta s^H\} dV + \int_S \{v\}' \{\Delta T\} dS \quad (2)$$

は試験片あるいは構造要素レベル(領域 V)の弾クリープ変形を求める仮想仕事式となり、一方

$$\int_Y \{v\}' [K] \{c\} dY = \int_Y \{v\}' [A] \{e\} dY \quad (3-1)$$

$$\int_Y \{v\}' [K] \{\Psi\} dY = \int_Y \{v\}' [B] \{\Delta s^c\} dY + \int_S \{v\}' \{\Delta \gamma\} dS \quad (3-2)$$

は材料組織レベル(領域 Y)の弾クリープ変形を求める仮想仕事式を与える。ここに、 K^H は $[K^H] = [B]^t [D^H] [B]$ 、 D^H は等価剛性テンソル、 $\{\Delta\sigma^H\}$ は均質化されたクリープ応力変動、 $[A]$ は作用素、 e はユニットセル Y 上での一様ひずみを与える。式(3)を構成する上で、後述するように、組織の構成相ごとの弾性特性、クリープ特性を必要とし、また表面 S_Y あるいは界面エネルギーに相当する内部力 $\Delta\gamma$ も考慮することができる。一方、式(2)では、変形する組織上で均質化した剛性テンソル D^H 、クリープ初期応力 $\Delta\sigma^H$ などを考慮して、部材としての平均的な力学応答を求めることになる。すなわち、式(2)ならびに(3)を時刻に対して連立して解析を進めることで、組織レベルと部材レベルにおける種々の力学量の時刻暦が求められるとともに、組織の変化を剛性テンソルの変化として捉えることが可能となる。

高温で稼動する実際の構造機器においては、単に変形場のみではなく、温度履歴の変化も大きく高温健全性に影響する。一方、最近の報告^{(5),(6)}にもあるように、高温では粒成長、溶質元素の拡散なども懸念される。マルチレベルモデリングの特徴は、前述した弾クリープ固体の階層化とともに、温度場ならびに拡散場の階層化を考慮し、図-1に示すように変形場-温度場-拡散場の相互作用を記述できる点にある。対象とする課題に応じた階層化、連成化のモデルを構築することで、これまでの実験室レベルの実験データを十分に活用するとともに、新たに必要とする実験データを最小にして、想定される荷重・温度履歴条件下で、種々の損傷メカニズムを考慮した予測解析が可能となる。

ここでは、時間的に変化する組織を部材レベルのマクロな力学物性の変化としてどのように捉えるかを例証する目的で、SUS316L粉末成形体の焼結に伴うヤング率の変化を本方法で予測してみよう。文献^{(8),(11)}に議論されているように、焼結過程にある粉末成形体では、空隙率の変化が主として力学物性に影響する。したがって、焼結過程にある組織のヤング率は、等価剛性テンソ

ルD⁴から予測することができると考えられる。いま、実験では、各気孔率まで焼結した試料の縦波・横波音速を測定することで、ヤング率の気孔率依存性を求めた。解析では、初期粉末平均粒径を考慮して、50 μ m円孔を有する気孔率40%成形体を出発材料とし、焼結に伴う形状収縮を計算して、各気孔率における剛性テンソルを求め、ヤング率を推定した。両者を図-2で比較する。きわめて良好な一致が見られることから、等価剛性テンソルは、組織変化あるいは損傷進展に伴う力学量変化も取り込んだ力学特性値と考えてよいことがわかる。

したがって、均質場理論⁽¹²⁾をさらに拡張して、等価剛性はその寸法に依存しないユニットセルは、組織変化を代表とする微細構造と考えることができる。具体的には、組織写真などから寸法に依存しない等価剛性を有するユニットセルを抽出することで、実組織を反映した組織領域 (Y) とすることが可能となる。

