耐熱鋼の応力急変試験によるクリープ変形挙動評価[†]

早川 弘之* 中島 聡** 矢ヶ部 芳宏**
楠元 淳一*** 金谷 章宏*** 中島 英治****

Creep Deformation Characterization of Heat Resistant Steels by Stress Change Test

by

Hiroyuki HAYAKAWA*, Satoshi NAKASHIMA**, Yoshihiro YAKABE**, Junichi KUSUMOTO***,
Akihiro KANAYA*** and Hideharu NAKASHIMA****

In order to evaluate creep deformation mechanism of heat resistant steels, stress change tests were conducted during creep tests. In this study, it was confirmed that the dislocation behavior during the creep tests was in viscous manner, because no instantaneous plastic strain was observed at stress increments. Transient behavior was observed after stress changes for all kinds of steels in this work. Mobility of dislocation was evaluated by the observed backward creep behavior after stress reduction. Internal stress was evaluated by the change of creep rate in stress increment, and mobile dislocation density was evaluated with the estimated mobility of dislocation and the change of creep rate in stress increment. It was found that the variation of mobile dislocation density during creep deformation showed the same tendency as the variation of creep rate. Therefore mobile dislocation density is the dominant factor that influences the creep rate variation in creep deformation of heat resistant steels investigated in this work. The mobility of dislocation showed a good correlation with $1/T$ and it is related with the amount of solute Mo that is a solution strengthening element. Microstructures of crept specimens were observed by TEM to discuss the validation of these results.

Key words: Creep, Stress change test, Dislocation mobility, Internal stress

1 緒 言

地球温暖化抑制の観点から、火力発電プラントでは蒸気温度の高温化による熱効率の向上が図られている。これに伴い、ボイラ、蒸気タービン設備の高温部の使用材料として高Crフェライト系耐熱鋼の開発・実用化が推進されている。一方、従来から火力発電設備高温部に使用されてきた2.25Cr-1Mo鋼等の低合金鋼は長時間使用に伴うクリープ劣化が懸念され、低合金鋼を対象とする余寿命評価が重要となってきた。これら耐熱鋼の寿命・余寿命の予測精度向上のためにはクリープ変形機構の解明が不可欠である。一般に実用耐熱鋼は固溶強化、析出強化およびマルテンサイト組織等の転位下部組織の微細化による強化を組み合わせることでクリープ強度が高められているが、これらの強化機構の定量的な議論や組織の変化との関連について定量的な議論は十分になされていない。

一般に転位の運動がクリープ変形を支配している場合、転位の運動抵抗は転位の溶質原子による引きずり抵抗である有効応力と転位の相互作用や分散粒子による抵抗である内部応力とに分けられ、変形応力は両者の和として表わすことができる。転位の運動様式は、転位が自由飛行運動する場合と転位が有限の速度で粘性的に運動す

る場合の2種類に大別され、前者では有効応力は存在せず変形応力は内部応力に等しく、後者では有効応力が存在する。¹⁾ 応力急変試験はこれらクリープ変形機構を解明する有効な手法の一つであり、クリープ試験中に応力を急変させることで、クリープ試験から得られるクリープ速度、破断時間および破断伸び等の情報以外に応力急変時の瞬間ひずみやクリープ速度の変化の情報が得られる。これらの情報を基にクリープ負荷応力の有効応力と内部応力への分離および運動転位密度の算出が可能であり、Al-Mg固溶体^{2), 3)} Cu-Al固溶体^{4), 5)} およびFe-Mo固溶体⁶⁾ でその有効性が確認されている。

本報では、火力発電ボイラの高温部に使用されている各種耐熱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転位の運動の観点から考察した。またクリープ中断材のTEM観察によりその妥当性について確認を行った。

2 供試材および実験方法

供試材は火力発電ボイラ材として使用されている新材である。Table 1にその化学組成を示す。STB340, STBA12, STBA22はボイラチューブとして用いられている焼きなまし材であり、フェライト+パーライト組織を呈しており、CrおよびMoの含有の有無に違いがある。STPA22

