

2-1-2-1 はじめに

材料に対して外力を作用させると、その外力の大きさに応 じた変形が生じるようになります. 室温などの低温では, 作 用させる外力を材料の降伏応力以上に大きくしないかぎり は、それ以上の連続した変形の進行は起こりません.一方、 高温では、たとえ降伏応力以下の低応力でも、一定の外力を 作用させると時間経過とともに材料は徐々に変形するように なります. 高温におけるこのような変形をクリープ(creep) と言います. このような現象が起こるのは, 高温では, 低温 とは異なり物質の拡散現象が変形に関与するようになるから です. クリープ変形における低温と高温の明確な線引きはあ りませんが、拡散現象が変形に寄与するか否かで議論されま す.一般的には、材料の融点の絶対温度 Tm に対する変形試 験の絶対温度 T の比で定義され、その比が T/T_m>0.5での 試験が高温(クリープ)変形とされています. そのため, クリ ープ変形が起こる温度は一様ではなく、材料ごとに当然異な ります.

この様なクリープ変形は、特に、長期間にわたって使用さ れるジェットエンジンや火力発電などの燃焼機関で使用され るタービン翼などの高温機器部材の余寿命設計において重要 な現象となります.そのため、クリープ試験による材料評価 は、これまでに国内外のプラントメーカや素材メーカーで長 年取り組まれてきました.著者が所属している物質・材料研 究機構(NIMS)が取組んでいるクリープデータシートプロジ ェクトもその一つです.高温機器の安全性の確保と信頼性の 向上に向けたクリープ試験が現在も進められており、実際の 使用時間を想定し、設計に必要な10万時間を超える長時間 のクリープ試験が実施されています⁽¹⁾.なおかつ、その結果 を広く公表することによって、われわれの身の回りで使用さ れる高温機器の安全性と信頼性の確保に貢献しています.こ の様な長時間のデータ取得が重要な理由は,後述するよう に,クリープ変形が組織に敏感に依存して変化するためで す.長年高温環境にさらされると,様々な組織変化が生じる ため,短時間データから外挿される予測値と異なる挙動とな ることも確認されています.物材機構におけるクリープ試験 は,その前身である金属材料技術研究所において,1966年 以降先人達から脈々と受け継がれてきました.その結果,そ の取り組みを通じて得られた最長時間は356,463時間(1969 年6月に試験を開始し,14,852日と15時間の試験で,41年 に相当)にもおよぶクリープ変形データとなり,長時間クリ ープデータの世界最長記録を更新するに至っています(図 1⁽²⁾).皆さんの生まれ年のビンテージワインならぬ,ビンテ ージクリープ試験片も見られるかも知れません.

高温機器部材においては,耐熱性,耐クリープ特性が求められます.その一方で,構造部材を使える形に加工して製品 化する上では,高温において最終形状にニアネットシェイプ 成型する技術も必要になってきます.その様な形状を付与す



図1 NIMS のクリーブ試験施設; NIMS HP より⁽¹⁾⁽²⁾. 空調 が管理された室内で,数百台のレバー式の単軸引張クリ ープ試験機が様々な試験条件下で絶え間なく稼働してい ます.

* 物質・材料研究機構 電子・光機能材料研究センター光学材料分野多結晶光学材料グループ;グループリーダー

Experimental Guides for Metallic Materials : 2. Measurement and Evaluation of Material Properties : 2–1 Mechanical Properties : 2–1–2 Creep Tests; Kouji Morita (Polycrystalline Optical Material Group, Optical Materials Field, Research Center for Electronic and Optical Materials, National Institute for Materials Science (NIMS), Tsukuba)

Keywords: diffusion, dislocation, grain boundary sliding (GBS), stress, strain, high temperature 2023年2月7日受理[doi:10.2320/materia.62.381]



図2 ジルコニアセラミックス(3Y-ZrO₂)の超塑性変形前・後 の試験片⁽³⁾(上)と超塑性を利用したネットシェイプ成型 のデモ(下).(上)MgAl₂O₄スピネル相を体積比で30% 分散させることで、ジルコニアセラミックスはひずみ速 度0.02 s⁻¹の高速変形でも660%もの金属並みの超塑性 変形を発現するようになります.(下)セラミックスのよ うな脆性材料でも、板状から半球状にネットシェイプ成 型することができるようになります.組織調整により十 分な超塑性変形が実現できれば、亀裂や損傷を生じるこ となく、滑らかな表面状態の加工品の実現も可能になり ます.

るために必要な高温変形モードの1つとして,超塑性変形 が知られています.超塑性変形に適した組織調整を行うと, セラミックスの様な脆い材料でも巨大な引張伸び⁽³⁾⁽⁴⁾を発現 するだけではなく,ニアネットシェイプ成形も可能な可塑性 を示す様になります(図2).耐熱特性と正反対のそのような 特性が得られるのは,高温(クリープ)変形の挙動が,上述し た温度条件のみではなく,材料が有する組織に強く影響され るためであり,評価・解析や設計を行う上で注意すべき点と なります.超塑性変形は,比較的短時間,なおかつ限られた 条件下(敢えて言うならば,超塑性領域)で発現する現象です が,その変形機構を理解する上では,超塑性領域から外れた 領域まで含めて,広範囲でそのクリープ変形挙動の評価・解 析を行った上で整合性の取れた議論が必要になります.

高温(クリープ)変形については、これまでにも既に多くの 著書や解説⁽⁵⁾⁻⁽⁹⁾が報告されており、その中で様々なケース を対象にして変形機構に関する詳細な解説が成されていま す.クリープ変形機構そのものに関する詳細な議論に関して はそれら先行報告やテキストをご参照ください.本稿では、 変形機構に関する記載はクリープ変形を理解する上で必要最 低限な内容に留め、クリープ試験の測定方法や解析時の注意 点など、初歩的な事柄を中心に概説させていただくこととし ます.

2-1-2-2 クリープ曲線

材料に対して $T/T_m > 0.5$ の高温下で一定の外力を作用させると、僅かな変位が瞬間的に生じた後、温度と外力に応じて種々の挙動を示します. 図3の模式図において実線で示すように、一般的には、まず変形開始直後は、ひずみ速度($\hat{\epsilon} = d\epsilon/dt$)が時間とともに徐々に減少する一次クリープ(I:遷移



図3 (a)クリープ曲線と(b)ひずみ速度の時間変化の模式 図. 高温・高応力になるほど,ひずみ速度 ε は増加し, 遷移クリープ領域 I から,直ちに定常クリープ領域 I を 経て,加速クリープ領域 II へと遷移します.逆に,低 温・低応力になると,ひずみ速度 ε は遅くなり,遷移ク リープ領域 I と定常クリープ領域 II が長時間側まで拡張 されるようになります.

