

2.25Cr-1Mo 鋼の応力急変試験による クリープ変形挙動の評価

早川 弘之*・寺田 大将*²・吉田 冬樹*³・中島 英治*³
金谷 章宏*⁴・中島 聡*

Characterization of Creep Deformation Behavior of 2.25Cr-1Mo Steel by Stress Change Test

Hiroyuki HAYAKAWA, Daisuke TERADA, Fuyuki YOSHIDA, Hideharu NAKASHIMA,
Akihiro KANAYA and Satoshi NAKASHIMA

Synopsis : To characterize the creep deformation mechanism of 2.25Cr-1Mo Steel, stress change tests were conducted during creep tests. In this study it was confirmed that the dislocation behavior during the creep tests were in viscous manner, because no instantaneous plastic strain was observed at stress increments and transient backward creep behavior was observed after stress reduction same as Modified 9Cr-1Mo Steel. Mobilities of dislocation were evaluated by observed backward creep behavior after stress reductions. Internal stresses were evaluated by the changes of creep strain rate in stress increments. These values were almost stable during creep deformation. Mobile dislocation densities were evaluated with the estimated mobilities of dislocation and the changes of creep strain rate in stress increments. Variation of evaluated mobile dislocation densities with creep strain showed the same tendency as variation of creep strain rate. Therefore mobile dislocation density is the dominant factor that influences the creep strain rate in creep deformation of this steel. The difference of estimated mobility of dislocation between 2.25Cr-1Mo Steel and Modified 9Cr-1Mo Steel was considered to be caused by the different amount of solute Mo between these steels.

Key words: creep; 2.25Cr-1Mo steel; stress change test; dislocation mobility; mobile dislocation density; internal stress.

1. 緒言

火力発電設備の高温耐圧部材の多くは設計のベースとなる10万時間を越えて使用されており、その健全性確認のために、余寿命評価が実施されている¹⁾。一般に余寿命評価は組織変化等、クリープに伴い変化する因子を指標として行われているが¹⁾、近年では、 Ω 法等²⁾クリープ速度を指標とする新たな手法も提案されている。材料が延性的に破壊する場合、クリープ変形は破壊に直結する因子であり、余寿命評価にとって有効な評価因子と考えられる。しかし、実際に使用されている条件でのクリープ速度は 1×10^{-6} h以下であり、数千時間程度のクリープ試験では正確なクリープひずみの変化の測定が困難である。したがって、実際のクリープ速度を得るためには、応力あるいは温度を変えた加速条件で求めたクリープ速度から実使用条件のクリープ速度を推定するか、組織等非破壊的な情報から実使用条件のクリープ速度を推定する必要がある。前者の場合、加速条件から実使用条件への外挿の妥当性を検証することが重要であり、後者の場合、組織、特に変形を担う転位と

クリープ変形との相関を定量的に把握する必要がある。以上のことから、実用鋼のクリープ変形機構を転位の運動の観点から解明していくことが重要と考えられる。

当研究グループでは、すでに改良型9Cr-1Mo鋼を対象にクリープ試験中に応力急変試験を行い、応力急変時の変形挙動からクリープ変形機構の判別、転位の易動度³⁾、内部応力および運動転位密度の評価を実施した⁴⁾。その結果、クリープ変形中の転位は粘性的に運動し、運動転位密度の変化がクリープ速度の変化と対応していることを明らかにした⁴⁾。

2.25Cr-1Mo鋼は運転時間が10万時間を越えた経年火力発電設備の高温厚肉耐圧部材として多く使用されている材料であり、改良型9Cr-1Mo鋼のような焼戻しマルテンサイト組織による転位下部組織の微細化やMX炭窒化物等による強化は図られていないが、基本的には改良型9Cr-1Mo鋼と同様にMoによる固溶強化を基本に炭化物による析出強化が図られている。本報では、改良型9Cr-1Mo鋼に比べ初期転位密度が低い2.25Cr-1Mo鋼を対象に応力急変試験を実施し、クリープ変形挙動について解析を行った。

平成18年12月4日受付 平成19年1月26日受理 (Received on Dec. 4, 2006; Accepted on Jan. 26, 2007)

* 九電産業(株)環境部 (Environment Department Kyudensangyo. Co., Inc., 2-18-20 Najima Higashi-Ku Fukuoka 813-0043)

* 2 九州大学大学院生 (現: 大阪大学大学院工学研究科) (Graduate Student, Kyusyu University, now: Graduate School of Engineering Osaka University)

* 3 九州大学大学院総合理工学府 (Graduate School of Engineering Sciences, Kyushu University)

* 4 九州電力(株)総合研究所 (Research Laboratory, Kyushu Electric Power Co., Inc.)