[†] 原稿受理 平成20年6月11日 Received June 11, 2008 ©2009 The Society of Materials Science, Japan

* 正会員 九電産業(株) 〒813-0043 福岡市東区名島, Kyudensangyo, Co., INC, Higashi-ku, Fukuoka, 813-0043

** 九電産業(株) 〒813-0043 福岡市東区名島, Kyudensangyo, Co., INC, Higashi-ku, Fukuoka, 813-0043

*** 正会員 九州電力(株)総合研究所 〒815-8520 福岡市南区塩原, Res. Lab. Kyusyu Electric Power Co., INC, Minami-ku, Fukuoka, 815-8520

**** 九州大学大学院総合理工学府 〒816-8580 春日市春日公園, Graduate School of Eng. Sci. Kyusyu Univ., Kasuga-kouen, Kasuga, 816-8580

Table 1 Chemical compositions of steels used in this study.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	sol-Al	Ni	V	Nb	Heat Treatment
STB340	0.085	0.16	0.41	0.009	0.007	0.04	0.0047	0.0053	0.035	—	—	—	Annealing
STBA12	0.11	0.25	0.43	0.013	0.015	0.07	0.54	0.0110	0.010	—	—	—	Annealing
STBA22	0.15	0.23	0.48	0.011	0.005	1.05	0.50	0.0056	0.004	—	—	—	Annealing
STPA22	0.14	0.27	0.56	0.009	0.013	0.96	0.50	0.0115	0.002	—	—	—	Normal Temper
STPA24	0.12	0.27	0.43	0.013	0.005	2.11	0.96	0.0078	<0.002	—	—	—	Normal Temper
STBA28	0.08	0.23	0.46	0.0014	0.002	8.15	0.91	0.047	0.02	0.05	0.19	0.07	Quench Temper

およびSTPA24はボイラ大径管として用いられている焼きならし、焼戻し材であり、フェライト＋焼戻しベイナイト組織を呈しており、CrおよびMoの含有量に違いがある。STBA28はボイラチューブとして用いられている焼き入れ、焼戻し材であり、焼戻しマルテンサイト組織を呈している。試験片はチューブ材は6mmφ、平行部長さ30mmの、大径管用材は10mmφ、平行部長さ50mmのつば付き丸棒状試験片である。

応力急変試験はクリープ試験の途中で一時的に応力を変化させる試験であり、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によって行った。試験機は容量1.5kN、レバー比1:10の4連マルチクリープ試験機である。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、ストローク長さ10mm、0.1μm精度のリニアゲージを用い測定し、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。応力は実際に使用される応力25MPa～98MPaの範囲とし、温度は543℃～700℃の範囲で実施した。また、これらの試験条件の一部についてはクリープ中断材を作製し、抽出残渣分析および転位組織の観察を実施した。

3 実験結果および考察

3・1 応力急変時の変形挙動

Fig. 1に各鋼種での10%応力急変時の変形挙動例を示す。全ての鋼種において応力急増直後と急減直後に遷移域が存在し、急減時には負の遷移域が観測される。これらの遷移域におけるひずみ量は全体の転位密度が高い焼戻しマルテンサイト組織のSTBA28がその他の鋼種よりも顕著に大きい傾向を示した。全ての鋼種で応力急増時と急減時の瞬間ひずみ量はほぼ同等であり、その勾配から求められるヤング率は各試験温度における各材料のヤング率とほぼ一致することから、応力急増時に瞬間塑性ひずみは存在せず、転位は粘性的な挙動をしているものと考えられる。ここで、STB340は固溶強化元素であるMoをほとんど含まない鋼種であり、応力急増時に転位が自由飛行運動することで瞬間塑性ひずみが観測されることが考えられたが、Moを含むその他鋼種と同様の変形挙動を示した。これはSTB340においてもMo等の微量の固溶強化元素が含有されているためと考えられる。

転位が粘性的な挙動を示す場合、運動転位の平均速度は負荷応力 σ から運動転位に働く内部応力 σ_i を差し引いた有効応力 σ_e に比例し、以下の式で表わされる。

Fig. 1 Deformation behavior of various kinds of steels during stress change test ($\sigma \rightarrow \sigma + \Delta\sigma \rightarrow \sigma$, $\Delta\sigma = 0.1\sigma$).

