

Cr-Mo-V 鍛鋼のクリープ変形と クリープ破断特性

角屋好邦*・後藤 徹*²

Creep Deformation and Creep-rupture Behavior of Cr-Mo-V Steel Forgings

Yoshikuni KADOYA and Toru GOTO

Synopsis :

In order to investigate creep behavior and the fracture mechanism of a Cr-Mo-V steel, creep tests were carried out over long-term periods in a temperature range of 500~675°C. Metallographic observations were also conducted on the fractured specimens.

The results obtained are summarized as follows:

(1) A transition in the plot of steady-state strain rate versus applied stress occurs at a certain stress level, yielding two values of stress exponents at any temperature within a range of 500~650°C. These transition levels are much the same as those in transition behavior from transgranular to intergranular fracture.

(2) In the transgranular fracture region, dislocations are nonuniformly distributed and clusterings of dislocations are seen. In the intergranular fracture region, dislocations are uniformly distributed and the formation of subgrain structures are seen.

(3) The stress level at which instantaneous plastic deformation starts (regarded as the Orowan stress), was estimated to be $\sigma/E = 1.5 \sim 2.0 \times 10^{-3}$. This Orowan stress level corresponds to the transition level which was determined by the change in stress exponent and fracture mechanism.

From the above results, it is considered that creep occurs in a form of crystal deformation above the Orowan stress level. This is due probably to the dislocations by-passing particles. Below the Orowan stress level, dislocations move by climbing around particles; eventually, subgrain formation occurs.

Key words : creep; ductility; fracture; Cr-Mo-V steel; Orowan stress; subgrain; cavitation.

1. 緒 言

Cr-Mo-V 鋼は、蒸気タービンロータ材などとして、広く使用されており、この材料のクリープ特性はこれまでいろいろな角度から調べられている^{1)~8)}。最近では長時間使用したプラントの経年部材の寿命評価に関する問題が注目され始め、この方面からの研究も盛んである。著者らもこの観点から、材料のクリープ損傷状況を非破壊的に観察して余寿命を推定する方法を検討し、有望な手法を提案してきている⁹⁾¹⁰⁾。

一方、Cr-Mo-V 鋼の高いクリープ強さは実機の使用条件範囲では主として微細均一に分散した炭化物の析出強化に起因するものと考えられているが、高温使用中に析出物の粗大化、クリープキャビティの発生、ならびに

転位下部組織の変化などが同時に起こり、複雑な組織因子をもつことも明らかとなっている^{1)~8)}。しかし、これら組織因子とクリープ変形及びクリープ破断特性との関係を系統的に調べた研究報告は少なく、いまだ不明な点も多い。さらに、上述のクリープ損傷評価の信頼性向上の観点からもクリープ変形及び破壊機構に基づく理論的バックアップが望まれ、本合金のクリープ変形及び破壊機構の検討は実用上意義が大きいと思われる。そこで、本研究では Cr-Mo-V 鋼のクリープ変形及び破壊機構を解明することを目的として実機のロータ材である 1Cr-1Mo-1/4V 鋼を用い、500~675°C の温度範囲で約 $5 \times 10^3 \sim 1.5 \times 10^4$ h で破断する応力でのクリープ試験を行い、クリープ変形とクリープ破断特性を調べた。また、破断した試験片を用いて破断面のマイクロ組織を観察する

平成元年 11 月 13 日受付 (Received Nov. 13, 1989)

* 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., 2-1-1 Shinham Arai-cho Takasago 676)

*2 三菱重工業(株)高砂研究所 工博 (Takasago Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition and heat treatment of Cr-Mo-V steel studied.

														(wt%)
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	Sn	As	Sb	
0.30	0.25	0.75	0.008	0.008	0.35	1.23	1.20	0.26	0.15	0.005	0.017	0.016	0.003	

Heat treatment : 970°C×22h→Fan cool→665°C×67h→Furnace cool

とともに、透過電子顕微鏡観察により炭化物及び転位組織なども調査し、それら微細組織とクリープ変形及びクリープ破断特性の関係について考察した。

2. 供試材及び実験方法

2.1 供試材

供試材は、タービンロータとして、10万h使用されたCr-Mo-V鋼であり、ロータ中心孔近傍からロータ周方向に試験片を採取した。供試材の化学成分及び熱処理をTable 1に示す。なお、供試材の組織は焼もどしベイナイト組織で、旧オーステナイト粒径は約100 μ m (ASTM No. 3~4)であった。

2.2 クリープ試験

試験片は、直径8mm、標点間距離40mmの丸棒試験片であり、クリープ破断試験には、シングルレバー式クリープ試験機を用いた。試験温度は500~675°Cの範囲内を25°C間隔で8温度とした。試験応力は7~40kgf/mm²の範囲内で4水準程度の応力を設定し、約10²~最長1.5×10⁴hにわたるクリープ試験を実施した。

2.3 微視組織調査方法

クリープ破断試験片を用いて微視組織を調べた。まず、試験片破断部を破面を含むように2分割し、試験片縦断面の光学顕微鏡観察により、クリープ破壊形態を調べた。次に、クリープ変形過程中的の微視組織を調べるため、破断部近傍(破面より10mm以内)から離れた一様伸びを示している平行部を2分割後、抽出レプリカ試料と薄膜試料を採取し、それぞれ炭化物組織及び転位組織を透過電顕により観察した。さらに、炭化物組織観察については、粒内に微細分散析出している炭化物の形状・分布に注目して画像解析処理装置を用いて平均炭化物間隔なども計測した。

