

2.25Cr-1Mo鋼における 炭化物間隔のクリープ速度に及ぼす影響

隅田 武男*・生野 健*・佐分利 敏雄*²

Influence of Interparticle-spacing on Creep Rate in a 2.25Cr-1Mo Steel

Takeo SUMIDA, Takeshi IKUNO and Toshio SABURI

Synopsis : Base material and heat-affected zone (HAZ) material of 2.25Cr-1Mo steels, which had been treated to control the interparticle spacing between carbides, λ , were subjected to creep tests under a stress of 108 MPa at 923 K to clarify the correlation between interparticle spacing between carbides and secondary creep rate. On the basis of the test results, the influence of interparticle spacing on secondary creep rate was evaluated. The results of this study are as follows :

(1) The correlation between the interparticle spacing, λ /m and Larson-Miller parameter, LMP is expressed by the following equation :

$$\ln \lambda = 1.0 \times 10^{-3} \cdot LMP - 37$$

(2) The correlation between the interparticle spacing, λ /m and the minimum creep rate, $\dot{\epsilon}_m/s^{-1}$ is expressed by the following equation :

$$\ln \dot{\epsilon}_m = 1.8 \ln \lambda + b$$

where b is 15 for base material and is 12 for HAZ material.

(3) Using the creep strain curve obtained by the calculation on the basis of change of interparticle spacing during creep deformation, the creep life of the steel is estimated with an error of about 15%.

Key words : 2.25Cr-1Mo steel ; creep ; creep rate ; heat-affected zone ; interparticle spacing ; computer.

1. 緒言

火力発電用ボイラにおいて高温高圧力に曝される部位の構造材料として広く用いられている2.25Cr-1Mo鋼は、低応力で長時間のクリープ変形を受ける場合に組織変化を生じ¹⁻³⁾、この組織変化がクリープ速度に影響を及ぼすことがよく知られている^{4,5)}。クリープ変形中に生じる組織変化を考慮してクリープ曲線を推定する方法として θ 法⁶⁾および改良 θ 法⁷⁾が提案されている。また、組織の劣化度を加速クリープ試験における最小クリープ速度で評価する方法⁸⁾も提案されている。 θ 法および改良 θ 法は複雑なクリープ変形挙動を精度よく表現し得る優れた手法であるが³⁾、加工硬化、組織弱化および変形速度を表すパラメータと炭化物の成長および転位の分布状態等の組織学的因子との具体的な関係が明らかにされているとはいえない。炭化物析出挙動がクリープ挙動に及ぼす影響は、高橋ら⁹⁾により20Cr-25Ni鋼について研究されており、特にクリープ挙動の温度依存性において大きいことが明らかにされている。

本研究では、2.25Cr-1Mo鋼のクリープ変形挙動を変形中

に生じる炭化物間隔 λ の変化と直接関連づけて評価することを目的とした。また、その結果を用いて、クリープ変形中に生じる λ の変化を考慮したクリープ変形挙動を数値解析的に求める手法を提案した。

なお、本研究では、歪み ϵ には真歪みを用い、また応力 σ には特に断らない時はクリープの分野で広く使われている公称応力を用いた。

2. 供試材及び実験方法

2.1 供試材及び熱処理

供試材は市販の2.25Cr-1Moボイラ用鋼管(JIS STBA24)である。その外径は50.8mm、肉厚は8.5mm、化学組成はTable 1に示したものである。供試材(母材)は以下の熱履歴を受けている。すなわち、オーステナイト化のために1213 Kで 1.8×10^6 s保持後、993Kまで冷却速度 $0.056K \cdot s^{-1}$ で炉冷され、その後大気中で冷却されている。Fig. 1 (a)に母材のマイクロ組織を示す。母材はフェライトとパーライトからなる組織を有し、平均結晶粒径は $15\mu m$ であった。2.25Cr-

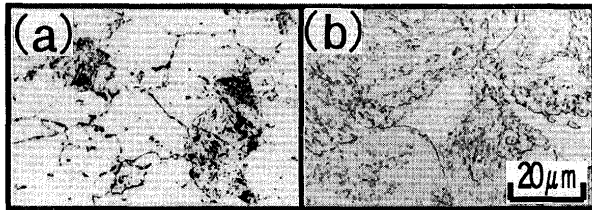
平成7年7月31日受付 平成7年11月29日受理 (Received on July 31, 1995; Accepted on Nov. 29, 1995)

* 関西電力(株)総合技術研究所 (Technical Research Center, The Kansai Electric Power Company, Ins., 3-11-20 Nakoji Amagasaki 661)

* 2 大阪大学工学部 (Faculty of Engineering, Osaka University)

Table 1. Chemical composition of 2.25%Cr-1%Mo steel.