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

供試材は焼きならし、焼戻しの熱処理が施された2.25Cr-1Mo鋼 (JIS: STPA24) であり、フェライト+焼戻しベイナイト組織を有している。Table 1 にその化学組成を示す。クリープ試験片は平行部直径10mmφ、平行部長さ50mmのつば付き丸棒状クリープ試験片である。

2.2 応力急変試験

応力急変試験は容量1.5ton、レバー比1:10の4連マルチクリープ試験機で実施した。試験中の伸びは、通常のクリープ試験の場合と同様に、つば間の伸びを治具を介して測定した。クリープ試験条件は温度600~700°C、応力24~98MPaの定荷重試験である。試験片の加熱は3段式電気抵抗炉で行い、温度制御はPID方式である。試験中の温度変動は±1K、試験片平行部に沿った温度差は±2Kである。なお、700°C 29MPa、650°C 49MPaおよび600°C 98MPaの応力急変試験については一連のクリープ試験中ではなく、別途同じ条件で予クリープひずみを与えた試験片について実施し、これらのクリープ曲線は応力急変試験と別に、通常のクリープ試験によりデータを採取した。

応力急変試験は初期から加速域の真ひずみが10%程度までの範囲で5回程度行った。各回の応力急変試験は、初期応力の1%、2%、5%および10%の急増と急減(戻し)を荷重の負荷と除荷をすることによって行った。変位の測定にはストローク長10mm、0.1μm精度の高精度リニアゲージを用い、デジタルカウンターを介して、応力急変時には約0.1秒間隔でデータをパソコンへ取り込んだ。この変位測定によるひずみの分解能は $\pm 1.0 \times 10^{-6}$ である。また、変形挙動の解析においては変形および酸化減肉による断面積の減少を考慮した。

2.3 抽出残渣分析

2.25Cr-1Mo鋼のMo固溶量を把握するために、抽出残渣分析を行った。分析に供した試料は先に述べた2.25Cr-1Mo鋼の600°C 98MPaで、それぞれ1.7%および7.6%のクリープひずみまで変形させたクリープ中断材である。比較のため、既報で用いた⁴⁾改良型9Cr-1Mo鋼の640°C 98MPaで1.9%のクリープひずみまで変形させたクリープ中断材についても実施した。残渣は非水溶媒系電解液により抽出し、抽出残渣およびバルク材のFe、Cr、Mo、さらに改良型9Cr-1Mo鋼ではV、Nbについて、誘導結合プラズマ発光分光分析にて定量分析を行った。また、抽出残渣につ

Table 1. Chemical compositions of 2.25Cr-1Mo steel used in this study.

	mass%						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Steel A	0.12	0.24	0.45	0.015	0.004	2.13	0.95
Steel B*	0.12	0.27	0.43	0.013	0.005	2.11	0.96

*: Steel B was used in 630°C 80MPa, 650°C 60MPa and 675°C 40MPa tests.

いてCo-K α 線を用いたX線回折による同定を行った。

3. 結果および考察

3.1 クリープ曲線

Fig. 1 に各クリープ試験条件でのクリープひずみとクリープ速度の関係を示す。試験条件によらず、遷移クリープ域完了後は加速クリープ域となり、定常クリープ域はほとんどない。高応力条件ほど最小クリープ速度に到るクリープひずみ量は大きくなる傾向にあるが、Fig. 1(b)中に示した改良型9Cr-1Mo鋼のデータと比較すると2.25Cr-1Mo鋼は遷移クリープ域が低ひずみ側で完了している。

3.2 応力急変時の瞬間ひずみ

Fig. 2 は650°C 49MPaのクリープ条件で応力をそれぞれ4.9MPa急変した時の時間とひずみの関係である。応力急変試験の急増直後と急減直後にクリープ速度が大きく変化する遷移域が存在し、急減時には負の遷移域が観測された。その他の条件においても同様に応力急変直後には遷移域が認められた。これらの遷移域は、既報³⁾で述べた改良型9Cr-1Mo鋼の場合よりも小さかった。

Fig. 3 は応力急変試験によって得られた急変応力量 $|\Delta\sigma|$ と瞬間ひずみ量 $|\Delta\varepsilon|$ の関係の一例である。応力急増時の

