

## 2.25Cr-1Mo鋼の粒内に観察される 方位変化によるクリープ歪の測定

吉澤 廣喜\*・中代 雅士\*・木原 重光\*・中川 幸也\*

Strain Measurement by Intra-granular Distortion Analysis in Creep of 2.25Cr-1Mo Steel

Hiroki YOSHIZAWA, Masashi NAKASHIRO, Shigemitsu KIHARA and Yukiya NAKAGAWA

**Synopsis :** Intra-granular creep distortion of 2.25Cr-1Mo steel deformed at 843K and 106MPa has been investigated by transmission electron microscopy (TEM). Intra-granular distortion detected by Kikuchi pattern shifting was observed quite early ( $<1\%$  strain) before sub-grain structure is developed. Average misorientation change was proportional to the distance between measurement points in the grain. In order to determine average internal distortion  $\epsilon_a$ , mean values of tilt angle/distance from certain point were calculated in several grains. Internal distortion  $\epsilon_a$  showed good correlation with creep strain  $\epsilon_c$  under the test condition and prepared a method of creep strain measurement.

**Key words :** 2.25Cr-1Mo steel; Creep damage; Boiler tube; Damage assessment; Creep strain; Intra-granular distortion.

### 1. 緒論

クリープが問題となる状態で使用される場合の材料劣化度の測定は関心の高い問題である。2.25Cr-1Mo鋼の研究に限っても、クリープ損傷と組織の定性的な関連について良く知られており、ボイドの生成による密度変化<sup>1)</sup>、炭化物の形状・組成変化<sup>2)~9)</sup>、転位・亜粒界組織<sup>1)10)~12)</sup>などが研究されている。炭化物の性状は2.25Cr-1Mo鋼のクリープ特性に大きく影響することは知られているが、長時間になるにしたがって、クリープ寿命は炭化物形状の影響が少なくなり、クリープ前の炭化物の形状を変化させても寿命は同じになる傾向を示すことが知られている<sup>13)</sup>。また、炭化物の性状変化はクリープ中の時効による影響を強く受けるが、応力の影響も議論されており応力を付加することで $M_6C$ の生成が速まることが報告されている<sup>2)6)</sup>。

実機材料のクリープによる材料劣化を調べるためには、定期検査の際、実際に使用されているボイラチューブ等構造物を部分的に取り出し、温度・応力を高めた加速クリープ試験をおこなうことで、今後新たに使用できる時間を推定することが一般におこなわれている。しかし、温度加速の場合には、温度を上昇させることによる回復・表面酸化が生じる場合があり、また応力加速試験の場合にも、安定な亜粒界サイズが応力によって異なることから、定常組織が変化してしまう。また、組織変化とクリープ損傷の関係は定常状態での組織変化についての報告が主であり、加速試験中に加わる新たな組織変化の効果についての議論は少ない。

高温部材の設計基準には、その部材の寿命を支配すると考えられる因子によって設計基準が決められ、クリープ破断寿命・クリープ変形・短時間強度等が用いられる。2.25Cr-1Mo鋼の場合、ボイラの設計ではクリープ破断強度によって寿命が決定されており、材料の10万時間クリープ耐力の2/3で設計される。実機の使用環境では、クリープ変形は破断近くで集中的に生じ、それ以前でのひずみ速度は、かなり低いことが知られている。このような条件下で数パーセント以下の微小なクリープ変形量が定量的に測定できれば、使用温度・応力が不明でもクリープ損傷が変形量から定量的に評価できる。一般に、クリープ変形は転位組織と転位組織の一つとも考えられる亜粒界組織と関連していることが知られている。クリープ中の転位密度は $\alpha$ -鉄<sup>14)</sup>の場合初期段階で高くなり、クリープ変形の進行とともにある一定値に減少することが知られている。また、クリープひずみと亜結晶粒組織の関係については古くから報告されており、TEMあるいはX線によって測定されている。TEMによる菊池線あるいはX線による亜粒界の結晶方位回転とクリープひずみとの間には直線関係があることが知られており、アルミニウム<sup>15)</sup>あるいは $\alpha$ -鉄<sup>14)</sup>の結果では数%のひずみ以上で測定がおこなわれている。亜結晶粒サイズは初期には大きく、クリープひずみと共にあるサイズに近付くことが知られている。定常状態に近づいた亜結晶粒サイズは温度にあまり影響されないが、応力が増すと亜粒界サイズも小さくなる。しかし、数%以下の微小ひずみでは亜粒界が存在せず、測定が不可能となる。都合がよいことには、2.25Cr-1Mo鋼でもベイナイト組織の場合、ベイナイトラスの微