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

ここで, M : テーラー因子, ρ_m は運動転位密度, b はパーガスベクトルの大きさ, B は転位の易動度である.

3・2 転位の易動度の評価

試験応力は実機使用条件を想定した低応力であり, 試験応力では障害間隔に引っかかり張り出したまま動けない転位が多く存在すると推定されることから, 応力急変時に認められる遷移挙動は, これらの転位が応力急変時に一時的に運動するために生じていると考えた.⁷⁾ Fig. 2 は障害間隔 λ に引っかかった転位が応力急増時の応力 $\sigma + \Delta\sigma$ から応力急減時の応力 σ に変化した際の張り出した状態の変化を示したものである. 同図に示すように, 応力急減直前では, せん断応力 $\tau + \Delta\tau (= (\sigma + \Delta\sigma)/M)$ を受けている転位が障害間隔 λ に運動を阻止され, 曲率半径 ρ_1 で張り出した状態で停止している. この場合, 障害間隔 λ に運動を阻止された転位は $(\tau + \Delta\tau) b \lambda$ の力を受け, 張り出しによる転位の線張力 L の応力方向成分である $2L \sin\theta_1$ と釣り合っている. このとき曲率半径 ρ_1 は, $\sin\theta = \lambda/2\rho$ の関係および転位の線張力 L に $L = Gb^2/2$ (G : 剛性率) を用いると, $\rho_1 = Gb/2(\tau + \Delta\tau)$ で表わせる. 応力を σ に戻した直後には, 障害間隔 λ の部分に引っかかった転位は ρ_1 から曲率半径 $\rho_0 = Gb/2\tau$ に戻る際, 戻り速度に比例した粘性抵抗を受け, 次式の関係を保ったまま運動するものと考えられる.

$$2L \sin\theta(t) = \tau b \lambda - (v(t)/B) \lambda \quad (2)$$

ここで, $v(t)$ は転位の負の運動速度である. 本式より ρ_1 の状態から ρ_0 に戻る際に, 微小の $\Delta\rho$ を変化させ, その際に要する時間を算出し, $\Delta\rho$ による転位が掃く面積から求められる伸び変化量と対応付けることで, 応力急減時の負の遷移挙動を推定することが可能である. Fig. 3 は式 (2) の関係に適当な転位の易動度 B を用いて推定した遷移挙動を応力急減時の正味の負の遷移挙動 (Fig. 3 右上に示す応力急減時の遷移終了後の安定した伸び (点線) と実測遷移挙動との差) にフィッティングさせた例である. このように, 応力急減時の正味の負の遷移挙動から転位の易動度 B を求めることが可能である.

一方, 転位の易動度 B の理論値は Cottrell⁸⁾ および堀内と吉永⁹⁾ によって次式で与えられる.

Fig. 2 Variation of curvature radius ρ of bow-out dislocation trapped in spacing λ of obstacles with stress change from $\tau + \Delta\tau$ to τ .⁷⁾

Fig. 3 Comparison between measured backward creep behavior and analyzed one after 10% stress reduction from $\sigma + \Delta\sigma$ to σ .

$$B = DkT / (68n_0 G^2 \epsilon_b^2 R_0^6 b) \quad (3)$$

ここで, D は溶媒原子中の溶質原子の拡散係数であり, $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ である (D_0 は振動数因子, Q は活性化エネルギー, R は気体定数). 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, G は剛性率, 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. この式から転位の易動度 B はアレニウス型の関係で式 (4) のように整理することが可能である.