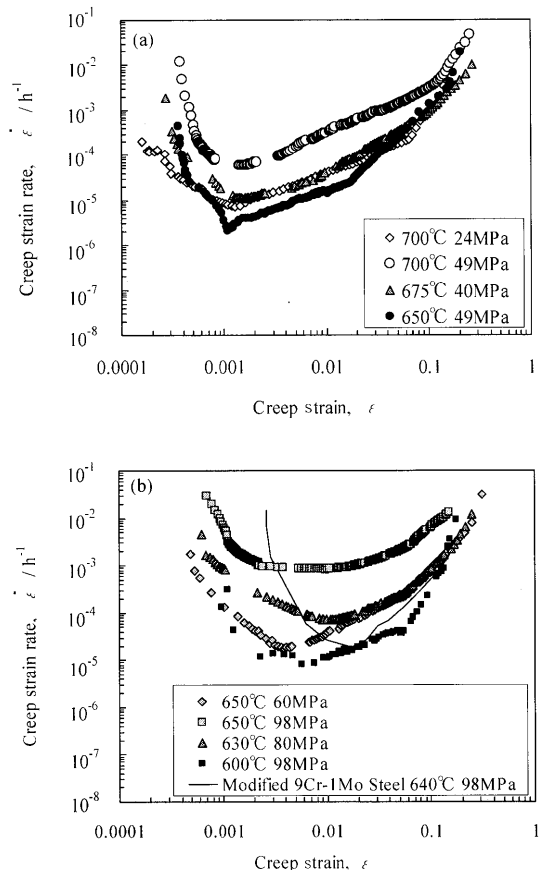


Fig. 1. Change in creep rate $\dot{\varepsilon}$ with increasing creep strain ε during creep tests of 2.25Cr-1Mo steel used in this study.

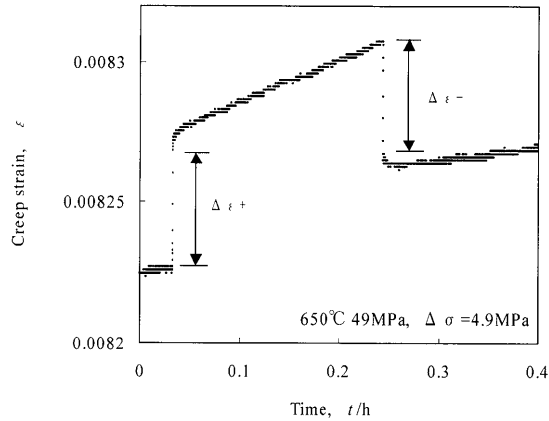


Fig. 2. Variation of strain with time during 4.9 MPa stress change in creep condition of 650°C, 49 MPa.

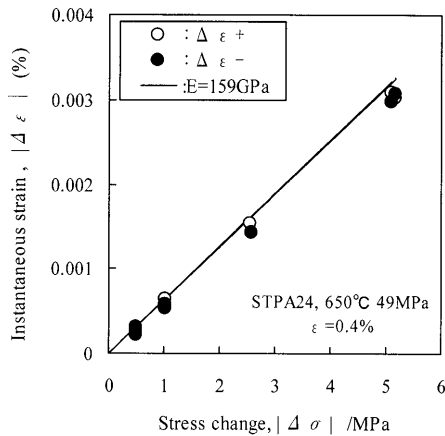


Fig. 3. Relationships between stress change $|\Delta\sigma|$ and instantaneous strain $|\Delta\epsilon|$ by stress change test in creep condition of 650°C, 49 MPa.

瞬間ひずみ量 $|\Delta\epsilon+|$ と急減時の瞬間ひずみ量 $|\Delta\epsilon-|$ はほぼ一致しており、急変応力量に比例して増加し、その勾配から求められるヤング率は 600~650°C で得られた本鋼種のヤング率 160~170 GPa とほぼ一致した。したがって、応力急変によって生ずる瞬間ひずみは弾性ひずみであることがわかる。このことからクリープ変形中の転位の運動は粘性的であり、すべり律速と判断される⁵⁾。

3.3 転位の易動度の評価

クリープ変形がすべり律速で支配されている本クリープ条件下ではクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ はオローワンの式⁶⁾ を基に次式で表わすことが可能である。

$$\dot{\epsilon} = (2/M^2)\rho_m b \sigma_e \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 M はテーラー因子、 ρ_m は運動転位密度、 B は転位の易動度である。 σ_e は有効応力であり負荷応力から運動転位に働く内部応力 σ_i を差し引いたものである。