3. 実験結果

3.1 クリープ試験

本研究で行ったクリープ試験の代表的なものとして550°Cでのクリープ曲線をFig. 1に示す。各応力レベルでのクリープ曲線の形状を比較するため同図の横軸は、時間 t を破断時間 t_f で規格化した。同図からわかるようにいずれの応力レベルも、1次、2次、3次クリー

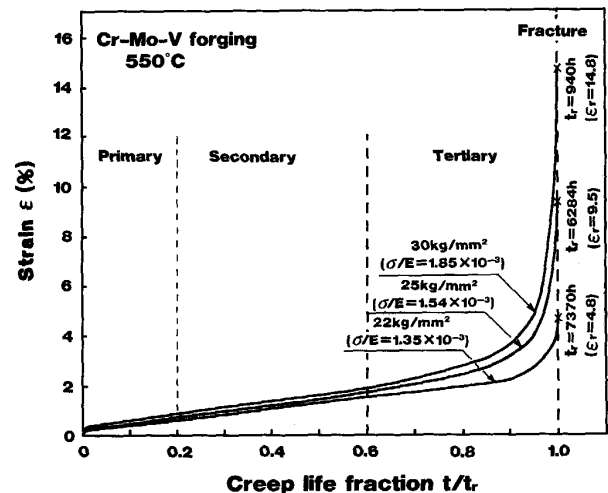
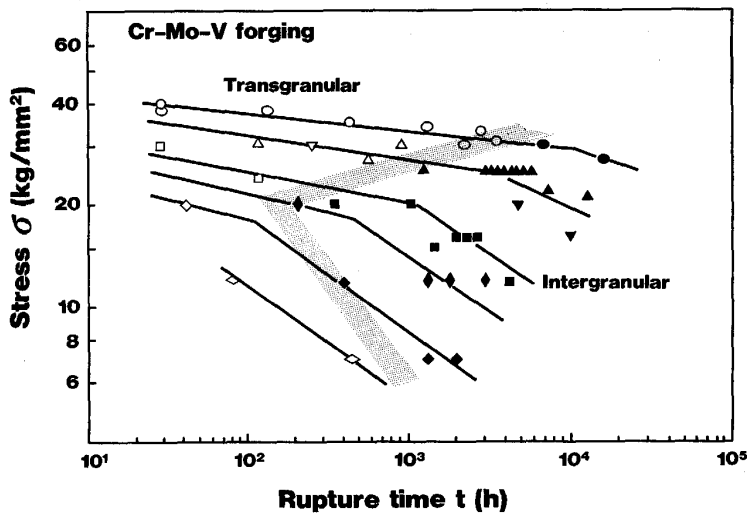


Fig. 1. Creep curves of Cr-Mo-V steel at 550°C.

プ域からなる典型的なクリープ曲線である。ただし、応力が低下するにつれて、3次クリープ域での立ち上がりは小さくなり、低延性で破断することが認められた。なお、これら傾向は今回試験した他の温度領域でも同様であった。

次に、これらクリープ破断試験結果を応力-破断時間線図で整理してFig. 2に示す。同図において、後述する3.2節の結果から白印は粒内破壊したものを示し、黒印はクリープキャビティによる粒界破壊したものを示した(図面の符号以下同一表示)。粒内破壊から粒界破壊へと変化する境界はくの字型を示して複雑な領域図となっているが、本結果は、破壊機構が変化する境界の位置が多少異なる以外は、新谷ら¹⁾が提案した破壊機構線図と良く対応していた。また、同図で等温クリープ破断曲線は、後述する理由で折れ曲がり線としたが、この折れ曲がり点の位置は上述の破壊機構が変化する境界にほぼ対応しているようである。

一方、クリープ破断試験で得られた破断伸び、絞りと破断時間の関係をFig. 3に示す。同図から破断伸び及び絞りともにはばらつきはあるものの破断時間が長いほど低下することが認められた。短時間側の破断は、ほぼ粒内破壊で、その特徴は高温側ほど比較的大きな破断伸び及び絞り値となっている。これに反して長時間側では粒界破壊であるが、それら値の温度依存性は小さいことが認められる。



500°C	○	600°C	□
525	○	625	◇
550	△	650	◇
575	▽	675	◇

Creep fracture ;
 Open symbols : Transgranular
 Solid symbols : Intergranular

Fig. 2. Applied stress versus rupture time curves of Cr-Mo-V steel.