平成6年8月22日受付 平成6年11月4日受理 (Received on Aug. 22, 1994; Accepted on Nov. 4, 1994)

\* 石川島播磨重工業(株)技術研究所 (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Koto-ku Tokyo 135)

細なセル組織があらかじめ存在しており、クリープ変形に伴ってセル同士の間隔が低ひずみから増加することが報告されており、やはりクリープひずみと良い相関が示されている。

今回使用した2.25Cr-1Mo鋼は火力発電用ボイラの伝熱管として使用され、加工性・長時間クリープ強度の点から、フェライト+パーライト組織の状態で使用されている。亜粒界はクリープ試験前には全く存在しないが、数%ひずみを受けると亜粒界組織がすべての結晶粒中に発達する。我々は、クリープ変形を加えた試験片では透過電子顕微鏡中で菊池線の移動が大きいことを示し、その傾向が結晶粒サイズに近い長周期を持ち、粒内ひずみはマクロなクリープひずみ量に比例することを報告した<sup>16)</sup>。本研究では、TEMでの菊池線観察により、亜粒界が存在しないような状態から始まる粒内のひずみについて検討し、実際のボイラチューブ材の損傷評価を考え、粒内のひずみを定量的・統計的に評価することを目的とした。

## 2. 測定方法

菊池線による測定法は菊池パターンの変移ベクトルの大きさが結晶の観察面の面法線の傾きに比例することが知られており<sup>17)</sup>,

$$\epsilon = |a|/L$$

で示される。ここで

$\epsilon$  = 試料の傾斜角

$a$  = 変移ベクトル

$L$  = カメラ長

実際のTEMではカメラ長を1000mm以上まで選ぶことができる。例えば $L=1000\text{mm}$ とすれば、試験片の $1^\circ$ の傾斜は蛍光面で17.5mmまでにして測定できる。撮影されたネガフィルムを用いれば、電子顕微鏡の安定性を考えても測定上 $\pm 0.1^\circ$ の精度で十分測定が可能である。またSAD (Selected Area Diffraction)法と同様に結晶の面法線の回転角もはかれ、回転角はそのまま回折スポットあるいは菊池線の回転角となって示される。この場合、菊池線を使用した測定では、ネガフィルムを使用した場合、我々の経験では $\pm 0.3^\circ$ の精度しか得られない。今回は精度を考え、菊池線の変移ベクトルによる試料面の傾斜角のみを測定することとした。したがって、結晶の捻れ総量を測定していないので、測定した結晶の方向によっては、ばらつきが生じる。また相接している結晶の方位関係が異なるため、それぞれの結晶粒によるばらつきも生じることが考えられる。そこで、今回は最低4個結晶粒を選び、それぞれの粒内でランダムに6点以上観察した。また今回は条件をそろえるため、フェライト組織内で測定した。

## 3. 実験方法

実際のボイラ過熱管用2.25Cr-1Mo鋼管から、ゲージ部 $8\phi \times 50\text{mm}$ の試験片を切りだしクリープ試験をおこなった。組成、熱処理条件をTable 1に示す。この鋼管はフェライトと10%前後のパーライトを含み、結晶粒サイズは $50\mu\text{m}$ 程度である。今回の試験条件は実際の使用条件(最高温度843K、応力27MPa)に比較して、応力加速試験と考えられる643K・106MPa ( $10.8\text{kgf}/\text{mm}^2$ )でクリープ試験をおこない、中断試験によりひずみ量の異なる試験片(0.8, 1.7, 2.8, 30%ひずみ)を作製した(Table 2)。また、一部53MPa, 923Kで641時間、4.9%クリープさせた試験片を使用した。クリープひずみは、クリープ試験前後でゲージ部分につけた標点間の計測により求めている。ここで選んだ条件は応力加速条件であるため短時間で伸びが観察され、実際に使用されている条件で観察されるような変形が破断近くに偏るようなことはない。また、破断した試験片を除き均一変形であった。TEM用試験片は作製した試験片の中央部分(破断材は破断部から10mm程離れた部分)から採取し、TEM像と菊池線により、ひずみ量と相対位置を比較した。また観察方向による影響を防ぐため、観察はすべて試験片の横断面から切り出した。

