

# 長時間使用した2.25Cr-1Mo鋼伝熱管の Intra-granular Distortionによるクリープ損傷評価

吉澤 廣喜\*・中代 雅士\*・木原 重光\*・馬木 秀雄\*<sup>2</sup>

Creep Damage Evaluation on 2.25Cr-1Mo Heat Exchange Tubes  
by Intra-granular Distortion Analysis

Hiroki YOSHIZAWA, Masashi NAKASHIRO, Shigemitsu KIHARA and Hideo UMAKI

**Synopsis :** Creep damages of 2.25Cr-1Mo steel heat exchange tubes used for 80,000, 190,000 and 221,000 hours in fossil power plants were quantitatively evaluated in terms of intra-granular distortion by TEM. A method for calculating the average intra-granular distortion of 2.25Cr-1Mo steel developed in our previous study was applied. Average intra-granular distortion used for 221,000 hours was calculated as 0.058 deg./ $\mu\text{m}$  and estimated 2.4% creep strain. Relation between creep strain and creep life consumption ratio indicated more than 70% of creep life was consumed at service condition. Heat exchange tube used for 80,000 hours was calculated 20% of creep life was consumed. Among the three specimens, creep life consumption ratio was linearly increased with operation period. Near the leak portion used for 221,000 hours high creep strain rate was anticipated from the dislocation structure and non-uniform distribution of intra-granular distortion in the tube. It was concluded intra-granular distortion (IGD) analysis was applicable for the evaluation of 2.25Cr-1Mo heat exchange tube employed under and over designed period.

**Key words :** steel for elevated temperature ; tubular product ; creep ; maintenance ; metallograpy.

## 1. 緒言

設計基準を越えて長時間使用した、ボイラ伝熱管2.25Cr-1Mo鋼の組織調査による損傷評価は、主に炭化物の検討からなされている<sup>1-6)</sup>。2.25Cr-1Mo鋼中で炭化物は最終的に $\text{M}_6\text{C}$ が安定であるとされており<sup>7)</sup>、 $\text{M}_6\text{C}$ 相の体積率について調査すれば、時効時間と良い相関があるが、ある時間で粗大化は停止する<sup>8)</sup>。また、Pの濃度によって $\text{M}_6\text{C}$ 相の体積率増加速度は大きく影響される。 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ は $\text{M}_6\text{C}$ に比較して長時間粗大化が長時間連続して進み、この結果は15万時間までの時効状態の推定が可能である<sup>9)</sup>。TEMで観察すれば、長時間使用とともに粒界の近くに $\text{M}_2\text{C}$ 炭化物の消失した領域が観察されるようになり、時効時間とともにその面積が増加することが知られており、2.25Cr-1Mo鋼の劣化と関連があると考えられている<sup>9)</sup>。

高温部材の設計基準には、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、その部材の寿命を支配すると考えられる因子によって寿命が決定される。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

り低いことが一般に知られている。クリープひずみと寿命の関連についての報告によれば、数パーセント以下のひずみが損傷評価には重要であることが示されている<sup>10)</sup>。したがって、実際に使用されている2.25Cr-1Mo鋼で、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。都合がよいことに、2.25Cr-1Mo鋼伝熱管は加工性から、一般にフェライト+パーライト組織として使用されており、使用前には粒内のひずみは十分に除去されている。我々は、以前の報告で、色々な条件でおこなったクリープ試験片のdistortionとクリープひずみの関連について検討した<sup>11)</sup>。その結果、応力加速試験ではdistortionは粒内に保存され、引張試験片中に観察されるdistortionと同じ値で保たれていた。しかし、温度加速クリープ試験では、温度がある値を超えると、2.25Cr-1Mo鋼の結晶粒内に蓄積されるdistortionが、減少することを報告した。組織観察から温度の上昇によって、転位密度が著しく低下することから、転位の上昇運動が生じ、結晶の捻れや湾曲といったdistortionが結晶粒外へ消失してしまうことがわかった。このような組織では、強化機構として働いている炭化物も著しく劣化していることから、クリープ強度は保てないと想像されるが、実際に使用された2.25Cr-1Mo鋼伝熱管による実証が残

平成8年6月18日受付 平成8年9月9日受理 (Received on June 18, 1996; Accepted on Sep. 9, 1996)

\* 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)

\* 2 石川島播磨重工業(株)電力事業部 (Power Plant Division, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

