

《小特集》

金属材料の経年変化と寿命予測

八 木 晃 一*阿 部 富士雄*

ABSTRACT Creep behaviour of metallic materials at high temperature is introduced. Micro-structure of the materials changes with ageing at high temperature. Because creep strength mechanisms depend on the micro-structure, the creep deformation is directly affected by such as micro-structural changes, and the fracture aspect is also changed. Therefore, life prediction should be made by taking account of micro-structural change and fracture mechanism change. However, the micro-structural changes of engineering heat-resistant steels and alloys are very complicated, and the creep deformation and fracture behaviour is also complicated depending on the micro-structural changes. The development of simulation technology is desired at high temperature strength research field in order to understand the dynamic relationship between micro-structure change, creep deformation and fracture.

1. はじめに

最近、二酸化炭素による温暖化などの地球規模での環境問題がクローズアップされるようになり、環境への負荷の低減を視野にいれ、エネルギーや資源利用の効率向上を目指す技術開発が一段と活発化しつつある¹⁾。一方、経済社会の成熟化と関わって社会インフラとしての設備の老朽化も進みつつある²⁾。大型の社会インフラの設備は一度設置されると経済的また社会的に簡単には取り替えることが困難で、必然的に寿命延長などの長寿命化が求められる。このように構造物や機器に使用される材料の使用環境はますます過酷になっており、安全の確保や信頼性の向上が重要な課題となっている。

構造物や機器に使用される構造材料は繰り返し荷重の作用による疲労や湿潤環境下での腐食などの様々な力学的また化学的な外因に曝され、時間に依存して材料特性が低下し、破壊や破損に至る。金属材料が高温荷重下に曝されるとミクロ金属組織が変化し、クリープ損傷が発生し、最終的に破壊に至る現象が見られる。

本稿では著者の専門である高温での金属材料の強度、特にクリープを通して金属材料の経年変化、それによる強度特性への影響を述べるとともに、ミクロ組

織変化とクリープ変形や破壊との関係をダイナミックスに扱う研究が期待されており、その際にはシミュレーション技術の寄与が大いに期待されていることを述べたい。

2. 高温クリープとは

金属材料に荷重をかけると弾性変形が生じ、さらに荷重の大きさを増すと塑性変形が現れる。しかし高温下では、弾性変形しか生じない低い荷重でも、荷重をかけておくと時間とともに塑性変形が徐々に生じてくる。このような時間に依存して発生する変形をクリープという。クリープ現象は、一般に金属材料の絶対温度で表した融点の1/2以上の温度で見られる。鉛では常温でもクリープが認められるが、通常の鉄鋼材料では400~500°C以上の高温でクリープが問題となる。このため、火力発電用ボイラー、タービン、航空機エンジン、高速増殖炉などの高温部品として使用される部材の設計でクリープが重要な検討項目となる。

図1は高温で金属材料に引張荷重を負荷したときのクリープ変形の様子を模式的に示したものである。引張荷重を負荷すると瞬間ひずみが生じ、その後ひずみ速度を減少させながらひずみは徐々に増加する。ひずみ速度が最小値（最小クリープ速度）に達した後、ひずみ速度は増加に転じ、加速して破壊に至る。これらの3つの段階はそれぞれ遷移クリープ、定常クリープ、加速クリープと呼ばれている。変形は転位と呼ばれる結晶の乱れが結晶内を移動することによって生ずる。純金属などの単純な材料の遷移クリープは外力の

Ageing and Life Prediction of Metallic Materials. By Koichi Yagi and Fujio Abe (Environmental Performance Division, National Research Institute for Metals).

*金属材料技術研究所環境性能研究部

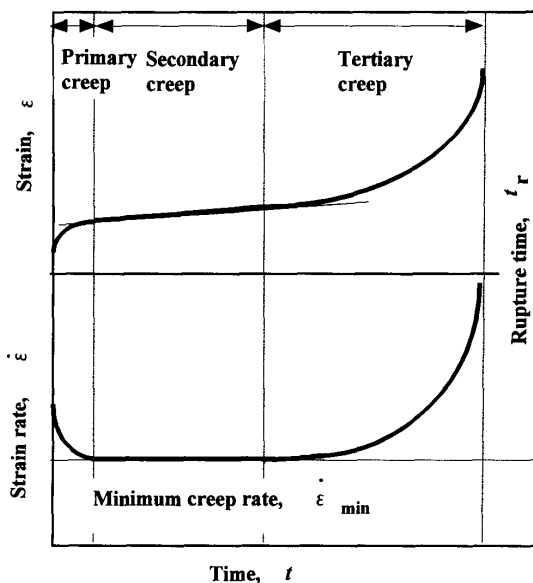


図1 クリープ変形の模式図

負荷による加工硬化の段階で転位の増殖期に対応する。転位密度がある程度まで増加すると動的回復が生じるようになり、転位密度が一定に保たれ、加工硬化と動的回復が釣り合った状態になる。これが定常クリープである。加速クリープでは回復がより進み、材料に局所的な収縮が生じ、破壊に至る。この段階では破壊の起点としてのマイクロき裂の発生もみられる。クリープによる材料の変形は転位の発生から消滅に至る間のすべり運動によってまかなわれるが、転位がそのひずみをかせぐに要した時間のほとんどは上昇運動のために費やされているといわれている³⁾。通常、工業用金属材料は多くの結晶粒で構成されている上に、金属組織は高温で変化する。多結晶金属材料でのクリープ変形は結晶粒自身（マトリックス）の変形とともに結晶粒界での粒界すべりも関与する。このため、工業用金属材料のクリープ変形のメカニズムは純金属よりもさらに複雑である。

金属材料のクリープに対する強化は上に述べたように変形の原因である転位の運動を阻止することによってなされる。すなわち、耐熱鋼や耐熱合金では、微細な粒子を析出させることによって転位の動きを妨げたり（析出強化）、大きさの違う原子を結晶中にとけ込ませることによって結晶を歪ませ、転位の動きを妨げたり（固溶強化）、過度な塑性変形を与えて転位密度を増加させ、転位同士を絡ませて固着させる（加工硬化）などの強化策が図られている。また、結晶粒界のすべりに対しては粒界のジグザグ化による粒界すべり