クリープ)領域,その後ひずみ速度が一定となる二次クリー プ(II:定常クリープ)領域を経て,ひずみ速度が増加し始め る三次クリープ(III:加速クリープ)領域が現れ,いずれ破 断に至ります.ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は,温度と作用させる外力の大 きさによって当然変化し,それに伴いこのクリープ曲線の形 状も変わってきます.高温・高応力になるにつれて,ひずみ 速度 $\dot{\epsilon}$ は増加し,遷移クリープ領域を経て,直ちに定常・加 速クリープ領域へと変わるため,定常クリープ領域は小さく なっていきます.一方,低温・低応力になると,ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は急激に遅くなるため,遷移クリープ領域と定常クリープ 領域がより長時間側まで拡張され,加速クリープ領域への変 化は場合によっては現れなくなります.負荷する外力が更に 小さくなると,一定以上変形が起こらなくなるクリープ限界 が出現します.

遷移クリープ領域では,変形に伴い転位が増殖すると,転 位同士が互いの運動を妨げるようになり変形が徐々に停滞し てくるため,変形速度が遅くなっていきます.拡散が十分起 こるような高温では,転位の増殖と同時に拡散による転位の 消滅や回復も起こるようになってきます.そのため,転位の 増殖が進み飽和状態に達すると,消滅や回復の影響が徐々に 大きくなります.やがて増殖と回復が同程度で,バランスが 保たれた状態となると,クリープ曲線に定常状態が現れるよ うになります.その後,変形がさらに進むと,回復が十分に 起こらなくなり,バランスが破綻し,粒界多重点や第二相な どにおいて空隙やき裂が形成されるようになるため,変形速 度が急激に増加し始めます.そのような状態になると,クリ ープ曲線は加速クリープ領域へと遷移し,空隙やき裂が連結 し始めて最終的には破断に至ります.

2-1-2-3 クリープの構成方程式

クリープ変形機構は、上記の3つの変形領域の内、変形 の進行と回復のバランスが維持された定常状態におけるひず み速度 $\dot{\epsilon}$ と、変形応力 σ および試験温度Tの関係を示す半 経験的なクリープの構成方程式(式(1))を用いて議論され ます.なお、これ以降の説明に用いる応力とひずみは、それ ぞれ真応力(true stress)と真ひずみ(true strain)で定義しま す.

$$\dot{\varepsilon} = A \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \tag{1}$$

ここで、Aは定数、Dは拡散係数、Gは材料の横弾性係数 (剛性率)、bはバーガースベクトルの大きさ、kはボルツマ ン係数、Tは絶対温度(K)、dは結晶粒径、 σ は真応力で す.また、拡散係数Dは、振動数項 D_0 、拡散の活性化エネ ルギーQ、気体定数Rを用いて次式で表されます。

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

ここで、式(1)中の n, p および Q は、それぞれ応力指数、 粒径指数、および変形の活性化エネルギーで、変形機構の議 論に用いられることから、クリープパラメータと呼ばれます. Dorn の式ともいわれる式(1)は⁽⁵⁾、温度や応力によって変 化する変形機構に応じて、**表1**のような組み合わせで記述さ れます⁽⁷⁾. 拡散係数 D の添字は、格子拡散(1: lattice diffusion)、粒界拡散(gb: grain boundary diffusion)および転位 芯拡散(p: pipe diffusion)係数を意味し、変形の活性化エネ ルギーQ も格子拡散、粒界拡散および転位芯拡散を反映し た値となります.

例えば,温度が高く,応力が低い条件下では,主に拡散に

表1 クリープ変形機構とクリープパラメータ(応力指数 n, 粒 径指数 p)と拡散係数 D の関係.

変形機構	応力指数 <i>n</i>	粒径指数 <i>þ</i>	拡散係数 D
拡散クリープ			
格子拡散 (Nabarro-Herring クリープ)	1	2	D_1
粒界拡散(Coble クリープ)	1	3	$D_{ m gb}$
粒界すべり(超塑性変形)	2	$2 \sim 3$	$D_{ m gb}$ or $D_{ m l}$
転位クリープ			
低温べき乗則	$5 \sim 7$	0	$D_{ m p}$
高温べき乗則	$3 \sim 5$	0	D_1

拡散係数Dの添字は,格子拡散(1: lattice diffusion),粒界拡散 (gb: grain boundary diffusion)および転位のパイプ拡散(p: pipe diffusion)係数を意味します. よる原子の移動によって変形が起こります. これを拡散クリ ープ(diffusional creep)と呼びます. この拡散クリープは, 温度や結晶粒組織に依存して,格子拡散が支配的な格子拡散 クリープ(lattice diffusion creep)と粒界拡散が支配的な粒界 拡散クリープ(grain boundary diffusion creep)に大別されま す. それぞれ提唱者の名前で,Nabarro-Herring クリー プ⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾と Coble クリープ⁽¹²⁾とも呼ばれています.

図4(a)は、拡散クリープを説明するため、多結晶体中の 結晶粒を模式的に示したものです.物質の拡散は,系が平衡 状態となるように、つまり原子の化学ポテンシャルが高い方 向から低い方へ拡散します. σの応力条件下では,負荷応力 は $\sigma\Omega$ (ここで, Ω は原子容)の仕事をするため,原子の化学 ポテンシャルは応力が無い場合に較べて変化します. 例え ば、材料に対して上下方向に引張の応力(→)を作用させる と、結晶粒の上下の粒界では引張応力が作用して化学ポテン シャルは $\sigma\Omega$ だけ減少するため, 空孔濃度が高くなります. これに対して、逆に結晶粒の左右の粒界では圧縮応力が作用 することで化学ポテンシャルが $\sigma\Omega$ だけ増加するため, 空孔 濃度が低くなります. その結果, 高温では応力に誘起された 化学ポテンシャル差に起因して形成される空孔濃度の勾配を なくすように、空孔の流れ(図4(a)の点線矢印)とは逆方向 への原子の拡散が起こるようになります(図4(a)の実線矢 印)). 図4(a)中に点線の矢印で示すような空孔の流れと, その逆方向に実線の矢印で示すような原子の流れ、つまり拡 散が起こるようになります.応力軸方向に物質の移動が生じ



図4 (a)格子・粒界拡散クリーブと(b)粒界すべり機構の模式図.(a)の拡散クリーブでは、格子あるいは粒界に沿った物質移動(実線矢印→)にともなう結晶粒の形状変化と⇒で示すような粒界すべり(Grain Boundary Sliding:GBS)が付随的に起こることで、ひずみが生じます。(b)の超塑性変形では、結晶粒の等軸粒形状を維持したまま、粒界すべり(GBS:⇒)により互いの位置を交換(スイッチング機構)することでひずみが生じます.図中の両矢印(⇔)は、すべり量を意味しています.

