

## 高純度クロムの高温クリープ特性

近藤 義宏\*・川末 一弘\*<sup>2</sup>・行方 二郎\*  
榊 孝\*<sup>3</sup>・本田 昭\*<sup>4</sup>

## High Temperature Creep Properties of High Purity Chromium

Yoshihiro KONDO, Kazuhiro KAWASUE, Jirou NAMEKATA  
Takashi SAKAKI and Akira HONDA

## Synopsis:

The high temperature creep properties of a pure chromium have been investigated by comparing with that of a gamma single phase Ni-20Cr alloy. The larger creep resistance and creep rupture strength of the pure chromium rather than those of the Ni-20Cr alloy were attributed to the decrease in the ratio of testing temperature to the melting point due to the difference of the melting point between a chromium and a nickel.

The higher creep rupture ductility of the pure chromium than that of a Ni-20Cr resulted from the evolution of subgrain followed by dynamic recrystallization to inhibit the initiation and propagation of cracks. Above 50 MPa, the increase in the stress exponent of minimum creep rate,  $n$  value, of the pure chromium with increase in the stress could be explained by the grain refining due to the evolution of subgrains followed by the dynamic recrystallization.

Key words: pure chromium; creep; superalloy; ductility; powder metallurgy.

## 1. 緒 言

現在、高温構造部材として多用されている Ni 基耐熱合金は、ニッケルの融点が 1726 K であるため、その使用最高温度は 1300 K 前後である。しかし、将来は高温器材の熱効率を高めるため、従来の耐熱合金の使用環境に比べ、より高温域で使用可能な合金が必要になるものと考えられる。そのような状況下においては、ニッケルに比べ融点の高いクロム、モリブデン、タングステン、ニオブ及びタンタルなどの高融点金属を基とした耐熱合金の開発が必要である。クロムを除く他の高融点金属は高温での耐酸化性に劣っている。また、クロムはニッケルに比べ熱膨張係数及び比重が低く、熱伝導度が高いなど、耐熱材料として望ましい物理的性質を有している<sup>1)</sup>。したがって、製造性及び室温での靱性に劣るという問題点を除くことができれば、1300 K 以上の高温域で使用可能な耐熱合金としてはクロムを基としたものが有望である。しかし、純クロムの高温における機械的性質につ

いての知見<sup>2)3)</sup>はほとんど得られていない。

ところで、山之内らは 30Cr-50Ni-2Mo 合金に析出するクロム相は、1173 K 近い高温度域においてクリープ抵抗を増加させる第二相として働くことを示し、その原因が母相に比べクロム相の融点が高いことにあることを示唆した<sup>4)5)</sup>。しかし、クロム自体の高温変形抵抗についてはいまだ検討されてはいない。したがって、クロムの高温におけるクリープ抵抗について調べ、オーステナイト単相合金での結果と比較することは、オーステナイト系耐熱合金における析出強化相としてのクロムの有用性を知る上でも非常に興味深い。

そこで本研究では、純クロムの高温クリープ特性を  $T/T_M$  が 0.55~0.61 の範囲で調べ、中島らが報告したオーステナイト単相の Ni-20Cr 合金<sup>6)</sup>での結果と比較検討した。

## 2. 供試材及び実験方法

供試材には純度 99.95 wt% のクロムを用いた。供試

平成 2 年 9 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 3 月 19 日受付 (Received Mar. 19, 1991)

\* 防衛大学校 工博 (The National defense Academy, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka 231)

\*<sup>2</sup> 防衛大学校 (The National defense Academy)

\*<sup>3</sup> 東ソー(株)化学研究所 (Chemical Research Labos., TOSOH Corporation)

\*<sup>4</sup> 東ソー(株)山形工場 (Yamagata Plant, TOSOH Corporation)

Table 1. Chemical composition of impurity elements in the pure chromium (ppm).