の阻止、さらに粒界すべりの基になる粒界の消去（一方向凝固組織化や単結晶化）などの結晶粒界制御も図られている。

クリープが問題となるボイラ、タービン、圧力容器などの大型構造物や機器は30～40年使用されるが、それらに使用される部材の設計は10万時間でクリープ破壊する応力をもとになされる。このため、設計許容応力を求めるためには長時間クリープ試験が必要とされる。金属材料技術研究所では昭和41年から40材種を超える国産耐熱金属材料について10万時間破断データを含むデータシート作成事業に着手し⁴⁾、現在までに41材種、102冊を刊行し（その内、10万時間のデータが記載されているB版は23冊）、設計基準における許容応力の設定、余寿命予測のための参照、新材料開発の基盤などに役立っている。現在では世界的に継続・実施されているこのような系統的で総合的な活動はなく、金属材料技術研究所の長時間クリープデータシート活動は世界中から期待されている。ここでは、この活動から得られた研究成果をもとにクリープによる経年変化と寿命について述べる。

3. 高温での金属組織の変化

図2はSUS316ステンレス鋼を種々の応力でクリープ試験し、その結果をクリープ速度と時間との関係で示したものである⁵⁾。高応力の場合は時間の経過とともにクリープ速度が低下し、最小値を示した後加速に転じており、図1に模式的に示した一般的なクリープ変形の挙動と同じであるが、低応力では極小値が最小クリープ速度以外に見られる。このことから、工業用金属材料が実際に使用される条件のクリープ変形挙動については図1に示したような単純な理解では不十分であることがわかる。

工業用耐熱金属材料は製造の過程で先に示した強化機構が働くように造り込まれる。しかし、このように造り込まれた金属組織は熱力学的に不安定であり、高温クリープ中に自由エネルギーが減少する方向、すなわち析出物が凝集・粗大化し、強化機構が解体される方向に進む。図3はフェライト系低合金鋼の高温下で見られる典型的なマイクロ組織変化の様子を示す。フェライト系低合金鋼の金属組織は炭化物が層状になったパーライト部とフェライト部からなることが多い。高温時効の初期にフェライト中に細かな炭化物が析出するが、その後時間の経過とともにパーライト中の炭化物は崩れ始め、フェライト中の炭化物も成長する。また粒界には炭化物も析出してくる。さらに時間が経過

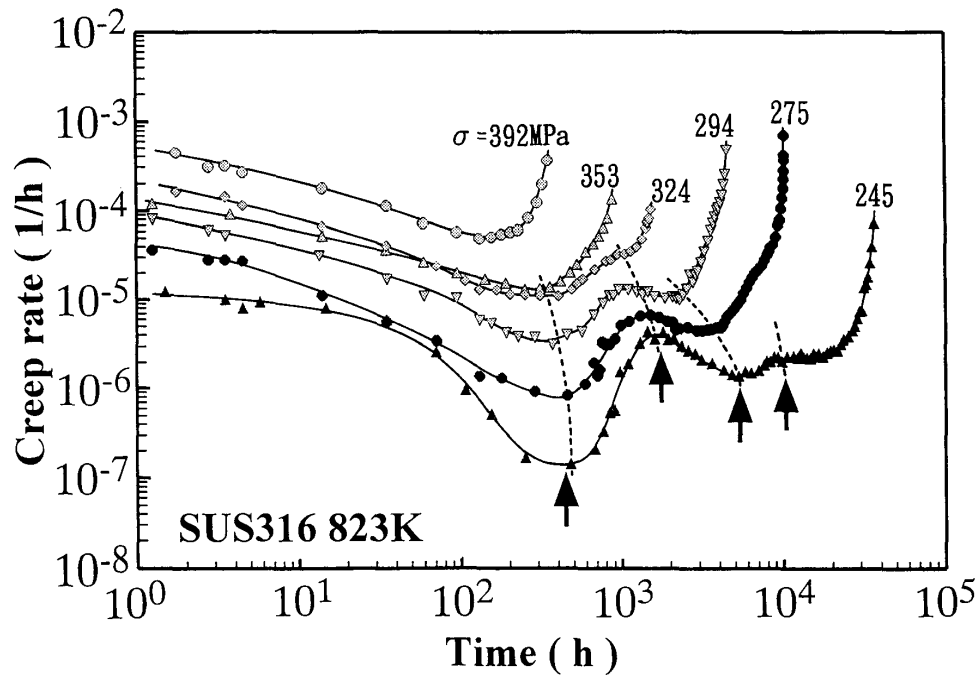


図2 SUS316ステンレス鋼のクリープ変形挙動

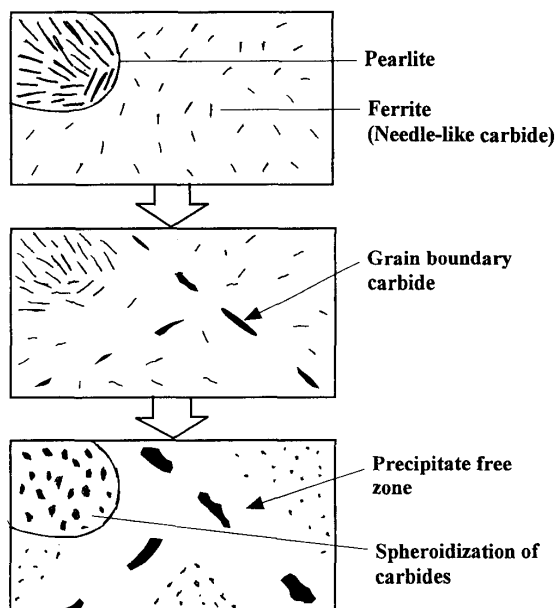


図3 フェライト系低合金鋼のマイクロ組織変化の模式図

すると、パーライト部の層状組織は完全に崩れ、炭化物は球状化する。また結晶粒界の炭化物は凝集・粗大化し、結晶粒界近傍には炭化物などの析出物がみられない無析出帯が現出する。

このように高温下ではマイクロ組織の様相が時間とともに変化していくが、析出する析出物の種類も時間や

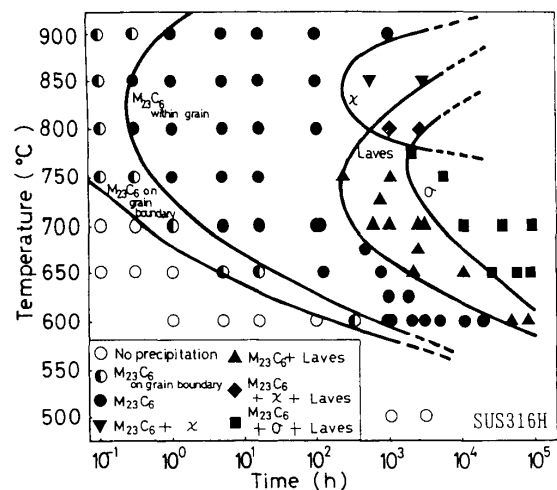


図4 SUS316ステンレス鋼の時間・温度・析出図

温度によって変化する。図4はその析出物の変化を示す時間-温度-析出図（TTP図、Time-Temperature-Precipitation）の一例である⁶⁾。この図から SUS316 ステンレス鋼の場合、700°C 近傍では直ちに炭化物 ($M_{23}C_6$) が析出し、数1000 h ほどすると σ 相と呼ばれる金属間化合物が析出する。やや温度が高い場合には χ 相と呼ばれる金属間化合物も析出して来る。この図をみると、析出物の開始の境界はC字状になっており、それぞれの析出物毎に特定の温度で最も早く

