

# 高Crフェライト鋼の硬さ法によるクリープ寿命評価

角屋 好邦\*・平川 裕一\*・吉田 博明\*<sup>2</sup>・宮島 慶一郎\*<sup>2</sup>

Creep Life Evaluation Based on Hardness Method of High-Cr Ferritic Steels

Yoshikuni KADOYA, Yuichi HIRAKAWA, Hiroaki YOSHIDA and Keichiro MIYAJIMA

**Synopsis** : The softening caused by long-term aging for 10Cr-1.5Mo-VNbN steel was investigated with hardness test at temperature range of 500 to 650°C up to 10<sup>5</sup> hours. The softening caused by creep was also investigated at temperature range of 600 to 650°C under stress of 98 to 294 MPa. The change in hardness during long-term aging was able to be expressed by a simple curve in plotting against Larson-Miller parameter. The softening was accelerated by the stress larger than 79 MPa. The change in hardness during creep under the stress of  $\sigma$  (MPa) was correlated with those of long-term aging by plotting against the parameter of

$$\log T + \log(20 + \log t) + 0.000239(\sigma - 79)$$

where  $T$  is the test temperature (K) and  $t$  is the loading time or aging time (h).

A method to detect the creep damage and to estimate the residual life was deduced from the above mentioned results.

**Key words** : creep damage; martensitic steels; steel for elevated temperature service; hardness; nondestructive inspection.

## 1. 緒言

火力発電プラントの高温高圧化に対応するために、高Crフェライト系耐熱鋼の開発・実用化及びその評価が活発に行われている。これら高Crフェライト系耐熱鋼の多くはマルテンサイト組織であり、焼戻しままの状態でマルテンサイトラス組織の中に微細な析出物と高密度の転位組織を含み、かつ固溶元素であるMoやWを含有している。そのため、これら材料は長時間使用中に転位組織の回復及び炭化物の粗大化に加えてLaves相Fe<sub>2</sub>(Mo, W)が析出してくる複雑な組織因子を持ち、このような転位組織及び析出物の挙動は、長時間時効にともなう材質変化およびクリープ変形に大きな影響を及ぼすものと考えられる。これまでに、著者らは<sup>1-3)</sup>、最近の関心事のひとつである長時間側でのクリープ強度低下現象の温度依存性について検討を行うために、実用12% Cr鋼を対象としてクリープ変形中の転位組織と析出物の挙動を系統的に調べ、各組織因子の役割を明確にしてきている。

一方、これら高Crフェライト系耐熱鋼が使用されているUSCプラントの中には運転時間が10万時間近くに到達するユニットも出始めており、既設プラントと同様に計画的な保守管理を行うために高温部品であるロータ材などの寿命診断技術の確立が望まれる。既設プラントのロータ材

に広く用いられているCrMoV鋼については、これまでの研究によって既に寿命診断技術が確立されており、現在機器の安定運用あるいは寿命延長を図るため実機にて鋭意実施されている<sup>4)</sup>。これに対して、USCプラント用ロータ材を対象とした高Crフェライト系耐熱鋼の寿命診断技術に関する研究は緒についたばかりである。例えば著者ら<sup>5)</sup>は10Cr-1.5Mo-VNbN鋼の10万時間にわたる長時間等温時効による脆化と軟化挙動を調べ、材質劣化の基本特性を把握するとともに、石井ら<sup>6)</sup>は、10Cr-1Mo-1W-VNbN鋼のクリープにともなう転位下部組織の変化と軟化を調べ、軟化モデルによる損傷表記を試みているのが現状である。

しかも、タービンロータなど最も損傷蓄積があると考えられる部分からの試験片採取が不可能な部品の劣化・損傷を評価する手法は非破壊的に検出する方法に頼らざるを得なく、このためには金属組織変化に裏付けられたより簡易かつ高精度の評価方法が不可欠である。後藤<sup>7)</sup>は先にCrMoV鋼について、電磁気的手法、X線回折法、硬さ等の物性的な特性変化の検出法を比較し、可能性のある非破壊的手法として硬さ測定による方法を提案した。これより、上述した既設プラントのCrMoV鋼ロータ材の寿命診断には、クリープキャパシティの検出法<sup>8)</sup>と合わせて、硬さ法によるクリープ寿命評価が実施されてきている。本研究で対象とする高Crフェライト系耐熱鋼のマルテンサイト組織

平成17年8月22日受付 平成17年10月26日受理 (Received on Aug. 22, 2005; Accepted on Oct. 26, 2005)

\* 三菱重工業(株) 高砂研究所 (Takasago R & D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinhamma Arai-cho Takasago Hyogo 676-8686)

\*<sup>2</sup> 三菱重工業(株) 高砂製作所 (Takasago Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of 10Cr-1.5Mo-VNbN steel studied (wt%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N	P	S
TMK1 (Ladle)	0.14	0.07	0.51	0.60	10.28	1.46	0.17	0.056	0.046	0.008	0.001

はCrMoV鋼のベイナイト組織に比べて、初期転位密度は高いものの、クリープにともなう材質劣化は基本的にCrMoV鋼と同じように転位組織の回復および析出物の粗大化といった組織変化挙動を示すものと考えられる<sup>9)</sup>。