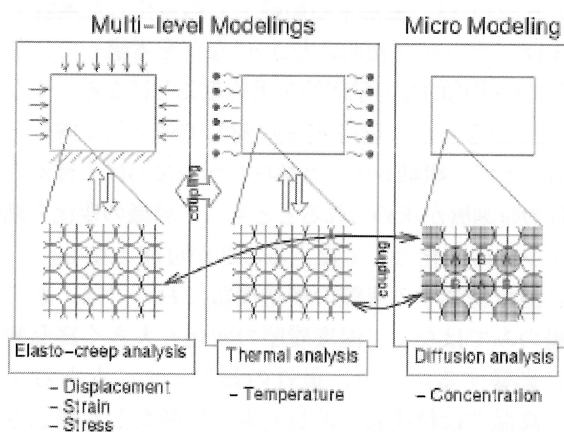


図-1 マルチレベルモデリングによる階層化と連成化の考え方

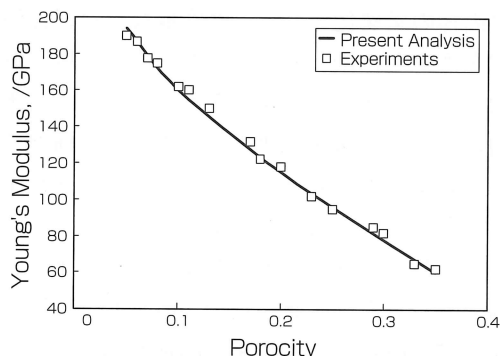


図-2 均質化された剛性テンソルの物理的な意味

3. 実組織を考慮できる材料力学

クリープ変形中のキャビティの発生、成長過程は結

晶の幾何学的構造に大きく依存していると考えられる。したがって、実組織の幾何学的構造を明確に反映したモデル作りが必要不可欠である。しかし、従来の有限要素法では、複雑な幾何学構造の有限要素モデルを作成することはきわめて困難であった。一方、計算機環境は飛躍的に高速化・大容量化が進んでおり、合理的な理論モデルの構築が不可欠である。S.J.Hollister と N.Kikuchi⁽¹³⁾は、従来の手法では数値解析モデルの作成が困難であるような対象に対し、代替手法としてCTスキャナーなどの非破壊検査装置から得たデジタル画像を直接に用いたモデルの作成の概念「イメージベース法」を提案している。この概念は、複雑な形状を持つ産業部品や複雑繊維の応力解析、あるいは実測することの困難な生体骨の界面組織の成長などに適用され、その有効性が示されている。

本研究では、このようなデジタル画像に基づくモデル作成の概念を多結晶金属組織のクリープ挙動におけるキャビティの発生成長モデルに適用し、実験との比較を行いながらその有用性を示すことを目的の一つとしている。以下に実組織からシミュレーションに用いる有限要素作成までの手順をしめす。まず、最初に図-3に示すように、オーステナイト系ステンレスの結晶粒度測定に用いられる標準的方法である、固溶化熱処理法(固溶化熱処理を行った試料を研磨し、電解腐食を実施する)を施した試料のSEM写真を用い、粒界をトレースする。次に、図-4にあるように、トレースした粒界の一部を取り出し、デジタル画像とする。一般にデジタル画像は、色情報などを均等に張られた格子点上で標本化・量子化したもので、可視化のために各格子点から等しい距離にある線で囲まれる微小な要素で定義される。この微小な要素を画素(pixel)と呼び、直交に張られた格子の場合、正方形となる。結晶粒界の幾何学情報は、ある色濃度をしきい値とするonとoffの2値画像に変換すれば、on画素の集合として得られる。この二値化されたデジタル画像から、図-5に示すように、ppm2oofを用いて有限要素メッシュを作成する。ppm2oof⁽¹⁴⁾はアダプティブメッシュ機能(h法)を有しており、領域にあわせて適切なメッシュをきる事が可能となっている。近年のコンピュータハードウェアの進化に伴い、通常の2次元解析では、要素数の増大に伴う計算効率の低下の問題は解消しつつあるが、クリープ、塑性、大変形などを考慮した非線形解析においては、依然として計算時間の

増大が問題となることも少なくない。したがって、領域の重要性にあわせて任意の要素サイズでモデリング可能なアダプティブメッシュ法は、必要不可欠であると考えられる。本解析では、得られた有限要素モデルに、解析に必要な前処理を施し、解析ソルバーとして ANSYS⁽¹⁵⁾ を用いて解析を行っている。以上の過程により実組織のモデリングが可能となった。