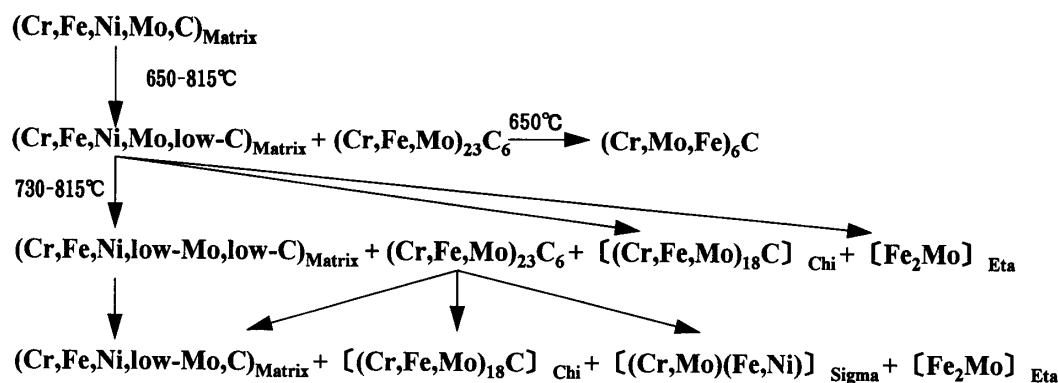


図5 316ステンレス鋼の時効による相反応の模式図

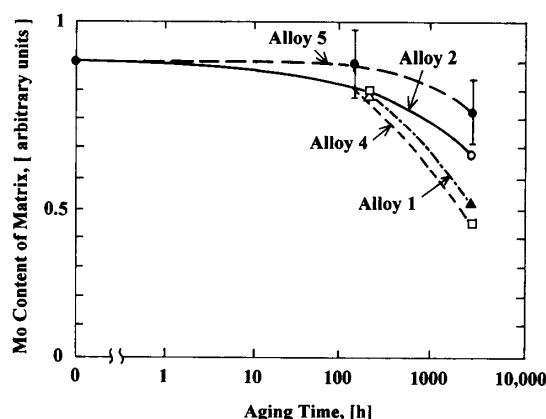


図6 316L 及び316ステンレス鋼の時効に伴うマトリックス中の固溶 Mo 量の減少

析出が始まり、その温度以上でもまた以下でも析出の開始は遅くなっている。このことから温度を上昇させてマイクロ組織の現出を加速するには限界があることがわかる。

図5は316ステンレス鋼で析出する析出物の相変化の系統図である⁷⁾。析出物はマトリックス中から忽然と発生するのではなく、炭化物 (M_{23}C_6) 中の金属元素成分の分配率が変化し、炭素をマトリックス中に放出することによって σ 相や χ 相に変化している。このように時効に伴って析出物はマトリックスと元素のやり取りをしながら相変化し、また凝集・粗大化もしていく。この結果、マトリックス中の元素濃度も変化する。図6は316ステンレス鋼でマトリックス中に固溶されている Mo 量が時効時間とともに炭化物や金属間化合物として析出したために減少していることを示す⁷⁾。

以上はマイクロ組織変化でみられる典型的な例を示したが、工業用耐熱金属材料を高温中で時効していると

時間とともに様々な析出物が現れては消え、また凝集・粗大化する。析出物の凝集・粗大化は析出強化能力を低下させ、また無析出帯の現出は粒界近傍での変形を容易にさせる。さらに析出物の増大はマトリックス中の固溶元素濃度を変化させ、固溶強化を低減させる。このように長時間時効下では様々なマイクロ組織変化が重畳して生じ、その影響を受けてクリープ変形を支配する要因が変化する。この結果、図1に示すようなたくさんの極小値を持つクリープ変形挙動が現れたものと思われる。

4. 実用耐熱鋼のクリープ変形挙動

このようにマイクロ組織が変化する工業用耐熱金属材料のクリープ変形と寿命との関係はどのようになっているのであろうか。1Cr-0.5Mo 鋼の解析結果⁸⁾を例に述べたい。図7は1Cr-0.5Mo 鋼のクリープ破断試験結果である。773 K での応力-破断時間曲線は長時間になるほど下向きに低下しているが、823 K 及び873 K では途中で応力-破断時間曲線が逆ぞりに屈曲しており、いわゆる逆 S 字曲線を示している。このような屈曲はフェライト系低合金鋼でよくみられる。そこで、この現象とクリープ変形との関連を検討してみたい。

クリープ変形の解析にあたってはクリープ曲線を定量化することが必要である。この研究では修正 θ 法を用いてクリープ曲線の表現を試み、その特徴を抽出した。修正 θ 法ではクリープ曲線は次式で表現される；

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + A(1 - \exp(-\alpha t)) + B(\exp(\alpha t) - 1) \quad (1)$$

ここで、 ε はひずみ、 t は時間、 ε_0 、 A 、 B 、 α は(1)式をクリープ曲線に最もうまく当てはめたときに求められる定数である。図8は実験結果に(1)式を適用し表現