されていた。

ここでは、粒内のdistortionを測定する手法(IGD: Intra-granular Distortion解析)を、実際に長時間使用したボイラ伝熱管の評価に適用し、本手法の有効性について検討することを目的とした。また、実際の伝熱管では外面から加熱され、伝熱管の外面から内面に向かって生じる温度勾配や、火炎の方向性によって生じる不均一加熱によって、損傷のばらつきが考えられることから、本来場所によって損傷は一定でないことが予想される。本手法によって局所的なひずみをとらえ、伝熱管における損傷の不均一性についても明らかにする。

## 2. Distortionの測定手順

我々は以前の報告<sup>9)</sup>で、クリープ変形によって生じるdistortionは、周囲をとりまく結晶粒による変形の拘束によって生じるため、その周期は結晶粒サイズの周期に近く、粒内の中央に近い点を基準にすれば単純に増加することを示した。したがって、粒内の中央に近い1点を選び、その周囲のdistortionを平均すれば、その結晶粒の平均的distortionを示すことができる。実際には、測定上の問題もあって1結晶粒内で7点(1点は基準点)の測定で平均的なその結晶粒のdistortionとした。本手法では、粒内の微小な結晶の方位の変化を測定するために、TEM中で菊池線のシフトベクトルを使用した。一般に菊池線は亜粒界をはさんで、結晶の方位変化を測定する手法として使用されている。十分にひずみを除去した2.25Cr-1Mo鋼を使用して、TEM試験片を注意深く作製すれば、菊池線が明瞭に観察される比較的試験片の厚い部分で測定位置が10 $\mu$ m離れても方位変化が0.2 $^\circ$ であり、結晶粒内の微小な方位変化の測定に適用可能であることを示した<sup>9)</sup>。Fig. 1にdistortion測定法を示す。まず初め

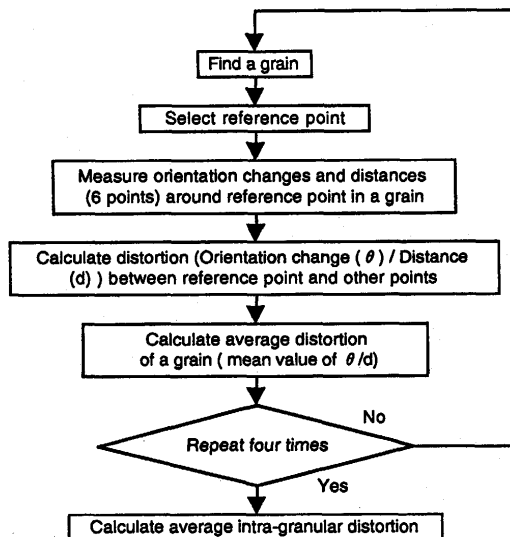


Fig. 1. Flow of distortion analysis.

に、TEM中で直径が15 $\mu$ m以上の結晶粒を選び、粒界に近くない1点を基準点とした。その周囲で偏らないように、また、あまり粒界に近づかないように、n点(ここでは6箇所)菊池線を観察し、基準点との比較でそれぞれの計測点の菊池線のシフトベクトル $\theta_i$ を計算した。さらに、それと共に基準点からの距離 $d_i$ を写真から計測し、その結晶粒のdistortion( $\epsilon_j$ )を

$$\epsilon_j = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{\theta_i}{d_i} \dots\dots\dots (1)$$

で定義した。さらにm個の結晶で同じことを繰り返し、(2)式に示すように、平均値 $\epsilon_d$ をその材料の平均的粒内ひずみ $\epsilon_d$ と定義した。

$$\epsilon_d = \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m \epsilon_j \dots\dots\dots (2)$$