る結果,ハッチング部分の原子が結晶粒の左右面(図4(a)-(i))から上下面(図4(a)-(ii))に移動するため,結晶粒は応 力軸方向に伸長することで材料にひずみをもたらします.ま た,拡散クリープによる変形では,物質の移動により幾何学 的には空隙が発生してしまうことになりますが,実際には材 料の連続性を維持できるように粒界すべり(Grain Boundary Sliding:GBS)も付随して起こるため,空隙の形成が抑えら れます.これはLifshitz型の粒界すべりと呼ばれていま す⁽¹³⁾.

Nabarro と Herring らは、空孔の濃度勾配に起因した物質 拡散の経路が結晶粒内を経由するモデル(格子拡散クリープ) を提唱したのに対し、Coble は結晶粒界を経由するモデル (粒界拡散クリープ)を提唱しました。格子拡散クリープと粒 界拡散クリープのいずれの場合も、それらのひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{gb}$ は応力に比例する粘性的挙動を示します。そのため、 応力指数はともに n=1 となります(ここで、ひずみ速度の $\dot{\epsilon}$ の添字1とgb は、それぞれ lattice diffusion creep と grain boundary diffusion creep を意味します). しかし、変形の活 性化エネルギーはそれぞれの拡散経路に関連するため異なり ます。格子拡散クリープの活性化エネルギーは格子拡散の拡 散係数(D_{l})のそれと等しく、結晶粒径の3乗に反比例 する以下の式でそれぞれ表されます⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾.

$$\dot{\varepsilon}_{l} = A_{l} \frac{D_{l}\Omega}{kTd^{2}} \sigma \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon}_{\rm gb} = A_{\rm gb} \frac{\delta_{\rm gb} D_{\rm gb} \Omega}{k T d^3} \boldsymbol{\sigma} \tag{(4)}$$

ここで、 $A_1 \ge A_{gb}$ は定数、 Ω は原子体積、 δ_{gb} は粒界厚さ で、 添字1とgbは、 それぞれlattice diffusion とgrain boundary diffusion を意味します. 欠陥である粒界に沿った 粒界拡散の活性化エネルギーは、格子拡散よりも小さいた め、クリープ変形は粒界拡散 D_{gb} が支配的です. しかし、結 晶粒径が大きくなる程、拡散経路となる粒界の材料中に占め る割合が小さくなります. そのため、活性化エネルギーの大 きな格子拡散が十分起こるような高温では、格子拡散が支配 的($D_1 \gg D_{gb}$)となります. つまり、結晶粒径が大きくなる 程、格子拡散クリープが支配的になります. ただし、活性化 エネルギーが大きい格子拡散による拡散量が減少($D_{gb} \gg D_1$) する低温では、結晶粒径が小さくなる程、相対的に粒界拡散 クリープが支配的に起こるようになります.

一方、応力が高くなると、変形の担い手として転位が活動 するようになります。物質移動による拡散クリープよりも十 分に速い変形速度を与える程にまで転位が活動するようにな ると、変形は転位支配のクリープ変形(dislocation creep)へ と移行します。転位が運動するようになると、絡み合いなど により加工硬化が生じて変形は停滞し始めるため、遷移クリ ープに見られるようにひずみ速度 édisl は減少します(ここ で、添字 disl は、dislocation creep を意味します). ただ し、拡散が十分に起こるような高温条件では、転位の上昇運 動などによる対消滅や回復が起こるため、転位の増殖と回復 が同程度でバランスが保たれた状態になり、その結果、定常 クリープ領域が現れます。転位クリープの場合、そのひずみ 速度 $\dot{\epsilon}_{disl}$ は結晶粒径に依存しないこと(式(1)でp=0)、ま た、応力に強く依存し大きなn 値(n>3:律速過程に依存し ます)を示すことが特徴で、以下の式で表されます⁽¹⁴⁾.

$$\dot{\varepsilon}_{\rm disl} = A_{\rm disl} \frac{D_{\rm eff}Gb}{kT} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \tag{5}$$

ここで、 A_{disl} は定数、 D_{eff} は有効拡散係数で、転位密度 ρ と格子拡散係数 D_l と転位芯拡散係数 D_p を用いて以下のように表されます(ここで、添字 p は、pipe diffusion を意味します).

$$D_{\rm eff} = D_{\rm l} + b^2 \rho D_{\rm p} \tag{6}$$

また,結晶粒径が小さくなり,粒界すべり(GBS)が起こ り易く、なおかつ変形に対する寄与が大きくなってくると、 上述した2つの変形機構に加え、粒界すべりを主たる変形 機構とする超塑性変形(superplastic)が発現します. この超 塑性変形は、図4(b)中に⇒で示す様に、結晶粒間の粒界で すべることにより, 隣接する結晶粒の位置を相互に変えるこ とで,材料にひずみがもたらされます(15).これはスイッチ ング機構とも呼ばれていますが、図4(b)の幾何学モデルに 示す様に、粒同士がスイッチングする過程で空隙の形成や粒 の重なりが生じてしまいます. 粒界すべりによる変形を連続 して起こすためには、空隙の形成や粒の重なりにより生じる 応力集中を緩和する機構(整合過程)が必要となります.緩和 機構が粒内拡散支配で起こるか、あるいは粒界拡散支配で起 こるかにより以下のような構成式で表されていますが⁽¹⁶⁾, いずれの場合も超塑性変形のひずみ速度 Ésp は応力の2 乗に 比例することが特徴です.

$$\dot{\varepsilon}_{\rm sp} = A_{\rm sp} \frac{D_{\rm l} G b}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^2 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \tag{7}$$

$$\dot{\varepsilon}_{\rm sp} = A_{\rm sp} \frac{D_{\rm gb} G b}{kT} \left(\frac{b}{d}\right)^3 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \tag{8}$$

ここで、 A_{sp} は定数で、添字 sp は superplastic を意味しま す.前述の拡散クリープや転位クリープでは、個々の結晶粒 はその位置関係を変えることなく伸長することでひずみを生 じさせます.これに対し、スイッチング機構による粒界すべ りにより発現する超塑性変形では、個々の粒の位置関係を変 えることでひずみを与えることが特徴です.空隙の形成や応 力集中を緩和する十分な整合過程が働けば数百パーセントも の巨大な引張伸びを示すことがあります.先の拡散クリープ の変形では、応力方向に結晶粒が伸長するのに対し、この超 塑性変形では、結晶粒は大変形後もほぼ等軸組織(伸長して いない結晶粒組織)を有していることが特徴で、Rachinger 型の粒界すべりと呼ばれています⁽¹⁷⁾.