Fe	Si	Al	C	O	N
50	100	30	250	350	40

材に含まれる代表的な不純物の化学組成を Table 1 に示す. 供試材は高純度の金属クロム粉末を CIP (294 MPa, 180 s) 処理後, HIP (1573 K, 176.4 MPa, 10.8 ks) 成型して作成した. これらを 13 mm 丸棒に加工後, 水素雰囲気中で 1673 K, 86.4 ks にて焼鈍し, 結晶粒径を約 70 μm に調整した.

クリープ試験は平行部径 6 mm, 標点距離 30 mm のつば付試験片を用い, 1173~1323 K, 14.7~68.6 MPa で行い, いずれも伸びに応じ荷重を漸次除荷する一定応力試験とした. また, 最小クリープ速度を示した時点で負荷のまま強制空冷して, クリープ試験を停止する中断試験も行った. なお, クリープ速度はつば付試験片に取り付けた伸び計から差動トランスを介して, 自動記録させたものから伸びを読みとり算出した. 組織観察には, 光学顕微鏡, 走査電子顕微鏡及び透過電子顕微鏡を用いた.

### 3. 実験結果

#### 3.1 供試材の組織

供試材の光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す. 供試材はほぼ等軸晶であり, 結晶粒径は約 70 μm によく調整されている. また, 未固溶相はほとんどなく, クロム単相である.

#### 3.2 クリープ破断特性

1273 K, 39.2 MPa における純クロムのクリープ曲線を同一応力条件での Ni-20Cr 合金のものと併せて, Fig. 1 に示す. 純クロムの破断時間は Ni-20Cr 合金に

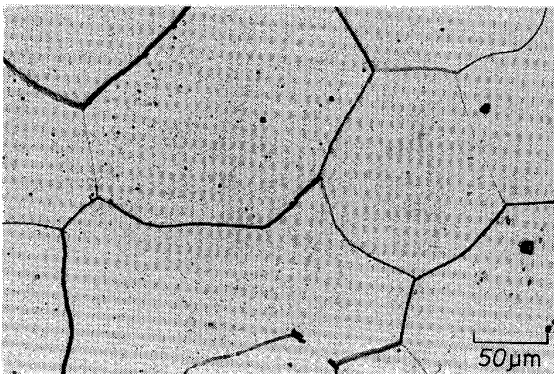


Photo. 1. Optical microstructure of the pure chromium after heat treatment for 86.4ks at 1673K.

比べ, 約 10 倍長い, また, 純クロムの破断伸びは Ni-20Cr 合金に比べ約 1.5 倍大きく, 30% を超える.

純クロムの 1173 から 1323 K における応力-破断時間曲線を Fig. 2 に示す. なお, 1173 K における Ni-20Cr 合金の応力-破断時間曲線も同図に併せて示した. 純クロムの破断応力は 1173~1323 K の温度域においては温度の増加とともにほぼ直線的に低下する. Ni-20Cr 合金と比較すると, 高応力短時間側では純クロムの破断応力は小さいが, 応力が低下するとこの関係は逆転し, 破断時間が長くなるほど, 両者の差は大きくなる.

純クロムの破断伸びと破断時間との関係を Fig. 3 に示す. なお, 1173 K における Ni-20Cr 合金での結果をも同図に併せて示した. 純クロムの破断伸びはいずれの温度域においても, 約 10<sup>5</sup> s 以下では 80% 以上の高い値を示すが, 破断時間が増加すると減少する. しかし, 低応力長時間側でも, いまだ約 30% もの高い破断伸びを示す. 純クロムの破断伸びは Ni-20Cr 合金と比べ大きく, その差は短時間側で大きい. なお, 純クロムの破断絞りは, 短時間側では 100% 近い高い値を示すが, 破断時間の増加に伴いその値は減少し, 長時間側では約