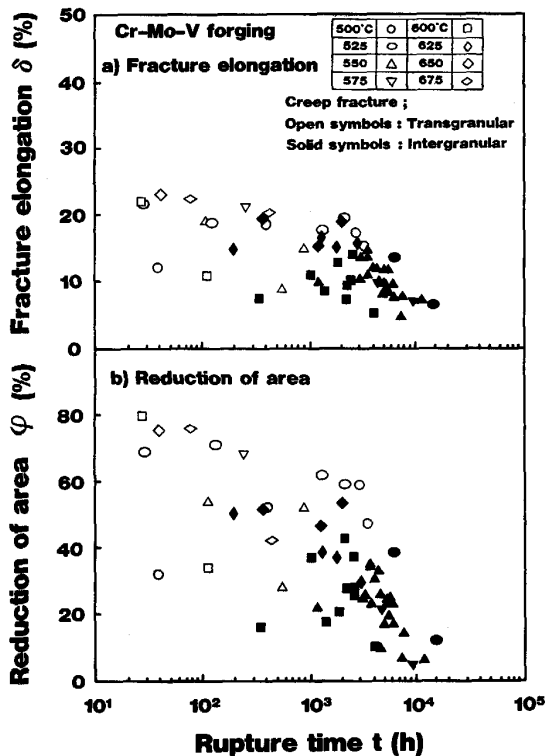


Fig. 3. Time dependence of fracture elongation and reduction of area of Cr-Mo-V steel.

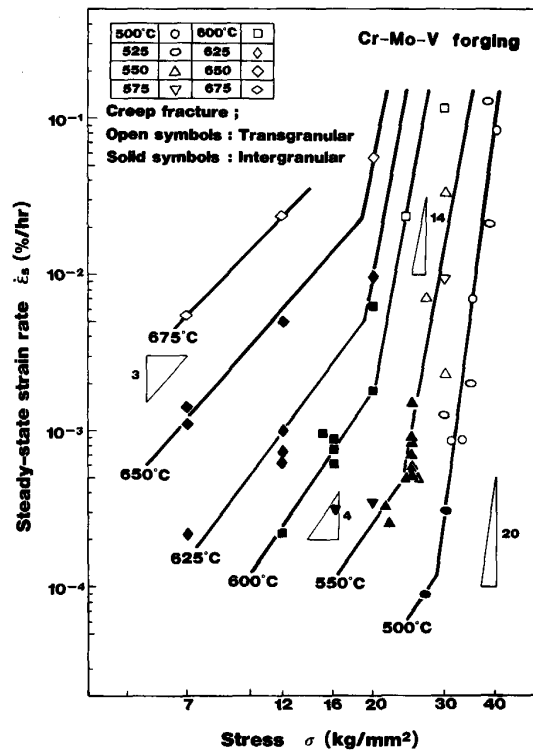


Fig. 4. Steady-state strain rate versus applied stress diagram of Cr-Mo-V steel.

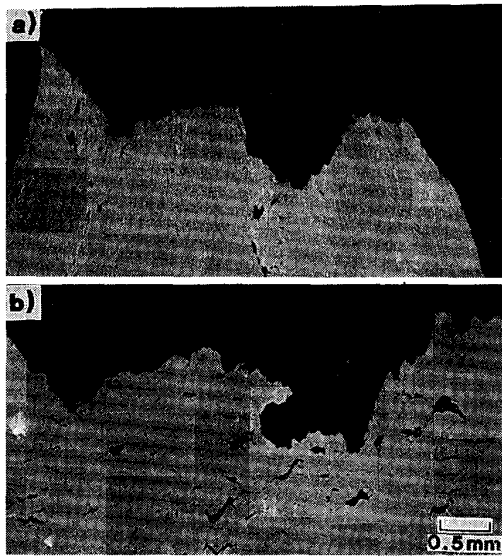
Fig. 4 に定常クリープ速度-応力線図を示す。同図は定常クリープ速度[†]を応力に対してプロットし、応力指数を求めたものである。550~600°Cの結果をみると、応力 20~24 kgf/mm² で応力指数が 14 から 4 に遷移すると同時に遷移する応力近傍では粒内破壊から粒界破壊へと変化していることが認められた。すなわち、遷移領域を境にしてクリープ変形のメカニズムが異なっている

ものと思われる⁸⁾。また、その他の温度領域でも遷移する応力値が変化するだけで同様な傾向が認められた。

3.2 クリープ破断試験片破断部の破壊形態観察

代表的なクリープ破断試験片の破断部近傍の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。応力レベルが同一 (20 kgf/mm²) で温度が異なる (600 及び 650°C) 例であるが、破壊様式は、a) が粒内クリープ破壊、b) が粒界キャビティ生成による粒界クリープ破壊とに分けられる。同様な観察を行った結果、本研究で実施したクリープ破断試験片

[†] 2次クリープ域におけるクリープ速度の時間変化が小さい最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ を定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ とした。



a) 650°C-20 kgf/mm², $t_r = 42$ h (Transgranular creep fracture)
 b) 600°C-20 kgf/mm², $t_r = 1060$ h (Intergranular creep fracture)

Photo. 1. Optical microstructures of the ruptured portion of specimens crept, a) 650°C-20 kgf/mm² and b) 600°C-20 kgf/mm².