実際に測定は4~5個結晶粒について行い、平均値を求めている。クリープ変形では、結晶粒内に蓄積されるひずみの絶対量が小さく、測定される角度変化量が少ないため、測定精度の向上を目的としてTEM試料の面法線の回転成分を無視し、3次元の回転成分の中で、観察面の傾斜成分(2次元)だけを観察している。実際、我々の観察結果によれば、シフトベクトルの測定により0.1 $^\circ$ の面方向の変化を容易に検出できるのに対して、面法線の回転角測定では0.3 $^\circ$ 程の測定誤差を生じる。したがって、シフトベクトルの測定によれば、それぞれの粒界が示すひずみの大きさの差異と測定誤差のほかに、3次元の測定を行っていないために生じる誤差を含んでいる。前回、我々は平均値が0.1(deg/ $\mu$ m)であれば、90%信頼区間は $\pm 0.02$ (deg/ $\mu$ m)の範囲で示せることを報告した<sup>10)</sup>。母材の状態では、TEM試験片作製時のひずみや磁性の影響を含み、平均値は0.008(deg/ $\mu$ m)と計測され微小であることから、本手法で得られる結果は、クリープ変形中に新たに加わったdistortion( $\epsilon_d$ )を検出しているものとする。また今回も $\epsilon_d$ の測定は、それぞれのヒートに存在するフェライト粒のみについて行った。

## 3. 透過電顕試験片作成と試料の履歴

TEM試験片は試験片中央部を厚さ500 $\mu$ m程度の板状に切断し、厚さ100 $\mu$ mまで機械的に薄くした後、3 $\phi$ に成形した。さらに機械的に80 $\mu$ mまで薄くした後、ツイングジェット法で電解研磨した。またTEM中での菊池線観察は、透過電顕が安定した後、十分厚い部分(およそ500nm以上)で観察可能な結晶粒を選び、試験片作製時に生じると考えられる、試験片の湾曲の少ない部分で観察した。

Table 1に今回使用した実機使用材の設計条件と使用時間を示す。それぞれ8万時間、19万時間、22.1万時間運転された部材である。また、それぞれの化学成分をTable 2に

Table 1. Shapes and operating conditions.

No.	Operation time	Steam pressure	Metal temperature	Size
		(design)	(design)	
	h	MPa	K	$\phi \times t$ (mm)
C-1	80,000	17.2	855	45.0×11.0
C-2	190,000	16.8	867	62.0×15.0
C-3	221,000	11.9	821	50.8×8.0

Table 2. Chemical compositions.

	C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	S (ppm)	P (ppm)
C-1	0.11	0.26	0.45	2.10	0.92	130	220
C-2	0.12	0.31	0.45	2.06	0.95	90	110
C-3	0.13	0.40	0.45	2.16	0.93	60	150

示す。実際の運転環境を考えた場合には、運転中に生じる伝熱管内表面の水蒸気酸化スケールの成長によって材料温度の上昇も考えられ、運転条件は徐々に変化する。また、ボイラ内で伝熱管はコの字型あるいはそれに近い形でボイラ内に多数吊るされ、下側からバーナーによって加熱されるが、火炎の不均一によって温度むらを生じる。ここでは、特に22.1万時間使用材について、運転中に蒸気漏れを生じた伝熱管の直管部分と、健全な状態を保っていたものの、やはり大きな損傷を受けているだろうと判断される部分の2箇所について詳細な検討を行った。蒸気漏れを起こした部分は、ボイラ作製時に加工を加えた部分で生じており、その部分では、加工時の変形と使用末期に生じた変形によって、亜粒界組織が一面に発達している。したがって、クリープ変形によるdistortionの測定は、損傷部から15cmほど離れた直管部分で評価した。また、伝熱管の内側を観察すれば、水蒸気酸化スケールの付着にはその位置によって差があり、付着量が多い部分は材料温度が高い。また、スケールの付着量の増加によってさらに材料の温度が上昇する。ここでは、水蒸気酸化スケールから判断して、材料温度の高いと考えられる側を主に測定した。また、内表面から外表面に向かって温度勾配も考慮して、内側・中央・外側について測定した。試験片は円周方向に平行に切り出し、内・外面近傍の試験片は、表面から1~1.5mm離れた部分から採取した。

## 4. 結果および考察

### 4・1 8万時間と19万時間使用材のdistortionと組織

8万時間使用材のTEM写真とdistortionの測定値をFig. 2に示す。TEM写真はなるべく広い領域を示すために、2000倍で写真撮影をおこなった。8万時間使用材では内周近くで0.018deg/ $\mu\text{m}$ 、外周近くで0.022deg/ $\mu\text{m}$ と計算された。使用前の2.25Cr-1Mo鋼のdistortionが0.008deg/ $\mu\text{m}$ である