そこで、本研究ではUSCプラント用ロータ材の高Crフェライト系耐熱鋼の寿命診断技術を確立することを目的として、10Cr-1.5Mo-VNbN鋼の長時間等温時効およびクリープにともなう軟化挙動を調べ、CrMoV鋼で提案した硬さ法によるクリープ寿命評価の可能性を検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材は、600°C級USC火力発電プラント等に使用されている蒸気タービンロータ材：10Cr-1.5Mo-VNbN鋼 (TMK1と称す)<sup>10)</sup>であり、Table1に化学組成 (Ladle値)を示す。真空カーボン脱酸(VCD)-エレクトロスラグ再溶解(ESR)のダブルメルトにより大型鋼塊を製造し、鍛造後に1090°C×34h/OQ, 550°C×37h/FC, 665°C×47h/FCの調質処理を実施した。このロータ材の中心孔コアバーおよび余長材から長時間時効試験片とクリープ試験片を採取した。組織は焼戻しマルテンサイト組織であり、初期強度レベルは室温0.2%耐力：760MPa、室温引張強さ：890MPa程度である。

### 2.2 実験方法

長時間時効試験片は、ロータ材の中心孔コアバーから50□×30<sup>1</sup>mmのブロックを採取した。これら試験片を500~650°C間の50°C間隔の各温度で最長10万時間までの長時間等温時効試験を施した。クリープ試験片は、ロータ材の中心孔コアバーからφ8mmでJISZ2271に準拠した平滑クリープ試験片および余長材からφ50mmでJISZ2271に準拠した平滑クリープ試験片を採取した。後者の大型の試験片は、本研究の硬さ試験以外の非破壊手法にも供することが可能な寸法とした。これらの平滑クリープ試験片を用い、温度600°C-応力98~294MPaの中で5水準レベル、温度650°C-応力98MPaの1水準レベルでクリープ試験を実施した。また、クリープ変形中の硬さ変化を観察するために、これら条件においてクリープ中断試験片を作製した。長時間等温時効試験片およびクリープ中断試験片を分割し平坦部を作ってエメリー研磨仕上げを施し硬さ試験の観察面とした。室温における硬さ試験は、ピッカース硬度計(HV10)を用いてJISZ2244に準拠して実施した。

長時間等温時効後の転位組織と析出物の変化を観察する

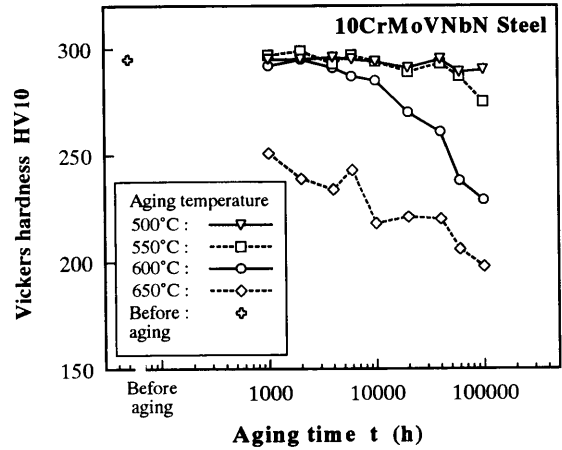


Fig. 1. Plotting of Vickers hardness versus aging time.

ために代表的な試料の薄膜および抽出レプリカによる透過電子顕微鏡(TEM)観察を行った。さらに、クリープ変形中の転位組織の回復状況を観察するためにクリープ中断試験片の代表的な条件を選び組織観察を行った。転位組織観察には細束X線回折<sup>11)</sup>及び透過電子顕微鏡による直接観察法を用いた。前者は、クリープ試験片の標点間部を電解研磨後、背面反射ラウエ法で回折斑点を得た。X線としては、CrK $\alpha$ 線を用い、回折面は(211)面とした。回折斑点の解析により、サブグレインの全方位差 $\beta$ を求めた。この方位差は、マルテンサイト組織のラス境界に対応している。後者は、クリープ試験片の標点間部から薄膜を作製し、電解研磨後透過観察を行い、サブグレインサイズおよびサブグレイン内の転位密度を線分析法<sup>12)</sup>を用いて計測した。サブグレインサイズは、結晶粒内の代表視野を観察倍率34000倍で連続撮影後、サブグレイン境界をトレースして画像処理装置を用いて円相当直径として求めた。また、転位密度は観察倍率100000倍でサブグレイン内を数視野撮影後、線分析法で転位とのなす交切点を数え上げて薄膜厚さから換算して求めた。

## 3. 実験結果

### 3.1 長時間等温時効

長時間等温時効温度は、実機の使用条件に近い550~600°Cを配慮してかつ焼戻し温度(665°C)よりも低い4段階の温度を選定した。時効時間の最長は10万時間である。

Fig. 1に、各試験片の硬さ測定結果を時効時間に対しプロットして示す。同図から、500°Cおよび550°Cの加熱で

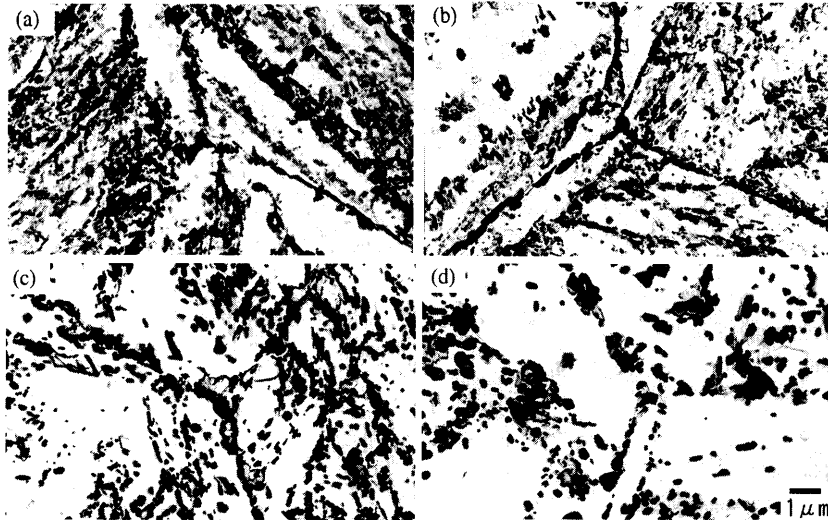


Fig. 2. Transmission Electron Micrograph of extraction replicas of before and after aging specimens: (a) before aging; (b) after 550°C-10<sup>5</sup> h aging; (c) after 600°C-10<sup>5</sup> h aging; (d) after 650°C-10<sup>5</sup> h aging.