の破壊形態は、上記のいずれかに分類できた。

3.3 クリープ破断試験片平行部の抽出レプリカ観察及び薄膜観察

クリープ試験片の破断部近傍から離れた一様伸びを示している平行部の抽出レプリカ及び薄膜による透過電顕組織を Photo. 2 に示す。縦軸は試験温度及び横軸は試験応力を示し、写真の位置はそれぞれの試験条件に対応している。また、白ヌキの部分は粒内クリープ破壊した領域を示し、黒塗りの部分は粒界クリープ破壊した領域を示している。さらに、各写真において上側がレプリカ写真、下側が薄膜写真であり、肩部の指数表示は、平均粒内炭化物間隔¹², λ (μm) を示す。

なお、粒界析出相はその大半が M_{23}C_6 及び Fe_3C であり、粒内析出相としては V_4C_3 , Mo_2C (針状), Fe_3C が同定された。また、500~675°C の温度範囲内でこれら析出相の種類に特別な差は認められなかった。

500~550°C の温度範囲内では、粒内及び粒界炭化物ともに試験前に比べ顕著には粗大化していなかった。一方、600~650°C の温度範囲では、粒内及び粒界炭化物ともに粗大化しており、その程度は応力が 12 kgf/mm² 以下、温度レベルが 650°C で著しい。

一方、薄膜写真において特徴的なことは、白ヌキの粒内破壊領域の条件のものは、転位密度が高くまたその分

布も転位のもつれた密集部が散在して、不均一である。一方、黒塗りの粒界破壊領域の条件のものは、白ヌキの領域のものに比較して転位密度は低く、またその分布も比較的均一である。さらに、この領域のものにはサブグレイン組織の形成の認められるものもあり、特に 650°C, 7 kgf/mm² の条件の試験片では、粒内に微細分散している炭化物粒子を連ねるように形成されたサブグレイン及びサブバウンダリーが観察された。これより、白ヌキの領域のものは、もつれた転位密集部が多く、転位は析出粒子に拘束されることなく粒子を通過して運動している可能性の強いことが示唆される。一方、黒塗りの領域のものは、規則配列した転位が多く、それらは析出粒子に拘束あるいは集積しているため、転位は粒子をクライムして運動しているものと考えられる。

4. 考 察

4.1 クリープ変形挙動

本研究で試験した Cr-Mo-V 鋼の高温クリープ曲線は、3.1 節で述べたように、いずれの条件の場合も 1 次、2 次、3 次クリープ域からなる典型的なクリープ曲線であった。そして、クリープ速度の時間変化が小さい 2 次クリープ域が定常変形状態に相当すると考え、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ を定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ とみなして定常クリープ速度-応力線図を作成した。その結果、分散強化合金に認められている応力を下げるにつれ応力指数がある応力レベルで遷移する挙動¹²⁾¹³⁾ が観察された。またその遷移領域に対応して破壊形態も変化することが認められ、遷移領域を境にしてクリープ変形機構が異なることが示唆された。さらに、透過電顕による転位組織観察結果からもその傾向が確認されると同時にクリープ変形が転位組織と密接に関連していることも示唆された。そこで、ここでは主に転位組織変化を中心にして上述のクリープ変形機構の遷移について解釈を試みる。

強化機構の観点からは Cr-Mo-V 鋼は析出強化型(粒子分散型)合金に分類される。転位論に基づく析出強化型合金のクリープ理論は、ANSELL ら¹⁴⁾ の提案したクリープモデルに代表される。これによるとクリープ変形の律速過程は、オロワン応力を境にして異なり、オロワン応力より低応力域では、転位の上昇運動による回復が支配し、高応力域では Orowan の By-pass 機構が支配する過程であると考えられている。また、最近の丸山ら¹⁵⁾ の研究によれば同様なモデルを考えて検討した結果、複雑な組織因子をもつ実用耐熱合金においてもこの概念が応用できるようなのであるとしている。すなわち、瞬間塑性ひずみの起こる臨界応力の測定によって、各分散

¹² Photo. 2 において鮮明に観察される炭化物の間隔である。さらに微細な炭化物群 (V_4C_3) も不鮮明であるが、一部のものに観察された。ここでは、これらのものについては系統的に調べられなかった。