2-1-2-4 クリープ変形の応力依存性

クリープ変形機構は、図5の模式図に示すような真応力σ と真ひずみの定常ひずみ速度 έの両対数プロットから導かれ



各変形機構における真応力σと真ひずみ速度 έの関係 図 5 の模式図⁽¹⁸⁾.細い破線は、転位クリープ(dislocation creep), 粒界すべり(GBS)変形および拡散クリープ (diffusion creep)が単独で発現することを想定した場合 のひずみ速度の応力依存性を表しています.ただし,実 際には、各変形機構がそれぞれ独立に起こって、加算的 にひずみ速度に寄与すると考えられます. そのため、粗 粒材の場合のひずみ速度は、太い破線で示したように連 続的に変化し,応力に対してべき乗則の関係を示しま す.一方,結晶粒径が小さくなると,中間の応力域で粒 界すべりの寄与が大きくなるために,太い実線で示した ような応力依存性を示すようになります. 応力の減少に ともない、粒界すべり変形から拡散クリープへ遷移する 際に大きな応力指数を示す領域を示します. これは、粒 界すべり変形が起こらなくなる臨界の応力(しきい応力 $\sigma_{\rm th}$: threshold stress)が存在するため、急激にひずみ速 度が減少し、拡散クリープが支配的な変形へと遷移する ためと考えられます.

る応力指数 $n \in \mathbb{R}$ や用いて議論されます.また,ひずみ速度に 対する応力の両対数プロットの関係より求められるひずみ速 度感受性指数 $m \stackrel{(=1/n)}{}$ の関係から議論される場合もあり ます.高温においては,2-1-2-3項で紹介した各変形機構が それぞれ独立に起こって,加算的にひずみに寄与すると仮定 すると,高温におけるクリープ変形速度 $\dot{\epsilon}$ は,拡散($\dot{\epsilon}_{diff}$), 転位($\dot{\epsilon}_{disl}$)および超塑性変形機構($\dot{\epsilon}_{sp}$)の総和として以下で表 されます.

 $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_{diff} + \dot{\epsilon}_{sp} + \dot{\epsilon}_{disl} + \cdots$ (9) 低応力域では、ひずみ速度が応力に対して比例関係を示すn=1の拡散クリープ領域となります.応力が増加して運動す る転位密度が増加してくると、ひずみ速度の応力依存性はn=1からn>3の転位クリープ領域へと連続的に変化しま す.その結果、比較的結晶粒径の大きい材料では、点線で示 したように、全体としてべき乗則と呼ばれる応力依存性を示 します.ただし、結晶粒径が小さく、材料に占める粒界の割 合が多い材料では、拡散クリープ領域と転位クリープ領域の 中間領域に、粒界すべりが支配的となる領域が出現するよう になります.この領域では、ひずみ速度が応力に対して n= 2の依存性となります.そのため、微細粒材の高温変形挙動 を広い応力にわたって評価すると、そのクリープ変形速度 は、図5中に太い実線で示したような応力依存性を示すと 考えられます⁽¹⁸⁾.

2-1-2-5 クリープ試験において注意すべき事項

クリープ変形を議論する場合にまず重要なことは、材料に 外力を作用させて変形によって生じるひずみの時間変化、い わゆるクリープ曲線を正確に取得することです.「正確に」 とは、クリープ変形に影響を及ぼす温度と外力を正確に制御 し、その結果生じるひずみを正確に計測することを意味して います.

2-1-2-5-1 試験方法とアライメント調整

クリープ変形を評価するための試験法は、一般的には単軸 引張クリープ試験で実施されますが、これ以外に目的や用途 に応じて圧縮クリープ試験⁽¹⁹⁾,曲げクリープ試験⁽²⁰⁾,捩り クリープ試験⁽²¹⁾,スモールパンチクリープ試験⁽²²⁾など様々 な装置・手法が用いられています. 単軸引張のクリープ試験 には、図6に示すような機械試験機かレバー式の単軸引張ク リープ試験機(以後、レバー式クリープ試験機)が広く用いら れています. 比較的短時間の場合は, 機械試験機が用いられ ます. 機械試験機には機械式と油圧式がありますが, サーボ モーターでボールネジを回転させて試験治具を取り付けたク ロスヘッドと呼ばれる部分を上下に移動させることで試験片 に荷重をかけるインストロン型(機械式)の試験機が広く利用 されています. その場合の荷重計測にはロードセルと呼ばれ る計測機器を用いますが、その計測精度を維持するために は、基準となる分銅などを用いた定期的な検定が必要となり ます.一方、レバー式クリープ試験機は、事前に検定された 分銅をレバーの受け皿に乗せることで、装置のレバー比に応 じ、てこの原理で発生する力を試料に引張荷重として作用さ せる試験方法です.動力を必要とせず,比較的シンプルな方 法であるため、長期間安定した試験が不可欠な長時間クリー プ試験に広く用いられています.

正確な試験を行うためには、いずれの場合も、引張軸方向 のアライメント調整が重要となります.一般的には、引張治 具の上部にユニバーサルジョイント(自在継手)と呼ばれる接 続部材を取り付けることで軸方向荷重のアライメントを維持 することが可能となります.もし、試験目的に合わせて独自 に設計した機器を利用する場合には、引張ロッドに意図的に 幾つかのつなぎ目を作り、なおかつ連結させる際に使用する ピンを90°ずつ方向を変えて連結させて自由に可動できる機 構を取り入れることでアライメントを維持する工夫がなされ ます(図7).また、機械的に上下にクロスヘッドを移動させ て引張の力を作用させる機械試験機に比べ、レバー式クリー プ試験機の場合には、構造上曲げのモーメントが加わってし まう恐れがあるためアライメントの調整は重要です.



図6 (a) インストロン型機械試験機と(b) レ バー式単軸引張クリープ試験の外観.(a)の 機械試験機では、支柱内のボールネジを回転 させることで、クロスヘッドと呼ばれる部分 を上下に移動させることができます.試験治 具とロードセルを取り付けたクロスヘッドを 上下に移動させることで,試験片に荷重を負 荷します.一方,(b)のレバー式引張クリー プ試験では,右側の受け皿に分銅を乗せるこ とで,試験片に引張荷重を負荷します.写真 の装置は10対1のレバー比であることから, てこの原理で分銅の10倍の引張荷重を試験片 に負荷することができます.