$$\ln(BG^2/T) = C - (Q/R)/T \quad (4)$$

Fig. 4 は各鋼種の応力急変試験から求めた転位の易動度のクリープ試験中の平均値の温度依存性を示したものである. これより, 測定点はほぼ直線関係で近似でき, 式 (4) のアレニウス型の関係で整理可能であることがわかる. 転位の易動度の値は同じ温度で比較すると, $STB340 > STBA12, STBA22, STPA22 > STPA24 > STBA28$ の順となっており, Mo の含有量が低いものほど転位の易動度は高くなる傾向を示している. $STPA24$ と $STBA28$ では Mo 含有量は同程度であるが, $STBA28$ の転位の易動度が明らかに小さい. これは $STPA24$ と $STBA28$ の Mo 固溶量に差があるためと考えられる.

Fig. 5 はクリープ中断材の抽出残渣分析による各鋼種

Fig. 4 Dependence of dislocation mobility B on temperature obtained by stress change tests.

Fig. 5 Comparison of solute Mo and solute Cr in crept specimens by chemical analysis of extracted residues. (a) Solute Mo, (b) Solute Cr

のCrおよびMoの固溶量の比較を示したものである。Moの固溶量はSTB340 < STBA12, STBA22, STPA22 < STPA24 < STBA28の順となっており、転位の易動度の大きさの順と整合性がある。また、同一鋼種では、温度の高い方がMoの固溶量が多い傾向にある。そこで、Mo固溶量の違いを考慮して転位の易動度の温度依存性を議論するために、式(3)の n_0 を含めた次式で整理した。

$$\ln(n_0 B G^2 / T) = C' - (Q/R)/T \quad (5)$$

Fig. 6は応力急変試験で得られた転位の易動度の内、抽出残渣分析をしてMo固溶量のわかっているデータのみを式(5)に基づき整理したものである。同図中には転位の易動度の理論式(式(3))から計算される関係も併せて示した。ここで、振動数因子 D_0 にはFe中の溶質原子Moの値 $0.663 \times 10^{-4} \text{m}^2/\text{s}$ 、¹⁰⁾サイズミスフィットパラメータ ϵ_b にはFe-Moの値 0.0843 、¹¹⁾ R_0 には $1.24 \times 10^{-10} \text{m}$ 、¹²⁾ b には $2.49 \times 10^{-10} \text{m}$ を用い、 Q には応力急変試験で得られた転位の易動度の上限、下限に対応する値、それぞれ208kJ/mol, 229kJ/molを用いた。及川によれば、¹⁰⁾Fe-Mo鋼のMoの拡散の活性化エネルギーの値は1048K ~ 1782Kの常磁性 α 相 ~ δ 相の範囲で224kJ/molを推奨しており、強磁性 α 相では10kJ/mol程度高くなる傾向を指摘している。本研究の試験温度範囲は報告されているFe-Mo鋼のMoの拡散データの温度範囲とは異なる

Fig. 6 Comparison of temperature dependence of dislocation mobility between evaluated value by stress change test and theoretically calculated one.

が、応力急変試験で得られた転位の易動度に適合する活性化エネルギー Q はそれと同程度であった。

3・3 運動転位に働く内部応力と運動転位密度の評価

応力急変前のクリープ速度 $\dot{\epsilon}_1$ と応力急増後の遷移完了後の安定したクリープ速度 $\dot{\epsilon}_2$ はそれぞれ、式(6)と式(7)で表わされる。

$$\dot{\epsilon}_1 = (2/M^2) \rho_m b B (\sigma - \sigma_i) \quad (6)$$

$$\dot{\epsilon}_2 = (2/M^2) \rho_m' b B (\sigma + \Delta\sigma - \sigma_i') \quad (7)$$