は時効時間に対する硬さの変化は少ないが、600°Cおよび650°Cの場合には明らかに硬さ値の減少してゆく傾向が認められる。特に、650°Cの場合は焼戻し温度(665°C)に近く、時効初期の段階から硬さ値の減少が顕著である。

Fig. 2に、時効前および時効後の抽出レプリカによる透過電子顕微鏡観察例を示す。組織はいずれも焼戻しマルテンサイト組織である。550°Cの10万時間時効後の析出物は、粒界および粒内ともに時効前の組織に比較して粗大化は軽微である。これに対して、600°Cおよび650°Cの場合には粒界および粒内いずれの析出物も時効前の組織に比較して粗大化が著しい。特に、650°Cの場合はこれら析出物の凝集・粗大化が顕著である。

### 3.2 クリープ

作製したクリープ中断試験片は、破断に至るまでの過程で適宜除荷したものである。試験温度は600°Cおよび650°Cの2水準で、600°Cにおける最長負荷時間は48819hである。各試験片を縦割りにして標点間距離のほぼ中央に観察面を作ったが、破断試験片については破面近傍から離れた均一伸び部で観察をした。なお、結果は省略するが、クリープ中断試験片の金属顕微鏡観察によるマイクロ組織変化には顕著なものは認められず、クリープキャビティや微視き裂は観察されなかった。

Fig. 3に、代表的なクリープ中断試験片のクリープひずみと硬さ測定結果を負荷時間に対しプロットして示す。同図(a)は、クリープひずみと負荷時間の関係および同図(b)は、硬さ測定結果と負荷時間の関係である。クリープにともなう硬さの変化は明瞭で、負荷時間に対してはほぼ一様に低下する傾向が各クリープ過程で認められる。なお、破断試験片の硬さは負荷応力が低い(破断時間が長い)程低くなり、また試験温度が高い程低くなる傾向が認められた。

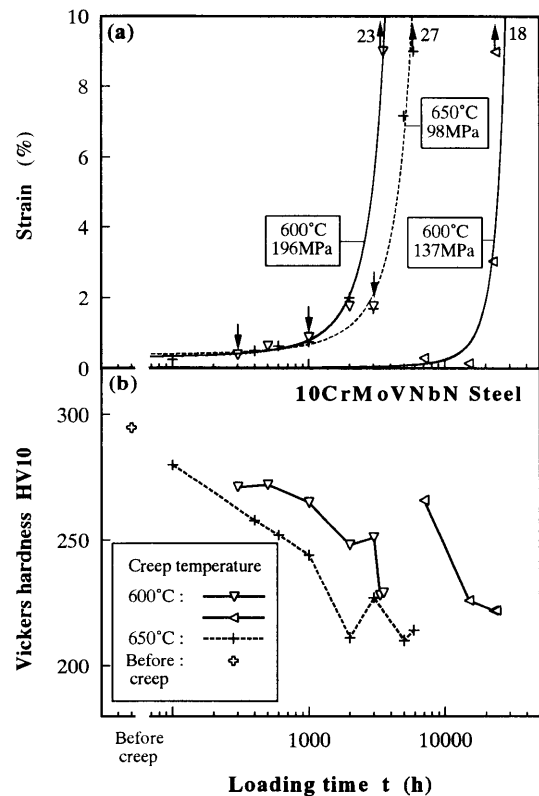


Fig. 3. Plotting of (a) creep strain and (b) Vickers hardness versus loading time for creep at 600 and 650°C.

このうち、温度600°C-応力196MPaのクリープ中断試験片(同図(a)中、矢印で示す)の透過電子顕微鏡観察例をFig. 4に示す。負荷直後の遷移クリープの段階から既にサブグレインの形成が認められ、クリープの進行とともにサブグレイン化が進んでいる様子が観察される。これらのサブグレインサイズを測定し、中断時のクリープひずみで整理した結果をFig. 5(a)に示す。図には温度650°C-応力98MPaの測定結果も合わせて示す。両クリープ条件とも