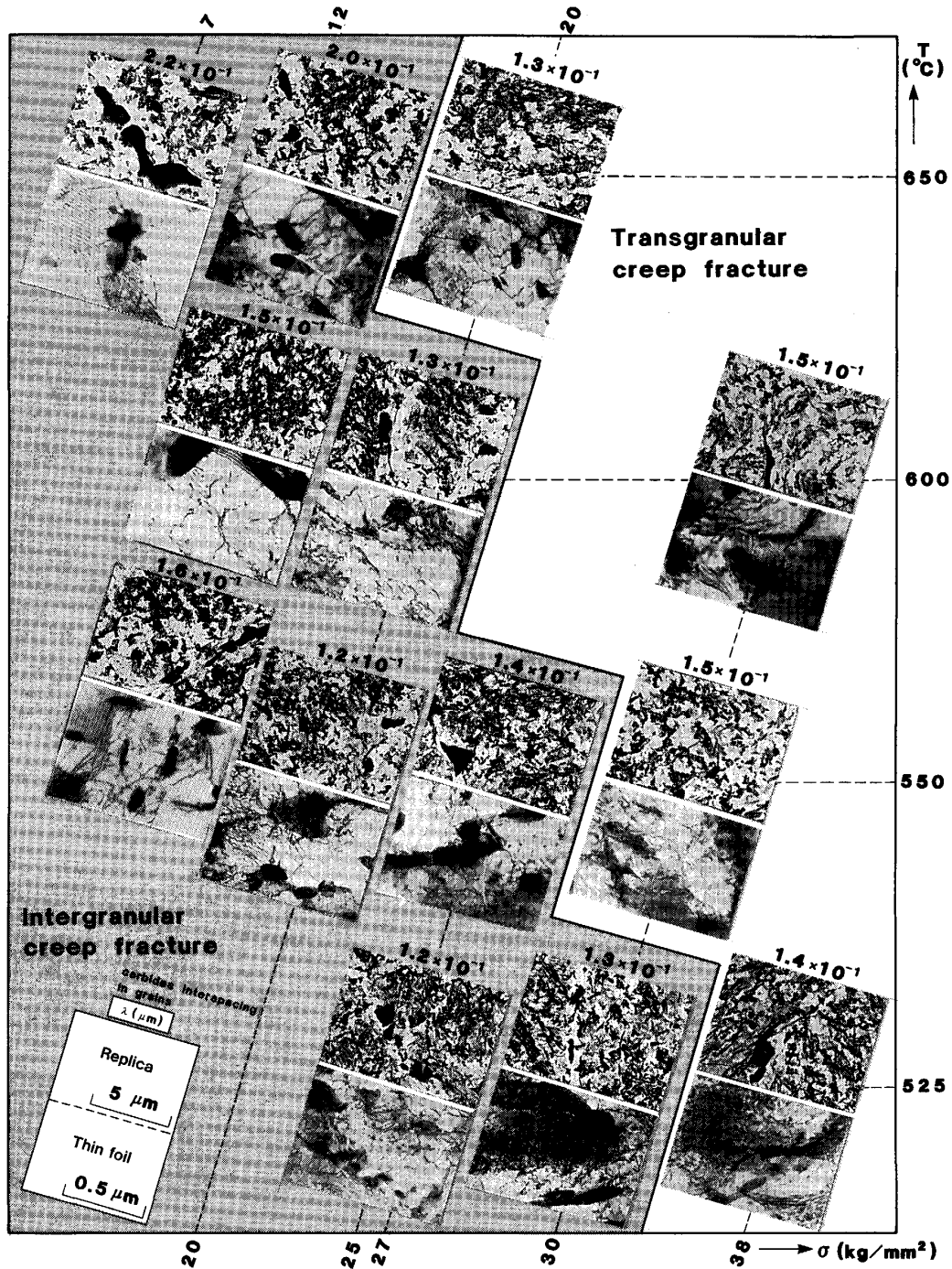


Photo. 2. Transmission electron micrograph of specimen crept with extracted replica and thin foil (The location of the photographs represents temperature/stress conditions.).

度に対応するしきい応力を評価する方法であるが、 $2\frac{1}{4}$ Cr-Mo 鋼で検討した結果、この臨界応力がオロワン応力と一致すると報告している。

そこで、今回得られた Cr-Mo-V 鋼のクリープ試験結果についても同様な検討を行った。Fig. 5 に、Cr-Mo-V 鋼のひずみと応力との関係を示す。同図 b) はクリープ試験開始時の初期ひずみ ϵ_i と σ/E の関係であ

る。なお、同図 b) には、瞬間塑性ひずみの起こる臨界応力推定の参考とするため同図 a) の低サイクル疲労試験 ($N=1$) における $\epsilon-\sigma/E$ 曲線も併記した。各温度の ϵ_i の測定点は、ばらつきはあるものの a) で求めた $\epsilon-\sigma/E$ 曲線にはほぼ対応している。この図から塑性変形開始点 (オロワン応力とみなすこととする) を推定すると $\sigma/E=1.5\sim 2.0 \times 10^{-3}$ となる¹³。

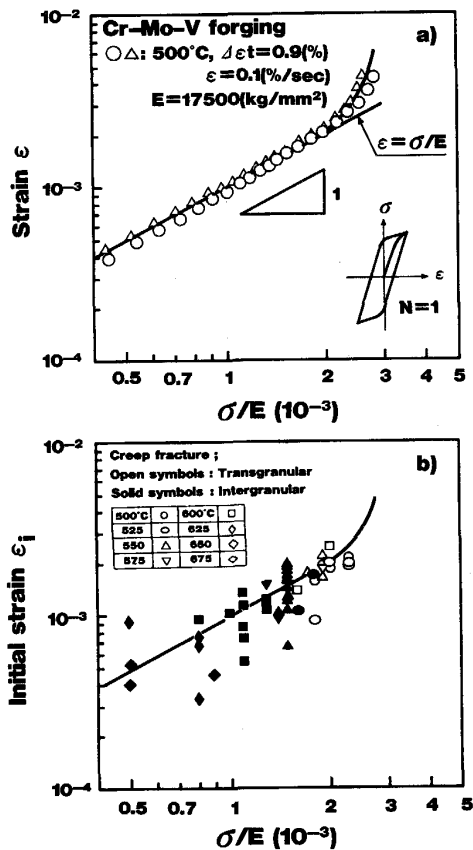


Fig. 5. Stress-strain curve of Cr-Mo-V steel at creep temperature, a) measured by at low cycle fatigue test and b) obtained from initial strain at the start of creep test.