Chemical composition (mass%)						
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.09	0.24	0.37	0.011	0.007	2.12	0.88

Fig. 1. Optical microstructure of STBA24 steels.
(a) Base material (as received)
(b) HAZ material (as treated)

1Mo鋼を高温において応力下で使用する場合、母材は延性材料、溶接熱影響部(HAZ部)は脆性材料として振る舞い⁹⁾、両者のクリープ損傷挙動が異なることが報告されている。そこで、HAZ部のクリープ損傷挙動をも調べる目的で、溶接熱サイクルを模擬して、母材を1498Kまで加熱後空冷した。以後、このような処理をした材料をHAZ相当材と呼び母材と区別する。Fig. 1 (b)にHAZ相当材のミクロ組織を示す。HAZ相当材はベイナイト組織を示し、平均結晶粒径は $97\mu\text{m}$ であった。HAZ相当材は母材とともに試験に供した。

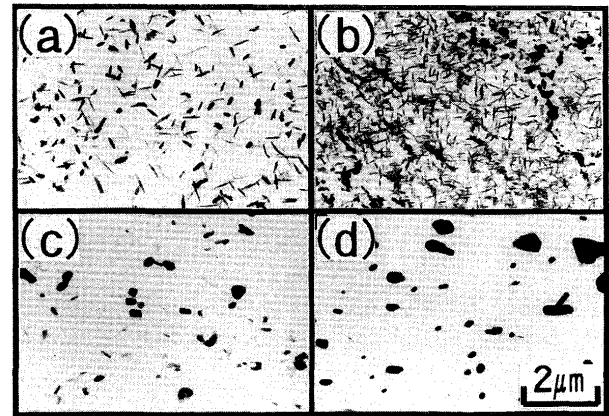
ミクロ組織中の炭化物間隔 λ とクリープ速度の関係を調べるために、以下の高温保持処理を行って、 λ が違う9種類の母材およびHAZ相当材を得た。すなわち、母材およびHAZ相当材の両者を873K、923Kおよび973Kにおいて 1.08×10^6 s、 3.6×10^6 sおよび 1.08×10^7 sの間保持した。以降、 λ を変化させた材料を λ 調節材と称し、 λ を変化させなかった材料を受入まま材と称する。

以上の処理により、受入ままの母材、 λ を変化させた母材(9種類)、受入ままのHAZ相当材、および λ を変化させたHAZ相当材(9種類)の計20種類の供試材を得た。

2.2 クリープ試験

クリープ試験はJIS Z 2271¹⁰⁾に準拠して行った。クリープ試験機は最大荷重3tのシングルレバー式クリープ試験機であり、クリープ試験片は平行部直径6mm、標点間距離30mmのつば付きのものである。クリープ試験温度は全て923Kとした。受入ままの母材およびHAZ相当材のクリープ試験は、クリープ速度の応力依存性を調べるため、34MPa、59MPaおよび108MPaの3種類の負荷応力で実施した。一方、 λ を調節した母材およびHAZ相当材のクリープ試験は、比較的短時間で破断する負荷応力108MPaの1条件で実施し、試験中に生じる λ の変化を小さくした。

クリープ伸びの計測には精度 $1\mu\text{m}$ の差動トランスを用いた。また、JIS Z 2271¹⁰⁾に従い、クリープ試験前の均熱時間は 8.64×10^4 sとした。なおこの均熱時間中における λ の変

Fig. 2. Transmission electron micrographs of extraction replicas of STBA24 steels.
(a) Base material held at 923 K for 8.64×10^4 s.
(b) HAZ material held at 923 K for 8.64×10^4 s.
(c) Base material ruptured by holding under a stress of 34 MPa at 923 K for 1.11×10^7 s.
(d) HAZ material ruptured by holding under a stress of 34 MPa at 923 K for 1.43×10^7 s.