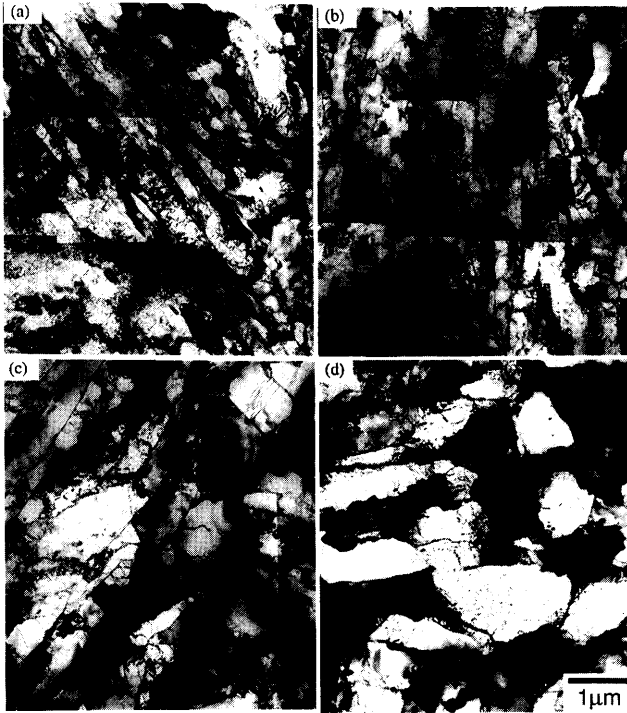


Fig. 4. Transmission Electron Micrograph of interrupted creep specimen at 600°C-196 MPa; (a)  $\epsilon=0.0038$ ,  $t=300$  h; (b)  $\epsilon=0.0088$ ,  $t=1000$  h; (c)  $\epsilon=0.0175$ ,  $t=3000$  h; (d)  $\epsilon=0.203$ ,  $t=3323.9$  h.

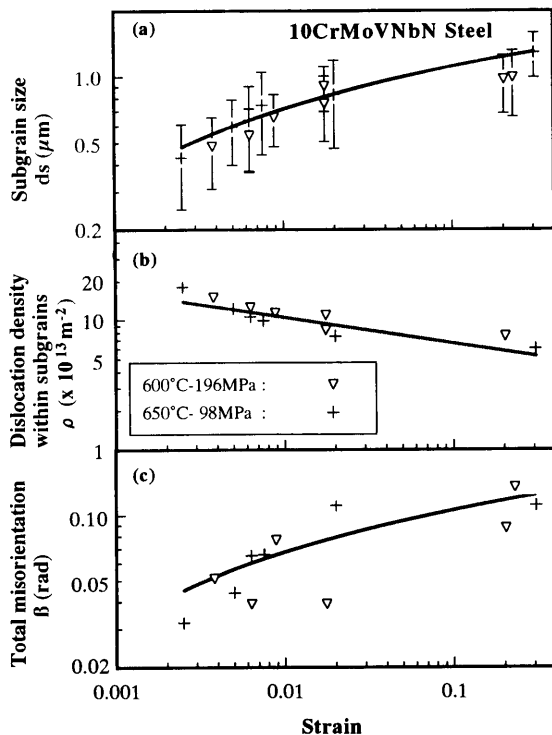


Fig. 5. Plotting of (a) subgrain size, (b) dislocation density within subgrains and (c) total misorientation versus creep strain for interrupted creep specimens.

クリープひずみの増加とともにサブグレインサイズは増加し、加速クリープ後期ではほぼ定常値を示している。また、サブグレイン内の転位密度を測定し、同図(a)と同様にク

リーブひずみで整理した結果を同図(b)に示す。両クリープ条件とも、クリープひずみの増加とともにサブグレイン内の転位密度は減少し、加速クリープ後期ではほぼ定常値を示している。

さらに、クリープ中断試験片の細束X線回折写真から複数のサブグレイン間の全方位差 $\beta$ を測定し、クリープひずみで整理した結果を同図(c)に示す。図より、サブグレイン間の全方位差はクリープひずみの増加とともに大きくなる傾向にあり、転位下部組織の回復にともなってサブバウンダリーの大角化が進行していることが分かる。

なお、クリープ途中におけるクリープひずみと試験時間の間には、良い対応関係があることから、4.2節でのクリープに伴う硬さ変化の表示には、クリープ試験時間を指標として、温度-時間パラメータで統一して整理した。

#### 4. 考察

##### 4.1 硬さと転位下部組織の相関

硬さの物理的意義はそれほど明確ではないが、一般的には金属の局部に外力を与えた場合、その部分における変形に対する抵抗力の大きさのことをいう。本鋼種の場合の圧痕サイズは、対角線上幅で約0.1~0.2mmであり、結晶粒サイズに相当している。従って、本研究で対象とする焼戻しマルテンサイト組織の硬さは、マルテンサイト変態時に導入された高密度の転位組織による転位強化と固溶強化元素による固溶強化および析出強化を合わせた抵抗力を表示しているものと考えられる。この焼戻しマルテンサイト組織の長時間等温時効に伴う材質変化は、規定の焼戻し熱処理材の使用時の加熱による材質変化を模擬しているの、時効温度は焼戻し温度よりも低いという条件が入る。それ故、生じる材質変化は、焼戻しの延長として、(i)転位組織の回復および(ii)炭化物等の析出・粗大化を挙げることができる。(i)による変化は軟化を伴う。しかしながら、(ii)の変化は、焼戻し条件と加熱条件の組合せに依存するが、ここで扱う10Cr-1.5Mo-VNbN鋼の場合は、既報<sup>1-3)</sup>したLaves相の析出・粗大化による固溶量低下に基づく固溶強化能の低下を除いてはほとんど硬さには影響を及ぼさないものと考えられる。そこで、最も影響が大きいと考えられる上述(i)の転位組織の回復と硬さの相関を3.2節に示した結果を用いて検討してみる。

転位下部組織の回復を示すパラメータとして(a)サブグレインサイズ、(b)サブグレイン内の転位密度および(c)サブグレイン間の全方位差に着目してクリープの進行に伴う硬さ変化を横軸にとり整理した結果をFig. 6に示す。ここで、横軸の硬さ表示は、右側が軟化の方向に対応している。また、(b)のサブグレイン内の転位密度は後述する理由から平方根で表示した。ばらつきはあるものの転位下部組織の回復を示すいずれのパラメータも硬さと良い対応があ