測定上の精度を維持するため、試料準備・測定にも機械的な歪を防ぐため注意を払った。そのため、特に注意深く試料を扱い、薄膜が変形しないようにした。また、なるべくエッジ部分から内側に入った厚い部分で測定した。測定する結晶粒自身の方位ばかりでなく、周囲の結晶粒との相互関係が測定値のばらつきの原因となることが考えられるので、今回は測定する結晶粒の方位には特別注意しなかった。菊池線の観察には装置上の都合からイメージ上で $0.4\mu\text{m}$ の制限視野絞を使用し、制限視野回折モードで測定した。この状態で十分鮮明な菊池線が得られる。30%変形後でも転位密度が低いいため、はっきりした菊池線の模様を観察することが可能であった。

Table 1. Chemical composition (wt%).

Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
bal.	0.11	0.26	0.45	0.022	0.013	2.1	0.92
Heat treatment:						Isothermal annealed	
						1203K, 1h	
						1203K-993K, 1h	

Table 2. Summary of creep test at 843K and 106MPa.

Test Piece No.	Load time (h)	Strain (%)
U-1	261.5	0.8
U-2	522.7	1.7
U-3	709.2	2.6
U-4	1634.2	30.0

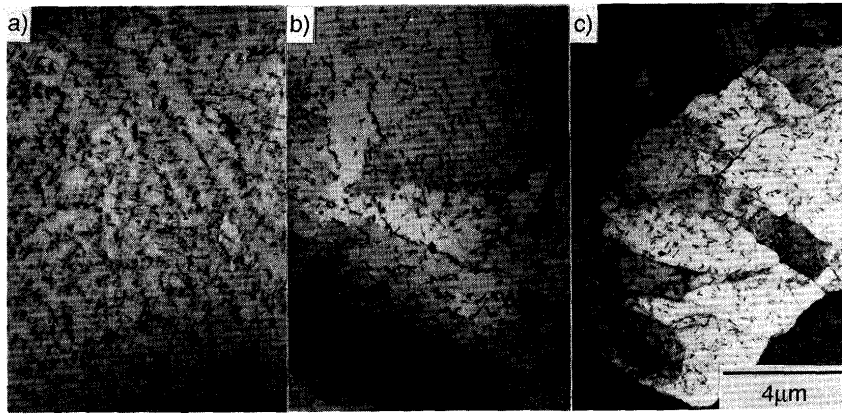


Fig. 1. TEM micrographs of 2.25Cr-1Mo steel after creep at 843K and 106MPa. a) as received; b)  $e_c=2.6\%$ ; c)  $e_c=30\%$ .

#### 4. 実験結果

Fig. 1に母材、ひずみをそれぞれ2.6%、30%付与した試験片のTEMによる組織を示す。本供試材は、フェライト・パーライト組織となっており、フェライト地には $M_2C$ 炭化物が析出している。また、使用前の状態ですでに炭化物の周囲にかなりの密度の転位が導入されていることがわかった。2.6%ひずみを付与した試験片では、炭化物が網目状に並んでいる箇所が多く観察された。しかし、TEMによるコントラストで、亜粒界組織は多くの結晶粒で観察されるものの、各結晶粒中に数本観察されるだけであった。また、ひずみの付与が2.6%以下の試験片では、炭化物が直線状に配列している部分が数多く観察される。これらの炭化物の配列は母材組織でも観察され、受け入れ前の組織と考えられるが、変形が加わることで網目状に配列した組織の面積が増加しているように観察された。30%ひずみを付与した試験片では、亜粒界セル組織が発達しているが、長く伸びたセルとなっている場合もかなりの頻度で観察された。またすべての結晶粒内で亜粒界が観察されたが、亜粒界上に炭化物が多く観察されるということにはなかった。長時間側では炭化物の密度が低くなり、それに伴い炭化物の配列も観察されなくなることもあり、亜粒界と炭化物の関係は無いように観察された。同様に炭化物が減少するためか、亜粒界を除くと粒内ではクリープ試験後、転位密度が低下した。Fig. 2にそれぞれの結晶粒中で菊池線の移動から測定した変移ベクトルの絶対値の測定結果を示す。結晶粒の中央に近い部分を起点として粒内の各点におけるその面の傾斜角を示している。ここでは測定した結晶粒をすべてプロットした。ここに示したように粒内では亜粒界の生成にかかわらず、クリープひずみが微小な場合でも、粒内ひずみが観察されることがわかった。母材 (Fig. 2a) では最大 $0.5^\circ$ 結晶方位がずれていることがわかる。十分時効し粒内にひずみも存在しないと考えられるNi-Al合金で調べたところ、最大 $0.2^\circ$ ひずみが検出されたことから、本実験による総合的な測定誤差を越える歪が母材中に存在すると考えられる。