化を調べる目的で、受入ままの母材およびHAZ相当材を923K無負荷で 8.64×10^4 sの間保持した材料をも準備し、組織観察に供した。

2.3 組織観察

2.1で述べた20種類の供試材および2.2で述べた923K無負荷で 8.64×10^4 s保持した材料について、抽出レプリカの透過型電子顕微鏡(TEM)観察を行い、炭化物の析出状態の変化を調べた。なお、受入まま材に関しては、クリープ破断後の試験片の組織観察もあわせて実施し、組織変化に対する応力の影響を調べた。

3. 実験結果

3.1 クリープ前後の金属組織

Fig. 2 (a)および(b)に923K無負荷で 8.64×10^4 s保持(クリープ試験前の均熱を模擬)した母材およびHAZ相当材の抽出レプリカのTEM像を示す。(a)の母材および(b)のHAZ相当材において、炭化物はいずれも針状であるが、(b)の方が炭化物の密度(単位面積当たりの個数)が高い。Fig. 2 (c)および(d)に923K、34MPaでクリープ破断した受入ままの母材およびHAZ相当材(破断時間はそれぞれ 1.11×10^7 sおよび 1.43×10^7 s)の抽出レプリカのTEM像を示す。クリープ変形中に炭化物の形状は針状から球状に変形(球状化)し、粗大化するとともに密度も減少している様子が観察される。また、クリープ試験前((a)と(b))には、母材とHAZ相当材の炭化物の形態ならびにサイズに顕著な差が認められたのに対し、クリープ試験後には両者((c)と(d))に有意差が認められず、類似した炭化物の状態となることがわかる。

以上のような炭化物の形態ならびにサイズの変化は無負荷の高温保持においても同様であった。

3・2 炭化物間隔とLarson-Millerパラメータの関係

受入材, λ調節材およびクリープ破断材について, 抽出レプリカのTEM像から以下の手法に基づき炭化物間隔λを求めた。まず, 炭化物の単位面積当たりの個数 N_A/m^2 および総面積 $S_A/m^2 \cdot m^{-2}$ を画像処理技術を用いて測定し, その形状を球形とみなし, 平均半径 r/m を次式⁹⁾により求めた。

$$r = (S_A / (\pi \cdot N_A))^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

炭化物の中心間の平均距離は $N_A^{-1/2}/m$ で与えられるので, 炭化物間隔λ/mは次式で得られる⁹⁾。

$$\lambda = N_A^{-1/2} - 2 \cdot r \dots\dots\dots (2)$$

なお, 高温保持処理初期においては, 炭化物の形状は針状(Fig. 2 (a) (b)参照)であり球形とはみなせない。しかし, r に比べ $N_A^{-1/2}$ が大きいので, λは近似的に式(2)で得られるものと考えられる。

1Cr-0.5Mo鋼の母材におけるλの保持温度(T_H/K)依存性および保持時間(t_H/s)依存性を表す実験式^{3) Askins^{11,12)}}により次式のように提案されている。

$$\lambda^3 = \lambda_0^3 + a_1 \cdot \exp(b_1 \cdot T_H) \cdot t_H \dots\dots\dots (3)$$

また, 2.25Cr-1Mo鋼のHAZ部におけるλの T_H 依存性および t_H 依存性が^{3) Foulds^{12,13)}}により次式で表されている。

$$\lambda^3 = a_2 \cdot \exp(-b_2 / T_H) \cdot t_H \dots\dots\dots (4)$$

ここで, λ_0, a_1, b_1, a_2 および b_2 は定数であり, AskinsとFouldsによりλの値が $0.5\mu m$ 以下の場合において実験的に求められている。式(3)および式(4)はいずれも, λの3乗が時間に比例する形となっており, 炭化物の体積率が一定であることを前提にして, λが炭化物の粒径に比例することから求められている。しかしながら, HAZ部においては過飽和に固溶した炭素が存在しており, これらが高温保持中やクリープ変形中に炭化物として析出するため, 炭化物の体積率が一定であるとの前提は厳密には成り立たないと考えられる。このため, 本研究においては, λの T_H および t_H 依存性を式(3)や式(4)では表さず, 先述した画像処理に基づく実験結果から, 実験式で表現することとした。

λに及ぼす T_H および t_H の影響は, Larson-Miller法¹⁴⁾により一元的に取り扱った。まず, λを調節した母材とHAZ相当材およびクリープ破断した母材とHAZ相当材のそれぞれについて, 高温保持条件のLarson-Millerパラメータ($LMP = T_H(\log t_H + C)$)とλの対数が直線関係になるようにCの値を最小2乗法により求めた。その結果, 母材およびHAZ相当材ともにC=17で最もよい直線関係が得られたので, 以降C=17として解析を行った。

Fig. 3に母材およびHAZ相当材の全データを用いてλの対数とLMP(C=17)の関係プロットした結果を示す。図中の丸印は母材, 三角印はHAZ相当材の結果である。ここで,