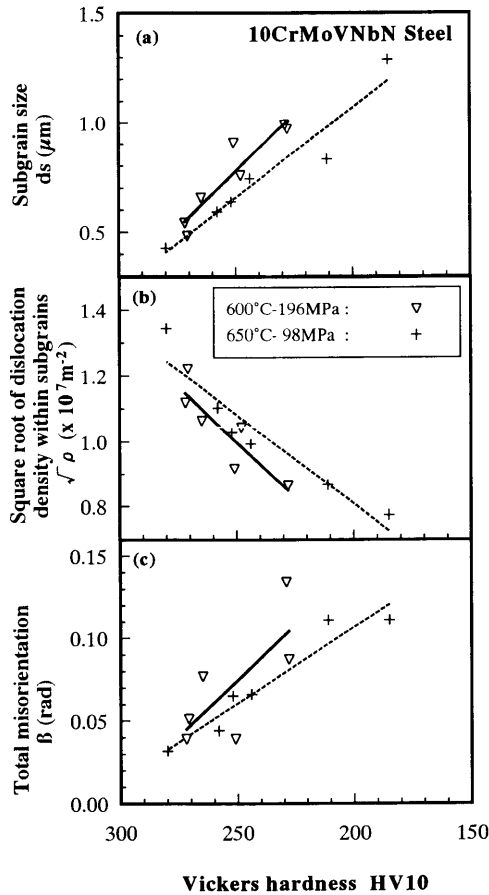


Fig. 6. Plotting of (a) subgrain size, (b) dislocation density with subgrains and (c) total misorientation versus Vickers hardness for interrupted creep specimens.

り、しかもその関係は温度、応力依存性のあることが認められる。まず、(a)のサブグレインサイズと(b)のサブグレイン内の転位密度との間には、 $ds=K/\sqrt{\rho}^{13)}$ の関係で表示できることから両者には良い対応関係が得られている。つまり、クリープの進行とともにサブグレイン化が進み、同時にサブグレイン内の転位密度は減少する。さらに、サブグレイン内の転位は掃かれてサブバウンダリーに吸収されることにより、(c)のサブグレイン間の全方位差が増加する。これは、クリープの進行に伴いサブバウンダリーの大角化が進行していることであり、サブバウンダリーは、クリープにともなう転位下部組織の回復における転位の消滅場所として重要な働きをするものと考えられる。以上の転位下部組織の回復により硬さが低下するものと考えられる。

#### 4.2 長時間等温時効に伴う硬さ変化

長時間等温時効条件下での焼戻し過程に伴う硬さ変化については、CrMoV鋼の観察例<sup>7)</sup>および12CrMoWV鋼の観察例<sup>14,15)</sup>などがあり、2次硬化の過程を過ぎ軟化過程に入っていれば、次式で示す温度・時間パラメータ(Larson-Millerパラメータ)で良く整理できるとされている。

$$T(C+\log t) \dots \dots \dots (1)$$

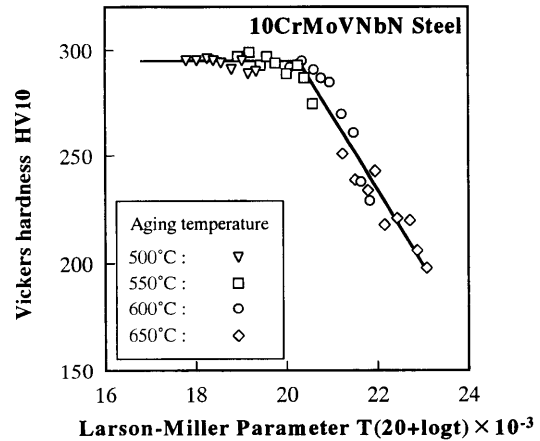


Fig. 7. Plotting of Vickers hardness versus Larson-Miller parameter for long-term aging.

ここで、 $T$ : 焼戻し温度の絶対温度表示、 $C$ : 材料定数、 $t$ : 加熱時間を時間単位で表示したものである。なお、焼戻し過程の整理における材料定数は、 $C=20$ が一般的である。

3.1節で示した10Cr-1.5Mo-VNb鋼の長時間等温時効に伴う硬さの変化を整理するため式(1)を適用した。ただし、 $T$ には長時間等温時効での加熱温度を、 $t$ には時効時間を代入する。 $C=20$ による整理結果をFig. 7に示す。これより、長時間等温時効に伴う硬さの変化は、軟化曲線としてLarson-Millerパラメータで良く整理できることが確認された。さらに、この軟化曲線の軟化開始点は、Larson-Millerパラメータ上で、 $20.5 \times 10^3$ のところであり、それ以上の領域では硬さは急激に低下することが確認された。

なお、Fig. 7の軟化領域の軟化曲線は600及び650°Cの全データの平均線で表示したが、次節で取り扱う評価にはFig. 8に示すように600°C以下のデータに対応する下限線を採用することとした。つまり、600°C以下では転位下部組織の変化に加えてLaves相の析出・粗大化による固溶強化能の低下<sup>2)</sup>が重畳するため軟化の度合いが著しい。従って、次節の評価では実機使用温度領域(600°C以下)を考慮して600°C以下のデータに対応する下限線を採用した。