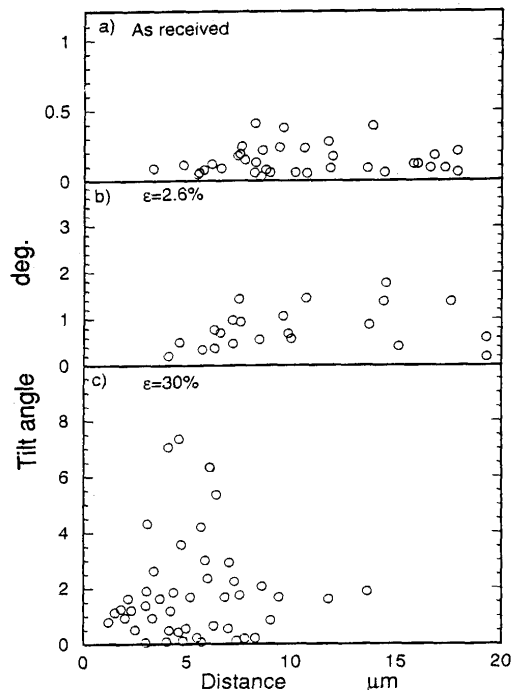


Fig. 2. Misorientation distribution between reference point and measurement point. Reference point was placed near the middle of grain. a) as received, b) 2.6% strain, c) 30% strain.

あるいは、2.25Cr-1Mo鋼の磁性による測定誤差が含まれると考えられる。本研究で用いた母材中には、すでに高い密度の転位が観察されるが、これは炭化物の周囲に導入された転位であって、ほとんど結晶粒をマクロ的に湾曲させたり捻るような変形 (Distortion) には寄与していないことがわかった。2.6%ひずみを付与した試験片 (Fig. 2b) では測定した粒内には数えるほどの亜粒界しか存在しておらず、亜粒界は定常状態で観察される大きさまで細分化されていなかった。しかし、その亜結晶粒中でもひずみは観察された。傾向として距離が離ればそれに従って、結晶の回転角も増加する場合が多いことがわかった。Fig. 2cは破断材の測定結果である。局部変形が進んでいるため、変形量は30%にはならない。Fig. 1cに示したように亜粒界組織が発

達し、となりあう亜結晶粒間で回転が進んでいると想像される。ここでは、粒内で最大7°以上方位差があり、破断材でも距離に応じて結晶の傾きが大きくなっていった。このように測定範囲の差はあるものの、母材から破断材まで粒内で観察される結晶回転の傾向は亜粒界の生成にかかわらず同じであることがわかった。