ここで、 ρ_m' は応力急増時の遷移完了後の運動転位密度、 σ_i' は応力急増時の遷移完了後の運動転位に働く内部応力である。運動転位密度と運動転位の内部応力は急増前と応力急増後の遷移完了時点では変化していると考えられるが、 $\Delta\sigma$ が微小であれば運動転位密度や内部応力の変化はわずかと考え、運動転位に働く内部応力 σ_i は、 $\dot{\epsilon}_2$ と $\dot{\epsilon}_1$ の変化量を $\Delta\dot{\epsilon}$ とすると、次式で表される。

$$\sigma_i = \sigma - \dot{\epsilon}_1 / (\Delta\dot{\epsilon} / \Delta\sigma)_{\Delta\sigma \rightarrow 0} \quad (8)$$

また、運動転位密度は次式で表される。

$$\rho_m = (\Delta\dot{\epsilon} / \Delta\sigma)_{\Delta\sigma \rightarrow 0} (M^2 / 2bB) \quad (9)$$

ここで、 $\Delta\dot{\epsilon} / \Delta\sigma$ 値としてFig. 7に示す応力急変試験の $\Delta\sigma$ と $\Delta\dot{\epsilon}$ の関係から $\Delta\sigma$ が零での接線の傾きを用い、 B の値には応力急変試験で求めた転位の易動度の値を用いた。¹³⁾

応力急変試験から求めた各鋼種の内部応力分率((負荷応力-有効応力)/負荷応力)は90%程度であり、運動転位密度は $10^{10} \sim 10^{11} / \text{m}^2$ のオーダーであった。Fig. 8に各鋼種のクリープひずみに対するクリープ速度、運動転位密度、転位の易動度および有効応力の変化を示す。各鋼種とも有効応力と転位の易動度については、初期に有効応力が高い傾向がある以外、明瞭な変化傾向は認められない。一方、運動転位密度は初期クリープ域ではFig. 8中のSTPA24およびSTBA28で認められるように減少傾向にあり、加速クリープ域では増加傾向にあり、運動転位密度の変化がクリープ速度の変化傾向とよく対応していることがわかる。このことから、初期クリープ域は、初期に存在した運動可能な転位が消耗し、最小クリープ速度に至る過程として理解することができる。そ

Fig. 7 An example of the relationship between stress increment $\Delta\sigma$ and increase of creep rate $\Delta\dot{\epsilon}$ by stress change test.

の後の加速クリープ域は、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粒子間距離が小さくなることにより、運動転位が増加する過程として理解することができる。

3・4 クリープ変形中の転位組織と変形挙動の対応

Fig. 9, Fig. 10, Fig. 11, Fig. 12, Fig. 13 および Fig. 14 はそれぞれ STB340, STBA12, STBA22, STPA22, STPA24 および STBA28 のクリープ変形中の代表的な転位組織を示したものである。Fig. 14 より STBA28 は他の鋼種と異なり、焼戻しマルテンサイトが等軸のサブグレイン化した組織をしており、転位密度が高いことがわかる。また、いずれの鋼種も粒内の転位は析出物に引っかかっている様子が認められる。応力急変時の遷移挙動はこれら析出物に引っかかり停止していた転位の運動によるためと考え

Fig. 8 An example of the variation of creep rate $\dot{\epsilon}$ and mobile dislocation density ρ_m , mobility of dislocation B and effective stress σ_e with creep strain. (STB340, STBA12, STBA22, STPA22, STPA24 and STBA28)

Fig. 9 Substructure in ferrite region of crept specimen of STB340 observed by TEM. (580°C 60MPa, $\epsilon = 6.0\%$)

Fig. 10 Substructure in ferrite region of crept specimen of STBA12 observed by TEM. (650°C 40MPa, $\epsilon = 3.1\%$)

Fig. 11 Substructure in ferrite region of crept specimen of STBA22 observed by TEM.
(a) 650°C 40MPa, $\epsilon = 3.9\%$, (b) 600°C 80MPa, $\epsilon = 8.6\%$