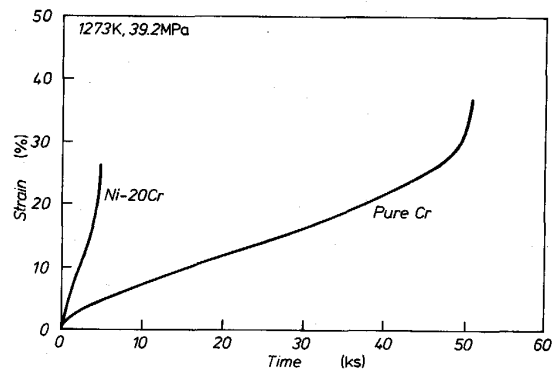


Fig. 1. Creep curves of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy at 1273K-39.2MPa.

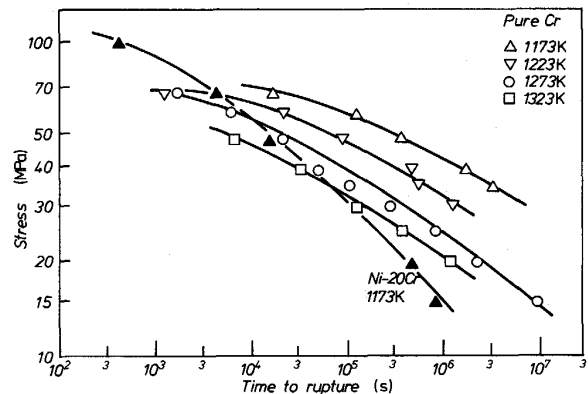


Fig. 2. Stress-time to rupture curves of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy.

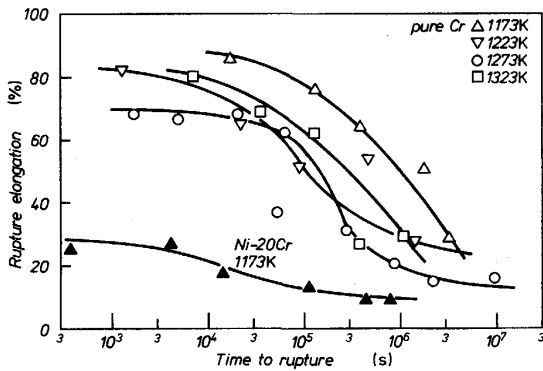


Fig. 3. Changing in rupture elongation of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy with time to rupture.

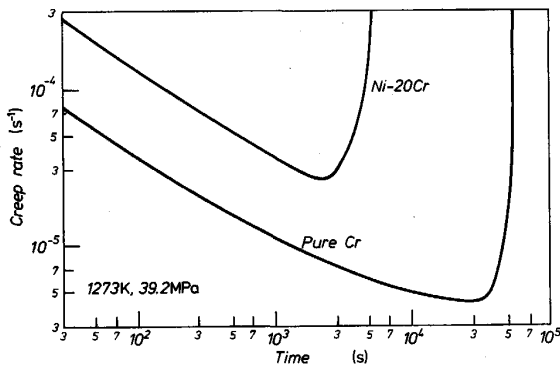


Fig. 4. Creep rate-time curves of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy at 1273K-39.2MPa.

30% となり、飽和した。また、純クロムの破断伸びは Ni-20Cr 合金の値に比べ著しく大きいこともわかった。

### 3.3 クリープ抵抗

1273 K, 39.2 MPa における純クロムのクリープ速度-時間曲線を、Ni-20Cr 合金の同一応力での結果<sup>6)</sup>と併せて、Fig. 4 に示す。純クロムのクリープ速度は Ni-20Cr 合金に比べ低く、最小クリープ速度は 1 桁程度小さい。