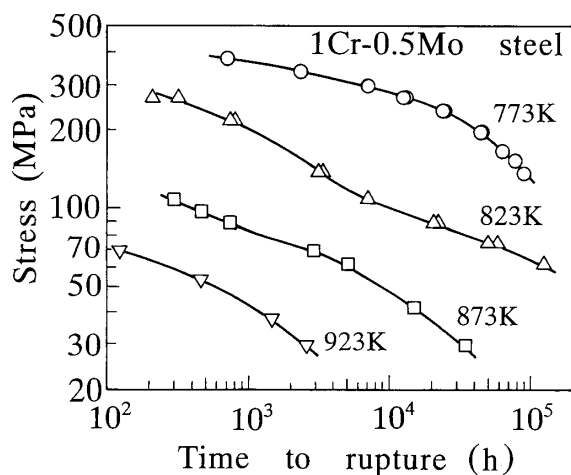


図7 1Cr-0.5Mo 鋼のクリープ破断強度

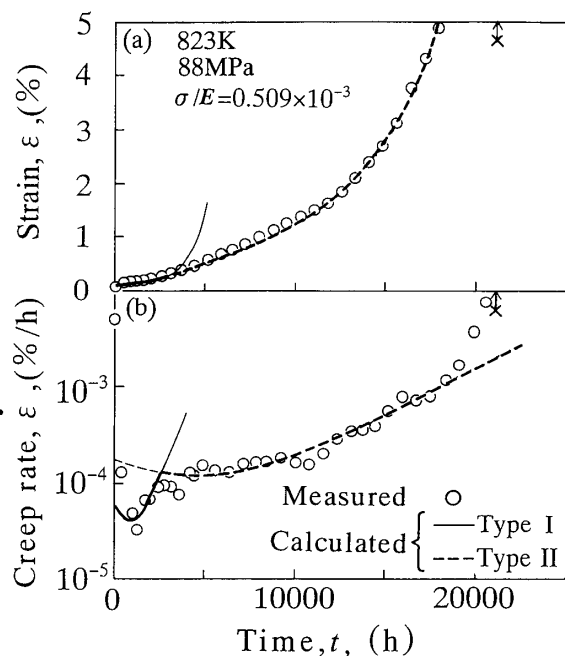


図8 修正θ法で予測したクリープ曲線と実験結果との比較

した場合の当てはまり具合を示したものである。クリープ速度と時間との関係を見ると、クリープ曲線は2つの部分から構成されていることが見て取れる。このことから、クリープ曲線を前半部分と後半部分に分け、それぞれに対して修正θ法を適用して解析し、パラメータ値を求めた。得られたパラメータの温度・応力依存性の関係式を使って823 Kでのクリープ変形挙動をシミュレーションした。結果を図9に示す。計算は3水準の応力について行った。それぞれの応力毎に

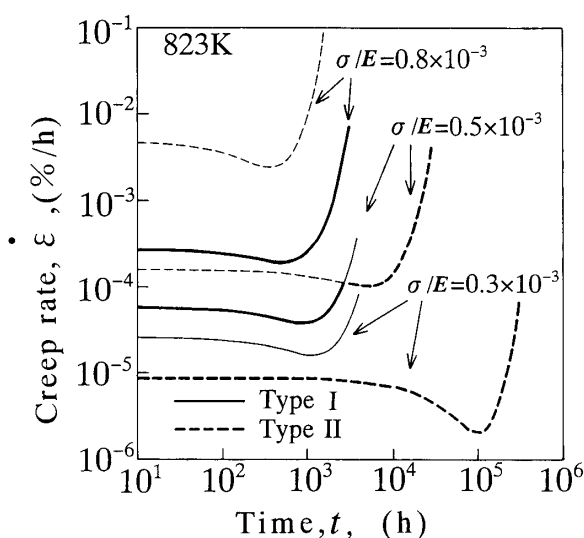


図9 823 Kでの1Cr-0.5Mo 鋼のクリープ変形挙動の応力依存性

Type I, すなわち低温・高応力側での変形を表す関係及び Type II, すなわち高温・低応力側での変形を表す関係を用いて計算し、クリープ速度-時間曲線を求めた。この場合、Type I, Type II の2つの過程のうち、クリープ速度の低い方が実際のクリープ変形を担っている。図9の $\sigma/E=0.5 \times 10^{-3}$ の計算曲線を図8の結果を良く表現している。このように、高応力では Type I がクリープ変形と寿命（クリープ速度が無限大になる時間）を支配し、低応力では逆に Type II がクリープ変形と寿命とを支配しており、中間の応力レベルでは最小クリープ速度が現れるクリープ変形段階は Type I が、そして寿命は Type II が支配しており、クリープ変形挙動の支配因子が時間とともに変化していくことがわかる。

次に、これらの解析結果を基に破断寿命の予測を行った。この場合、ひずみが30%になった時間を破断寿命とした。解析の結果を実験結果とともに図10に示す。図中で塗りつぶしたデータポイントはクリープ曲線の解析に使用した試験条件のものである。予測は実験結果と良く一致しており、低温・高応力での破断寿命は Type I の変形機構によって支配され、高温・低応力では Type II の変形機構によって支配されている。そして、応力・破断時間曲線の逆S字は変形を支配している因子の Type I から Type II への変化に伴って現出したものであった。