図7 引張軸方向荷重のアライメント調整のための引張治具の例.正確なアライメント調整には接手部の角度を自由に変化させることが可能な自在継手が理想的ですが、引張治具の連結部を90°ずつ方向を変えた接続ピン ①と②を連結させることで回転の可動が可能となり、アライメントが維持できます。

2-1-2-5-2 クリープひずみの計測

レバー式クリープ試験機の場合には、伸び計を試験片の平 行部両端に取り付け、これを加熱炉外に設置したダイヤルゲ ージなどで正確に読み取る方法が用いられています.ただ

し、対象材料がセラミックスの場合には、試験温度が 1000℃以上となるため、伸び計の利用が困難となる場合が あります.その様な場合には、図7に示すように、試験片 の平行部両端にターゲットとなる突起物を予め作っておい て、その変位を加熱炉の外からカメラやレーザー変位計で間 接的に計測(図6(b))することで平行部の変形を正確に評価 することが可能になります.一方、機械試験機の場合は、ク ロスヘッドの変位を試験片の変形とみなして評価が行われる ことが一般的なように思われます. この場合注意が必要なの は、その計測精度の妥当性が試験片の取り付け方法によって 影響を受ける点です. 例えば, 丸棒であれば平行部両端の固 定部にネジ加工を施すか(図8(a)),板状試験片であればそ の固定部をチャック式の掴み治具で挟みこむことで(図8 (b)),固定部でずれが生じないような機構にすることが理 想的です. その様な方法を用いて取り付け部でのずれを抑え ることができれば、クロスヘッドの変位量が平行部の変形量 として見なすことができます.しかし,ネジ加工が難しいセ ラミックスのように脆性な材料の場合には、いずれの方法も 現実的には容易ではありません. そこで、ダンベル型(ある いは、ドッグボーン形状)と呼ばれる形状の試験片が用いら れます. 引張試験の際は、ダンベル型試験片の平行部両端の 肩部分を引張治具にフックさせて引張荷重を作用させます (図8(c)). この場合,図2の変形材でみられるように,引 張治具と接触する肩部分で変形が生じるため、これが平行部 の変形に加算されてひずみが評価されてしまい、誤差の原因 となります(事例を後述).

2-1-2-5-3 圧縮試験

さらに脆く,引張試験に向かない材料や,大型サンプルの 作製が困難な希少材料の場合には,小型サンプルでも試験可



図8 単軸引張クリープ試験に用いられる試料つかみ部と試験片形状の例;(a)丸棒状・ネジ式,(b)板状・チャック式,および (c)ダンベル型・引掛け式.(a)のネジ式では,丸棒試験片両端のネジ加工部を引張治具で締め付けることで固定します. (b)のチャック式では,表面にやすり目加工を施したつかみ歯で板状試験片両端のつかみ部を挟んで固定します.(c)の引 掛け式では,ダンベル型試験片の肩部を引張治具の突起部に引掛けて引張試験を実施します.



図9 圧縮試験片の(a)マイクロメーターを用いた平行性と (b)鏡を用いた垂直性の確認方法の例. 圧縮試験片の上 下面の平行性が実現できていれば(a)のように光の漏れ は確認できないはずです. さらに, 圧縮試験片の上下 面と側面の垂直性も実現できていれば, 鏡上の試験片 と鏡に映った試験片の側面は(b)のように一直線になる はずです.

能な機械試験機を利用した圧縮試験が用いられます. 圧縮試 験の場合のアライメント調整において重要なことは、如何に 正確な直方体もしくは円柱状形状の試験片を実現するかにあ ります. 高精度の加工機を利用せず, 手作業の研磨処理でひ とつひとつ自作する場合, 圧縮試験片の上下面の平行性と上 下面と側面の垂直性に注意しなければいけません. 実際に作 製した圧縮試験片の形状精度を確認する最も手軽な方法とし ては、身近にあるマイクロメーターや鏡を使った方法があり ます. 平行性に関しては、マイクロメーターで圧縮面を挟み 込んで、これを光にかざした際に、試験片端面とマイクロメ ーターの隙間から光が漏れていないかで確認することができ ます(図9(a)). また, 垂直性に関しては, 圧縮試験片を鏡 の上に直接乗せた際に、鏡上の試験片自体と鏡に映された試 験片の側面が一直線になっているか否かで、かなり雑な方法 ではありますが、ある程度の検証は可能になります(図9 (h)).

アライメント調整においては, 圧縮試験治具に関しても工 夫が必要です.引張試験と異なり, 圧縮試験では自在継手を



図10 (a) 圧縮試験の模式図,(b) ガイド付圧縮治具の例,お よび(c) 圧縮試験片と治具の拘束を低減するための面取 りと端面処理の模式図. 圧縮試験の場合,上下の圧縮 ロッドは試験機とクロスヘッドに固定されるため,(a) のようにボールもしくは半球状の治具を用いることで アライメントの調整を行います.セッティングが不安 定な場合は,(b)のようなガイドを利用することで安定 した試験が可能になります. 圧縮試験の場合,(c)のよ うに圧版と接する試験片上下面の面取りを施すととも に,上下面の研磨の際,あえて傷を残すことで BN な どの潤滑剤を残すようにすることで圧縮治具の拘束の 影響を低減することが可能になります.

利用したアライメント調整ができません.そのため,固定し た圧縮ロッドを試験片に押し当てることで圧縮変形を行うの が一般的です.その際,上部の押棒と圧板の接点にボールを 用い,点接触で荷重を伝達させることで,正確に圧縮荷重を 作用させることができるようになります(図10(a)).圧縮試 験にボールを用いる場合は,圧板の転倒や試験片の座屈防止 のために,図10(b)に示したようなガイドを利用すると安定 した試験が期待できます.

また, 圧縮試験においては, 試験片の上下部が圧縮治具の



図11 治具の拘束の影響により圧縮試験によりバルジング形状 に変化した試験片の断面光学写真;Ti₃SiC₂-MAX 相多 結晶材の例. 圧縮試験片の上下面が圧縮治具の拘束の影 響を受けると, 圧縮治具と接する部分に変形が起ころな い未変形帯が形成されることがあります.

拘束を受けるため均一変形が妨げられる点に注意が必要になります。拘束の影響を抑えるために, 圧縮治具の表面に BN (窒化ホウ素)などの潤滑剤を塗布する,治具と接する圧縮試験片の上下面の研磨を鏡面仕上げまで行わず,意図的に粗目の耐水ペーパなどで留めることで潤滑性をもたせる,座屈が生じない範囲内で幅wに対する高さhのアスペクト比(h/w)を大きく(望ましくは1.7以上程度)して拘束の影響を小さくするなどの工夫が必要です。

この様な配慮をしても、試験片中央部付近が大きく張り出 した樽形状の変形(バルジング)が生じてしまいます⁽²³⁾. 図 11はバルジングを起こしたサンプルの断面を示しています. 黒いコントラストで見える部分は、変形により形成された欠 陥(空隙)に対応しています. 断面組織の両端には、圧縮治具 の拘束の影響を受けて未変形となるデッドゾーン(未変形帯) と呼ばれる領域が形成されており、変形は中央部分に集中し て均一な変形が実現できていないことを意味しています.