ところで、今回実験を行った応力範囲は、 $\sigma/E = 0.5 \sim 2.5 \times 10^{-3}$ である。図は略すが 1.0Cr-0.6Mo-0.3V 鋼の変形機構領域図¹⁸⁾ ではこの応力範囲が、応力指数 n が 1 (粒界拡散支配の拡散クリープ領域) に含まれている。しかし、Fig. 4 からわかるように、実測された n の値は約 3 かそれ以上であり、転位クリープで変形して

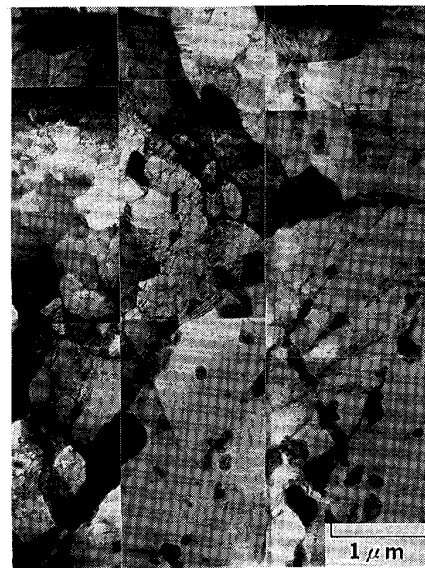


Photo. 3. Transmission electron micrograph of specimen crept at 575°C-16 kgf/mm², $t_r = 9694$ h ($\sigma/E = 1.0 \times 10^{-3}$).

いると考えられる。Photo. 3 はオロワン応力以下の試験条件 ($\sigma/E = 1.0 \times 10^{-3}$) で、破断した試料の透過電顕観察組織の例である。Photo. 3 は転位密度が低く顕著なサブグレインの形成も認められる。このように、転位組織観察結果からも転位クリープによる回復過程が進行していることは明らかである。また、実機使用条件範囲 ($\sigma/E = 0.5 \sim 1.5 \times 10^{-3}$) は、上述のオロワン応力以下にあり、Photo. 3 に示したような転位の回復が支配する機構でクリープ変形するものと予想される。

4.2 クリープ変形とクリープ破断特性の関連

今回観察された Cr-Mo-V 鋼の高温クリープ変形による破壊の様式は、4.1 節で述べたクリープ変形挙動の変化と良く対応していた。すなわち、クリープ破壊形態はオロワン応力を境にして高応力では粒内破壊、低応力では粒界破壊へと変化し、破断時間-応力線図の傾きも変化した。また、Fig. 3 に示したようにこれら破壊様式の変化にともない材料の延性も変化し、長時間側で粒界破壊へと変化するにともない破壊に至る変形量(伸び、絞り)が急激に低下した。このように温度、応力レベルによってクリープ延性が変化することは、粒内変形、粒界すべりの全クリープ変形に対する寄与の割合がそれぞれの条件によって変化することによるものと考えられる。

まず、クリープ破断寿命に注目してみると、破断時間 t_r と定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ との間には広範囲な材料について

¹³⁾ オロワン応力を今回得られた平均粒内炭化物間隔、 λ を用いて計算により見積もると以下のようなになる。オロワンせん断応力、 τ_{or} は分散強化型合金の理論から(1)式で表すことができる¹⁶⁾。

$$\tau_{or} = Gb/\lambda \dots\dots\dots(1)$$

λ は炭化物がランダムに分布していると仮定し、ここでは Photo. 2 の 525 及び 550°C の平均値、 $\lambda = 1.4 \times 10^{-7}$ m を用いることとした。また、 G はヤング率 E との間に次式が成立する。

$$G = E/2(1 + \nu) \dots\dots\dots(2)$$

さらに、せん断応力 τ と引張応力 σ は(3)式で関係づけられる。

$$\tau = \sigma/M \dots\dots\dots(3)$$

ここで M はテラー因子である。このテラー因子はすべり系により変化するが、ここでは $M = 2.733 \sim 3.067$ ¹⁷⁾ を用いることとした。(1)、(2)及び(3)式から規格化オロワン応力、 σ_{or}/E は(4)式のように示される。

$$\sigma_{or}/E = Mb/2(1 + \nu)\lambda \dots\dots\dots(4)$$

これより、(4)式に $b = 2.5 \times 10^{-10}$ m、 $\nu = 0.3$ 及び上記の値を代入すると、規格化オロワン応力は $1.9 \sim 2.1 \times 10^{-3}$ となる。この値は、Fig. 5 で実測された降伏応力と良く一致しており、このことは粒内炭化物が実測されるオロワン応力を決めていることを示唆している。

$$t_r \cdot \dot{\epsilon}_s = C \quad C: \text{定数} \dots\dots\dots (5)$$

なる Monkman-Grant の関係が成立することが知られている¹⁹⁾。実際に、今回の結果を整理してみると Fig. 6 のようになり、式(6)で関係づけられる。

$$\log t_r = 0.603 - 0.892 \log \dot{\epsilon}_s \dots\dots\dots (6)$$

同様な関係は Fig. 7 に示すように破断時間 t_r と 3 次クリープ開始時間 t_i の間にも認められた。すなわち、

$$\log t_r = 0.222 + \log t_i \dots\dots\dots (7)$$

である。また、式(6)及び(7)の関係は、破壊形態が違って、成立することが認められた。

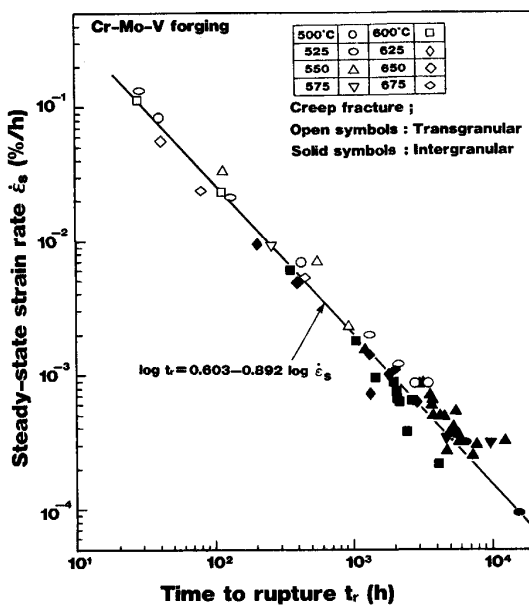


Fig. 6. Relation between time to rupture and steady-state strain rate of Cr-Mo-V steel.