## 5. 考察

### 5・1 結晶粒中に観察される亜粒界

多結晶体のクリープは粒界滑りと粒内変形によって生じることが知られている。粒内変形が律速している領域では、応力軸方向に結晶が塑性変形する。多結晶体のクリープによる変形では結晶粒それぞれがお互いに拘束され、それぞれの結晶粒のクリープ変形の異方性によって生じる内部応力下で、クリープ変形を引き起こす。その拘束力は異方性によってそれぞれ粒界によって異なるはずであるから、結晶の捻れ (Distortion) を生じる。この変形はそれぞれの結晶粒で不均一であり、試験温度での材料の異方性が影響すると考えられる。その結果、多結晶中では同じバーガスベクトルを持つ転位が遍在する。同じ材料では、マクロ的な塑性変形量の増加に伴って、粒内に蓄積されるひずみも当然増加すると考えられる。クリープ変形は転位の上昇運動によって律速されていることが一般に知られている。つまり亜粒界は粒内に蓄積され、転位の上昇運動によって解放できない結晶の捻れを亜粒界として解放、分散させる効果を示し、亜粒界が存在しないような低ひずみ状態から、同じ変形機構を保持していると考えられる。また転位の上昇運動は格子欠陥の移動によって起こることを考えると近くに存在している正負の転位間で上昇運動が起こると考えるのが自然である。またクリープ破断時でも結晶粒界の移動を伴ったり、粒内全体にわたる再結晶が生じていないということは、少なくとも粒内に長周期的な転位のアンバランスがそのまま残っていることになる。したがって、クリープ変形の始めから破断まで、捻れはそのまま残り、ある臨界値を持って亜粒界となるにすぎない。結晶粒サイズもほぼ均一であることを考えれば、そのアンバランスも結晶のサイズに近い周期を持つと考えられ、結晶中のある点から見れば、Fig. 2に示すように、ばらつきはあるものの距離が離れるほど変形量が多くなるように観察される。このことから、外からの不均一な拘束がないような単結晶体での単軸応力・均一変形の場合、変形後正負のバーガスベクトルを持つ転位が同じ数だけ導入されているならば、巨視的にみた場合結晶の変形は生じるが捻れは生じないと考えられる。実際、我々がNi基超合金を5%クリープ変形させた後、今回の結晶粒サイズと同じ20-30 $\mu\text{m}$ 以内で菊池線を観察したところ、ほとんどひずみは観察されなかった。

Fig. 3にTEMのコントラストにより亜粒界が観察される

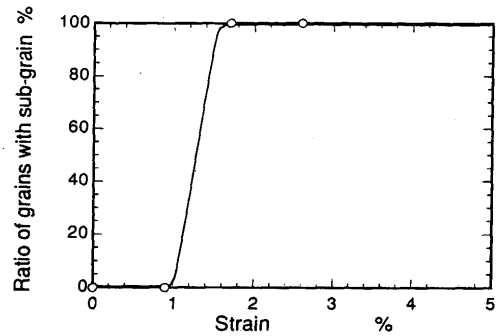


Fig. 3. Ratios of grains containing sub-grain structure in total grains. Observation was done on twenty grains larger than 15  $\mu\text{m}$  in diameter in TEM.

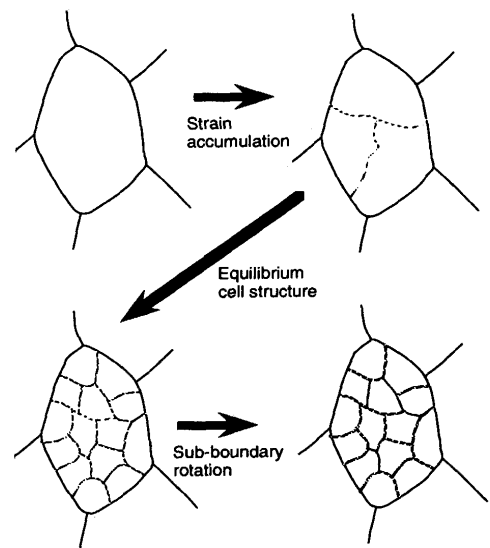


Fig. 4. Sub-grain development.

粒界の比率を示す。このクリープ試験条件では1.7%ひずみを付与すれば、ほとんどすべての粒に亜粒界が観察される。TEMでは粒内の一断面しか観察していないことを考えると実際には、観察している以上に早期に亜粒界ができていたものと考えられ、亜粒界の生成にはある粒界ひずみの臨界値が存在すると思えば、ある程度均一に変形を受けているものと考えられる。

Fig. 4に亜粒界の生成の模式図を示す。亜粒界は粒内にあるひずみ量が蓄積された時に生成し、初期段階では数本の亜粒界が粒内に観察される。その後さらにその亜粒界の中で蓄積されたひずみによって、さらに微細な亜粒界に細分化され、ひずみ速度と回復のバランスによって決定される亜粒界サイズに達する。その後さらにクリープ変形が進むと、変形は亜粒界に吸収され、亜粒界セルの回転が進み、TEM中でもコントラストのつきかたは大きくなる。以上の変形メカニズムを考えると、方位がランダムな、いくつかの結晶粒の平均を求めることでその材料の平均的なクリープひずみが測定されると考えられる。