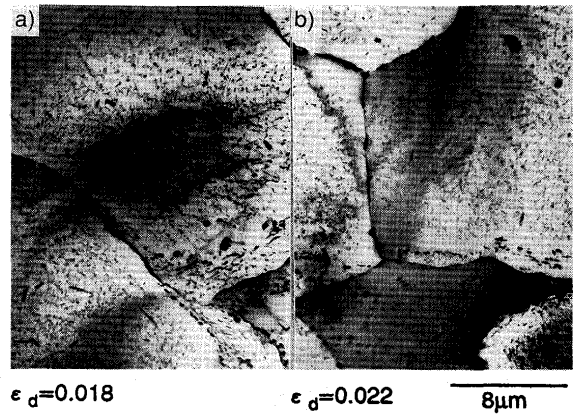


Fig. 2. TEM micrographs of 2.25Cr-1Mo heat exchange tube used for 80,000 hours (C-1). a) near inner surface. b) outer surface.

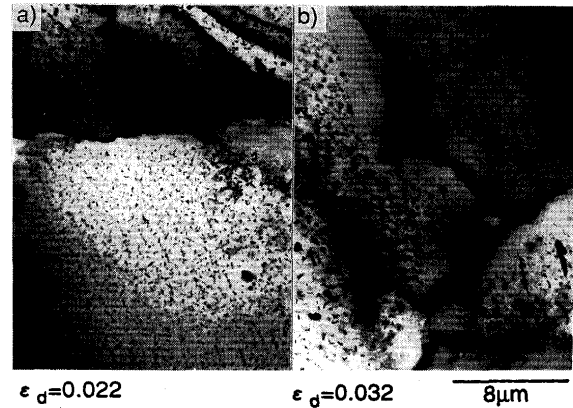


Fig. 3. TEM micrographs of 2.25Cr-1Mo heat exchange tube used for 190,000 hours (C-2). a) near inner surface. b) outer surface.

ことに比較して、distortionはおよそ倍になっているが、外周近くでdistortionが多少大きく計測された。TEMで組織を観察すれば、内周部分でもFig. 2 a)に示すように、粒界に沿って最大1 $\mu\text{m}$ の幅で炭化物のない領域が観察された。この傾向は管全体にわたって見られる。又、粒界近くに粗大化した炭化物が多い部分ではFig. 2 b)に示すように、微小析出した一般にMo<sub>2</sub>Cと報告されている<sup>11)</sup>炭化物が消失した領域の幅が広がっている部分も観察される。

Fig. 3に19万時間使用材の組織写真とdistortionの測定結果を示す。Fig. 3 a)は内表面近傍、Fig. 3 b)は外表面近傍の典型的組織である。distortionはそれぞれ、0.022, 0.032deg/ $\mu\text{m}$ と計算された。Fig. 3 a)では、粒界に沿った炭化物のない領域がほとんど見られないが、Fig. 3 b)では最大2 $\mu\text{m}$ 程度の幅で観察され、粒界の炭化物も一段と成長している。しかし結晶粒サイズ(~30 $\mu\text{m}$ )から考えれば、使用前の健全な組織を保っている部分が大部分を占めている。粒内にも粗大化した炭化物が観察されるが、これは8万時間使用材でも見られ、粒内での組織観察から大きな差は見られない。粒界に沿った炭化物のない領域から連続して、微細なMo<sub>2</sub>C

炭化物が観察される粒の中央部まで転位を観察すれば、転位は同じ密度で存在しているように観察され、distortionへの影響はないように思われる。

#### 4・2 22.1万時間使用材のdistortionと組織

Fig. 4は、表面の酸化スケールの状況から損傷が大きいと考えられるものの、健全に22.1万時間運転されていた部分のTEM写真である。Fig. 4 a)は内側、Fig. 4 b)は外表面に近い部分の典型的組織である。distortionを測定すれば、内側では $0.033 \text{ deg}/\mu$  外側では $0.058 \text{ deg}/\mu$ と計算された。今回測定をおこなった中で、この伝熱管の外周部が最もdistortionが大きく測定された。また、内周部分近傍でも外周部分近傍でも、distortionは19万時間使用材のそれぞれの部分の測定値と比較して大きく計測された。粒界に沿った炭化物の観察されない領域は、19万時間使用材と比較して、幅が狭いことが観察された。使用環境による影響も考えられる。