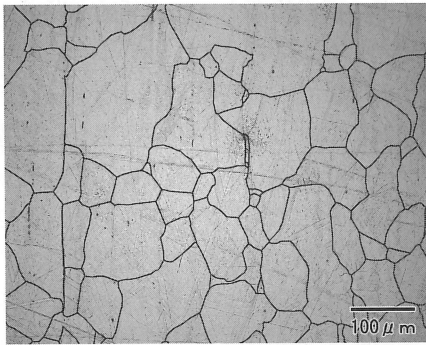


図-3 多結晶材料におけるSEM写真からの粒内領域/粒界の同定

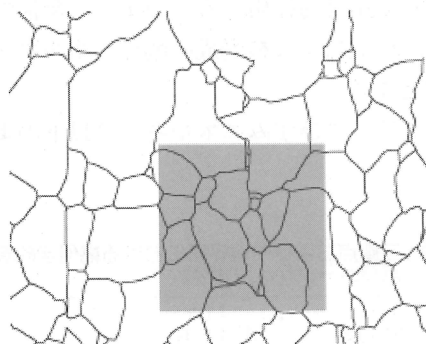


図-4 対象材料の材料組織を代表する客観的なユニットセルモデルの抽出

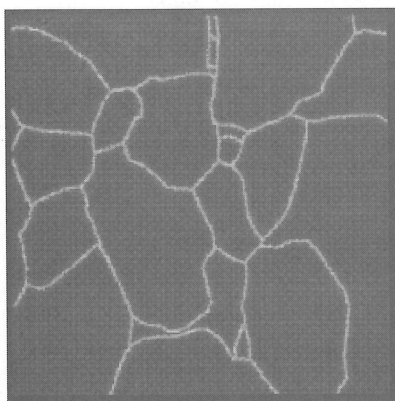


図-5 ユニットセルの自動要素分割、自動領域認識

4. 高温損傷力学

高温における変形では、動的回復や動的再結晶によ

る軟化と変形による加工硬化とが協奏的に進行する。この条件で、外部仕事を与えられなくとも、一定応力または一定荷重のもとでクリープ (creep) 変形が生じる。以下では、一定の応力 (もしくは荷重) の下でのクリープ変形を取り扱う。解析では、粒内変形とともに粒界変形は、 $n \geq 5$ の乗則クリープ式にしたがうものとする^{(16), (17)}。

$$e_e^c = A \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{D_0 G b}{kT} \right) \left(\frac{s_e}{G} \right)^n \exp \left(-\frac{Q_c}{RT} \right) \quad (4)$$

ここに、 b はバーガースベクトル、 d は粒径、 D_0 は頻度パラメータ、 G は剛性率、 k はボルツマン定数、 Q_c はクリープの活性化エネルギー、 R はガス定数、 T は絶対温度であり、 A 、 p 、 n は無次元のパラメータである。金属材料の高温変形では、クリープの活性化エネルギー Q_c は、その金属の自己拡散の活性化エネルギーに等しくなる。したがって、上式においてクリープのべき乗則は拡散機構を表している。すなわち、式(4)は Q_c の代わりに自己拡散の活性化エネルギー Q_{sd} を用いて以下のように書き換えられる。

$$e_{ss}^c = A_2 \exp \left(-\frac{Q_{sd}}{kT} \right) (s_{ss})^{n=5} \quad (5)$$

ここで、添え字 ss は定常状態を表している。これより応力依存項に注目して

$$e_e^c = B s_e^n \quad (6)$$

とさらに書き換えられる。ここで σ_e は相当応力である。 B は $B = A_2 \exp(-Q_{sd}/kT)$ で表される定数となる。また n は応力指数である。これらの値は標準実験データとして与えられる。

材料の破壊プロセスは、外力仕事とエネルギーの急激な開放とのバランスを考えたエネルギー基準に基づいている。連続体力学の観点から、Argon⁽¹⁸⁾が平均応力と有効応力の合計が臨界値に達することによりポイドの形成が生じることを提唱して以来、いくつかの破壊基準が定義されている。クリープ破壊およびクリープポイド形成に関しては、問題はより複雑となる。実験結果に基づく解析では、結晶粒界がポイドの形成・成長に関して、重要な役割を演じていることがわかっている。また、結晶粒界の自己拡散が、ポイドの形成およびクラッキングの駆動力となっていることは広く受け入れられており、負荷応力に対して垂直方向の粒界にポイドが形成され配列していることが、数多くの研究者により報告されている。^{(19), (20)} これらのモ

デルにより、ボイド間隔と粒界の拡散係数 D_b から破壊に至る時間を定量的に計算することが可能となっている。しかしながら、ボイド配列の起源については解明されていない点が多い。Riedel⁽²¹⁾は、応力解析の結果、応力集中はそれほど大きくなく、理論的核形成応力に達している可能性はほとんどありえないとし、ボイド形成の定量的評価への疑問を提示している。Argonらは⁽²²⁾クリープ変形中の金属において、粒界介在物の周辺のみが、ボイド形成に十分な応力が得られるサイトであると主張している。粒界すべりがある程度継続されると、粒界介在物の近傍にボイド形成による応力集中が起こる。しかしこの理論では、実験において三重点と同様、最もボイド形成が起こりやすい場所とされている、外部応力の垂直方向の粒界におけるボイド配列の形成を説明することが出来ない。

上記のように、現時点でもクリープ変形中のボイドの形成メカニズムに関する議論は非常に多岐にわたり、様々な研究者により多種多様なメカニズムが提案されている。本研究では、破壊に至るまでのボイドの成長過程において、粒界の幾何学配置と負荷応力の方向の影響を説明するためにボイドの形成モデルを用いる。ShewmonとAnderson⁽²³⁾は、ボイド形成は臨界形成エネルギーに達した場合に起こるとした。この臨界エネルギーは位置に大きく依存し以下の式で近似できる。

$$G^* \approx \frac{4\gamma_s f(a)}{(S_r + P)^2} \quad (7)$$

この値をそのまま用いるのは困難であるので、ボイド形成過程を記述するために間接的に利用する。ここで、 γ_s は界面エネルギー、 S_r は粒界に垂直な平均応力、 P はボイドの内部ガス圧、 $f(a)$ は幾何学的要素パラメータ、 $f(a)(r^*)^3$ は核形成の臨界体積を与える。図-6に示す通り、ボイドを形成する球状セグメントの曲率半径 r は、粒界におけるボイドの半径 a と関係があり、 $a = r \sin \alpha$ と書ける。したがって a を用いてボイド体積を表すと