ここでは圧縮試験を紹介しましたが、長時間のクリープ試 験において引張試験が採用されている理由の一つは、計測部 となる平行部において均一変形下でより正確にクリープ特性 が評価できるためです. もう一つは、材料にとってより過酷 な引張条件下でクリープ寿命が評価できる点です. 圧縮試験 の場合、図11のような空隙が形成されても試験は継続でき ますが、引張試験では、空隙が連結してより早期の破断とな るため、より正しい寿命評価ができると思われます.

2-1-2-5-4 試験温度の評価

変形に対する温度の影響を議論するクリープ試験において は、サンプル温度を正しく計測することが重要です.温度計 測に電気炉の制御用熱電対を利用する場合には、サンプル位 置の温度との差を予め調べておく必要がありす.サンプルに 熱電対を取り付けるなどの方法を用いて、事前に補正を行っ ておくことが不可欠です. さらにクリープ試験は, 均一な温 度帯での試験が不可欠です. 引張試験の場合は, 試料の長さ 方向に温度分布が生じることは好ましくありません. 最低 数℃程度の誤差内に収まることが必要になりますが, 試験に 用いる電気炉の構造や特性に応じては, 電気炉中心部とその 上下で数度程度の温度勾配が発生することもあります. 炉に 使用する加熱部を分割型にして, 炉の中心部と上下の温度を 個別に制御することが有効ですが, 経済的な点で現実的では ないため, 十分な断熱を図ることで対処することが一般的と 思われます.

また,温度制御・計測は,熱電対による直接計測が一般的 です.正しく準備された熱電対による計測は,放射温度計な どによる間接計測よりも信頼性は高いと期待することができ ます.しかし,温度計測部となる熱電対の溶接部を作製する 際に不純物等が混入すると誤差を招く原因になります.その ため,基準となる熱電対を用いた定期的な検証なども場合に よっては必要となります.見落とされがちなのは,熱電対も 経年劣化により年単位で数度程度の誤差が生じる点です.長 時間の試験あるいは長年交換していない熱電対の利用には注 意が必要で,定期的な検定が不可欠です⁽²⁴⁾.

熱電対以外に放射温度計による間接計測が使用される場合 もありますが,計測の際の放射率の設定や,計測の際の窓材 の材質による影響を受け,正確な温度評価ができない可能性 があります.そのため,融点が分かっている金属などを炉内 に設置して,金属が溶融する温度と放射温度計による測定温 度を比較・確認することで,予め温度補正を行っておくこと が重要です.

最後に,肝心のひずみ計測に関する注意点ですが,高温試 験においては,昇温に伴う熱膨張の影響を完全に排除する必 要があります.特に,変形速度が遅い場合は,熱膨張によっ て生じる変位がひずみに加算されて計測されてしまう恐れが あります.熱膨張の影響は,温度や電気炉のサイズ,試験治 具の容量などによるため一概には決められませんが,無視で きる程度になるまでに1~2時間程度保持する必要がありま す.熱膨張の影響を無視できるかを判断するためには,試験 片が変形しない微小荷重を負荷した状態で昇温時から計測部 の変位量を計測し,変位量が計測装置で無視できるようにな ることを確認してから試験を開始すると試験片のひずみを計 測していると考えられます.

2-1-2-5-5 クリープ組織の解析

クリープ変形機構を検討するうえで、クリープ挙動のみだけではなく、変形後の材料組織の評価も以下の点において重要となります.まず、上述したように、クリープ機構を議論する場合の応力指数 n,粒径指数 p,および変形の活性化エネルギー Q などのクリープパラメータの評価は、一定の応力、温度、組織条件下において、定常クリープ領域におけるひずみ速度と変形応力、結晶組織や温度との関係をもとに議論する必要があります.この関係は、2-1-2-3項で記載した様に、結晶粒径や析出粒子などの内部組織の影響を受けてク

リープ変形挙動が敏感に変化するためです.そのため,組織 変化のない条件でクリープ挙動を評価し,議論する必要があ ります.条件によっては組織変化を避けることができない場 合があります.仮に組織変化が生じてしまう場合には,後述 するように式(1)を利用して変化分を補正して評価するこ とも可能です.

次に,クリープ機構を議論する場合には,表1に示すク リープパラメータの組み合わせをもとに変形機構をおおよそ 類推することは可能です.しかしながら,より正確に理解す るためには,結晶粒の形状,粒界すべりの有無や,転位が関 連する場合には変形後の転位下部組織の特徴を確認すること も不可欠になります.特に,転位組織の評価を行う際に注意 すべきことは,試験終了後に室温まで冷却する際,可能なら ば試験荷重を作用させた状態で早期に冷却し,組織凍結を図 った上で評価することです.なぜならば,拡散が顕著に起こ っている高温では,転位の対消滅や回復が常に起こるため, 冷却中に転位密度や変形組織が変形中と大きく異なってしま うことを避ける必要があるためです.

2-1-2-6 クリープデータの解析例

ここからは、微細粒(*d*=0.3 µm)のジルコニアセラミック スの高温引張試験で得られた結果を紹介しながら、上記で述 べてきた注意点がどのように影響するかを示した事例⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾ をご紹介させていただくこととします、今回例として挙げる クリープ試験の結果は、図12に示すレバー式クリープ試験を 用い、一定荷重条件下で評価した例を示しています、クリー プひずみは、CCDカメラを用い、平行部両端のターゲット 間隔を非接触で連続計測することにより評価したものになり ます、また、試験中の温度は、3つの熱電対を用い(図12



図12 微細粒ジルコニアセラミックス(粒子径 d₀=0.35 μm)の 単軸引張クリーブ試験に用いたレバー式クリープ試験機 の(a)模式図と(b)つかみ部と試験片の写真.試験温度 が高温の場合は,試験片に伸び計を取り付けることが困 難になることもあるため,(a)のように炉外から CCD カメラやレーザー変位計を用いて(b)に示した試験片平 行部両端のターゲットの変位を計測する方法が採用され ます.また,試験片が大型の場合は,平行部の上下の温 度分布や温度変動を(b)のように試験片近傍に設置した 複数の熱電対で測定しておくことが重要です.

(b)),試験中に変化しないことを確認しています. さら に,比較のため、ダンベル型の試験片(図8(c))を用いて, 機械試験機のクロスヘッドの変位を計測することでクリープ 変位の評価も行ってみました.