Fig. 5に蒸気漏れを起こした損傷部から15cm離れた部分のTEM写真とdistortionの測定結果を示す。22.1万時間使用材の内表面水蒸気酸化スケールの厚い高温側では、内表面近傍と中央部でdistortionは $0.028$ 、外表面近傍で $0.033 \text{ deg}/\mu$ となっており、外表面側のdistortionが19万時間使用材と比較して、多少低く測定された。組織を観察すれば、温度が外表面に比較して低いと考えられる内側でもFig. 5 a)に示すように粒界に沿った炭化物のない領域が最大で $2 \mu\text{m}$ 程度の幅で観察される。しかし $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭化物も粒内の中央部分では健全に存在していることがわかる。粒内でも粗大化した炭化物が観察される。ベイナイト組織を持つ $2.25\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の $854\text{K}$ での長時間時効組織の検討によれば、時効とともにフェライト粒となり、球状化した炭化物は $\text{M}_6\text{C}$ 、大きな棒状に析出した炭化物は $\text{M}_{23}\text{C}_6$ と報告されている<sup>11)</sup>。今回の試験片は使用前にはフェライトとパーライト組織であるが、長時間時効による組織は同様と考えれば、 $\text{M}_6\text{C}$ と $\text{M}_{23}\text{C}_6$ であるとえられる。また、粗大炭化物の周辺でも $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭

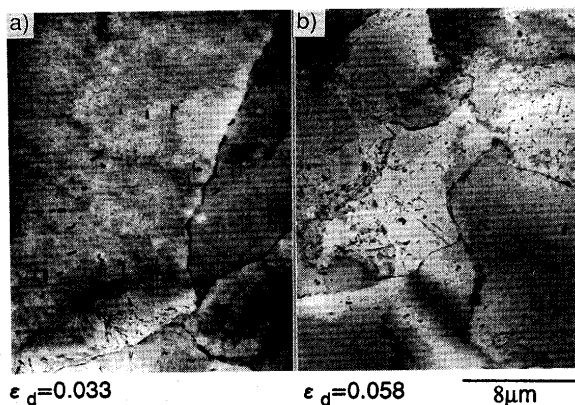


Fig. 4. TEM micrographs of 2.25Cr-1Mo heat exchange tube used for 211,000 hours (C-3). TEM specimens were cut from the portion with thicker oxidation layer. a) near inner surface. b) outer surface.

化物が消失している。この傾向は、観察位置によって差があるもの、Fig. 5に示したすべての領域で観察される。外表面近くの組織を観察すれば、Fig. 5 b)の下側の組織に示すようにばらつきがあるものの、 $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭化物のない領域がほぼ全面にわたって広がっている結晶粒が、観察される。他の合金系では、粒界相互の位置関係によって、粒界析出物による炭化物の消失した領域の幅は影響されることが、報告されている<sup>12)</sup>。したがって、それぞれの結晶粒界で観察される炭化物の消失した領域の幅は、結晶粒界によって異なると考えられる。しかし、全面的に $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭化物が消失した結晶粒に関しては、粒内の粗大炭化物が多く観察されることから、粒界の影響以上に粒内の粗大炭化物の影響が大きいと考えられる。また、粒内部に健全な $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭化物の領域が観察される結晶粒では、場合によっては $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭化物が消失した領域と内部との間に沿って転位網が発達しており、