純クロムの 1173 から 1323 K における応力-最小クリープ速度曲線を Fig. 5 に示す。なお、1173 K における Ni-20Cr 合金の結果も同図に併せて示した。応力が 50 MPa 以下ではいずれの温度においても最小クリープ速度の応力指数、 $n$  は応力によらずほぼ 7 であったが、50 MPa を超えると  $n$  は応力の増加に伴い大きくなる。また、純クロムの応力-最小クリープ速度曲線を Ni-20Cr 合金のものと比較すると、70 MPa 以上では最小クリープ速度の差は小さいが、70 MPa 以下では、応力が低下するほど純クロムの最小クリープ速度はより小さな値を示すようになる。

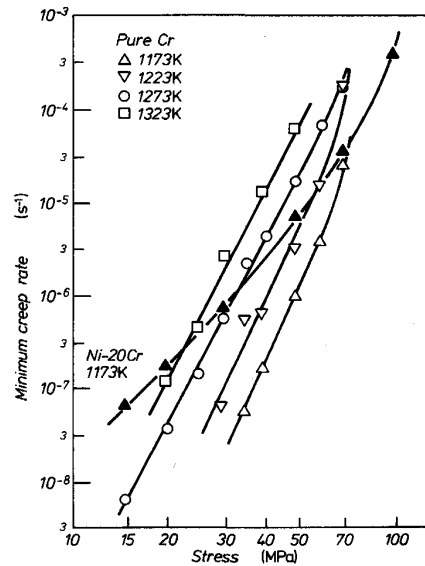


Fig. 5. Stress-minimum creep rate curves of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy.

## 4. 考 察

1173 K 近くの温度域において純クロムのクリープ抵抗が Ni-20Cr 合金に比べ、優れている原因及び純クロムが高いクリープ破断延性を示す機構について検討する。

### 4.1 $\gamma$ 単相の Ni-20Cr 合金と比較した純クロムのクリープ抵抗

転位クリープにおけるクリープ速度は拡散係数に依存する。ところで、純クロム及び Ni-20Cr 合金の結晶構造はそれぞれ bcc 及び fcc である。ある金属が bcc の結晶構造をとった場合、その拡散係数は fcc の結晶構造をとった場合に比べ大きい<sup>7)</sup>。したがって、bcc の金属のクリープ抵抗は fcc の金属に比べ小さいと考えられている。事実、SHERBY らは結晶構造が bcc である  $\alpha$  鉄の拡散係数が fcc の  $\gamma$  鉄に比べ約 350 倍大きく、また  $\alpha$  鉄のクリープ速度は  $\gamma$  鉄に比べ 200 倍大きいことから、 $\alpha$  鉄と  $\gamma$  鉄で認められるクリープ抵抗の差は拡散係数の違いで説明できることを示した<sup>7)</sup>。しかし、本研究では Fig. 5 に示したように、bcc の純クロムのクリープ抵抗は fcc の Ni-20Cr 合金に比べ大きい。これはこの両者の融点の違いによると考えられる。そこで試験温度を融点で除し、同一の  $T/T_M$  における Ni-20Cr 合金と純クロムのクリープ抵抗を比較した。

$T/T_M$  が 0.55 である 1173 K における純クロム及び 954 K における Ni-20Cr 合金<sup>†</sup> の応力-最小クリープ速

<sup>†</sup> 本研究で用いた Ni-20Cr 合金の化学組成は 0.002C-0.23Si-0.31Mn-0.14Fe-19.8Cr-bal. Ni である。また、1423 K, 3.6 ks の固溶化熱処理後、結晶粒径を 185  $\mu\text{m}$  に調整し、クリープ試験に供した。

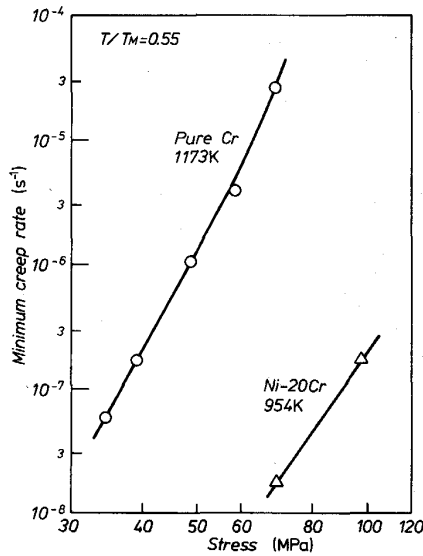


Fig. 6. Stress-minimum creep rate curves of the pure chromium at 1173K and the Ni-20Cr alloy at 954K.