#### 4.3 クリープに伴う硬さ変化

クリープに伴う材質変化は、単純には、長時間等温時効に伴うそれに応力の影響が加わったものと考えられることができる。そこで、Fig. 8にクリープ中断試験片の硬さ測定結果をLarson-Millerパラメータで整理して示すと共に前節の長時間等温時効材のデータを示す。なお、図中に示したように $\sigma=0$ の軟化領域の軟化曲線は、前述した理由からFig. 7の平均線を用いず、下限線を以下の整理に用いた。この下限線は、実機評価に近い600°C以下のデータを反映している。同図から次のような傾向が指摘できる。ここで、 $T$ : クリープ試験温度、 $t$ : 負荷時間である。

(1) クリープに伴う硬さ変化には、同一の試験温度では

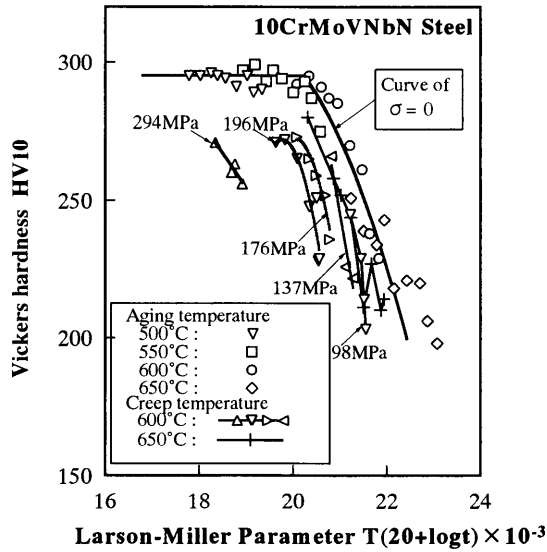


Fig. 8. Plotting of Vickers hardness versus Larson-Miller parameter for creep.

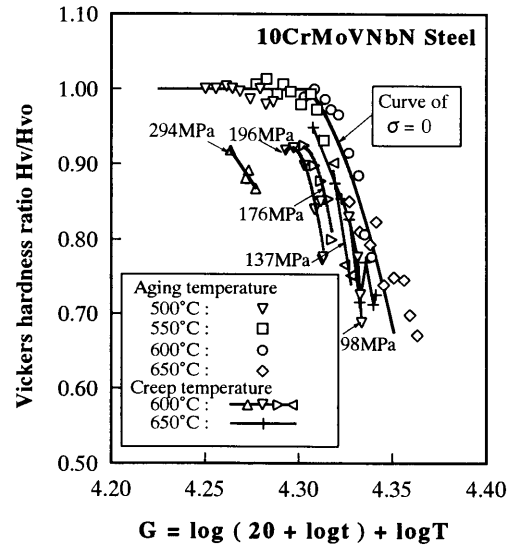


Fig. 9. Plotting of hardness ratio versus parameter of  $G$  for long-term aging and creep.

試験応力依存性があり、試験応力が低いクリーブ過程でのプロット点は右側に移行して、長時間等温時効過程でのそれらに近づく傾向が認められ(2)破断時の硬さは、同一試験温度では、試験応力依存性がある、応力が低い程低くなる傾向にあり、硬さのみで一義的に破断を表示することはできない。

上記の点は、CrMoV鋼<sup>7)</sup>で観察された硬さ挙動と同じであり、以下に本研究の10Cr-1.5Mo-VNb鋼の硬さ変化に及ぼす応力の効果について検討する。

まず、後藤<sup>7)</sup>は先にクリーブに伴う硬さ変化は軟化加速されること、また、その軟化量からFig. 7で推定される長時間等温時効のみによる軟化量を分離し、その差である軟化は主に応力に支配されることを指摘している。つまり、温度： $T$ と時間： $t$ に依存する現象を $\lambda$ とし、それは $G$ の関数で表わされるとした。すなわち

$$\lambda = f(g) \dots\dots\dots(2)$$

$g$ の代表的なものとしては、 $t \exp(-Q/RT)$ で表わされるDornパラメータや $T(C + \log t)$ で表わされるLarson-Millerパラメータである。ここで、 $Q$ ：活性化エネルギー、 $R$ ：ガス定数そして $C$ ：材料定数を示す。 $g$ をこれら式とすれば、次の(3)式の形になるのは $\log g$ となる。 $\log g = G$ と定義すると、 $G$ は、温度項を $H$ 、時間項を $F$ として、

$$G = H(T) + F(t) \dots\dots\dots(3)$$

のように両項の和の形で表せ、長時間等温時効過程に伴う現象は式(3)で表現できると考えた。さらに応力が加わった場合、その現象には $\Delta G$ の差を生じるが、 $\Delta G$ は応力(あるいはひずみ)の関数で表現できるとした。これより、ここではLarson-Millerパラメータを用いて $G$ の形をあらかじめ定めた。 $G$ は次の式のように表示できる。

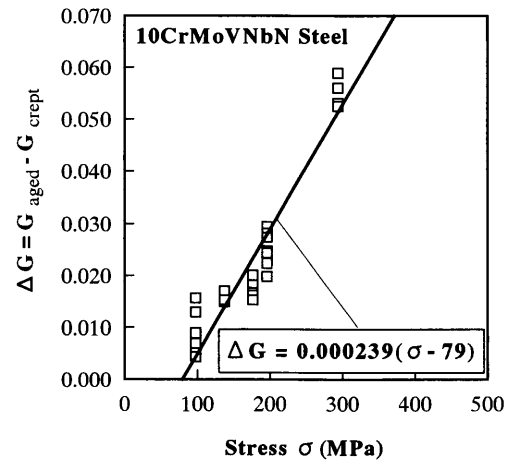


Fig. 10. Plotting of  $\Delta G$  versus creep stress.