クリープ試験結果の整理の方法の一つとして、最小クリープ速度と破断時間との関係を求めることがあ

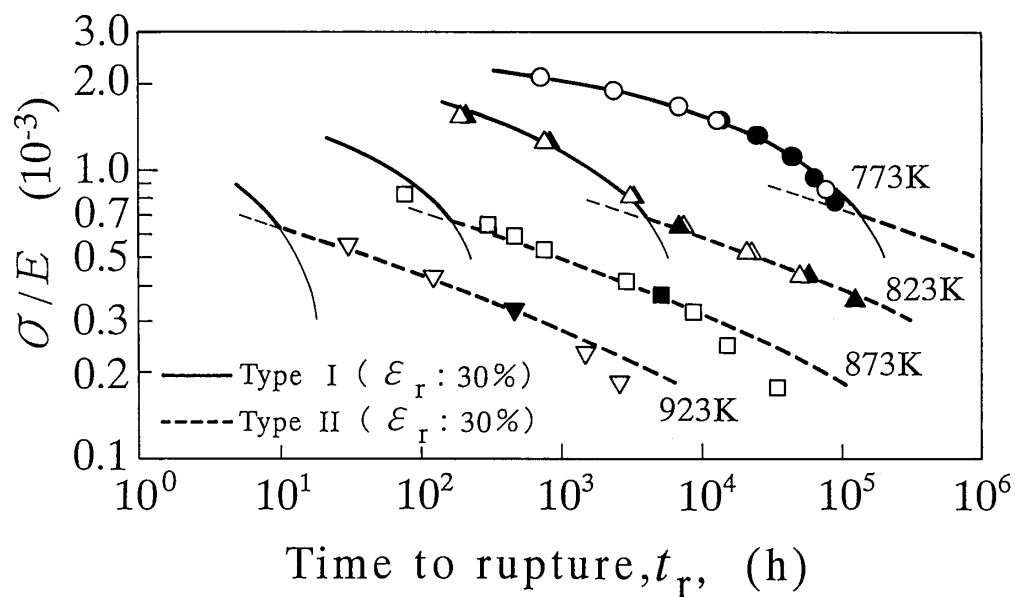


図10 1Cr-0.5Mo 鋼のクリープ破断強度の予測曲線と実験値との比較

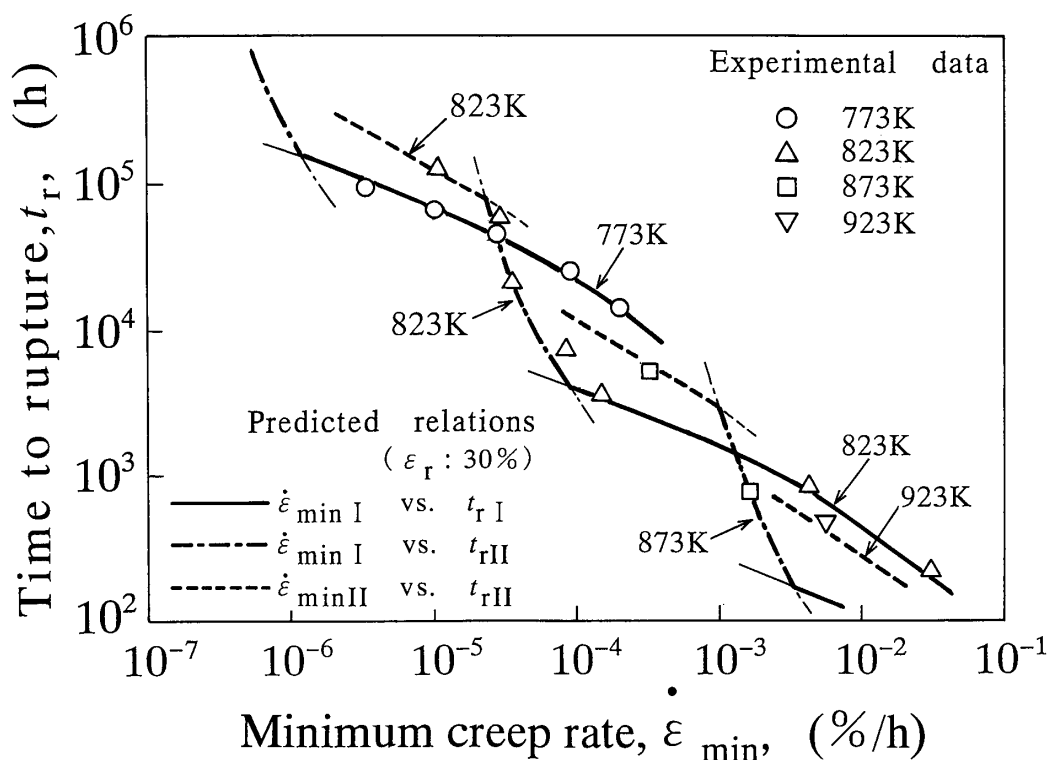


図11 1Cr-0.5Mo 鋼の最小クリープ速度と破断時間との関係

る。この両者を対数グラフ上に示すと直線関係になり、Monkman-Grant の関係として知られている。本実験結果の最小クリープ速度と破断時間との関係を図11に示す。両値の間にはほぼ相関はあるもののかなりばらつきが見られる。従来、このばらつきはクリープ破断

延性に起因するとされ、破断延性値が低いものほど同じ最小クリープ速度の場合、破断時間が短い側に来るとされている。しかし、本供試材料のクリープ破断延性値は小さくなく、図のばらつきを破断延性からは説明できない。図9で最小クリープ速度と破断時間を支

配する変形機構が試験条件によって変化することを示した。そこで、それぞれの変形機構に基づいて予測される最小クリープ速度と破断時間との関係を求めてみた。予測結果を図11に曲線で示す。予測した関係と実験結果とはぴったり一致し、本供試材料の場合の Monkman-Grant 関係のばらつきは最小クリープ速度と破断時間とを支配する変形機構が変化するためであった。2.25Cr-1Mo 鋼の場合にもこの関係で長時間側にばらつきがみられたが、それも同じ原因であった⁹⁾。このことから、Monkman-Grant の関係についてそのばらつきの要因を変形機構の観点から見直すことが今後必要であると思われる。

5. クリープ破壊の形態

フェライト系低合金鋼は、一部の例外はあるが（例えば Mo 鋼¹⁰⁾）、多くの場合に破断寿命は変形に支配される。しかし、オーステナイト鋼では長時間側で破断延性値が極めて小さくなり（数%以下）、破断寿命は破断延性値の影響を受ける。この破断延性値の低下は破壊の機構が粒内破壊から粒界破壊へ変化するためである。粒界破壊の様相をさらに詳細に調べてみると試験条件によって違いがみられる（図12）。比較的高応力で、結晶粒界に析出物が析出していない条件（低温・短時間）では、粒界すべりが集中する粒界3重点にくさび型き裂が発生し、それが成長して破壊に至っている。一方、高温・低応力・長時間では結晶粒界に析出した炭化物や金属間化合物とマトリックスとの界面にキャビティが生成し、それが成長し、相互に連結してマイクロき裂を形成し、破壊に至っている。

図13は SUS304 ステンレス鋼のクリープ破断試験した試験片について破壊様式を調べ、応力-破断時間曲線上にマッピングしたものである¹¹⁾。低温・高応力・

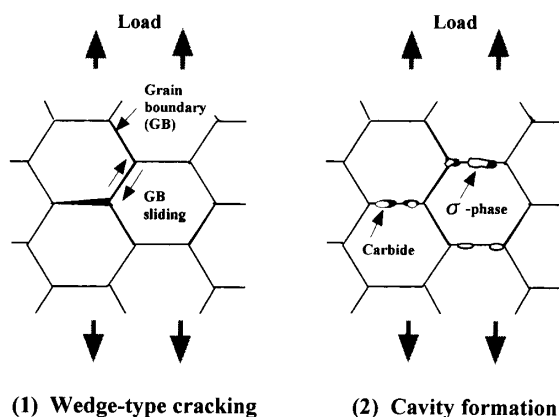


図12 クリープにおける粒界破壊の様式の模式図

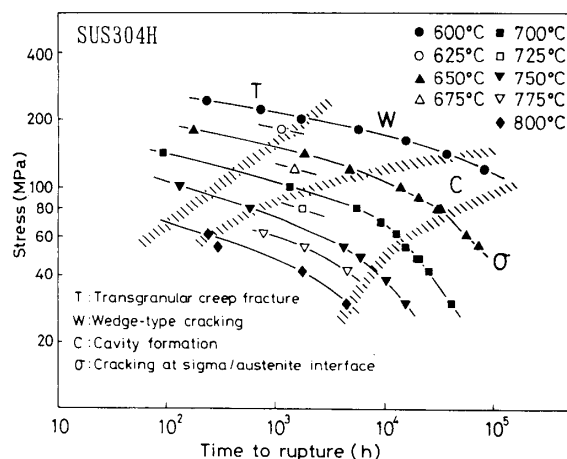


図13 SUS304 ステンレス鋼のクリープ破壊機構図

短時間側では粒内破壊、温度が上昇し、応力が低下し、長時間になるに従い、くさび型き裂による粒界破壊、炭化物とマトリックスとの界面へのキャビティ形成による粒界破壊、そして金属間化合物 σ 相とマトリックスとの界面の割れによる粒界破壊へと破壊様式が変化している。これらの破壊様式の変化はマイクロ組織変化の影響を受けたためである。このことからマイクロ組織が様々に変化する実用耐熱鋼ではマイクロ組織変化と破壊機構との関係を明確にしておく必要がある。例えば、実用オーステナイト耐熱鋼が実機で使用される条件での破壊機構は σ 相界面割れによる粒界破壊であることが図13からわかるので、実機条件での寿命を予測する場合には σ 相の析出とその界面割れに着目して検討を進めることが重要である。