度曲線を, Fig. 6 に示す. bcc の純クロムのクリープ速度は同一の  $T/T_M$  では, fcc の Ni-20Cr 合金よりも約三桁大きい. そこで, 同一の  $T/T_M$  における純クロムと Ni-20Cr 合金の拡散係数を求めた. 純クロムの 1173 K における拡散係数は  $6.3 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$ , また Ni-20Cr 合金の 954 K における拡散係数は  $5.0 \times 10^{-20} \text{ m}^2/\text{s}$  であり, 前者の拡散係数は後者の拡散係数に比べ約 10 倍大きい<sup>8)</sup>. 拡散係数から予想される以上に純クロムのクリープ速度が大きな値を示したのは連続的なサブグレインの発達によるクリープ抵抗の低下によるものであるが, この点については後述する. このように bcc である純クロムは同一の  $T/T_M$  では Ni-20Cr 合金に比べ拡散係数が大きいにもかかわらず, 同一の試験温度においては, Fig. 5 に示したように Ni-20Cr 合金に比べ高いクリープ抵抗を示した. この原因は純クロムの融点が Ni-20Cr 合金に比べ高いため, 純クロムの  $T/T_M$  が Ni-20Cr 合金に比べより小さな値となることにあるものと結論される. そこで次に, 純クロムの融点が高いことにより, 純クロムの拡散係数が Ni-20Cr 合金に比べ小さくなったことで, クリープ速度も小さな値を示したかどうかを検討した.

純クロムの最小クリープ速度,  $\dot{\epsilon}_m$ , を拡散係数,  $D$ , で除し, この  $\dot{\epsilon}_m/D$  と応力との関係を Ni-20Cr 合金での結果と併せて Fig. 7 に示す. なお, 応力は弾性係数で規格化し,  $\sigma/E$  とした.  $\sigma/E$  が  $3 \times 10^{-4}$  以下の低応力側では試験温度にかかわらず, 純クロムと Ni-20Cr 合金の  $\dot{\epsilon}_m/D$  には差が認められない. したがって,  $\sigma/E$

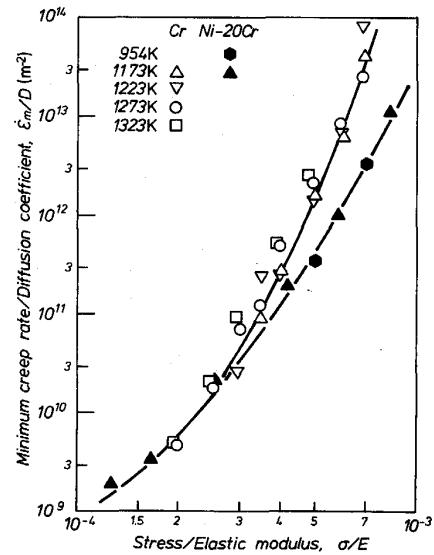


Fig. 7. Relation between normalized minimum creep rate,  $\dot{\epsilon}_m/D$ , and normalized stress,  $\sigma/E$ , of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy.

が  $3 \times 10^{-4}$  以下の低応力側では, Fig. 5 で示したように, 同一温度で Ni-20Cr 合金に比べ純クロムのクリープ抵抗が大きいことは, 純クロムの拡散係数が Ni-20Cr 合金に比べ小さいことで説明できる. 一方,  $\sigma/E$  が  $3 \times 10^{-4}$  を超える高応力側では純クロムの  $\dot{\epsilon}_m/D$  が Ni-20Cr 合金に比べ大きく, その差が応力の増加に伴い増大する. この原因は動的再結晶による粒界面積の増加に起因するものであり, この点については後述する.