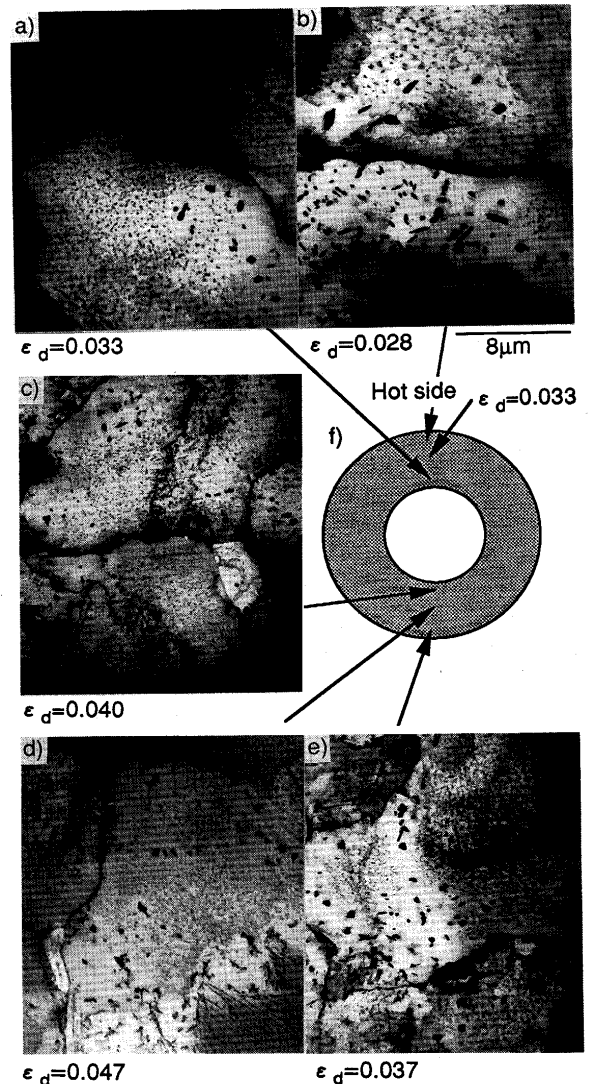


Fig. 5. Microstructures of 2.25Cr-1Mo heat exchange tube used for 211,000 hours (C-3). TEM specimens were cut from 15 cm away from leak portion. Locations of TEM specimens are indicated in f).

明瞭なコントラストが観察され、炭化物が消失した領域側では、転位が粒内に向かってほぼ等間隔に並んでいる結晶粒が多く観察される。つまり、強度的な劣化も組織的な劣化とほぼ一致しており、時間が経過した後に生じたdistortionは粒界に沿った弱い部分で吸収され、その内側の強い部分には変形がおよんでいないことを示している。このような組織では、弱い部分のクリープ変形が全体を律速していると考えられ、健全な組織に比較して、ひずみ速度は著しく増大しているものと考えられる。19万時間使用材でも外周部で粒界に沿って $\text{Mo}_2\text{C}$ 炭化物の消失した領域が広く観察されるが、ひずみが少量であることから、同様な組織が見られないものとする。

水蒸気酸化スケールの厚さから同じ円周上で材料温度が低いと推定される側では、炭化物の粗大化は明らかに高温側と異なり、Fig. 5 c)に示すように内側を観察すれば炭化物の消失した領域は $1\ \mu\text{m}$ 以下であることがわかる。Fig. 5 d)やFig. 5 e)に示すように中央部や外周部でも $\text{Mo}_2\text{C}$ が安定に保たれた領域が多く観察される。distortionを測定すれば、低温側の中央がこの伝熱管で一番大きなdistortion( $0.047\ \text{deg}/\mu\text{m}$ )と計算された。内面に付着した水蒸気酸化スケールから想定した高温側と低温側のdistortionを検討すれば、低温側のdistortionが大きく計算されるが、高温側ではFig. 5 a), 6 b)に示すように炭化物劣化によってdistortionが粒界部分に局在化していることが組織的に認められることから、高温側のクリープひずみは測定値よりも大きいことが想像される。

#### 4.3 Distortionからクリープひずみへ

得られた測定値は、クリープひずみとして評価することが可能である。我々は、温度加速試験によって炭化物組織が著しく変化しななければ、distortionとクリープひずみの関係は、同一直線上に示せることを報告した<sup>10)</sup>。その結果を用いれば、直ちにdistortionからクリープひずみに変換することが可能である。Fig. 6の縦軸はdistortionとクリープひずみの2軸で表記した。母材でも、試料作製時の変形の

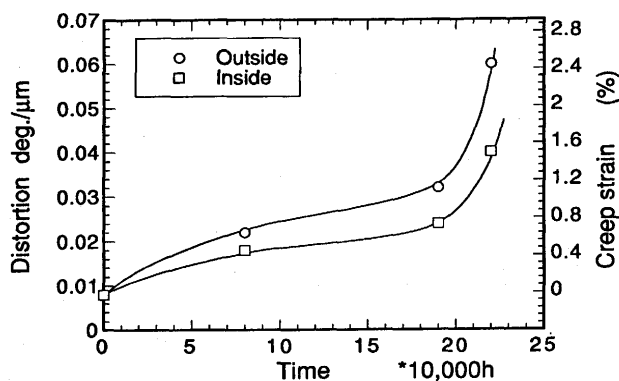


Fig. 6. Relation between operating time and distortion. Distortion is converted to creep strain using the previous results<sup>9)</sup>.