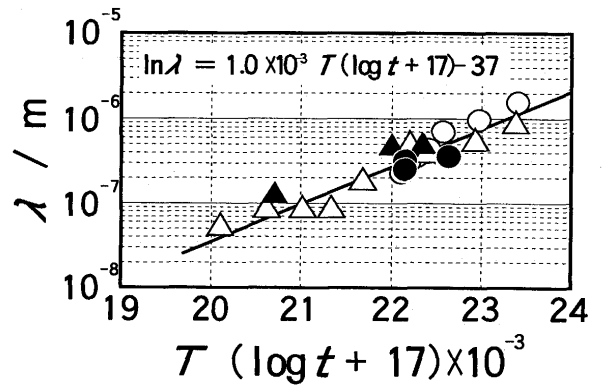


Fig. 3. Correlation between Larson-Miller parameter, $T(\log t + 17)$ and interparticle spacing between carbides, λ of STBA24 steels held at high temperature.
 ○: Base material under no stress.
 △: HAZ material under no stress.
 ●: Base material under a stress.
 ▲: HAZ material under a stress.

母材は2・1で述べた焼なまし処理を受けており, この処理に相当するLMPは $LMP = 2.2 \times 10^4$ である。保持温度を T_H/K とした時に $LMP = 2.2 \times 10^4$ に相当する時間 t_p/s ($t_p = \exp((2.2 \times 10^4 / T_H - 17) \cdot \ln 10)$)を保持時間 t_H/s に加えることによりLMPを補正した。これに対しHAZ相当材に関してはHAZ再現処理における加熱後の冷却速度が速いことから, 炭化物生成・成長のための熱処理に相当するLMP値を $LMP = 0$ とみなし, 母材の場合のような補正は行わなかった。

Fig. 3から, λが $2\mu m$ 以下の場合, 母材とHAZ相当材の違いおよび高温保持における負荷応力の有無に関わり無く, 全データが同一直線上にプロットされることがわかる。この直線は最小2乗法により次式で表される。

$$\ln \lambda = 1.0 \times 10^{-3} \cdot LMP - 37 \dots\dots\dots (5)$$

4. 考察

4・1 最小クリープ速度と炭化物間隔の関係

粒子強化型実用材料の場合, 最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ を応力のべき乗で表した時の応力指数 $n^{11,12)$ はクリープ損傷度により変化することが知られている^{15,16)}。この場合, n は炭化物間隔λの関数となり, λと $\dot{\epsilon}_m$ の関係は非常に複雑となる。そこで本研究では, λと $\dot{\epsilon}_m$ の関係は次のようにして求めた実験式で表現することとした。

Fig. 4に温度923K, 応力108MPaのクリープ試験を行った時の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m/s^{-1}$ と炭化物間隔λ/mの関係を示す。図中の丸印はλを調節した母材, 三角印はHAZ相当材の結果を示す。また, 図中のλの値はクリープ速度が最小値を示した時点におけるLMPより式(5)を用いて求めたものである。図より, 母材およびHAZ相当材のデータが, λの

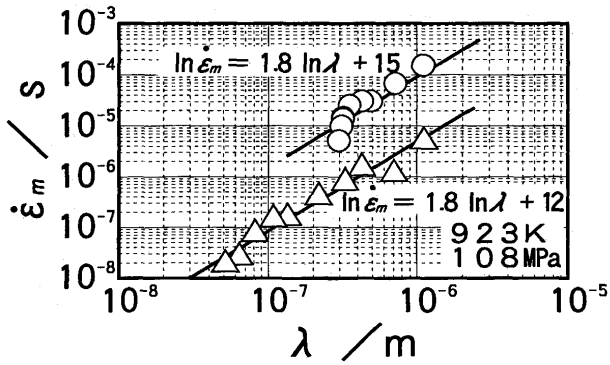


Fig. 4. Correlation between interparticle spacing between carbides, λ and minimum creep rate, $\dot{\epsilon}_m$ of STBA24 steel held at 923 K under a stress of 108 MPa.
○: Base material △: HAZ material

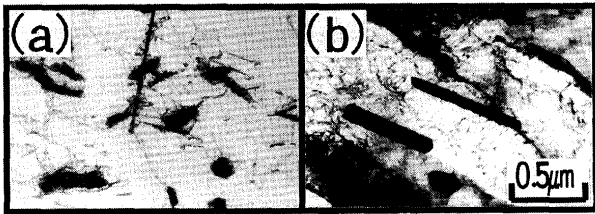


Fig. 5. Transmission electron micrographs of STBA24 steels.
(a) Base material held at 923 K for 8.64×10^4 s.
(b) HAZ material held at 923 K for 8.64×10^4 s.