6. 寿命予測

長時間クリープ試験を実施することは、大規模な施設・設備と多大の労力を要し、莫大なコストがかかる。このため、長時間試験をせずに、短時間クリープ試験の結果から長時間寿命を推定するためのさまざまな方法が提案されている。その代表的なものは TTP (Time-Temperature-Parameter, 時間-温度パラメータ) 法であり、TTP 値 (P) が応力 (S) の関数で表されるというものである；

$$P = f(t_R, T) = g(S) \quad (2)$$

ここで、 t_R は破断時間、 T は温度である。温度と破断時間のパラメータ ($P = f(t_R, T)$) はこれまで種々のものが提案されてきているが、以下のものが代表的である；

$$\text{Larson-Miller: } P = T(C + \log t_R) \quad (3)$$

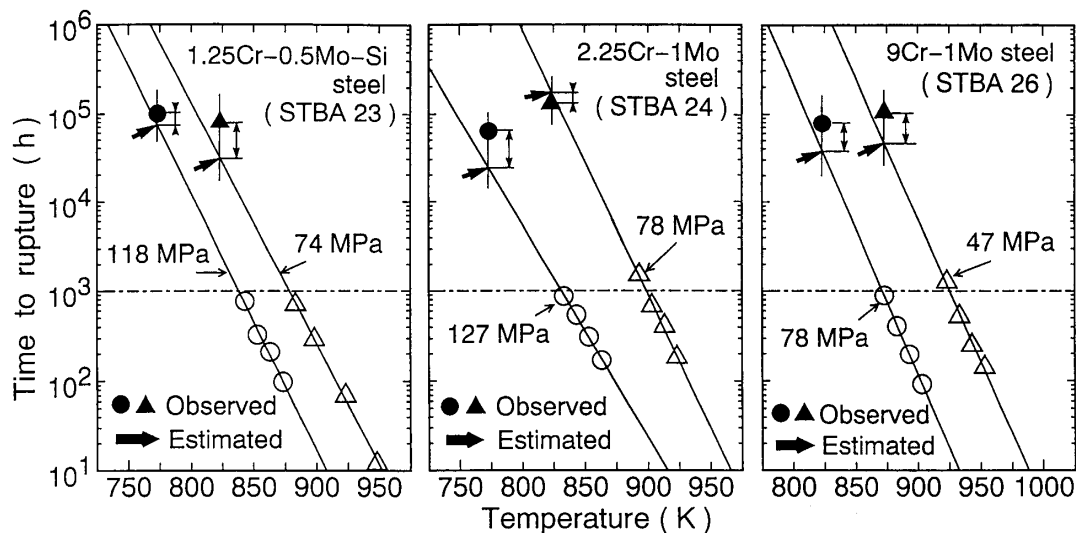


図14 フェライト系耐熱鋼の Iso-stress 法による長時間クリープ破断寿命の予測

$$\text{Orr-Sherby-Dorn: } P = \log t_R - Q/RT \quad (4)$$

$$\text{Manson-Haferd: } P = (\log t_R - Y_a)/(T - T_a) \quad (5)$$

ここで、 C, Q, R, Y_a, T_a はクリープ破断データに(2)式をベストフィットさせようとして求められる定数である。

TTP 法では短時間クリープ試験から得られた情報をもとに1つまたは2つの定数をもつパラメータによって特徴を表現し、長時間寿命を推定しようとしていることから、実用耐熱鋼のようにマイクロ組織が複雑に変化し、それに伴ってクリープ変形や破壊の様相が影響を受ける場合には無理がある。このため、クリープ破壊機構や化学成分の情報を反映できるようにして長時間外挿すべきであるとの指摘もされている¹²⁾。そのような中で、上記手法の一つの方法として荷重条件を推定する条件と合わせて、温度のみを加速させる Iso-stress 法が比較的有効であると指摘されている。図14は、3種類のフェライト鋼について Iso-stress 法により短時間データ(1,000 h 以下)から長時間寿命(100,000 h 前後の)を推定した結果と実測データとの比較を示す¹³⁾。ファクター2ないし3程度の相違で推定できている。しかし、この方法にも限界がある。図4の TTP 図に示したように炭化物や金属間化合物の析出開始の境界がC字状になっているためにある温度以上では温度を上昇させてもマイクロ組織変化が加速せず、むしろ析出開始が減速したり、析出物が溶け込んでしまったりすることもみられ、温度加速を用いる Iso-stress 法にも問題がある。

このようにマイクロ組織の変化、それによるクリープ

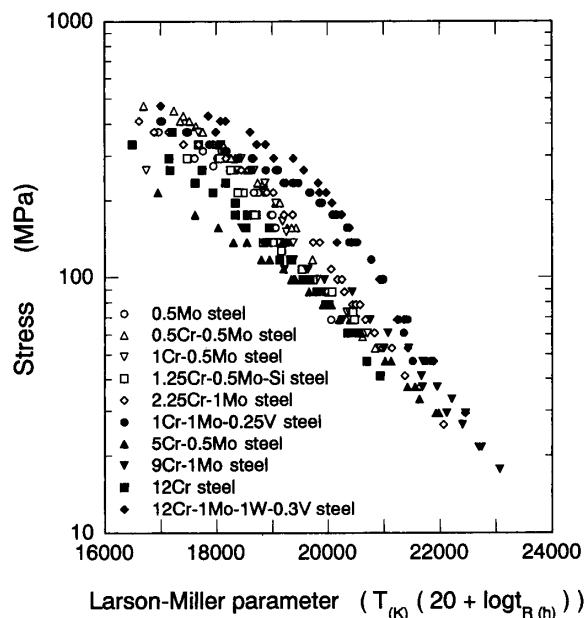


図15 フェライト系耐熱鋼のクリープ強度特性

変形や破壊への影響を踏まえ、クリープを総合的に把握して、寿命予測法を構築することが必要である。それにはまず、材料の性質が高温中で時間の経過とともに変化するのだという認識に立つことが重要である。ところで、マイクロ組織変化が行き着き、平衡状態のマイクロ組織になったときのクリープ強度とはどのようなものであろうか。図15は金属材料技術研究所で作成しているクリープデータシートの中からフェライト系耐熱鋼の試験データを応力と LMP (Larson-Miller