### 5・2 変形量と結晶粒内のひずみ (Distortion) の関係

したがっていくつかの結晶粒のひずみの大きさを平均す

れば、その材料の内部ひずみが定義できるはずである。ここでFig. 2より粒内で観察される結晶面の傾きは距離とともに大きくなっていくように観察されることから、

$$e_d = \frac{1}{n} \sum \frac{\theta}{d}$$

$d$  = 測定点からの距離

$n$  = 測定数

とすれば、 $e_d$ はひずみ量が一定とした場合の平均的な内部ひずみを示すと考えられ、いくつかの結晶粒で調べればそのひずみ材の平均的なひずみが計算できる。Fig. 5に母材、2.6%、30%クリープひずみ材の $\theta/d$ と $d$ の関係を示した。距離によらずほぼ一定のばらつきを示すことがわかる。そこでこれらひずみの分布状態を調べるため、一つの試料について数多くの結晶粒で測定を繰り返しおこなった。ここで測定した2.25Cr-1Mo鋼は、都合により他の測定とは異なるヒートを使用した。Fig. 6は、まず初めにその中で1結晶粒を選び、その内での結晶粒中のひずみの分布を調べ $\theta/d$ の測定値を、正規確率紙上に示したものである。一つの結晶粒内での分布は直線で示され、正規確率分布で示ることがわかる。この中には、ひずみの粒内分布と測定誤差分布が組合わさって示されている。Fig. 7に同様な測定を10結晶粒で繰り返した結果を示す（一部5点しか測定をおこなっていない結晶粒も含む）。本手法では、実験上膨大な写真枚数を必要とするため今回は10結晶粒とした。やはり、正規確率紙上で良い直線性を示すことがわかり、計算の結果、平均値0.10、標準偏差 ( $s$ ) は0.060 (deg./ $\mu\text{m}$ ) となった。また、結晶粒の平均値をプロットすれば、やはり正規分布に従う

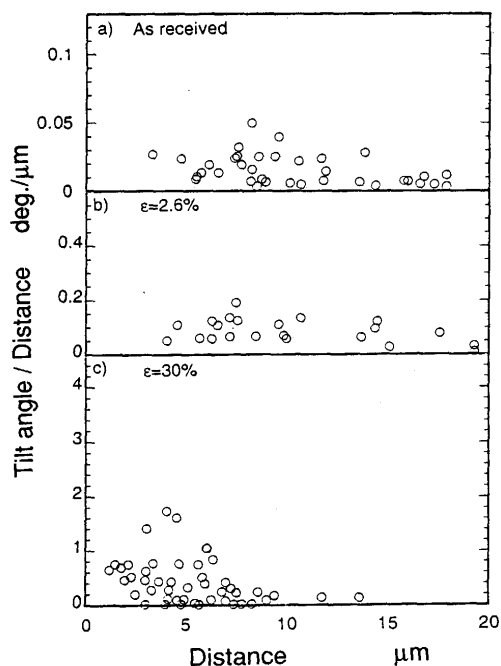


Fig. 5. Internal distortion and distribution. a) as received, b) 2.6% strain, c) 30% strain.

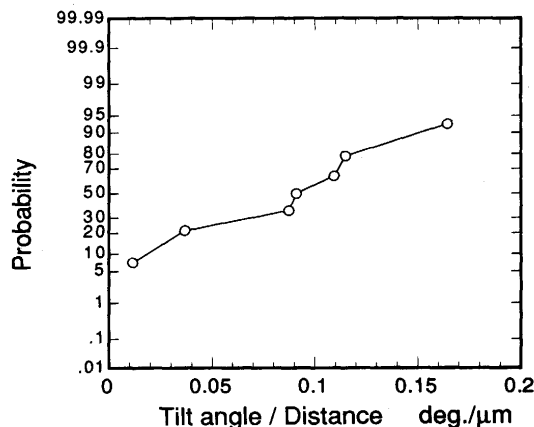


Fig. 6. Distribution of intra-granular distortion in a grain. Measurement values are shown in the normal probability paper.