対数と $\dot{\epsilon}_m$ の対数の関係において、お互いに平行な2本の直線で表されることがわかる。これらの関係は最小2乗法により次式で表すことができる。

$$\ln \dot{\epsilon}_m = 1.8 \ln \lambda + 15 \text{ (母材)} \quad \dots \quad (6)$$

$$\ln \dot{\epsilon}_m = 1.8 \ln \lambda + 12 \text{ (HAZ相当材)} \quad \dots \quad (7)$$

2.25Cr-1Mo鋼においては、炭化物形状は針状から塊状に変わるが、 λ の対数と $\dot{\epsilon}_m$ の対数が直線関係で表せることから20Cr25Ni鋼⁹⁾(板状から点状に変化)ほどクリープ速度への影響が大きいものと考えられる。

Fig. 4のプロットから、同じ λ の値においては、母材の $\dot{\epsilon}_m$ がHAZ相当材の20倍(式(6)(7)における定数15と12の差に相当)であり、母材の方が最小クリープ速度が著しく大きいことがわかる。この $\dot{\epsilon}_m$ の違いは、Fig. 1に示したように母材とHAZ相当材のマイクロ組織が違うこと、母材がHAZ相当材に比べ細粒であることその他、Fig. 5 (a)および(b)に示すように、母材のクリープ試験前の転位密度がHAZ相当材に比べて低いこと等に起因すると考えられる。このように、実際に $\dot{\epsilon}_m$ を決定している因子としては、炭化物間隔 λ 以外のマイクロ組織、すなわち結晶粒径、転位の状態等の種々の組織学的因子が考えられる。これらの因子は、 λ 調節のための高温保持により λ と同様に変化し、 $\dot{\epsilon}_m$ に影響を与えているものと考えられる。ところが、式(6)および式(7)の関係が実験的に成り立つことから、見かけ上 $\dot{\epsilon}_m$ は λ のみに依存してい

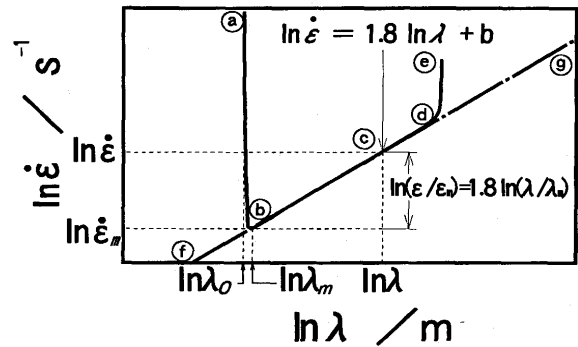


Fig. 6. A schematic relationship between interparticle spacing between carbides, λ and creep rate, $\dot{\epsilon}$.

るように取り扱えるものと考えられる。

4・2 クリープ速度に及ぼす炭化物間隔の影響

以下に述べる取り扱いでは、最小クリープ到達後のクリープ速度は炭化物間隔の変化のみに依存すると仮定する。Fig. 6に炭化物間隔 λ とクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を模式的に示す。図中の点(a)(b)(c)(d)(e)を通る実線は、初期の炭化物間隔が λ_0 である場合のクリープ変形中に変化する炭化物間隔 λ とクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を示している。また、一点鎖線(f)(g)は、Fig. 4中の直線(母材は丸印、HAZ相当材は三角印)に相当し、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ とそれを示す時点における炭化物間隔の関係を示している。クリープ試験開始直後に転位下部組織は変化し始め、 λ_0 よりわずかに大きい炭化物間隔 λ_m により決まる状態で安定となる。この時のクリープ速度 $\dot{\epsilon}_1$ と λ_m の関係は点(b)で表される。(b)に到達以降、炭化物間隔の増加に伴いクリープ速度は線分(b)(d)に沿って増加するものと考えられる。従って、炭化物間隔が λ に増加するのに伴いクリープ速度が $\dot{\epsilon}$ に増加する時(点(c))、クリープ速度増加の割合 K は図より次式で表される。

$$K = \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_1 = (\lambda / \lambda_m)^{1.8} \quad \dots \quad (8)$$

式(8)を $\dot{\epsilon}_1$ について表すと次式となる。

$$\dot{\epsilon}_1 = \dot{\epsilon} / K = \dot{\epsilon} \cdot (\lambda_m / \lambda)^{1.8} \quad \dots \quad (9)$$

クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ とクリープ時間 t の関係の一例として、受入ままのHAZ相当材を負荷応力34MPaでクリープ試験した結果をFig. 7に示す。図中の黒丸印は実験データを示す。また、実線は実験で得られたクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ を式(9)を用いて $\dot{\epsilon}_1$ に換算した結果を示している。ここで、 λ_0 と λ の値は式(5)を用いてLMPの値から算出した。多くの金属材料の定応力クリープ変形においては、クリープ速度が一定となる2次クリープ領域が観察される。しかし、図中に一例を示したように2.25Cr-1Mo鋼の母材およびHAZ相当材においては、クリープ速度は一定とならず、最小クリープ速度に達した後徐々に増加する傾向を示した。クリープ速度が一定とならない主要原因として、クリープ変形中に起こる組織変化の

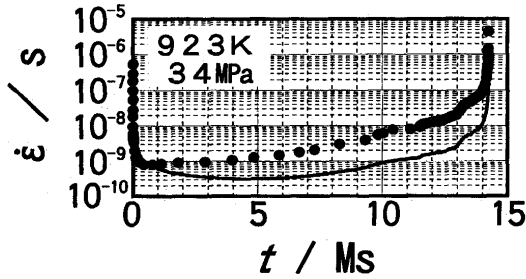


Fig. 7. Correlation between creep rate, $\dot{\epsilon}$ and creep test time, t of HAZ material held at 923 K under a stress of 34 MPa.
 ● : Experimental data.
 — : The part which is not affected by changing interparticle spacing, λ .

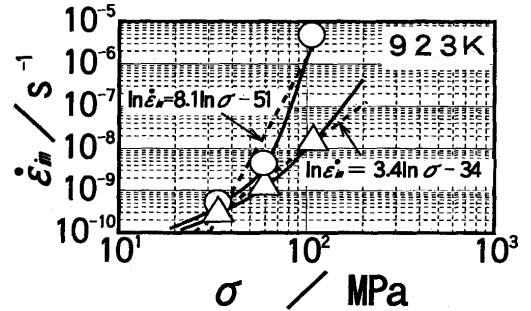


Fig. 8. Correlation between creep test stress, σ and calculated minimum creep rate, $\dot{\epsilon}_{\min}$ which is not affected by changing interparticle spacing, λ of STBA24 steel held at 923 K under 3 kinds of stress.
 ○ : Base material. △ : HAZ material

影響が報告されている^{4,5)}。クリープ速度に影響を及ぼす組織変化の主因子を炭化物間隔 λ の変化と考え、 λ の変化の影響を取り除いたのが図中の実線である。実線はクリープ速度の変化が見られるものの実験値に比べ増加は少ない。 λ の変化の影響を取り除いてもクリープ速度に若干の変化が見られるのは、 λ 以外の組織変化の影響と考えられる。

4・3 クリープ速度に及ぼす負荷応力の影響

多くの金属材料の定応力クリープ変形において、2次クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ は、温度 T 、負荷応力 σ の関数として次式で表されることが報告されている¹⁷⁾。

$$\dot{\epsilon}_s = C_s \sigma^n \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (10)$$

ここで、 C_s は定数、 n は応力指数、 R はガス定数、 Q はクリープの見掛け上の活性化エネルギーで一般には自己拡散の活性化エネルギーに近い値である¹⁸⁾。Fig. 7中に実線で示すように、2.25Cr-1Mo鋼の母材およびHAZ相当材においては、 λ の変化の影響を取り除いてもクリープ速度は一定とならない。従って、2.25Cr-1Mo鋼のクリープ歪み評価に式(10)を適用することは若干問題があるが、ここでは近似的に式(10)の $\dot{\epsilon}_s$ の代わりにクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ の中 λ の変化の影響を除いた部分 $\dot{\epsilon}_1$ の最小値 $\dot{\epsilon}_{\min}$ (Fig. 7中の実線の極小値)を式(10)に適用することとする。

Fig. 8に λ の変化の影響を取り除いた場合の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{\min}$ の負荷応力 σ 依存性を示す。 $\dot{\epsilon}_{\min}$ の対数と σ の対数の関係は、母材とHAZ相当材のそれぞれにおいて、図中に実線で示す下に湾曲した曲線で表される。これは内部応力の効果を見逃したためであり、負荷応力から内部応力を除いた有効応力で整理すれば直線で表せるものと考えられる⁹⁾。本研究の応力範囲では、これらの曲線は図中に破線で示す直線で近似できるものと考え、式(10)が適用できる。図中に示す式(10)の n および B の値は最小2乗法を用いて求めたものである。母材とHAZ相当材の n 値には大きな相違が見られる。これは、 λ の変化の影響は取り除いているものの、最小クリープ到達時点では母材とHAZ相当材の λ の間には大きな差があり、この差が n 値に反映しているものと考え