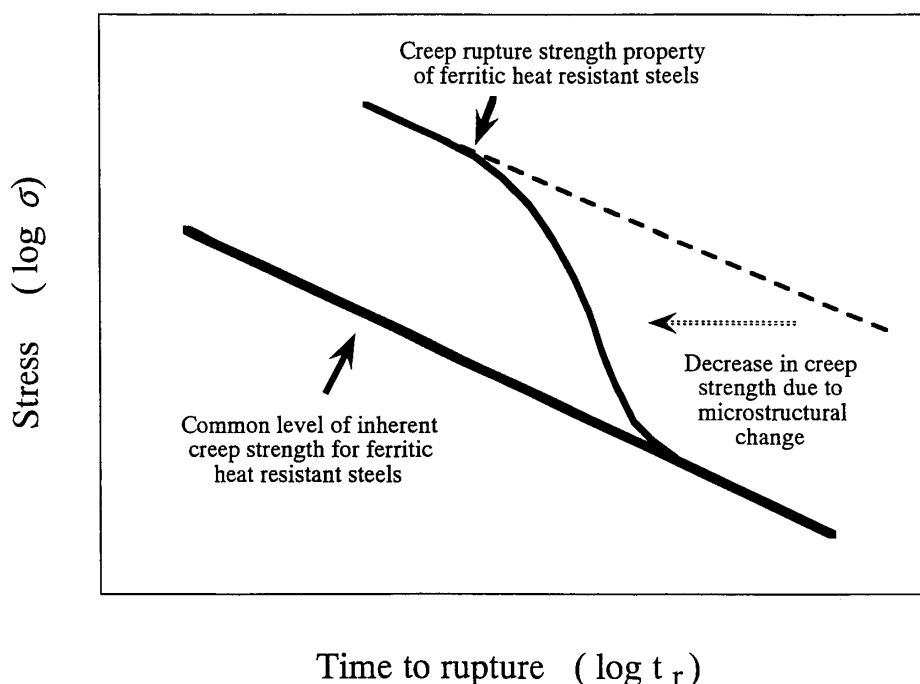


図16 フェライト系耐熱鋼の基底クリープ強度

Parameter) 値の関係でプロットしたものである¹⁴⁾。対象材料は0.5Mo 鋼から12Cr-1Mo-1W-0.3V 鋼まで含んでいる。高応力側では鋼種によって LMP 値は大きくばらついているが（破断時間に換算すると4桁以上）、低応力側では一定のレベルに収斂している。この収斂しているレベルについて検討したところ、この強度レベルは0.03%Mo 炭素鋼の強度レベルと一致していた。このことから、実用耐熱鋼は長時間高温に曝されていると、マイクロ組織が変化し、完全に变化した状態では初期の合金元素量に関係なくすべてのフェライト系耐熱鋼が基底クリープ強度に達するようである¹⁵⁾。このようにフェライト系耐熱鋼のクリープ強度は終局的にマイクロ組織変化が平衡状態に達した段階では基底クリープ強度となるが、多くの実用耐熱鋼は通常その基底クリープ強度に達しない過渡的状态で使用されていると考えられる。

7. 今後の研究の方向

工業用金属材料が高温中に曝された場合、マイクロ組織は複雑に変化し、クリープ変形や破壊はそれらの影響を大きく受けることが明らかになった。このことは寿命予測や損傷評価に取り入れられなければならないが、寿命予測についてはまだそのことが認識され出した段階に留まっている。一方、余寿命予測のための損傷評価については実機構造材料の高経年化が進んでい

ることもあり、実用レベルでのデータの蓄積が進んでいる。図17は構造部材表面に現れた微細なキャビティやき裂、割れを検出し、クリープ寿命のどの段階にあるかを検出しようとする方法である¹⁶⁾。また、マイクロ組織変化に着目してクリープ寿命消耗率を検出する方法も考案されている（図18）¹⁷⁾。この方法ではマイクロ組織での評価のあいまいさをマイクロ組織変化の多彩さに着目し、き裂の状況、マイクロ組織の状態、析出物の状況のそれぞれをランク付けし、それらから総合的に寿命消耗率を評価している。このように損傷評価や余寿命予測にマイクロ組織変化が取り入れられつつあるが、その扱い方は断片的で、クリープ挙動全体を理解することからはまだ遠い状況にある。

高温クリープに関する研究を今後進展させるには、複雑な工業用金属材料での複雑な振舞いを理解し、定量的にどのような因子が重要かを見きわめ、総合化して現象を記述できるようにすることである。しかし、これには多くの因子が複雑に絡み合い、大変な作業である。しかし、これを越えない限り、新しいクリープ強度研究の展開はないように思う。この助けになるのは、地道な実験データの積み上げと変形や破壊の理論の構築、さらにこれらを積み上げ、全体を統一するシミュレーション技術の構築である。このことから、シミュレーション技術に対する期待は大きい。