#### 4.2 純クロムのクリープ変形中に生じた動的再結晶のクリープ抵抗に及ぼす効果

同一温度でのクリープ試験においても最小クリープ速度を示す時点での組織は応力に強く依存するため, 最小クリープ速度の応力指数,  $n$  値もまた, 応力依存性を示すことを指摘した<sup>9)</sup>. 一方,  $\gamma$  単相の 25Cr-35Ni 鋼に置換型固溶元素を添加すると,  $n$  値は増大することを示し, この原因も固溶元素添加による転位下部組織変化に起因すること, また,  $n$  値の変化は内部応力の負荷応力依存性あるいは内部応力に対する負荷応力の比の変化に起因することを示した<sup>10)11)</sup>. したがって, 純クロムの  $n$  値が高応力側で激増するのは, 応力を高めることによって転位下部組織に急激な変化が生じたことに起因すると考えられる. そこで, まず高応力側でクリープ試験中にクリープ速度がどのように変化するかを調べた.

1223 K, 49.0 及び 68.6 MPa における純クロムのクリープ速度-ひずみ曲線を Fig. 8 に示す. 応力 49.0 MPa では定常クリープ域が存在するが, これに比べ応力が高い 68.6 MPa では, 定常クリープ域は形成せず,

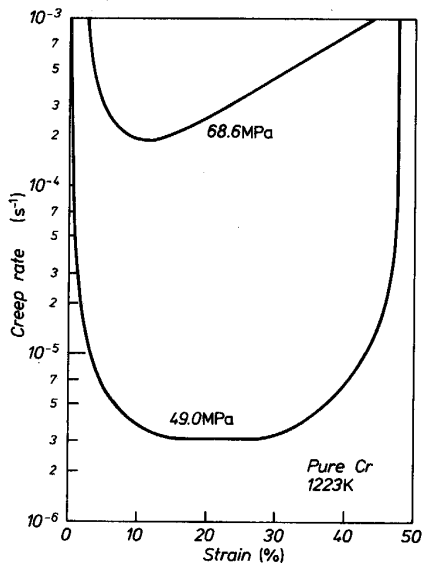


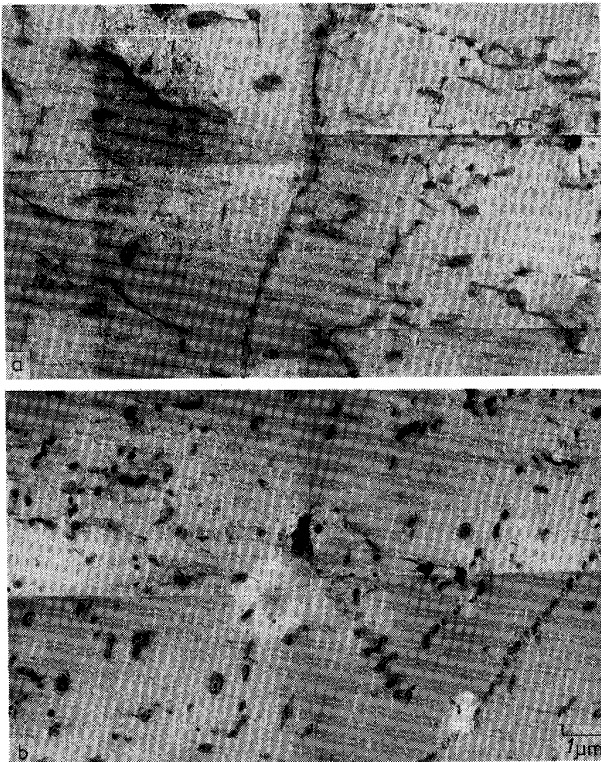
Fig. 8. Creep rate-strain curves of the pure chromium at 1223K-49.0 and 68.6MPa.