Fig. 2 に示した応力急増、急減直後の遷移域は、既報³⁾ で述べたように、試験応力 σ での臨界障害間隔 λ_{cr} ($\lambda_{cr} = Mg/b\sigma$, G : 剛性率, b : バーガースペクトルの大きさ)

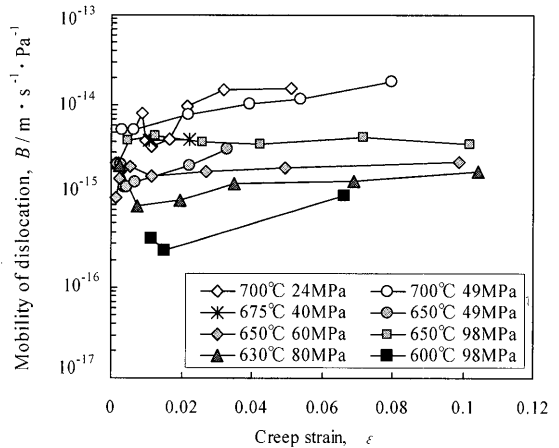


Fig. 4. Variation of mobility of dislocation B with creep strain obtained by stress change tests at various creep conditions.

以下の障害間隔に引っかかり、張り出して停止している転位の運動によって生じていると考え、既報で述べた手法³⁾ に基づいて応力急減時の遷移挙動から転位の易動度を評価した。Fig. 4 に各試験条件における転位の易動度とクリープひずみとの関係を示す。転位の易動度はクリープひずみの増加に伴わずかに増加傾向を示す場合もあるが、その変化は顕著でない。また、試験温度が高いほど転位の易動度は大きくなる傾向がある。

転位の易動度 B の理論式は Cottrell⁷⁾ および堀内と吉永⁸⁾ によると式 (2) で与えられる。

$$B = DkT / (68n_0G^2\epsilon_b^2R_0^3b) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 D は溶媒原子中の溶質原子の拡散定数であり、 $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ である (D_0 は振動数因子)。また、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度、 n_0 は単位体積当たりの平均溶質原子数、 ϵ_b はサイズミスフィットパラメータ、 R_0 は溶媒原子の半径である。この式から転位易動度 B は絶対温度 T と以下の関係にある。

$$\ln(BG^2/T) = C - (Q/R)/T \dots\dots\dots (3)$$

式 (3) に基づき、応力急変試験で得られた各試験条件での転位の易動度の平均値と $1/T$ の関係を整理した結果を Fig. 5 に示す。測定点はほぼ直線関係で近似でき、式 (3) のアレニウス型の関係で整理可能であった。本勾配から求められる活性化エネルギーは 171 kJ/mol であり、Fe-Mo 鋼の Mo の拡散の活性化エネルギー 240 kJ/mol⁹⁾ より低い値であった。この差の原因として、式 (3) から求めた活性化エネルギーは Mo 固溶量の温度依存性はないものと仮定していることが考えられ、活性化エネルギーをより厳密に議論するためには Mo 固溶量の温度依存性も考慮する必要があるものと考えられる。

また、既報で得られた改良型 9Cr-1Mo 鋼の転位の易動度の温度依存性を同図中に併記した。同じ温度で比較する

と 2.25Cr-1Mo 鋼の転位の易動度は改良型 9Cr-1Mo 鋼のそれに比べ大きな値を示している。ところで、Mo は両鋼種において主要な固溶強化元素であり、Mo の固溶量が転位の易動度に大きな影響をもたらしていると考えられる。Table 2 と Table 3 はそれぞれ 2.25Cr-1Mo 鋼および改良型 9Cr-1Mo 鋼のクリープ中断材の抽出残渣分析結果である。2.25Cr-1Mo 鋼のクリープひずみ 1.7% および 7.6% では Cr, Mo の固溶量にほとんど変化は認められない。また、改良型 9Cr-1Mo 鋼の Mo 固溶量は 2.25Cr-1Mo 鋼よりも多かった。抽出残渣の X 線回折の結果では両鋼種共に Mo を含んだ析出物は同定できなかったが、抽出残渣の Mo 量から、明らかに 2.25Cr-1Mo 鋼の析出物は Mo を多く含んでいる。2.25Cr-1Mo 鋼の Mo 含有量は改良型 9Cr-1Mo 鋼と同等であるが、Mo の固溶量としては改良型 9Cr-1Mo 鋼の 1/2 程度であり、応力急変試験で求めた 2.25Cr-1Mo 鋼の転位の易動度が改良型 9Cr-1Mo 鋼よりも大きいことと符号している。