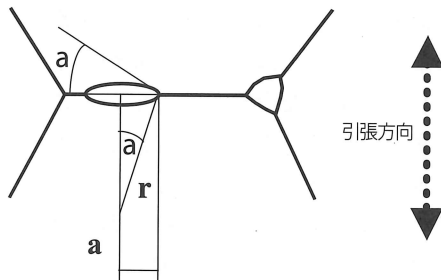


図-6 粒界におけるボイドの形状

$a^3 f_v / \sin^3 \alpha$ となる⁽²¹⁾。平坦な粒界(二つの粒が接する界面)に対する幾何学要素パラメータの値は、 $f(a) \cong f_{v1} = (2p/3)(2 - 3\cos\alpha + \cos^3\alpha)$ である。三重点における幾何学要素パラメータの式はさらに複雑になる⁽²⁴⁾。Clemm⁽²⁴⁾は粒界における臨界核形成エネルギー密度は、粒内に比べ大きくなり、粒内におけるボイドの形成は阻害されると主張した。この理論に従うと、ボイドの形成場所として三重点が好まれる理由をある程度定量的に説明することが可能である。表-1に示す通り、三重点の幾何学要素パラメータ $f(a)$ の値は平坦粒界におけるその値よりも低い値をとり、三重点がボイド形成点となることに対応している。

Riedel⁽²⁵⁾によると、ボイドの初期半径 a は $0.2-1 \mu\text{m}$ である。われわれの実験においては観察された典型的な値は図-7に示されているように、 $2a = 0.46 \mu\text{m}$ であった。核形成臨界エネルギーである G^* の絶対値を決定するのは非常に困難であるので、この値をボイド形成基準として相対的に用いる。つまり、幾何学要素パラメータ f_v の値により核形成の臨界エネルギーを決定することとする。

一方、クリープひずみエネルギーは以下のようにかける⁽²⁶⁾。

表-1 三重点および平坦界面における幾何学的要素パラメータ $f(\alpha)$ の比較。

α	$f(\alpha)$ at the grain boundaries f_{v1}	$f(\alpha)$ at the triple corner f_{v3}	Ratio f_{v1}/f_{v3}
45	0.4864	0.0974	5.0
50	0.7063	0.2164	3.3
55	0.9801	0.4038	2.4
60	1.3090	0.6718	1.9

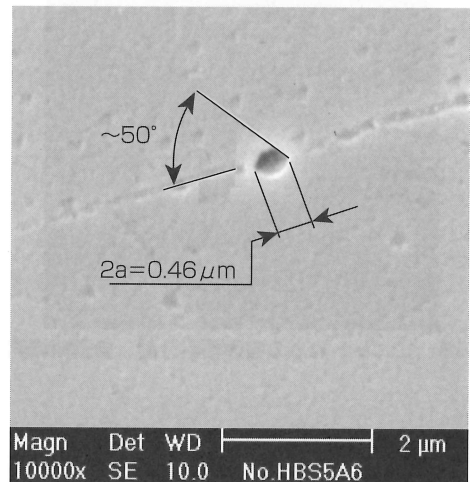


図-7 SUS304ステンレス合金の平坦界面で観察されるボイドのサイズおよび形状(550℃、定常ひずみ:0.5%)

$$W = \int_0^{\epsilon_c} s_e de_c \quad (8)$$

添え字の c はクリープを表しクリープひずみ速度は式(6)に直接従う。式(8)はクリープにおけるクラックの伝達を支配するC*積分⁽²⁷⁾の計算に用いられる。(8)式に基づき、エネルギー密度をポイド形成の臨界エネルギーと比較する。

5. クリープ破断試験シミュレーション

実組織からのシミュレーションを行うために、顕微鏡によって得られた組織写真の粒界をトレースし、デジタル化する。画像の解像度は、430x430 μm²のサイズであり、その後 pm2oof を用いて有限要素を作成する。アダプティブメッシュを用いて要素を作成した結果、粒界領域において、1要素当たり約48×10⁻¹³ m²の面積を持つこととなる。この値は要素が円であると仮定すると半径、390nmに相当する。実験で確認されたポイドの標準的半径300nmに比較すると多少大きいことになる。本研究では、粒界におけるポイドの形成機構を、臨界クリープエネルギー密度の差として表現する。すなわち、ポイド形成のための活性化エネルギーが小さい三重点、外部応力に垂直な界面では臨界エネルギーは小さく、外部応力に水平な界面では、その値は大きいと仮定する。