$$G = \log T + \log(20 + \log t) \dots\dots\dots(4)$$

また、 $\lambda$ としては硬さ比： $H_v/H_{v0}$ を採用することとした。ここで、ある時点の硬さ： $H_v$ を初期硬さ： $H_{v0}$ で除して規格化した硬さ比は、初期硬さレベルの異なる部材を統一して評価することが可能である。

上記の後藤<sup>7)</sup>がCrMoV鋼の硬さ挙動の整理に適用した手法を、本研究の10Cr-1.5Mo-VNb鋼の場合にも適用することを試みた。まず、 $G$ に対する長時間等温時効材のデータのプロットをFig. 9に示す。さらに、クリーブ中断材のデータを図中に併記した。この図から、クリーブ中断材の各プロット点の $G$ を同一の $H_v/H_{v0}$ における長時間等温時効材の $G$ より差し引いて $\Delta G$ を求めた。Fig.10に、 $\Delta G$ を試験応力 $\sigma$ に対してプロットした結果を示す。同図から、両者の間には良い相関性のあることが認められる。両者の関係を回帰直線で表示すると、

$$\Delta G = 0.000239(\sigma(\text{MPa}) - 79) \dots\dots\dots(5)$$

が得られる。

以上の検討の結果、クリープ中断材の硬さは次式で整理できることになる。

$$G' = G + \Delta G = \log T + \log(20 + \log t) + 0.000239(\sigma(\text{MPa}) - 79) \dots\dots\dots(6)$$

Fig.11に、クリープ中断材の硬さ測定結果を式(6)に対してプロットして示す。同図から、すべてのクリープ中断材のプロット点は長時間等温時効に伴う軟化曲線( $\Delta G=0$ )の周辺に位置するようになり、横軸に式(6)で示される $G'$ をとれば長時間等温時効による軟化曲線でクリープに伴う硬さ変化を近似しうることが認められる。

なお、Fig.10の結果を示す式(5)より、試験応力が

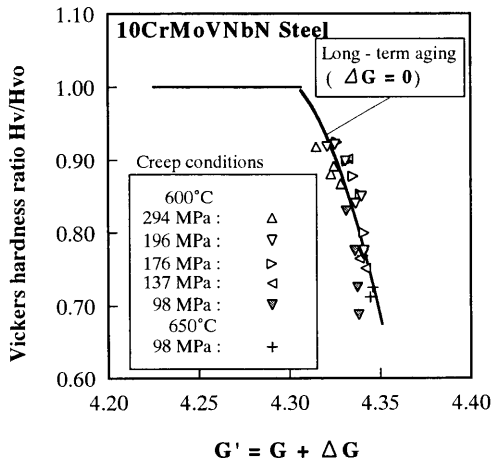


Fig. 11. Plotting of hardness ratio versus parameter of  $G'$  for creep.

79 MPa以下の場合のクリープにおいては $\Delta G$ が0となる。すなわち、このような場合のクリープ過程における硬さの変化は長時間等温時効に伴うそれと温度・時間パラメータ上で合致することを示している。

#### 4.4 クリープ損傷の非破壊的検出法の提案

実機の非破壊的な損傷検出では、経年的な観察にもとづく場合よりも現時点での観察のみで損傷評価を要求される場合が多く、また、評価に必要な情報の欠如している場合も少なくないと思われる。一般に高温使用機器では、部品内に使用時の温度や応力が分布している。そこで、これらの分布を利用して、上記の情報不足に対処することが考えられる。

4.3節で述べた検討結果から提案できるクリープ損傷ならびに残存寿命の推定法を、使用温度および使用時間は既知であるが、使用開始時の硬さ( $H_{v0}$ )が不明な場合を例にして、説明する。Fig.12<sup>7)</sup>にその方法を示すが、部品内の応力分布を利用して、損傷検出位置(高温高応力部)と共に等温であるが低応力である場所を選定し、両位置で硬さを測定する。低応力部の硬さ測定結果から、同図(a)に示すように使用開始時の硬さを推定する。その値を用いて損傷検出位置の硬さ変化を比で表示し、同図(b)から $\Delta G$ を求め、さらに同図(c)から使用時応力を推定する。以上から、同図(d)に示すように、クリープ破断線上に実機使用現状が明示でき、クリープ損傷ならびに残存寿命が求められることになる。