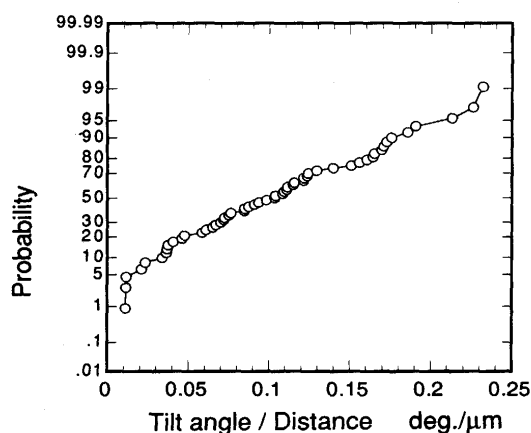


Fig. 7. Distribution of intra-granular distortion in ten grains. Measurement values are shown in the normal probability paper.

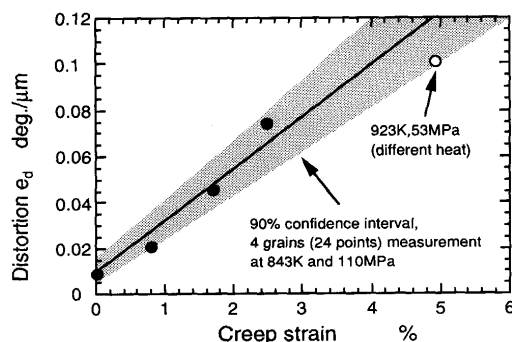


Fig. 8. Relation between creep strain  $e_c$  and internal distortion  $e_d$ .

ことがわかった。例えば、この結果を材料固有の分布であり、またヒートが異なっても同じひずみ分布を持つものと仮定して、同じ試験片から4結晶粒（24ポイント）測定をおこなった場合の90%信頼区間を求めれば、 $0.1 \pm 0.02$  (deg./ $\mu\text{m}$ ) が計算される。ここで、この信頼区間を使用すれば、Fig. 8に示したようにマクロなクリープひずみとここで定義した $e_d$ には十分に良い相関があるものと考えられる。実際にはマクロなクリープひずみ $e_c$ の信頼性も重要な問題にな

るが、今回はクリープ曲線と試験後測定したひずみ量の間  
に矛盾がないことから、マクロなひずみの測定値をそのま  
ま用いた。さらに、実際の場合の測定方向を考えて、応力  
軸に平行な方向から試験片を切り出して同じように4結晶  
粒で測定を行ったところ、測定値は横断面の80%となった。  
多少得られた値は異なるものの、測定誤差の中に入ること  
から、この程度の計測数では測定方向による異方性は認め  
られないと考える。この結果は、形状が一定なボイラ中の  
過熱管ばかりでなく、ヘッダーのような形状が複雑な場合  
でも、本手法が使用できることを示したものと考えられる。  
また、実際の測定から生じる不安定な実験誤差（湾曲部分  
の測定による結果のばらつき）もここで調べたように測定  
値の分布を調べれば、防ぐことができる。

### 5・3 本手法の有効性

2.25Cr-1Mo鋼のメカニズムマップは報告されておらず、  
粒内変形が支配する領域は不明である。 $\alpha$ -鉄についての報  
告によれば、0.5Tm以上の高温で粒界拡散による変形が律  
速する領域が低ひずみ側に存在することが示されている<sup>18)</sup>。  
2.25Cr-1Mo鋼は粒界がカーバイトで強化され、粒界滑りは  
生じにくくなっているが、粒内もCr, Mo, Cで強化され変  
形しづらくなっており、実用条件下での律速メカニズムを  
断定することはできない。本実験は1条件のクリープ試験  
結果のみであり、加速条件、粒サイズ等条件を変化させた  
場合も考慮しなければならない。もし、粒内変形が実用条  
件下でも律速しているならば、実用条件下でのクリープ材  
のひずみ測定に応用できる。試しに15万時間使用材の内部  
ひずみの測定をおこなったところ、今回の実験結果から想  
像すると、場所によって、0.8-1.2%変形を受けていること  
が計算された。したがって、実用条件下でも粒内変形が重  
要なメカニズムになっていることは容易に想像でき、有効  
な劣化診断の1手法になりうるということがわかる。例えば、 $\theta$   
プロジェクション法<sup>19)</sup>等で長時間のクリープ曲線が計算でき  
れば、直ちに余寿命の推定をおこなえる。また、1, 2,  
3%での変形量におけるクリープ余寿命と応力の関係が得  
られており、39.2MPaでは1%変形は35%余寿命を示すと  
計算されている<sup>20)</sup>。このことは、本研究で議論したクリープ  
変形領域が寿命判定に重要であることを示している。今回  
は応力加速試験で実験をおこなったが、温度加速状態、長  
時間クリープでも同様な結果が得られるかどうか調査し、  
本手法の有効性を確認する必要があると考えられる。また、  
一部結果を示したがヒート間の影響を明らかにし、本手法  
をより普遍性のあるものとする必要があると考える。