詳しい値を表-2に示す。この臨界値に達した要素はポイド形成条件を満たしたとして、システムから削除し、その後の計算に含めない。G*の値は実験において全クリープ寿命の25%でポイドが始めて発生することから、これを再現できるように決定した。ポイドの結合、クラックへの形成に関しては、特に仮定を設けず、局所的な応力分布変化、ひずみ速度履歴に応じて、孤立ポイドの合体などが進行する。なお、マルチレベルモデリングはその連成化により種々の拡散現象と変形場との相互作用を扱えるが、本解析では、原子空孔拡散によるポイド成長などは考慮していない。

表-2にしたがって、粒界(三重点、通常界面)を荷重方向との角度によって分類する。この作業を行うために、粒界領域を自動的に探索する機能を開発した。これにより、要素作成前のデジタル画像に対して、三重点、通常界面を指定しておけば、半自動で要素の分類を行うことが可能となった。また計算に用いた諸条件を表-3にまとめる。

表-2 幾何学的要素パラメータと荷重方向となす角による界面要素の分類

ポイド種類	幾何学的要素因子	パラメータ値	幾何学的補正値	核形成エネルギー
三重点A	f _{v3} (45°)	0.0974	2.26-3	G*
三重点B	f _{v3} (50°)	0.2164	1.51-2.25	2.2G*
三重点C	f _{v3} (55°)	0.4038	0.76-1.50	4.1G*
三重点D	f _{v3} (60°)	0.6718	0-0.75	6.9G*
平坦界面	f _{v1} (50°)/sinβ	0.7063		7.2G*

βは荷重方向となす角度、G*：最小臨界エネルギー密度。

表-3 代表的な解析パラメータとその値

解析パラメータ	用いた値
ヤング率(E)	121GPa
ポアソン比(n)	0.3
塑性係数(A)	2.78x10 ⁻¹⁷ MPa ^{-m}
塑性指数	6.56
クリープ係数(B)	4.20x10 ⁻¹⁹ MPa ⁻ⁿ /h
クリープ指数(n)	6.05

一定荷重条件でシミュレーションを行った結果を図-8に示す。各組織は、クリープ寿命で規格化した時間に応じて、ポイド発生—ポイド合体—クラック形成の過程を経て最終破断に向かう。各時刻にける組織の変化と相当応力分布より、損傷進展と応力分布との関連を観察することができる。初期状態では、粒界を含め全組織は均一であるため、応力の集中は起こっておらず、またポイドの形成も見られない。すなわち、組織全体が均一応力状態でクリープ変形する。全クリープ寿命の25%付近において、クリープによるポイドの形成が始まり、ポイドの形成に伴う、応力集中により系がその均質性を失う様子が見られる。ポイドの形成がさらに進展し結合することで系内の応力の不均一性は加速化され、クリープひずみに加えて塑性変形が系の組織変化を支配することとなる。最終的にはポイドの結合に起因するクラック進展により破壊に至る。損傷の進展を評価するため、ポイド領域面積の時間変化を図-9に示す。クリープ寿命に近づくにつれ、ポイド領域が指数関数的に増加していることが見てとれる。

6. 損傷予測

パラメータA法およびTRD 508は、この分野で最も多用される寿命評価法である。TRD (TRD 508) は、クリープ損傷段階の一般的基準を与える。TRDによると、クリープ進展中の材料は0~5まで、6つの段階に分類される。図-10にTRDにおける各段階の基準とそれに対応する組織図を表示す。シミュレーション結果と比較すると、ポイドの形成が開始されるクリープ寿