レバー式クリープ試験機と機械試験機を用いて得られた単 軸引張クリープ試験結果は、図13に示したようになります. 図13(a)の試験条件は、いずれも温度1400°C,初期応力30 MPaです. CCDカメラでモニタリングして得られたひずみ 速度 $\dot{\epsilon}_m$ は、短い遷移クリープ領域を示した後、徐々に増加 に転じます.ただし、モニタリングして得られたひずみ速度 $\dot{\epsilon}_m$ は、あくまで見掛けの速度であることに注意してくださ い.レバー式クリープ試験機による試験は事前に設定した分 銅の重さを利用した「定荷重」であるため、実際の「真応力」 はひずみの増加に伴う断面積の減少により徐々に増加してい ます.例えば、引張試験片の変形前の平行部の初期長さを L_0 ,初期断面積を S_0 と仮定します.これに引張荷重Fを作 用させて、試験片が体積一定、かつ均一変形を保持しながら



図13 レバー式クリーブ試験機と機械試験機を用いて得られた 徴細粒ジルコニアセラミックス($3Y-ZrO_2$)の単軸引張ク リープ試験の結果;試験温度1400 °C,初期応力(a) σ_0 = 30 MPa と(b) σ_0 =5 MPa で実施⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾. \dot{e}_m は CCD カメ ラでモニタリングして得られたひずみ速度, \dot{e}_σ は \dot{e}_m に 対して応力変化分の補正を行った定応力条件下のひずみ 速度,そして \dot{e}_{od} は \dot{e}_m に対して応力変化分に加え,変 形中の結晶粒径 dの増加分の補正を行った定応力+一 定粒径(d_0 =0.35 µm)条件下のひずみ速度です.また, (a)に示した \dot{e}_{oc} は,機械試験機のクロスヘッドの変位 から評価した定応力条件におけるひずみ速度を比較のた めに示しました.

 ε_t の真ひずみが生じた場合の真応力 σ_t は、次式に従い徐々に増加します.

$$\boldsymbol{\sigma}_{t} = (F/S_{0}) \cdot \exp(\boldsymbol{\varepsilon}_{t}) \tag{10}$$

詳細な解析法に関しては、既報⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾を参照いただきたいの ですが、この応力の増加分を式(1)を用いて補正すると、 応力変化の補正後のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\sigma}$ は、シャープな遷移クリ ープ領域後もひずみの増加とともに徐々に減少する挙動を示 すようになります.本試験で対象としたジルコニアは微細粒 組織であるために、高温下において変形中に結晶粒径dが 徐々に増加します.そのため、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\sigma}$ は式(1)の粒 径依存性の関係に従い、粒径の増加とともに徐々に減少して いると考えられます.そこで、組織の変化(dの増加)分を式 (1)を用いて補正すると、粒径補正後のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{od}$ は、 遷移クリープ領域後にひずみ速度一定の定常クリープ領域を 示すことが確認できます.

一方,機械試験機を用いた試験では、クロスヘッドの変位 からひずみ速度を評価しています.ここでは、試験中のひず みの増加に従って機械的に作用させる荷重を制御し、定応力 条件下で引張クリープ試験を実施してあります.つまり、応 力変化の補正後のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\sigma}$ と同じ条件で評価している ことになります.図13(a)にこのクロスヘッドの変位から評 価した定応力条件におけるひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\sigmac}$ をプロットする と、レバー式試験機を用いて平行部の変位のみから求めたひ ずみ速度の特徴と大きく異なっていることが分かります.特 に、遷移クリープ領域が高ひずみ域まで続いており、ひずみ の増加とともにひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\sigmac}$ の減少が継続していることが 分かります.

クリープ挙動を正確に評価するには、平行部のみの伸びを 正確に評価する必要があります.そのためには、図8で説 明したように試験片の固定部の形状が重要となります.ネジ 加工が難しいセラミックスなどのような脆性な材料の場合 は、ダンベル形状と呼ばれる平行部両端に作製した肩部分を 引張治具にフックさせて引張試験されます.そのため、肩部 分で変形が生じると平行部の変形に加算される形でひずみが 評価されるため、誤差の原因となっていると考えられます. さらに、ここでは定応力で試験していますが、肩部の変形を

平行部の変形に加算し,過大評価しているために,応力値を 誤って制御していると思われます.本来ならば定常クリープ のはずの挙動が別の結果を示すことに繋がってしまうことを 示唆しています.

上記でも問題になりましたが、変形中の組織変化も結果に 誤差を生じさせる大きな要因になることがあります.このよ うな問題は、図13(b)に示した低応力、長時間の試験で顕著 になります.レバー式クリープ試験機を用いて同じ温度 1400℃で平行部のひずみを計測しても、初期応力5 MPa で 試験すると、見掛けのひずみ速度 $\dot{\epsilon}_m$ は、30 MPa の場合と 同様の短い遷移クリープ領域を示しますが、その後もひずみ の増加とともに連続的に減少し続けます.上述と同様に変形 中の応力と粒径の増加分を補正すると、補正後のひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ed}$ は、定常状態を示すようになります.このことは、カメ



図14 試験温度1400℃における微細粒ジルコニアセラミックス($3Y-ZrO_2$; $d_0=0.35 \mu m$)の応力とひずみ速度の両対数プロット⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾.比較のため、Owen と Chokshi により報告されたジルコニアセラミックス($3Y-ZrO_2$; $d_0=0.64 \mu m$)のデータ⁽²⁷⁾を式(1)を用いて1400℃に規格化して表示しました.変形中の応力変化分と結晶粒径 dの増加分の補正を行い定応力+一定粒径($d_0=0.35 \mu m$)条件で評価したひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{od}$ の応力依存性には、応力が減少するにしたがって、 $n\approx 2$ の粒界すべり、大きなn値のしきい応力、ならびに $n\approx 1$ の拡散クリープ領域が確認できます.その特徴は、図5に示した模式図と類似した応力依存性を示すようになります.

ラでモニタリングされたひずみ速度 *ɛ*m は見かけのものであ り,補正後に得られた定常クリープ速度が材料本来のクリー プ挙動を反映している,と考えることが妥当であろうと思わ れます.

このようにして得られた微細粒のジルコニアセラミックス の真応力と真ひずみ速度の関係を両対数のグラフにまとめる と図14のようになります.ここでは、比較のため、粒成長の 影響を補正せずに $\varepsilon = 0.03 \sim 0.1$ の真ひずみにおけるひずみ速 度 $\dot{\epsilon}_{\sigma}$ の結果もプロットしました.さらに、図13(a)で紹介し たクロスヘッドの変位量から評価したひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\sigma c}$ に加 え、他のグループの先行研究の結果⁽²⁷⁾も比較のために合わ せてプロットしました.