効果や2.25Cr-1Mo鋼の磁性の影響、さらに測定誤差あるいは伝熱管中に残留しているひずみによって、微小な( $0.08\ \text{deg}/\mu\text{m}$ )なdistortionが計算され、distortionのゼロ点とクリープひずみのゼロ点は一致しない。この図を用いれば8万時間、19万時間、22.1万時間使用材では、それぞれ、外周部で0.6%, 1.4%, 2.4%(中央部)程度クリープ変形していることがわかる。また、内表面近くの測定値も外表面のひずみの増加に伴って大きくなっていることがわかる。3試験片とも同じ設計基準で使用されてはいるが、同じ2.25Cr-1Mo鋼でもヒートによって強度のばらつきがあるはずである。また、実際の運転履歴は一定ではないことから、必ずしも時間と共に寿命を消費する必要はない。しかし、今回の場合には、設計時間内の材料から設計時間を大きく越えた材料まで、ほぼ時間とともに変形していることがわかる。また、19万時間使用材に比較して、22万時間使用材ではクリープひずみが急に大きくなっている。寿命をかなり消費し、ひずみ速度が増加したとも考えられるが、伝熱管の内側に付着する水蒸気酸化皮膜によって材料温度は上昇することからも、ひずみ速度は時間と共に増加すると考えられる。

また、今回使用した伝熱管の測定結果によれば、外表面近くでひずみが大きいことがわかる。内側では温度が低いいため組織的な劣化も少なく、distortionを解放しにくいことから、もし、ひずみが均一に入っているとすれば、外周部の組織劣化により外側が低ひずみになることが想像される。今回の測定結果ではほとんど外側のひずみが大きく測定されたことから、ひずみは不均一に生じていると考えられる。伝熱管のような肉厚の円筒管のクリープ変形の不均一性に関する研究はなされていないが、実際の伝熱管の破裂部やその近傍を観察すれば、クラックは伝熱管表面に長手方向に観察されることから、今回の測定結果は実際の現象と矛盾しないと思われる。しかし、Von Mises型のクリープ理論を用いて求めた伝熱管のそれぞれの部分におけるクリープ損傷率の計算結果とは矛盾する<sup>13)</sup>。

## 5. 定量的寿命評価への適用

浅川らは、クリープひずみによる伝熱管の寿命消費率と伝熱管のひずみの関係を求めている<sup>8)</sup>。Fig. 7に彼らの結果を再プロットした図を示す。この結果を用いれば、伝熱管の材料温度上昇は考慮できないものの、塑性変形量から直ちに寿命を計算することが出来る。測定結果から塑性変形ひずみは、内表面と外表面近くでは一定ではないが、測定場所を限定することで、損傷評価が可能となる。Fig. 8に測定されたひずみから計算されるそれぞれの寿命消費率と使用時間の関係を示した。ここで、使用条件でのフープ応力を想定して、40MPaにおけるひずみと寿命の関係を使用した。使用時間に応じて寿命が消費されていることがわかる。

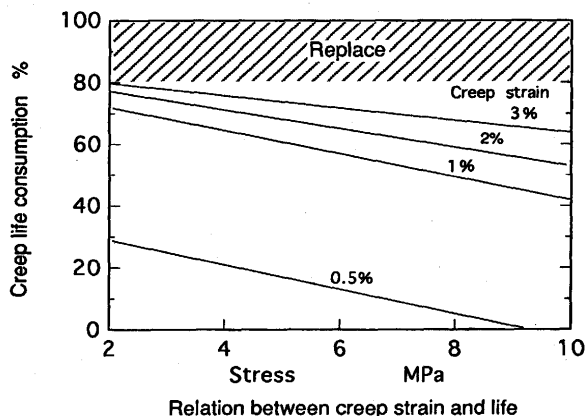


Fig. 7. Relation between creep strain and creep life consumption ratio<sup>7)</sup>.