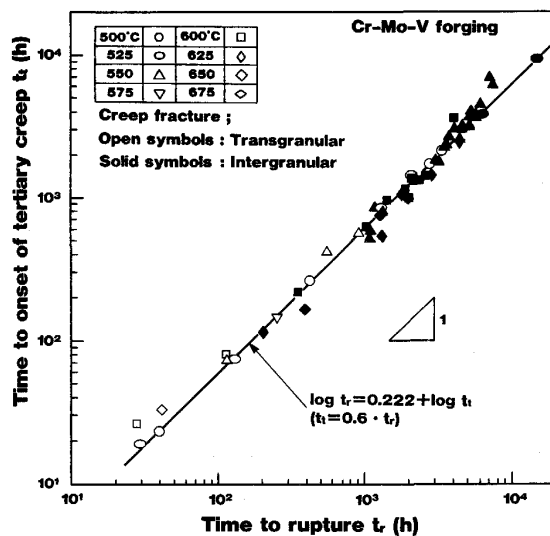


Fig. 7. Relation between time to rupture and time to the onset of tertiary creep of Cr-Mo-V steel.

このようにマクロ的にはクリープ変形と破断寿命との間にはよい相関のあることが認められるが、破壊機構の解明には、結晶変形および粒界すべり^{†4)}などミクロ的な観点からの過程に注目し、それら因子がどのような影響を及ぼすのか、そしてどのように関連しているのかを明らかにしてゆく必要がある。ここでは、今回得られた知見の範囲内でクリープ変形挙動と破壊機構の関係を考察してみる。

Fig. 8 b) に、3次クリープ開始ひずみ ϵ_t と σ/E の関係を示す。 $\sigma/E = 0.5 \sim 1.5 \times 10^{-3}$ 範囲では、いずれも粒界破壊領域であり、 ϵ_t の平均値は約 1.0×10^{-2} である。一方、 $\sigma/E = 1.5 \times 10^{-3}$ 以上では、粒内破壊領域となり、 ϵ_t の平均値も約 2.5×10^{-2} と高くなる。こ

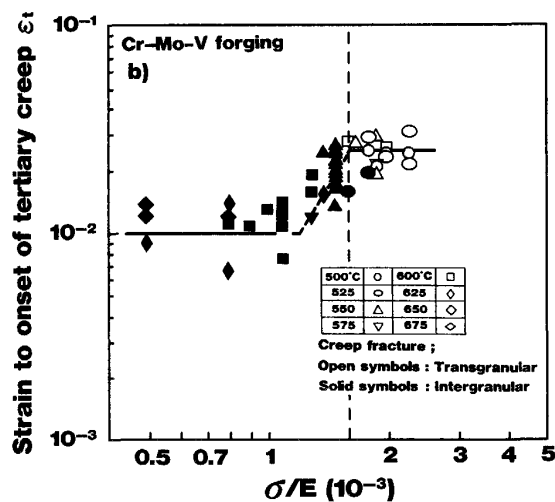
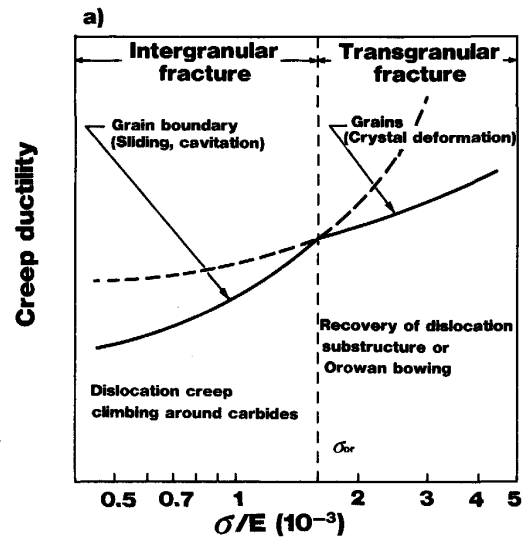


Fig. 8. Stress dependence of creep ductility and creep strain of Cr-Mo-V steel, a) illustration of creep mechanism and b) relation between strain to the onset of tertiary creep and σ/E .