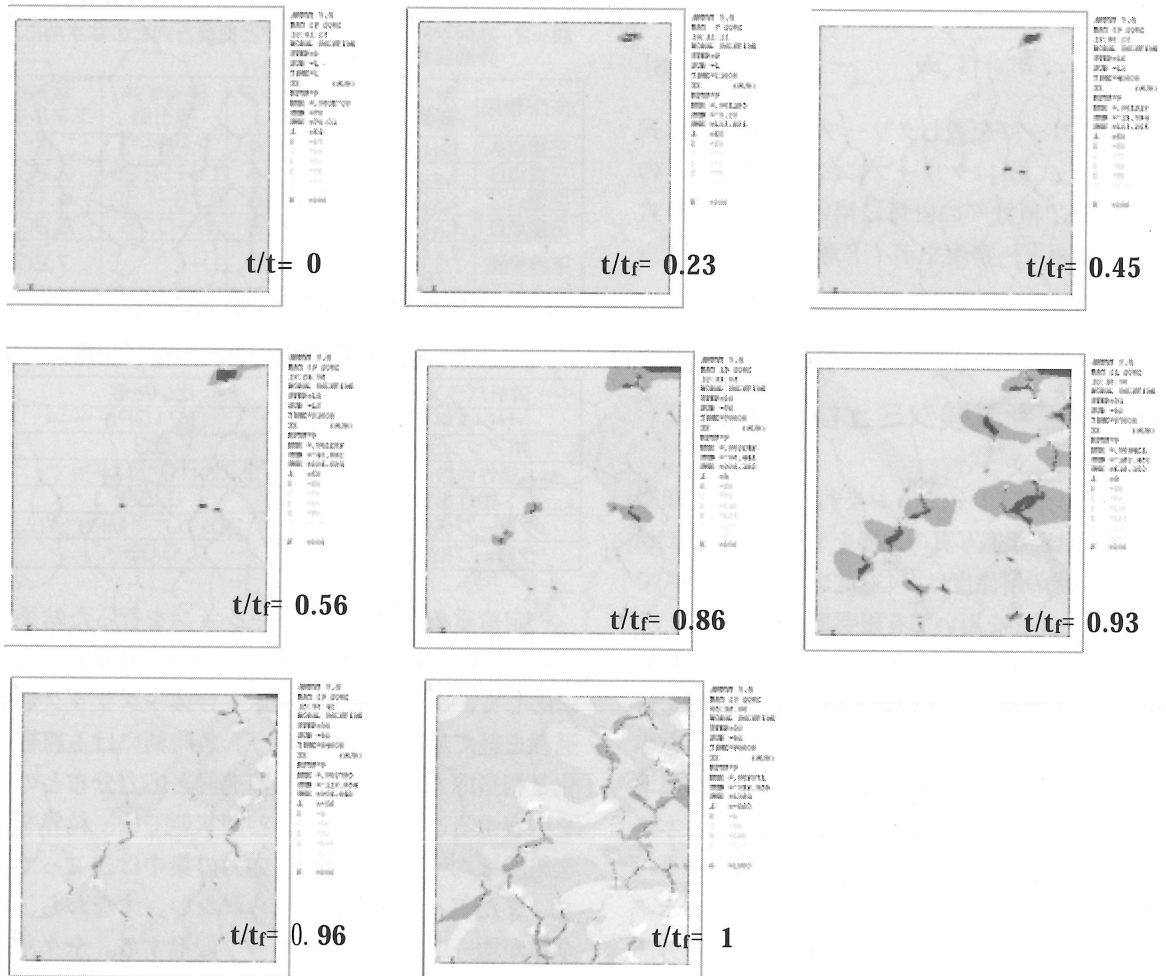


図-8 クリープ変形に伴う組織ならびに相当応力分布の変化。

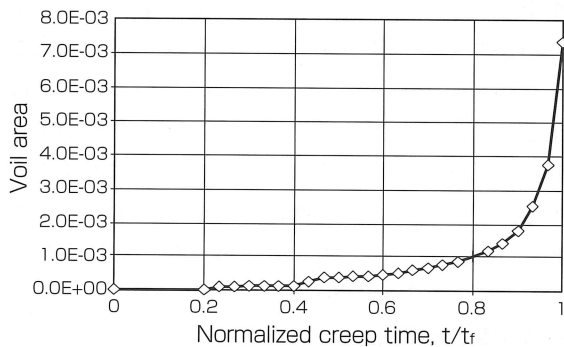


図-9 クリープ変形に伴うボイド領域面積の時間変化

命の25%～30%がTRD508レベル2に相当する。TRD基準によるとこの段階は、クリープ損傷を生じているとはみなされない。さらに、クリープが進展しクリープ寿命の70%程度に達すると、特定界面にボイドの集合が見られるようになる。この範囲はTRD基準で損傷レベル3とされ、マイクロクラックがみられるようになるクリープ寿命の90%は損傷レベル4にあたる。

パラメータAによる寿命評価法を図-11で示す。パラメータAは全粒界に対する、損傷を受けた粒界の割

レベル	組織	評価	シミュレーション
0		組織変化なし	
1		クリープ変形するがボイド形成なし	
2		孤立ボイドなし (TRD508によれば損傷なし)	クリープ寿命の25～30%
3		粒界におけるボイドの集合体形成	クリープ寿命の70～80%
4		ボイドの合体とマイクロクラック形成	クリープ寿命の約90%
5		mmオーダーのクラック形成	クリープ破断時

図-10 TRD法によるボイドの定量的評価

合により与えられる変数である。通常は組織図に応力方向の直線を引くことにより数えることが可能であり、この直線と交差する粒界の数を数えその中で損傷を受けている割合をパラメータAの値とする。シミュレーション結果に対してパラメータA法を用いるためトレース方法の例を図-12に示す。さらに、この値を式(9)に代入することにより寿命の測定が可能である。

$$\frac{t_{rem}}{t_s} = \frac{1}{\{1 - (1 - A)^{n/\lambda}\}} - 1 \quad (9)$$

ここで t_{rem} はクリープ寿命、 t_s は計測に用いた時間である。定数 n はクリープ乗数、 λ は二次ひずみに対する破壊ひずみの割合である。この値を用いて計算した結果を図-13に示す。パラメータA値は、規格化時間が75%を超える時点で、急激に増加することがわかる。