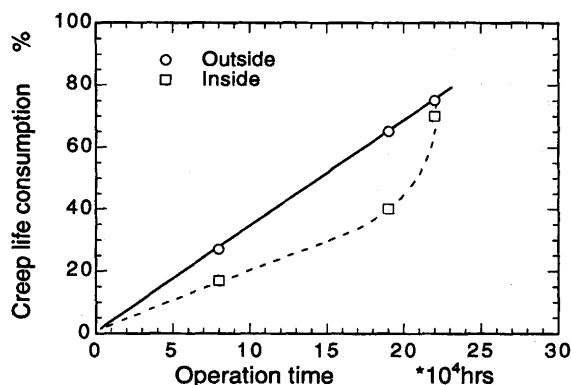


Fig. 8. Comparison of creep life consumption ratios of 2.25Cr-1Mo steels.

参考までに内表面近傍のひずみ量を使用した場合の計算結果も示した。この図から、8万時間使用材は20%近く寿命を消費していると計算される。また、22.1万時間使用材は、70%前後寿命を消費していることがわかる。実際には、温度が最も高いと推定される部分でdistortionが粒界近傍に偏っていることから、この部分の変形は、その他の部分以上であると推定され、寿命消費量は70%以上と推定することができる。したがって、設計時間内の伝熱管でも、寿命を半分以上消費した伝熱管でも、IGD解析によって、クリープ損傷率を定量的に求めることができることがわかった。また、今回の測定では、寿命に近づいた部材では、逆にdistortionが減少することも観察されたが、温度勾配を考えたdistortionの比較とともに、TEMにより組織的な検討を加えれば、変形量が大きいことも推定可能である。

## 6. 結論

2.25Cr-1Mo伝熱管について設計時間以内および設計時間を大きく越えて運転されたボイラの伝熱管のdistortionと組織の関係をTEMを用いて詳細に調べ、以下のことがわかった。

(1) Distortionの解析によって10万時間を越える伝熱管のクリープひずみが測定可能であり、定量的な寿命予測に十分適用可能であることがわかった。また、炭化物組織の劣化に伴いdistortionが粒内に均一に蓄積されていない場合でも、局所的な炭化物や転位組織を比較検討することで、有効に劣化状態の推定が可能である。

(2) 損傷がわずかであると考えられる設計寿命以内の伝熱管でも本手法によって損傷の大きさを定量的に評価可能である。

(3) 伝熱管の断面上でも、材料劣化は温度勾配によって伝熱管の内側と外側、高温側と低温側でクリープ変形量と組織的变化は著しく異なり、その傾向を調べることで、クリープ変形によるdistortionが粒内に蓄積されているのか、解放されてしまっているのか判定可能である。

(4) 伝熱管のひずみ分布の測定結果は、以前報告されている計算結果と異なる。この点については今後検討を要する。

## 文 献

- 1) S.Kihara and M.Nakashiro: Proc. First International Conf. on Microstructure and Mechanical Properties of Aging Materials, TMS, Chicago Illinois, (1992) November 2-5, 123.
- 2) H.Watanabe, Y.Ohkita, S.Kawakami and A.Kanaya: 同上, 231.
- 3) F.Masuyama, N.Nishimura and T.Yokoyama: Microstructures and Mechanical Properties of Aging Material. ed. by Liaw. R. Viswanathan, K.L.Murty, E.P. Simonen and D. Frear, The Minerals, Metals & Materials Society, (1993), 149.
- 4) N. Gope, T.Mukherjee and D.S.Sarma: Met. Trans., **23A** (1992), 221.
- 5) D.D'Angelo, G.Fedeli and N.Ricci: Proc. First International Conf. on Microstructure and Mechanical Properties of Aging Materials. TMS, Chicago Illinois, (1992) November 2-5, 143.
- 6) C.Castani, D.D'Angelo and V.Regis: IMech E, **C105** (1980), 329.
- 7) R.G.Baker and J.Nutting: J. Iron and Steel Institute, **192** (1959), 257.
- 8) 浅川幸一, 大友暁: 鉄と鋼, **65**(1979), 869.
- 9) 吉澤廣喜, 中代雅士, 木原重光, 馬木秀雄: 鉄と鋼, **82**, (1996), 61.
- 10) 吉澤廣喜, 中代雅士, 木原重光, 中川幸也: 鉄と鋼, **81** (1995), 141.
- 11) N.Gope, A.Chatterjee, T.Mukherjee and D.S.Sarma: Met. Trans., **24A** (1993), 315.
- 12) T.Fuji, M.Moriyama, M.Kato and T.Mori: Phil. Mag., **68** (1993), 137.
- 13) A.longhan and M.A.Wahab: Int. J. Pres. Ves. & Piping, **67** (1996), 105.