定常状態で評価したひずみ速度 $\hat{\epsilon}_{od}$ (図中の赤丸)は,低応 力,中応力および高応力域で異なる応力依存性を示し,応力 に対して「S字型」の依存性を示すことが分かります.その ひずみ速度をクロスヘッドの変位量から評価したひずみ速度 $\hat{\epsilon}_{oc}$ と先行研究⁽²⁷⁾の結果と比較すると,ひずみ速度の絶対値 に関しては,辛うじて実験誤差範囲内と言ってもよい程度の 違いにと留まっているようにも見えます.しかし,応力に対 する依存性,つまり応力指数 n に関しては,同じと判断し てよいか疑問が残ると言わざるを得ません.もう一つ注目し ていただきたいのは,低応力域でのひずみ速度の相関です. 粒成長の影響を補正する前のひずみ速度 $\hat{\epsilon}_{o}$ (図中の青い ∇ マ ーク)と先行研究⁽²⁷⁾の結果を比較すると、比較的良い対応を 示しているように見えます.単なる偶然かもしれませんが, 先行研究⁽²⁷⁾の結果も粒成長の影響を考慮していないことか ら、粒成長が進行したために,ひずみ速度が見掛け上減少し たことに起因したものであるとも考えられます.

最後に、定常状態で評価したひずみ速度 $\hat{\epsilon}_{od}$ の応力依存性 (図中の赤丸)を注意してみると、各変形挙動が独立に活動 し、加算的に変形が起こる際に予想される変形挙動の模式図 (図5)を再現しているようにも見えます.残念ながらより高 応力域の転位クリープに対応するn>3の領域が確認できて いないこと、いくつかの仮定の下に補正を行って得られた定 常ひずみ速度 $\hat{\epsilon}_{od}$ で評価していることは念頭に置いておくべ きかも知れません.しかし、考えられる範囲でクリープ挙動 の評価における課題点をクリアにした結果、最終的に理想的 なモデルと同じような結果が得られたことは興味深く、今後 さらに検討を進める必要があるように思われます.

2-1-2-7 おわりに

ここでは、クリープ試験を実施するうえで、注意すべきこ と, 事前に準備ならびに対処しておくべき極めて初歩的な事 柄を中心にご紹介させていただきました. そのほとんどが, 多少の実験経験がある方々にとっては,ご存じの内容が多 く、不要な情報ばかりであると思われますが、どうかご容赦 ください. ここでご紹介させていただいた内容は, 著者が NIMS に着任以降に、クリープに関する実験に携わるよう になってから実際に経験し、それを踏まえて取り組んできた ごく限られた情報です.ただ、当たり前のように聞こえる事 柄でも、論文を読む中で見落とされている事柄も散見されま した. また, 受け入れている学生の方々に接する際に, 伝え ている事柄を思い出しながら記載させていただきました. ク リープ変形を深く理解するには冒頭で挙げさせていただいた テキストを参照いただきたいですが、本稿の記載内容がクリ ープ試験に初めて取り組む方々に僅かばかりでも参考になれ ば幸いです.

文 献

- (1) 澤田浩太:火力原子力発電,(2020),399-400.
- (2) https://www.nims.go.jp/news/archive/2020/02/202002280. html

- (3) F. Wakai, S. Sakaguchi and Y. Matsuno: Adv. Ceram. Mater., 1(1986), 259–263.
- (4) K. Morita, K. Hiraga and Y. Sakka: J. Am. Ceram. Soc., 85 (2002), 1900–1902.
- (5) A. K. Mukherjee, J. E. Bird and J. E. Dorn: Trans. ASM, 62 (1969), 155–179.
- (6) F. R. N. Nabarro and F. de Villiers: The Physics of Creep, CRC Press, (1995).
- (7) T. G. Langdon: J. Mat. Sci., 41(2006), 597–609.
- (8)丸山公一,中島英治:高温強度の材料科学,内田老鶴圃, (1997).
- (9) 北薗幸一: 軽金属, 59(2009), 458-464.
- $(10)\;\;F.\;R.\;N.$ Nabarro: Phys. Soc., London $(1948).\;$
- (11) C. Herring: J. Appl. Phys., 21 (1950), 437-445.
- (12) R. L. Coble: J. Appl. Phys., 34(1963), 1679–1682.
- (13) I. M. Lifshitz: Soviet Phys. JETP, 17(1963), 909-920.
- (14) L. G. Harper, L. A. Shepard and J. E. Dorn: Acta Mater., 6 (1958), 509–518.
- (15) M. F. Ashby and R. A. Verrall: Acta Metall., 21(1973), 149– 163.
- (16) H. Lüthy, R. A. White and O. D. Sherby: Mater. Sci. Eng., 39 (1979), 211–216.
- (17) W. A. Rachinger: J. Inst. Metals, 81 (1952–1953), 33–141.
- (18) T. G. Nieh, J. Wadsworth and O. D. Sherby: Superplasticity of Metals and Ceramics, Cambridge University Press, (1997).
- (19) 連川貞弘,長谷川雄一,吉永日出男,幾原雄一:日本金属学 会誌,59(1995),263-270.
- (20) Y. Motohashi, K. Watanabe, M. Ohmori, M. Kubota: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng., 56 (1990), 1876–1884.
- (21) 上田太郎, 松尾哲夫: 材料, 14(1965), 62-66.
- (22) 小林謙一,金子将大,小山秀夫,Gavin C. Stratford,田淵正 明:日本機械学会論文集,77(2011),2046-2053.
- (23) J. M. Birch, B. Wilshire, D. J. R. Owen and D. Shantram: J. Mat. Sci., 11 (1976), 1817–1825.
- (24)門馬義雄,伊藤 弘,江頭 満,馬場栄次,宮崎秀子,田中 千秋:鉄と鋼,75(1989),665-672.
- (25) K. Morita and K. Hiraga: Scr. Mater., 42(2000), 183–188.
- (26) K. Morita and K. Hiraga: Acta Mater., 50 (2002), 1075-1085.
- (27) D. M. Owen and A. H. Chokshi: Acta Mater., 46 (1998), 667– 679.



森田孝治

 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 1997年 九州大学大学院総理工博士後期課程修了 博+(丁学)

1997年 科学技術庁 · 金材技研(現:物質 · 材料研究 機構)入所

2023年4月-現職 専問公野・酔化物な対角に 育

- 専門分野:酸化物を対象に,高温変形・クリープ,焼 結,透明セラミックスなど,エンジニアリ ングセラミックスの研究に従事.
- ◎現在は、高温におけるセラミックスの焼結、変形あるいは亀裂修復などに対する通電効果や蛍光体などに関する研究を中心に活動中です。