ここでは、前述したように、等価剛性テンソルを用いて、クリープ破断に伴う剛性率の低下に着目し寿命予測を行う。各クリープ損傷を受けた組織は、それぞれの欠陥形成とその上での力学量から、以下の式で求められる剛性テンソルをもつ。

$$D_{ijkl}^H = \frac{1}{|Y|} \int_Y \left(D_{ijkl} - D_{ijmn} \frac{\partial c_m^k}{\partial y_n} \right) dY \quad (10)$$

この式を用いて応力方向の剛性率低下を求める。シミュレーション結果に対して、時間変化に伴う剛性率変化を図-14に、CDM⁽²⁷⁾、FEMによる応力平均の結果と共に示す。なお、縦軸には、 $t=0$ における無損傷の剛性値で除した無次元の剛性率を用いている。従

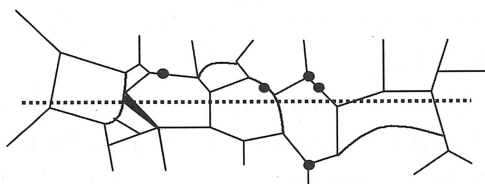


図-11 パラメータA法による評価(全粒界に対する損傷粒界比)ただし、破線は応力負荷方向に平行に引く

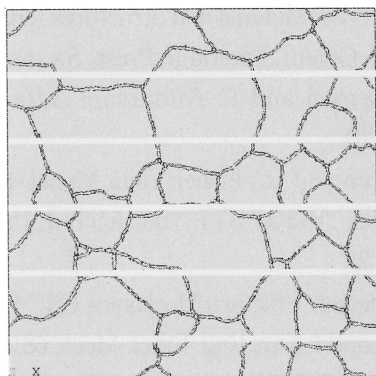


図-12 シミュレーション結果に対して適用したパラメータA値の計算方法

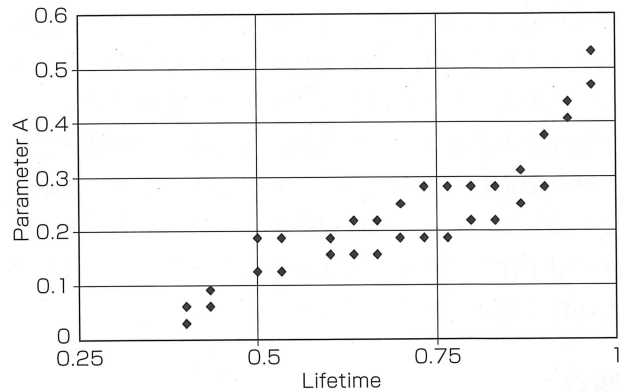


図-13 クリープ変形に伴うパラメータA値の変化

来の損傷度による評価方法では、破断直前でなければ実際の損傷を表現できず、パラメータA値の時間変化に対応しない。式(10)により、多軸応力状態で進行する損傷に関しても、適切な損傷指標を与える。

7. 結言

マルチレベルモデリングでは、部品・構造体レベルの力学応答と組織レベルの力学応答とを階層化し、かつ変形場—温度場—拡散場を適当なレベル間で連成化することで、現象を支配する複数のメカニズムを統合的に記述することが可能となる。今後、クリープ実験データ、クリープ疲労データなど、これまで蓄積されたデータを集約しながら、実組織モデル上で作動する合理的な高温変形マイクロメカニクスを構築し、統一的なフレームの上で稼動するシミュレーション手法を確立し、新しい保全工学への寄与を果たしたい。

現行のマルチレベルモデリングでは、組織レベルで

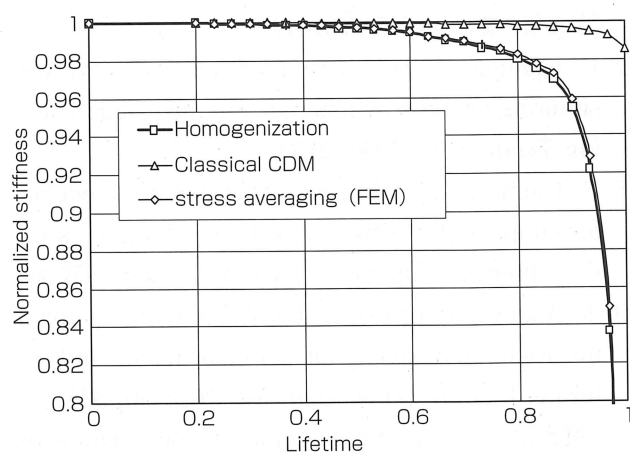


図-14 クリープ変形に伴う規格化剛性率の時間変化

の材料応答は構成関係に基づいて考慮しており、比較的大きな材質変化・組織変化を考慮しなければならない、高温あるいは過酷な使用環境での機器保全では、溶質元素の濃度変化、粒界偏析など種々の材料科学的考察を加えねばならない。この点に関しては、文献⁽²³⁾でも論じているように、組織形成を自由エネルギー密度の最小化で記述する方法を拡張することで、新しい方向性を提示できると考えている。