Fig. 12 Substructure in ferrite region of crept specimen of STPA22 observed by TEM. (STPA22 600°C 80MPa $\epsilon = 5.8\%$). (a) Over view, (b) Close view

Fig. 13 Substructure in ferrite region of crept specimen of STPA24 observed by TEM (600°C 98MPa, $\epsilon = 1.2\%$).
(a) Over view, (b) Close view

Fig. 14 Substructure of crept specimen of STBA28 observed by TEM. (640°C, 98MPa, $\varepsilon = 2.1\%$)
(a) Over view, (b) In subgrain

られる。また、STBA28の応力急変時の遷移ひずみが他鋼種に比べ大きいのは、転位密度が高く、析出物に引っかかり停止していた転位の量が多いためと推察される。

Fig. 15はSTBA22のTEM観察による転位組織から計測した転位密度と応力急変試験から求めた運動転位密度を比較したものである。TEM観察による転位密度は $\rho = N/A$ (N :観察表面を貫く転位の交点数, A :観察面積)の式¹⁴⁾で求めた。Fig. 15からTEM観察による転位密度は応力急変試験から求めた運動転位密度より100倍程度

Fig. 15 Comparison between dislocation density measured by TEM observation and mobile dislocation density estimated by stress change test. (STBA22)

高い。これはTEM観察による転位密度は運動しない転位も含まれているためと考えられる。オローワン応力¹⁵⁾から計算される本試験条件での転位の通過可能な臨界粒子間距離 λ_{cr} ($\lambda_{cr} = MGb/\sigma$)は $0.4 \sim 1.8\mu\text{m}$ であり、析出物の平均粒子間隔がそれよりも小さいことが確認されていることから^{16), 17)}ある瞬間に運動している転位はTEMで観察される転位の1%程度であることは理解可能である。また、このように転位が粒子間を容易に通過できない条件での運動転位に働く内部応力は、運動転位が転位の線張力に抗して析出物間を張り出すことによって生じているものと考えられる。

4 結 言

各種実用耐熱鋼のクリープ試験中に応力急変試験を実施し、応力急変時の変形挙動からクリープ変形機構について考察した。また、クリープ中断材の転位組織とクリープ変形機構との整合性について確認した。以下にその結果を示す。

(1) 応力急増、急減時の瞬間ひずみ量は、ほぼ同等であり、応力急増時に瞬間塑性ひずみは存在せず、転位は粘性的な挙動をしているものと判断される。

(2) 応力急増、急減直後にはクリープひずみ速度が大きく変化する遷移域が観測された。この遷移挙動は障害間隔に引っかかり張り出したまま動けない転位が応力急変時に一時的に運動するために生じていると考え、応力急減時の負の遷移挙動から転位の易動度を評価した。転位の易動度は同じ温度で比較すると、Mo固溶量が多い鋼種ほど低い傾向を示した。得られた転位の易動度の温度依存性から求められる活性化エネルギーは $208\text{kJ/mol} \sim 229\text{kJ/mol}$ であり、Fe-Mo鋼のMoの拡散の活性化エネルギーの値と同程度であった。

(3) 応力急変試験から求めた各鋼種の内部応力分率(内部応力/負荷応力)は90%程度であり、運動転位密度は $10^{10} \sim 10^{11}/\text{m}^2$ のオーダーであった。

(4) 応力急変試験によって求めたクリープひずみに伴う運動転位密度、転位の易動度および有効応力の変化をクリープ速度の変化と比較した結果、クリープ速度の変化傾向は運動転位密度の変化が支配的な要因となることがわかった。

(5) クリープ変形中の転位組織観察から、いずれの鋼種も粒内の転位は析出物に引っかかっている様子が認められた。応力急変時の遷移挙動はこれら析出物に引っかかり停止していた転位の運動によるものと推察された。応力急変試験から求めた運動転位密度はTEM観察による転位密度の1/100程度であり、当条件では観察される転位の1%程度が運動しているものと推察された。