えられる。

4・4 クリープ速度に及ぼす試験片断面積の影響

クリープ変形挙動には、変形に伴う試験片断面積の減少に起因する真応力の増加が影響を及ぼすことが知られている¹⁸⁾。そこで、この真応力の増加が2次クリープ速度に及ぼす影響について以下に検討した。

クリープ変形前における試験片の断面積、標点間距離、真応力をそれぞれ A_0 、 l_0 、 σ_0 とし、2次クリープ領域の任意の時間におけるそれらを A 、 l 、 σ_t とすると、体積一定の関係 $A_0 \cdot l_0 = A \cdot l$ と σ_t と σ_0 の関係 $\sigma_t \cdot A = \sigma_0 \cdot A_0$ および歪み ϵ の定義 $\epsilon = \ln l/l_0$ から次式が得られる。

$$\sigma_t = \sigma_0 \cdot A_0/A = \sigma_0 \cdot l/l_0 = \sigma_0 \cdot \exp(\epsilon) \dots\dots\dots (11)$$

式(11)は一定負荷応力 σ_0 のもとでクリープ歪みを生じる場合の真応力の変化を表す式であり、式(11)を式(10)に代入することにより次式に表す2次クリープ速度に対する関係式が得られる。

$$\ln \dot{\epsilon}_1 = n \cdot \epsilon + B_1 \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 B_1 は、 $B_1 = n \cdot \ln \sigma_0 + B_1'$ であり、クリープ変形中は一定である。

4・5 数値解析的手法によるクリープ曲線の予測

4・1から4・4の検討結果をふまえ、クリープ変形中に生じる λ の変化および試験片断面変化の影響を考慮して、次に述べる繰り返し計算に基づく手法により2次クリープ域のクリープ曲線の予測を行った。

計算の手順は次の①～⑧の通りである。

- ① 2次クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ 、歪み ϵ 、時間 t を初期値として与える。
- ② 歪み増分 $\Delta\epsilon$ に対応する時間増分 Δt が $\Delta\epsilon/\dot{\epsilon}$ で算出される。
- ③ 時間 $t + \Delta t$ における $LMP + \Delta LMP$ を求める。④式(5)から $\lambda + \Delta\lambda$ を、また式(8)から $K + \Delta K$ を得る。⑤歪みが ϵ から $\epsilon + \Delta\epsilon$ に増し、クリープ速度のうち λ の変化の影響を受けない部分が $\dot{\epsilon}_1$ から $\dot{\epsilon}_1 + \Delta\dot{\epsilon}_1$ に変化する時、式(12)より次式を得る。

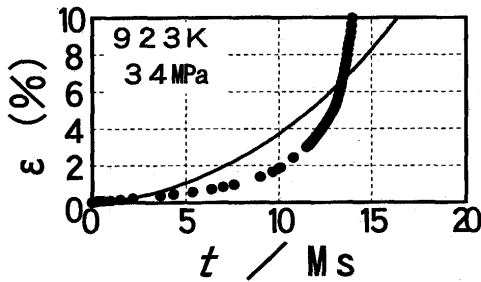


Fig. 9. Creep strain curve of HAZ in STBA24 steel held at 923 K under a stress of 34 MPa.
●: Experimental data. —: The result of calculation.

$$\ln(\dot{\epsilon}_1 + \Delta\dot{\epsilon}_1) = \ln\dot{\epsilon}_1 + n \cdot \Delta\epsilon \quad (13)$$

⑥ 2次クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ は、 $\dot{\epsilon}_1$ と K の積で与えられるので、歪みが $\epsilon + \Delta\epsilon$ の時の2次クリープ速度 $\dot{\epsilon} + \Delta\dot{\epsilon}$ は、次式により得られる。

$$\dot{\epsilon} + \Delta\dot{\epsilon} = (K + \Delta K) \cdot (\dot{\epsilon}_1 + \Delta\dot{\epsilon}_1) \quad (14)$$

⑦式(14)の右辺における、 $K + \Delta K$ および $\dot{\epsilon}_1 + \Delta\dot{\epsilon}_1$ は、④および⑤で既に求められているので、 $\dot{\epsilon} + \Delta\dot{\epsilon}$ が算出できる。⑧歪み $\epsilon + \Delta\epsilon$ に対応する2次クリープ速度 $\dot{\epsilon} + \Delta\dot{\epsilon}$ が⑦で、時間 $t + \Delta t$ が②で得られているので、②~⑦を繰り返すことにより、任意の時間 t における2次クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ と歪み ϵ を得ることができる。