謝辞

本研究を進めるにあたって、当時客員研究員であったYunan Prawoto博士の協力を得た。ここに深謝する。本研究の一部は、核燃料サイクル機構との共同研究として実施された。

参考文献

1. 宮健三、安藤良夫：原子力構造工学。培風館(1979)。
2. 日本AEM学会：電磁破壊力学を応用した劣化・損傷の非破壊評価技術に関する調査研究分科会報告書。JSAEM-R-99/3(2000)。
3. 例えば、日本材料学会：高温クリープ疲労寿命評価法およびそれに基づく余寿命評価法の現状と課題(寿命・余寿命評価法検討作業グループ)(2000)。
4. 青砥、和田：Mod.9Cr-1Mo(NT)鋼のクリープ疲労評価。材料。44(496)(1995)23-28。
5. M. Asano, J. Fukakura and M. Kikuchi: Failure assessment curves for pressure vessel. Proc. 8th Japanese-German Joint Seminar(2001)33-42.
6. 緒方：2.25Cr-1Mo鋼のクリープ疲労条件下のキャビティ成長挙動とシミュレーション。日本機械学会論文集A編。68-665(2001)74-81。
7. F. Tsumori, T. Aizawa and J. Kihara: Elasto-creep sintering analysis by macro-micro modeling. Sintering Technology.(1996)29-36.
8. F. Tsumori and T. Aizawa: Macro-micro modeling for coupled elasto-creep and thermal analyses under sintering. Mater. Sci. Engg. A 285(2000)357-362.
9. T. Aizawa, Y. Prawoto and F. Tsumori: Coupled, macro-micro modeling for hot deformation and sintering. J. Comp. Appl. Math. 149(2002)307-324.
10. 例えば、X. Wu and N. Ohno: A homogenization theory for time-dependent nonlinear composites with periodic internal structure. Int. J. Solids Struct. 36(1999)4991-5012.
11. F. Tsumori, T. Aizawa and J. Kihara: Evaluation of pressurizing effects on the sintering process by coupled macro-micro modeling. Jpn. J. Powder Metall. 43(1996)1165-1170.
12. A. Bensoussan, et al: Asymptotic analysis for periodic structures. North-Holland(1978).
13. S.J. Hollister, J.M. Brennan and N. Kikuchi: Homogenization sampling procedure for calculating trabecular bone effective stiffness and tissue level stress, Journal of Biomechanics. 27 [4](1994)433-444.
14. W.C. Carter, S.A. Langer, E.R. Fuller, OOF Manual, NISTIR 6256(1998, 11).
15. ANSYS, Inc., Theory Reference -- ANSYS Release 6.0, Canonsburg, PA.(2000).
16. W.D. Nix, B. Ilshner: Strength of metals and alloys (P. Haasen and V. Gerold, Eds.)Oxford, Pergamon press.(1980)1503.
17. H.J. Frost and M.E. Ashby: Deformation mechanisms maps, the plasticity and creep of metals and ceramics. Oxford, Pergamon press.(1982).
18. A.S. Argon, J. Im and N.R. Moody: Metall. Trans. 6A(1975)825-831.
19. M.W. Vanderburg, G. Vander and R.C. Brouwer: Acta Metall. 44(1996)505-511.
20. E.D. Giessen and V. Tvergaard: Mech. Mater. 77(1997)47-51.
21. H. Riedel: Material Science Technology, Vol. 6(ed. R. W. Cahn, P. Haasen and E.J. Cramer) VCH Verlag, New York,(1993)565.
22. A.S. Argon: Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Material and Structures.(ed. B. Wilshire and D.R.J. Owen). Pineridge Press, Swansea (1982)1.
23. P. Shewmon and P. Anderson: Acta Mater, 46(1998)4861.
24. P.J. Clemm and J.C. Fisher: Acta Metall, 43(1995)70.
25. H. Riedel: ASTM STP 700, ASTM, Philadelphia (1980)112.
26. T.R. Anderson: Fracture Mechanics. CRC Press.(1995).
27. A. Hahn and I. Kim: Eng. Fract. Mech. 68(2001)35-41.
28. 相澤龍彦、諏訪嘉宏：第8回計算工学会講演論文集(2003, 5)。(平成15年5月6日)