以上のように、応力急変試験の変形挙動から求められる

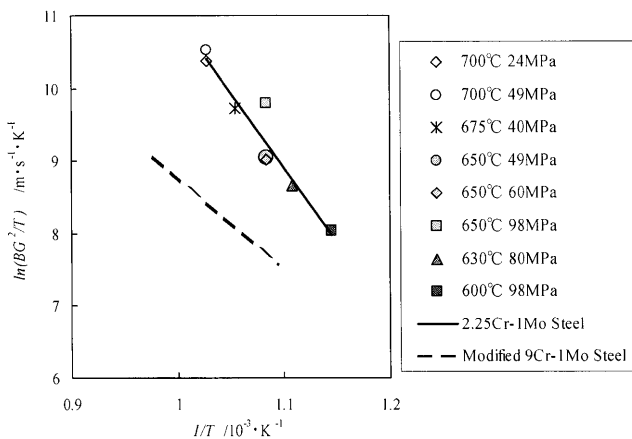


Fig. 5. Temperature dependence of mobility of dislocation B obtained by stress change tests.

転位の易動度は理論式の温度依存性で整理可能であり、また、2.25Cr-1Mo 鋼および改良型 9Cr-1Mo 鋼の転位の易動度の大きさの違いは Mo 固溶量の差と符号することがわかった。

3.4 運動転位に働く内部応力の評価

運動転位に働く内部応力 σ_i は既報⁴⁾と同様、式(1)を基に応力急増前後のクリープ速度(それぞれ $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$) の変化量 $\Delta\dot{\epsilon}$ と急増応力 $\Delta\sigma$ の関係から次式により求めた。

$$\sigma_i = \sigma - \dot{\epsilon}_1 / (\Delta\dot{\epsilon} / \Delta\sigma)_{\Delta\sigma \rightarrow 0} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、応力急増後のクリープ速度 $\dot{\epsilon}_2$ は遷移完了後の値を用いた。応力急変直前の内部応力を求めるために、 $(\Delta\dot{\epsilon} / \Delta\sigma)_{\Delta\sigma \rightarrow 0}$ の値として Fig. 6 に一例を示すように応力急変試験の $\Delta\sigma$ と $\Delta\dot{\epsilon}$ の関係から $\Delta\sigma$ が 0 での接線の傾きを用いた。Fig. 7 にクリープひずみに対する各試験条件の内部応力分率(内部応力の負荷応力に対する割合)の変化を示す。60 MPa 以上の応力条件では内部応力分率は 90~95% の範囲であり、クリープひずみの変化に伴う顕著な変化は認められない。49 MPa 以下の応力条件では初期に内部応力分率が 80% 程度から 95% 程度まで急激に増加する傾向が認められる。24 MPa と 40 MPa の応力条件ではさらに加速クリープ域で内部応力分率の低下が認められる。

このように、内部応力分率が全般に 90% 程度の値を示すのは、本試験条件が実機使用応力レベルを想定した低応力であり、本鋼種の非熱的降伏応力¹⁰⁾よりも低く、運動可能な転位は析出物分布等の転位の障害となる間隔が臨界障害間隔よりわずかに広い領域で運動しているためと考えられる。運動転位は張り出す際に転位の線張力によって運動方向に対し負の力を受ける。これを運動転位に働く内部応力の発生原因と考え、既報⁴⁾において試算した結果、運動転位に働く内部応力分率 80% と 90% は臨界障害間隔の

Table 2. Result of chemical analysis of extracted residues from crept samples of 2.25Cr-1Mo steel.

Creep condition	Creep strain	mass%			
		Cr	Mo	Fe	
600°C 98MPa	7.6%	Total	2.13	0.95	96.5
		Extracted residues*	0.44	0.61	0.25
	Amount of solute	1.69	0.34		
	1.7%	Extracted residues*	0.48	0.61	0.31
Amount of solute		1.65	0.34		

*(Cr,Fe)₇C₃, Fe₂₃(C,B)₆, Fe₃C were detected by X-ray diffraction.

Table 3. Result of chemical analysis of extracted residues from crept sample of Modified 9Cr-1Mo steel.