受入ままの母材およびHAZ相当材について、繰り返し計算の初期条件として実験により得られた最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ 、歪み ϵ_m 、時間 t_m を用い、上記の繰り返し計算を行った。Fig. 9に、HAZ相当材について負荷応力34MPaでの計算結果を時間 t と ϵ の関係で示す。図中の黒丸印は実験値であり、実線は計算値を示している。実験値の解析から加速クリープ開始時の歪みは10%であることが得られているので、この時点まで繰り返し計算を行った。実験結果から、時間 t が 1.35×10^7 s(破断時間 1.43×10^7 sの約95%)までは、 ϵ の計算値は実験値より若干大きく、それ以降は実験値より小さい。 t が 1.35×10^7 s以下で ϵ の計算値が実験値より大きくなる主原因として、 λ の変化がクリープ速度に及ぼす影響 K を求める際に、 λ の変化以外の組織学的因子の影響を無視したことが考えられる。また、 t が 1.35×10^7 s以上で ϵ の計算値が実験値より小さくなる主原因としては、クリープ変形後半に生じるクリープキャビティの影響が考えられる。クリープ曲線を精度良く予測するには、 λ の変化に加えこれらの因子がクリープ速度に及ぼす影響も考慮に入れなければならないことがわかる。

なお、Fig. 9において歪みが10%になった時がこの材料の

寿命と考えると、計算寿命(16Ms)は実験値(14Ms)の1.15倍であった。従って、本研究の手法は15%程度の誤差でクリープ寿命予測に使用できるものと考えられる。

5. 結論

2.25Cr-1Mo鋼の母材とHAZ相当材において、炭化物間隔が2次クリープ速度に及ぼす影響を調べる目的で一連のクリープ試験を行った。得られた結果は次の通りである。

(1)母材とHAZ相当材の違いおよび高温保持時の負荷応力の有無に関わり無く、炭化物間隔 λ/m とLarson-Millerパラメータ LMP の間には次式の関係が成立する。

$$\ln\lambda = 1.0 \times 10^{-3} \cdot LMP - 37$$

(2)最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ と炭化物間隔 λ の間には次式の関係が成立する。

$$\ln\dot{\epsilon}_m = 1.8 \ln\lambda + b$$

ここで、母材では $b=15$ 、HAZ相当材では $b=12$ である。

(3)クリープ変形中に起きる炭化物間隔 λ の変化に基づいて算出したクリープ歪み曲線を用いると、15%程度の誤差でクリープ寿命を予測できる。

文 献

- 1) 戴 国政, 増山不二光, 遠藤孝雄: 鉄と鋼, **79** (1993), 1115.
- 2) 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), 353.
- 3) 増山不二光, 西村宣彦, 横山知充, 佐田哲朗, 前原誠児: 三菱重工技報, **28** (1991), 26.
- 4) Kanemaru, M., Shimizu, T., Ohba and K. Yagi: Int. J. Pres. Ves. & Piping, **48** (1991), 167.
- 5) 西村宣彦, 増山不二光, 馬田政寛, 今里敏幸: 三菱重工技報, **29** (1992), 1.
- 6) R.W. Evans and B. Wilshire: Creep of Metals and alloys, The Inst. Metals, London, (1985), Chsp.6.
- 7) 丸山公一, 原田千里, 及川 洪: 材料, **34** (1985), 1289.
- 8) 高橋康夫, 中川浩一, 山根寿己, 孫 東昇, 高橋純造: 高温学会誌, **17** (1991), 165.
- 9) 新谷紀雄: 第124・125回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1988), 1.
- 10) JISハンドブック鉄鋼 I, 日本規格協会編, (1995), 166.
- 11) M.C. Askins: "Remaining Life of Boiler Pressure Parts-Base Material Model", Report RP 2253-1, Vol. 3, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, (1988)
- 12) R. Viswanathan: "Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components", (1989), 183.
- 13) J.R. Foulds: "Dissimilar Weld Failure Analysis and Development", Vol.6, "Weld Condition and Remaining Life Assessment", Report CS 4252, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, Aug, (1988)
- 14) F.R. Larson and J. Miller: Trans. ASME, **74** (1952), 765.
- 15) 丸山公一: 日本金属学会会報, **33** (1994), 601.
- 16) 遠藤孝雄, 戴 国政, 増山不二光: 鉄と鋼, **80** (1994), 412.
- 17) J.E. Dorn: Acta. Met., **5** (1957), 654.
- 18) 石 建中, 遠藤孝雄: 鉄と鋼, **80** (1994), 795.