^{†4)} 粒界破壊領域では、結晶変形、粒界すべりの他に粒界キャビテーションの過程も考慮する必要があると考える。

のことは粒内破壊するものは、3次クリープ開始ひずみが粒界破壊するもののそれに比べて2.5倍程度大きく、粒界すべりよりもむしろ粒内変形の寄与が大きいことを示唆している。従って、Cr-Mo-V鋼のクリープ変形と破壊の関係はFig. 8 a)に示したように解釈すべきと考えられる。 σ_{or} より高応力レベルでは転位組織が大きく動く(OrowanのBowing機構など)ことにより主に転位の粒内運動でクリープ変形し破断延性も大きい。

一方、 σ_{or} より低応力レベルでは、転位が粒子をクライムして運動し、粒内転位の動きは少なく、むしろクリープ変形は粒界すべりに依存する割合が増すものと考えられる。さらに、これら粒界すべりにより粒界キャビティが生じ、破断延性を低下させていると考えられる。

5. 結 言

実機のロータ材から切り出した1Cr-1Mo- $\frac{1}{4}$ Mo鋼を用い、500~675°Cの温度範囲でクリープ試験を行い、クリープ変形とクリープ破断特性を調べた。また、破断した試験片を用いて破断面のミクロ組織を観察するとともに、透過電子顕微鏡観察により炭化物及び転位組織なども調査し、それら微細組織とクリープ変形及びクリープ破断特性の関係について考察した結果、以下の結論を得た。

(1) いずれの応力レベルにおいても、1次、2次、3次クリープ域からなる典型的なクリープ曲線を示す。ただし、応力が低下すると、3次クリープ域における変形量は小さくなり、破断延性は低下する。

(2) 破断伸び及び絞りは、破断時間が長くなると低下する。短時間側における破断伸び及び絞りは、高温側ほど大きな値を示すが、長時間側のそれらの値については温度依存性は小さい。なお、前者は、粒内破壊、後者は粒界破壊である。

(3) 500~550°Cの温度範囲内では、粒内及び粒界炭化物ともに顕著には粗大化しない。一方、600~650°Cの温度範囲では、粒内及び粒界炭化物はともに粗大化が進行する。

(4) 粒内破壊領域の転位組織は、転位密度が高く、またその分布も転位のもつれた密集部が散在し、不均一となっている傾向にある。一方、粒界破壊領域のものは前者のものに比べて転位密度は低く、またその分布も比較的均一になる傾向がある。さらに、この領域ではサブグレイン組織の認められるものもある。

(5) 定常クリープ速度-応力線図で、500~650°Cの温度領域では、応力指数がある応力レベルで遷移し、この遷移する応力レベルを境界にして破壊形態も異なる。

(6) 瞬間塑性ひずみ開始点(オロワン応力 σ_{or} 、とみなす)は、 $\sigma/E = 1.5 \sim 2.0 \times 10^{-3}$ と推定される。この σ_{or} 付近は、(5)項における定常クリープ速度の応力依存性が急変するところとほぼ一致している。

以上の実験結果から、Cr-Mo-V鋼のクリープ変形と破壊の関係は、次のように推論される。 σ_{or} より高応力レベルでは転位組織が大きく動く(OrowanのBowing機構など)ことにより主に転位の粒内運動の結果としてクリープが進行し、破断延性も大きい。一方、 σ_{or} より低応力レベルでは、転位が粒子をクライムして運動し、粒内転位の動きは少なく、むしろクリープ変形は、粒界すべりに依存する割合が増すものと考えられる。さらに、これら粒界すべりにより粒界キャビティが生じ、破断延性を低下させていると考えられる。なお、実機使用条件範囲は、上記の σ_{or} 以下にある。

終わりに、本論文に関して有益なご助言をいただきました東北大学工学部丸山公一博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) K. R. WILLIAMS: *Mater. Sci. Eng.*, **28** (1977), p. 2892
- 2) H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: *Met. Sci.*, **10** (1976), p. 47
- 3) N. SHINYA and S. R. KEOWN: *Met. Sci.*, **13** (1979), p. 89
- 4) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 565
- 5) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1803
- 6) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 474
- 7) 木村一弘, 大井成人, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1641
- 8) D. A. MILLER, W. T. PLUMBRIDGE and R. A. BARTLET: *Met. Sci.*, **15** (1981), p. 413
- 9) 後藤 徹: 材料, **32** (1983), p. 563
- 10) 角屋好邦, 後藤 徹: 材料, **36** (1987), p. 999
- 11) 新谷紀雄, 横井 信, 京野純郎: 鉄と鋼, **70** (1984), A237
- 12) P. L. THREADGILL and B. WILSHIRE: *Met. Sci.*, **8** (1974), p. 117
- 13) J. J. STEPHENS and W. D. NIX: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 281
- 14) G. S. ANSELL and J. WEERTMAN: *Trans. AIME*, **215** (1959), p. 838
- 15) 丸山公一, 及川 洪: 日本金属学会講演概要(1988年11月), p. 124
- 16) L. M. BROWN and R. K. HAM: *Dislocation-Particle Interactions, in Strengthening Methods in Crystals*, ed. by A. KELLEY and R. B. NICHOLSON (1971), p. 9
- 17) G. Y. CHIN: *The Role of Preferred Orientation in Plastic Deformation, in The Inhomogeneity of Plastic Deformation*, ed. by R. E. READ-HILL (1973), p. 83 [ASM]
- 18) H. J. FROST and M. F. ASHBY: *Deformation Mechanism Maps* (1982) [Pergamon Press]
- 19) F. C. MONKMAN and N. J. GRANT: *Proc. ASTM*, **56** (1956), p. 593