参 考 文 献

- 1) H. Yoshinaga, Z. Horita and H. Kurishita, "Determination of high-temperature deformation mechanism in crystalline materials by the strain-rate change test", Acta Metallurgica, Vol.29, pp.1815-1824 (1981).
- 2) H. Yoshinaga, S. Matsuo and H. Kurishita, "Dislocation

- density and internal stress in an Al-5.7at%Mg alloy deformed at high temperatures", Journal of the Japan Institute. Metals, Vol.48, No.1, pp.35-42 (1984).
- 3) H. Nakashima, K. Iwasaki, S. Gotou and H. Yoshinaga, "Combined effect of solution and dispersion hardenings at high temperature", Journal of the Japan Institute Metals, Vol.52, No.2, pp.180-188 (1988).
 - 4) S. Kikuchi, J. Shimizu, H. Baba and M. Adachi, "Steady state deformation of Cu-15at%Al alloy single crystals at high temperatures", Journal of the Japan Institute. Metals, Vol.41, pp.1272-1277 (1977).
 - 5) S. Kikuchi, Y. Sugie, H. Yokoyama and M. Adachi, "Steady state deformation of Cu-15at%Al alloy single crystals with the <001> axis at high temperatures", Journal of the Japan Institute. Metals, Vol.41, pp.944-950 (1977).
 - 6) H. Nakashima, H. Nakagaki, H. Kurishita and H. Yoshinaga, "Work-hardening and recovery rates in an Fe-3.5at%Mo alloy during hot deformation", Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, Vol.27, No.6, pp.395-401 (1987).
 - 7) H. Hayakawa, D. Terada, F. Yoshida, H. Nakashima and Y. Goto, "Characterization of creep deformation mechanism and evaluation of dislocation mobility of modified 9Cr-1Mo steel by stress change test", Journal of the Japan Institute. Metals, Vol.67, No.1, p.22 (2003).
 - 8) A. H. Cottrell, "Dislocations and plastic flow in crystals", p.139 (1953) Oxford University Press.
 - 9) R. Horiuchi and H. Yoshinaga, "Mechanism of high temperature yielding in some Aluminium alloys", Journal of the Japan Institute. Metals, Vol.29, No.4, pp.351-358 (1965).
 - 10) H. Oikawa, "Technology Report", Tohoku Univ., Vol.47, p.215 (1982).
 - 11) H. W. King, "Quantitative size-factors for metallic solid solutions", Journal of Materials Science, Vol.1, pp.79-90 (1966).
 - 12) The Japan Institute of Metals, "3th edition Kinzoku Data book" (1993) Maruzen.
 - 13) H. Hayakawa, D. Terada, F. Yoshida, H. Nakashima and Y. Goto, "Evaluation of mobile dislocation density of modified 9Cr-1Mo steel by stress change test", The Iron and Steel Institute of Japan, Tetsu-to-Hagane, Vol.89, Vol.10, pp.72-77 (2003).
 - 14) K. Makishima, "Keiryoku Keitai", p.98 (1983) Uchida Rokakuho.
 - 15) E. Orowan, discussion in "The Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys", p.451 (1948) Inst. Metals. London.
 - 16) H. Hayakawa, D. Terada, F. Yoshida and H. Nakashima, "Variation of mobile dislocation density and spacing of precipitates on Modified 9Cr-1Mo steel in creep", Proceedings of Current Advances in Materials and Processes, Vol.15, p.1237 (2002) The Iron and Steel Institute of Japan.
 - 17) Y. Nakazato, S. Nakashima, H. Hayakawa, J. Kusumoto, A. Kanaya and H. Nakashima, "Quantitative evaluation of interparticle spacing of 1Cr-0.5Mo steels in creep deformation", Proceedings of Current Advances in Materials and Processes, Vol.18, p.1548 (2005) The Iron and Steel Institute of Japan.