Creep condition		mass%				
		Cr	Mo	V	Nb	Fe
640°C 98MPa $\epsilon = 1.9\%$	Total*	8.32	0.92	0.2	0.073	89.8
	Extracted residues**	0.87	0.13	0.12	0.068	0.35
	Amount of solute	7.45	0.79	0.08	0.005	

*:Total chemical composition was referred to the other specimen in a same lot.

**:.Cr₂₃C₆, CrN₂ were detected by X-ray diffraction.

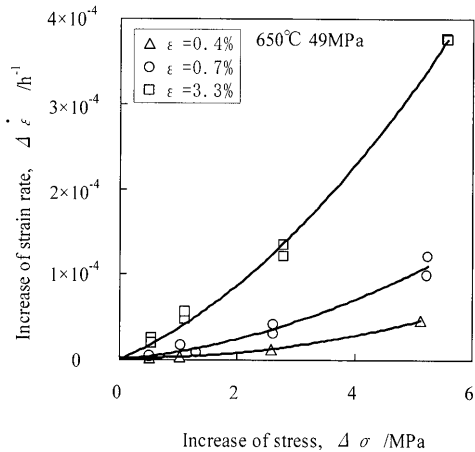


Fig. 6. Increase of stress $\Delta\sigma$ vs. increase of strain rate $\Delta\dot{\epsilon}$ in stress change tests at creep strain $\epsilon=0.4\%$, 0.7% and 3.3% (650°C 49 MPa).

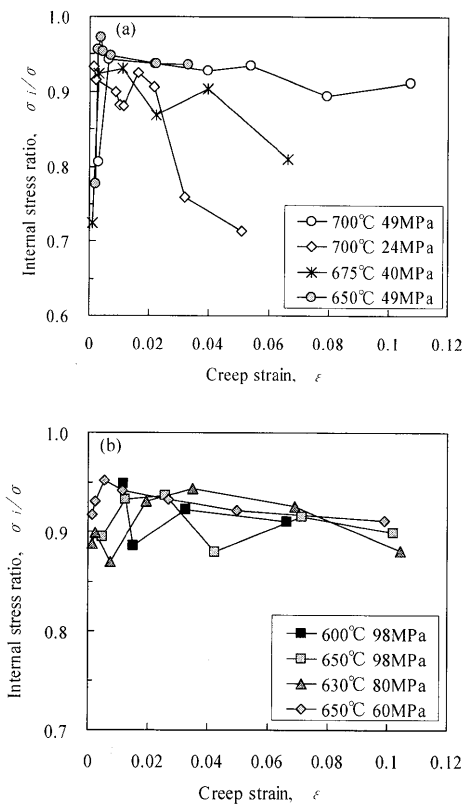


Fig. 7. Variations of internal stress ratio σ_i/σ with creep strain obtained by stress change tests.

それぞれ、1.8 倍と 1.18 倍の障害間隔で張り出し運動する転位が線張力により受ける平均応力に相当する。40 MPa 以下の低応力条件の加速域では、転位の運動の障害となる析出物等が減少することで、その間隔が臨界障害間隔を大きく上回るようになったため、Fig. 7(a) に示すように内部応力分率が減少する傾向を示したものと考えられる。

3.5 運動転位密度の評価

運動転位密度 ρ_m は式 (1) と (4) より次式で表される。

$$\rho_m = (\Delta\dot{\epsilon}/\Delta\sigma)_{\Delta\sigma \rightarrow 0} (M^2/2bB) \dots\dots\dots (5)$$