金属材料技術研究所では従来のクリープデータシー

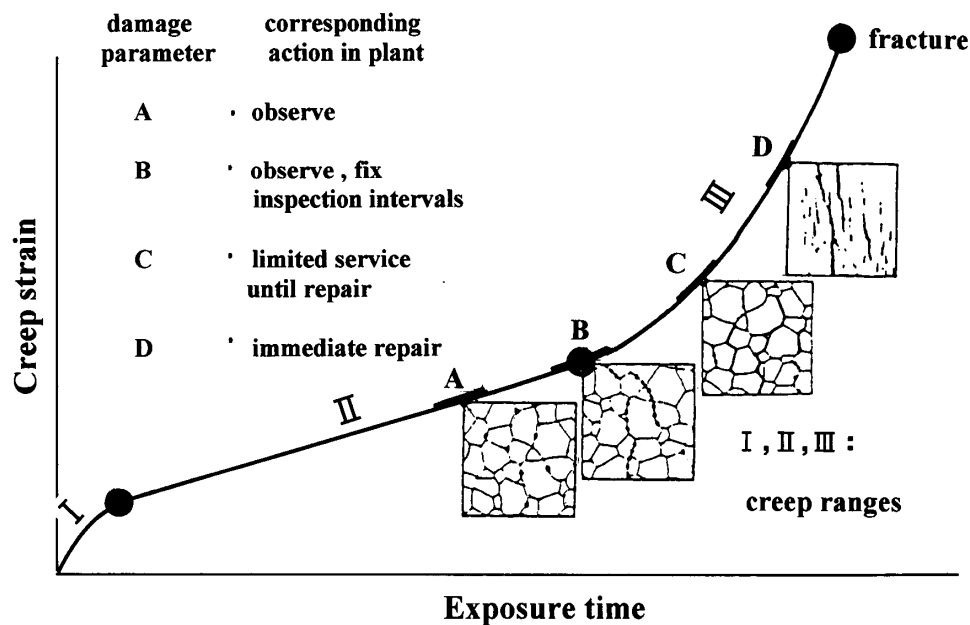


図17 クリープの各段階で材料表面に現れるクリープ損傷の模式図

損傷因子			総合損傷 区分	クリープ破断 寿命消費率 (%)
機械的損傷	顕微鏡組織	析出物分布		
Ⅰ D (損傷なし)	Ⅰ M (未使用材 と同等)	Ⅰ P (未使用材 と同等)	A	0
	Ⅱ M (粒内炭化物 の析出)		B	10
	Ⅱ D (クリープ ポイド)	Ⅲ M (マルテンサイト ラスの消失 及び炭化物の 分散)	Ⅱ P (炭化物の凝 集・粗大化)	C
Ⅲ P (炭化物の分 散・球状化)			D	30
		Ⅲ D (微細き裂)	E	40
Ⅳ D (微小き裂 の連結)		F	50	
		G	60	
				70
				80
				90
				100

図18 ミクロ組織観察によるクリープ破断寿命消費率の評価方法

ト作成活動に加えて、長時間クリープ試験から得られる試験片を使用し、ミクロ組織写真データベースの出版を計画している⁴⁾。また、これらのデータや情報を寿命予測や損傷評価とどのように結び付けていくかなど、試験法や評価法のガイドラインを示した NRIM ガイドの刊行も計画している。これらを基にすることによって、より高精度な寿命予測が可能になることを期待している。

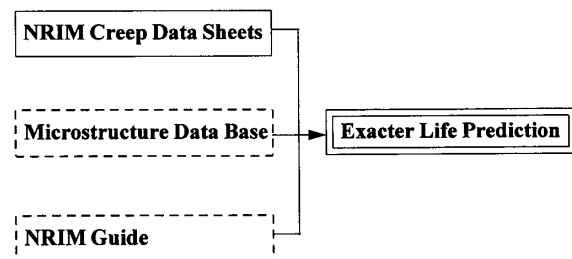


図19 金属材料技術研究所におけるクリープに関する今後の活動計画

8. おわりに

高温強度、特にクリープを対象として金属材料の経年変化と寿命について述べた。ここで述べたような時間に依存する損傷発生や材質劣化に伴う強度低下は疲労や腐食でも同様である。そして、このような経年損傷が問題になる事例の多くが社会的に重要な公共大型構造物が対象であり、今後の成熟社会の中での老朽化した社会インフラの増加は深刻な問題となると考えられる。このような状況下では、使える設備と廃棄する設備の基準の明確化が求められ、損傷評価や余寿命予測のさらなる高精度化が要求されるであろう。その場合、実用耐熱材料の現象論的理解と解析理論とが遊離している現状での壁を乗り越えなければ発展は望めない。この壁は現実の現象のあまりの複雑さが原因であ

る。このため、シミュレーション技術に対する期待は大きい。しかし、これを支えるには膨大で精度の高いデータの蓄積も必要である。将来、実験・データベース・シミュレーションの融合が相互に図られることが望まれる。

参 考 文 献

- 1) 例えば, 日本機械学会誌: 21世紀に向けての新しいエネルギー開発, 98-922, 733/771 (1995)
- 2) 例えば, 日本機械学会論文集 A 編: 経年プラントの寿命・余寿命予測技術, 59-565, 2017/2088 (1993)
- 3) 宮崎 亨: 材料強度物性学, 田村今男・堀内 良共編, 99, オーム社 (1984)
- 4) 田中千秋, 八木晃一: 耐熱金属材料の10万時間クリープ特性の評価と高温クリープ研究の新たな展開, 鉄と鋼, 80-4, 255/262 (1994)
- 5) 久保 清, 大場敏夫, 木村一弘, 阿部富士雄, 八木晃一: SUS316の複雑なクリープ変形挙動に及ぼす金属組織変化の影響, 日本鉄鋼協会講演論文集, 材料とプロセス, 7-3, 1791 (1994)
- 6) 新谷紀雄, 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 横井 信: SUS316ステンレス鋼の10万時間破断試験に基づくクリープ破壊機構領域図, 鉄と鋼, 71-1, 114/120 (1985)
- 7) B. Weiss and R. Stickler: Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Austenitic Stainless Steel, Metal. Trans., 3, 851/866 (1972)
- 8) H. Kushima, K. Kimura, K. Yagi, C. Tanaka and K. Maruyama: Characterization of Creep Deformation Behaviour for Cr-Mo Steel, Proc. of 7th JIM Intern. Conf. on Aspects of High Temperature Deformation and Fracture in Crystalline Materials, The Japan Institute of Metals, 609/616 (1993)
- 9) 九島秀昭, 木村一弘, 阿部富士雄, 八木晃一, 丸山公一: クリープ変形挙動に基づく2.25Cr-1Mo 鋼のクリープ強度特性評価, 学振耐熱金属材料第123委員会研究報告, 35-3, 261/274 (1994)
- 10) 新谷紀雄, 京野純郎, 九島秀昭, 横井 信: 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼のクリープ破断機構と破断寿命, 材料, 33-367, 441/446 (1984)
- 11) 新谷紀雄, 京野純郎, 田中秀雄, 村田正治, 横井 信: SUS304ステンレス鋼の長時間クリープ破断性質とクリープ破壊機構領域図, 鉄と鋼, 69-14, 1668/1675 (1983)
- 12) 門馬義雄, 芳須 弘, T. M. King, 西島 敏: TTP 法によるクリープ破断データの長時間外挿の問題点とその対策, 日本鉄鋼協会講演論文集, 材料とプロセス, 8-6, 1312/1315 (1995)
- 13) O. Kanemaru, M. Shimizu, T. Ohba, H. Miyazaki, F. Abe and K. Yagi: Life Prediction of Boiler Tubes after Prolonged Service by the Iso-stress Method, Proc. of 1995 Japan-Sino Bilateral Symp. on High Temperature Strength of Materials, 33/38 (1995)
- 14) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋: フェライト系耐熱鋼の長時間クリープ強度の基本特性, 鉄と鋼, 77-5, 667/674 (1991)
- 15) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋: フェライト鋼の基底クリープ強度特性に及ぼす微量合金元素の影響, 鉄と鋼, 81-7, 757/762 (1995)
- 16) B. Neubauer and U. Wedel: Restlife Estimation of Creeping Components by Means of Replicas, Advances in Life Prediction Methods, ASME, 307/313 (1983)
- 17) 増山不二光, 西村宣彦: 金属組織学的クリープ寿命評価法 (MLAS) の開発, 日本金属学会会報, 27-4, 287/289 (1988)