## 6. まとめ

火力発電用加熱管として使用される2.25Cr-1Mo鋼管を

643K・106MPaでクリープ試験を行い粒内ひずみの測定をお  
こなった。透過電子顕微鏡で観察される菊池線の変移ベク  
トル測定により、クリープ試験片中に残された結晶粒内の  
ひずみを測定し、マクロなクリープひずみとの関連を調べ  
た結果、以下の結論が得られた。

(1)透過電子顕微鏡中の菊池線観察によって粒内に蓄積  
された微小な粒内ひずみが検出できる。

(2)粒内に観察されるひずみの平均値は結晶粒によって  
異なるものの、それぞれの結晶粒内で正規分布を示す。ま  
た10結晶粒の測定分布も正規分布を示し、平均値 $e_a$ により  
クリープ中に生じるマクロなひずみ量が検出可能である。

(3)応力加速試験の結果、2, 3%クリープするとすべて  
の結晶粒中に亜粒界組織が観察されるが、それ以前でも粒  
内に残されたひずみが測定でき、亜粒界組織に関係なく粒  
内ひずみはクリープひずみと直線関係がある。

(4)本手法を用いることで今まで測定不可能であった微  
量なクリープ変形量を定量化することが可能になり、今後、  
変形量という視点からの寿命予測が可能になる。

## 文 献

- 1) D. Lonsdale and P. E. J. Flewitt: Mater. Sci. Eng., **39** (1979), p.217
- 2) F. Masuyama, N. Nishimura and T. Yokoyama: Microstructures and Mechanical Properties of Aging Materials, The Minerals, Metals & Materials Society, (1993), p.149
- 3) A. Afrouz, M. J. Collins and R. Pilkington: Metals Technology, **10** (1983), p.461
- 4) C. Castani, D. D'angelo and V. Regis: Fourth Int. Conf. Pressure Vessel Technology, **2** (1980), p.329
- 5) M. C. Murphy and G. D. Brance: J. Iron and Steel Inst., **209** (1971), p.546
- 6) R. G. Baker and J. Nutting: J. Iron and Steel Inst., **192** (1959), p.257
- 7) W. J. Jones and J. A. Van den avyle: Metal. Trans., **11A** (1980), p.1275
- 8) J. Pilling and H. Ridley: Metal. Trans., **13A** (1982), p.557
- 9) 行俊照夫, 西田和彦: 鉄と鋼, **59** (1973), p.1114
- 10) K. Maruyama, C. Tanaka and H. Oikawa: Trans. ASME, J. Pressure Vessel Technology, **41** (1990), p.92
- 11) K. F. Hale: Physical Metallurgy of Reactor Fuel Elements, The Metals Society, London, (1974), p.193
- 12) 村上晃一, 木原重光, 中代雅士, 中川幸也: 石川島播磨技報, **31** (1991), p.353
- 13) 佐藤信二, 川崎龍夫, 岡部律男, 小野 寛: 鉄と鋼, **65** (1979), p.861
- 14) A. Orlová, M. Pahutová and J. Cadek: Phil. Mag., **25** (1972), p.865
- 15) A. Orlová, Z. Tobolová and J. Cadek: Phil. Mag., **26** (1972), p.1263
- 16) 吉澤廣喜, 中代雅士, 木原重光, 中川幸也: 日本金属学会講演概要, **113** (1993), p.463
- 17) M. Von. Heimendahl, W. Bell and G. Thomas: J. Apple. Phys., **35** (1964), p.3614
- 18) M. F. Ashby: Acta. Metall., **20** (1972), p.887
- 19) 金属材料技術研究所研究報告集, クリープデータシートの作成(3), (1993), p.43
- 20) 浅川幸一, 大友 暁: 鉄と鋼, **65** (1979), p.869