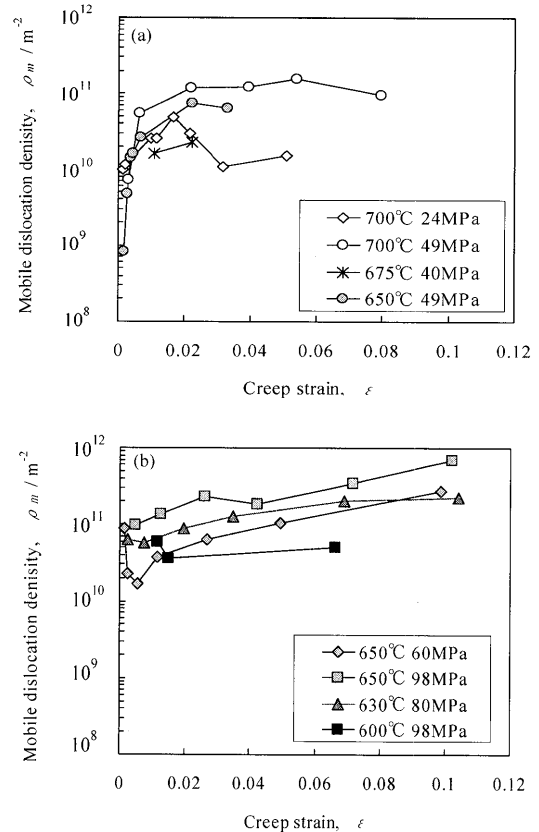


Fig. 8. Variations of mobile dislocation density with creep strain obtained by stress change tests.

ここで、 $b=2.49 \times 10^{-11}\text{ m}$, $M=2.9$ とした。また、 B には Fig. 4 に示した各試験条件の各クリープひずみでの値を用いた。求めた運動転位密度とクリープひずみの関係を Fig. 8 に示す。運動転位密度は 60 MPa 以上の応力条件では全体的にクリープひずみの増加に伴い増加傾向を示す。49 MPa 以下の応力条件ではクリープひずみが 2% 程度までクリープひずみの増加に伴い急激に増加する。応力が大きいほど運動転位密度は高く、同じ応力で比較すると温度が高いほど運動転位密度は高い傾向にある。Fig. 9 は一例として、650°C 60 MPa のクリープ変形中のクリープ速度、運動転位密度、有効応力および転位の易動度の変化を比較したものである。加速クリープ域においては運動転位密度の変化はクリープ速度と良く対応しており、その他の条件においても運動転位密度の増加傾向はクリープ速度の増加傾向とほぼ対応した。また、クリープ速度が急激に低下する初期クリープ域では Fig. 9 に示すように運動転位密度と有効応力が減少傾向にある。この傾向は初期クリープ域で同様に応力急変試験を実施した 630°C 80 MPa でもわずかに認められた。有効応力は初期クリープ後、負荷応力の 10% 程度で安定し、負荷直後に有効応力が負荷応力相当としても一桁程度のクリープ速度の変化しか説明できない。また、初期クリープ域においても応力急増時に瞬間塑性ひずみは観測されないことから、クリープ変形機構が初期クリープ域と加速クリープ域で異なっていることも考えにく

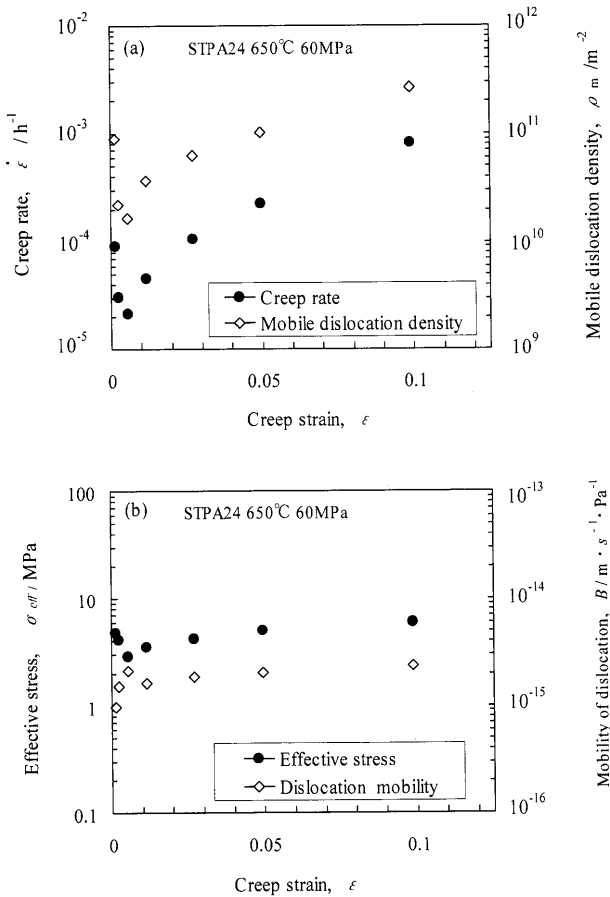


Fig. 9. Variations of creep rate, mobile dislocation density, effective stress and mobility of dislocation with creep strain obtained by stress change tests (650°C 49 MPa).