なお、4.3節で述べたように本方法では、損傷検出位置の使用時応力がしきい応力以上大きい場合に限り損傷検出が可能であり、かつその値以下の応力しか作用しない低応

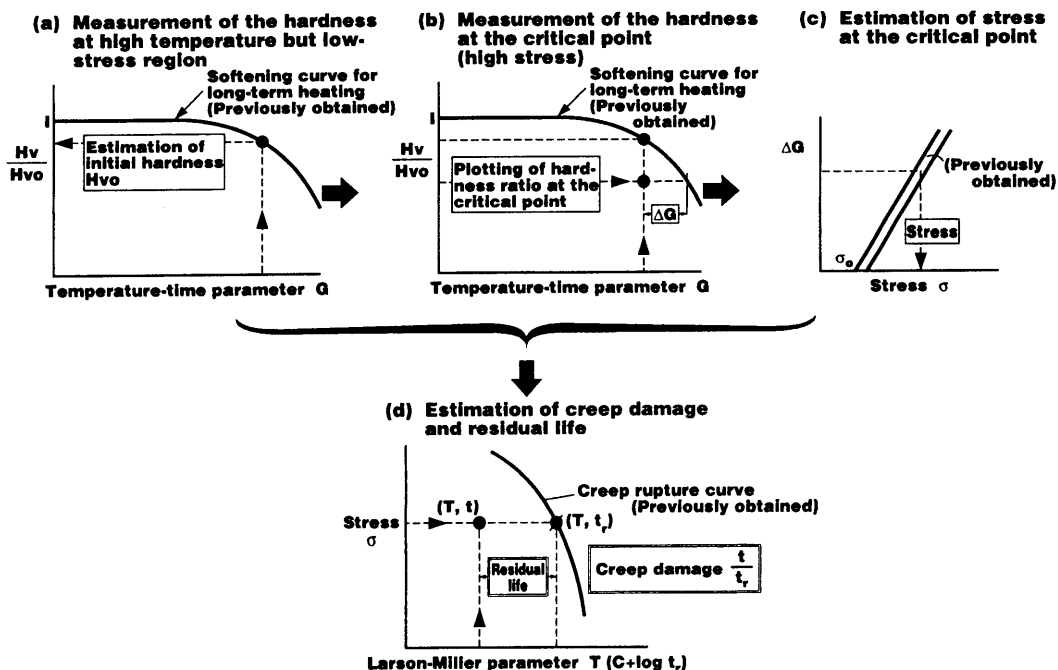


Fig. 12. Illustration of the method to detect creep damage and estimate residual life for the case when service temperature and time are known.

力部が必要である。10Cr-1.5Mo-VNb鋼部品の場合、しきい応力は4.3節で示したように、79MPa程度であると考えられる。

## 5. 結言

USCプラント用ロータ材の高Crフェライト系耐熱鋼の寿命診断技術を確立することを目的として、10Cr-1.5Mo-VNb鋼の長時間等温時効およびクリープにともなう軟化挙動を調べ、CrMoV鋼で提案した硬さ法によるクリープ寿命評価の可能性を検討した。得られた知見は次の通りである。

(1) 長時間等温時効に伴う硬さの変化は、軟化曲線としてLarson-Millerパラメータ $T(20+\log t)$ で良く整理できる。この軟化曲線の軟化開始点は、Larson-Millerパラメータ上で、 $20.5 \times 10^3$ のところであり、それ以上の領域では硬さは急激に低下する。

(2) (1)の結果を用いると、硬さ測定によって実機の使用履歴(温度あるいは時間など)の推定が可能である。

(3) 応力は長時間等温時効に伴う軟化を加速する。但し、低応力では加速効果が認められない。そのしきい応力とともに応力の軟化加速効果を定量的に表示し得た。また、軟化と転位下部組織の変化には良い対応があり、その関係は温度・応力依存性がある。

(4) 10Cr-1.5Mo-VNb鋼のクリープに伴う硬さ変化は、次式で整理され、その整理によって長時間等温時効に伴う硬さ変化と関係づけることができる。

$$G' = \log T + \log(20 + \log t) + 0.000239(\sigma(\text{MPa}) - 79)$$

(5) 高温使用部品の使用時温度や応力の分布を利用して、クリープ損傷の検出対象位置と参照位置の硬さ測定を行い、両値を用いてクリープ損傷ならびに残存寿命を推定する方法が提案できた。その方法は、(1)および(4)の結果を用いて損傷評価に必要な情報(温度・応力および時間)を得て、既存のクリープ破断線図上に実機の現状を示すものである。

## 文 献

- 1) Y.Kadoya: The 123rd Committee (Heat-Resisting Mater.and Alloy), The Jpn. Soc. for the Promotion of Sci. (JSPS), Rep. 39, (1998), 347.
- 2) Y.Kadoya, B.F.Dyson and M.McLean: *Metall. Mater. Trans. A*, **33A** (2002), 2549.
- 3) Y.Kadoya, N.Nishimura, B.F.Dyson and M.McLean: Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, ed. by J.C.Earthman et al., TMS, Warrendale, (1997), 343.
- 4) K.Kawamoto, H.Karato, S.Inoue, T.Goto and Y.Kadoya: *Mitsubishi Heavy Ind. Tech. Rev.*, **24** (1987), 1.
- 5) Y.Hirakawa and Y.Kadoya: The 123rd Committee (Heat-Resisting Mater. and Alloy), The Jpn. Soc. for the Promotion of Sci. (JSPS), Rep. 44, (2003), 1.
- 6) R.Ishii, Y.Tsuda, K.Fujiyama, K.Kimura and K.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 699.
- 7) T.Goto: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **32** (1983), 563.
- 8) Y.Kadoya and T.Goto: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **36** (1987), 999.
- 9) Y.Kadoya and E.Shimizu: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 189.
- 10) Y.Kadoya, T.Kitai, A.Matsuo, I.Tsuji, M.Kishimoto, T.Tsuchiyama and M.Okamura: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 910.
- 11) P.B.Hirsch and J.N.Kellar: *Acta Crystallogr.*, **5** (1952), 162.
- 12) J.A.Bailey and P.B.Hirsch: *Philos. Mag.*, **5** (1960), 485.
- 13) A.Orlova and J.Cadek: *Philos. Mag.*, **28** (1973), 891.
- 14) Y.Nishi, H.Nomura and K.Shiratan: *Jpn. Special Steel Tech. Rev.*, **9** (1973), 19.
- 15) T.Goto and T.Yamauchi: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **30** (1981), 228.