い。したがって、運動転位密度の減少が初期クリープ域でのクリープ速度の低下に対して支配的と考えられる。

以上のことから、クリープ速度の変化は初期クリープ域から加速クリープ域まで運動転位密度の変化が支配的な要因となっているものと考えられる。

本研究に用いた焼きならし、焼戻しを施した2.25Cr-1Mo鋼はフェライトと焼戻しベイナイト組織を有し、改良型9Cr-1Mo鋼よりも全体の初期転位密度は低い、ベイナイト部に限れば転位密度が高い。初期クリープ域においては、ベイナイト部の過剰転位が下部組織の回復を伴い枯渇するまで放出されることが、また、初期転位密度が低いフェライト部では転位密度の増加に伴い運動可能な転位が減少することが、初期クリープ域の運動転位密度の減少の理由と考えられる。また、初期クリープが完了するクリープひずみが改良型9Cr-1Mo鋼に比べ、2.25Cr-1Mo鋼が小さいのは初期転位密度の違いによるものと考えられる。

加速クリープ域では、転位の運動の障害となる析出物等が減少すること、また断面積の減少による応力の増加に伴い転位が運動可能な臨界障害間隔が小さくなることにより、運動転位が増加するものと考えられる。

4. 結言

経年火力発電設備の高温厚肉耐圧部材として使用されている2.25Cr-1Mo鋼を対象に応力急変試験を行い、クリープ変形機構について検討し、以下の結果を得た。

(1) 応力急変時に顕著な瞬間塑性ひずみは観測されず、応力急変時の遷移挙動は転位が粘性的な挙動を示すことで理解することが可能であった。

(2) 応力急変直後にひずみ速度が大きく変化する遷移域が改良型9Cr-1Mo鋼と同様に認められた。応力急減直後の負の遷移現象から、既報の手法で各試験条件でのクリープひずみと転位の易動度の関係を求めた。その結果、クリープひずみに対する転位の易動度の変化は顕著ではなかった。また、得られた転位の易動度の温度依存性はアレニウス型の関係で整理可能であった。転位の易動度の値は改良型9Cr-1Mo鋼と比較すると、同じ温度では2.25Cr-1Mo鋼の転位の易動度は大きな値であった。両鋼種の転位の易動度の大きさの違いは、抽出残渣分析の結果、固溶強化元素であるMo固溶量が改良型9Cr-1Mo鋼より2.25Cr-1Mo鋼の方が少ないことと符号した。

(3) 応力急増前後のひずみ速度の変化から運動転位の内部応力と有効応力を分離した。内部応力分率は60MPa以上の応力条件では90%~95%の範囲であり、クリープひずみの変化に伴う顕著な変化は認められなかった。49MPa以下の応力条件では初期に内部応力分率が80%程度から95%程度まで急激な増加が認められる。また、24MPaおよび40MPaでは加速クリープ域で内部応力分率の低下が認められた。

(4) 応力急増前後のひずみ速度の変化と(2)で得られた転位の易動度から運動転位密度を評価した。その結果、クリープ速度の変化は初期クリープ域から加速クリープ域まで運動転位密度の変化が支配的な要因となっているものと考えられる。

文 献

- 1) 発電設備の予防保全と余寿命診断, 火力原子力発電技術協会, 東京, (2001), 21.
- 2) M.Prager and F.Masuyama: Proc. of ICSMA 10, ed. by H.Oikawa, K.Maruyama, S.Takeuchi and M.Yamaguchi, JIM, Sendai, (1994), 575.
- 3) H.Hayakawa, D.Terada, F.Yoshida, H.Nakashima and Y.Goto: *J. Jpn. Inst. Met.*, **69** (2003), 22.
- 4) H.Hayakawa, D.Terada, F.Yoshida, H.Nakashima and Y.Goto: *Tetsu-to-Hagane*, **89** (2003), 72.
- 5) 丸山公一編著, 中島英治著: 高温強度の材料科学, 内田老鶴園, 東京, (2002), 28.
- 6) A.H.Cottrell: *Dislocations and Plastic Flow in Crystals*, Oxford University Press, (1953), 139.
- 7) R.Horiuchi and H.Yoshinaga: *J. Jpn. Inst. Met.*, **29** (1965), 351.
- 8) E.Orowan: Discussion in *The Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys*, Inst. Metals, London (1984), 451.
- 9) H.Nakashima, H.Nakagaki, H.Kurishita and H.Yoshinaga: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 395.
- 10) 丸山公一編著, 中島英治著: 高温強度の材料科学, 内田老鶴園, 東京, (2002), 217.