遷移域から加速域へ移行する。これらの結果から、49.0 MPa では遷移クリープ中に安定な下部組織が形成されるのに対し、68.6 MPa においては遷移域で何らかの組織変化が生じ、安定な下部組織が形成されなかったため

と考えられる。したがって、68.6 MPa と 49.0 MPa 以下の応力において最小クリープ速度を示した時点での転位下部組織には差異が生じていることが考えられる。そこで、最小クリープ速度を示した時点で、負荷のまま強制空冷した中断材の下部組織観察を行った。

1223 及び 1273 K, 29.4 MPa におけるクリープ試験を、最小クリープ速度を示す時点で停止した試料の透過電顕組織を Photo. 2 に示す。いずれの試料においてもサブバウンダリーが粒内で形成されているが、となりあったサブグレインにほとんどコントラストの差は認められず、サブグレイン間の方位差は大きくないものと考えられる。また、粒内にはまばらに分布した析出相も認められる。なお、これら粒内析出相は電子線回折結果より、 $\text{Cr}_2\text{N}$  であることが確認された。

1223 及び 1273 K の高応力における停止材の透過電顕組織を Photo. 3 に示す。いずれの試料においても、Photo. 2 で示した 29.4 MPa に比べより小さなサブグレインが粒内全面で形成している。また、となりあったサブグレインはいずれも明暗がはっきりしていることも 29.4 MPa 停止材とは大きく異なる。このように明暗の差が大きいことはサブグレイン間の方位差が高いことを



a : 1223K-29.4MPa,  $t_i = 1096.2\text{ks}$   
b : 1273K-29.4MPa,  $t_i = 118.44\text{ks}$

Photo. 2. Transmission electron micrographs of the pure chromium interrupted creep test under low stress.



a : 1223K-58.8MPa,  $t_i = 6.12\text{ks}$   
b : 1273K-68.6MPa,  $t_i = 0.396\text{ks}$

Photo. 3. Transmission electron micrographs of the pure chromium interrupted creep test under high stress.

示しているものと考えられる。

ところで、平井らは Zr を添加した  $\gamma$  単相の Ni-20Cr 合金について 1273 K でクリープ試験を行った結果、ある応力を超えると最小クリープ速度を示した時点で高応力ほどより発達したサブグレイン化が生じるようになることを明らかにした。また、そのような発達したサブバウンダリーの形成は粒界面積の増加、すなわち実質的な結晶粒径の減少に対応するため、クリープ抵抗が減少し、最小クリープ速度の応力指数、 $n$  値が増加するものと結論した<sup>12)</sup>。本研究で用いた純クロムでも同様に、高応力側では前述したように高角度の方位差を有するサブバウンダリーが形成され、このサブバウンダリーの形成が実質的な結晶粒の細粒化となり、最小クリープ速度が増加して、 $n$  値が増加したものと考えられる。このように、純クロムの下部組織は応力により大きく変化するため、 $\sigma/E$  が  $3 \times 10^{-4}$  以上の高応力側で純クロムの  $\dot{\epsilon}_m/D$  が Ni-20Cr 合金に比べ大きく、またその差が応力の増加に伴い増大し、最小クリープ速度の応力指数、 $n$  値が Ni-20Cr 合金に比べ純クロムで大きくなるものと推論される。

#### 4.3 純クロムのクリープ破断延性についての検討

純クロムが高応力短時間側で 80% 以上、低応力長時間側でも約 30% と、非常に高いクリープ破断延性を示すことについて検討する。

1173 K, 49.0 MPa における純クロムのクリープ速度-ひずみ曲線を Ni-20Cr 合金での結果と併せて Fig. 9 に示す。Ni-20Cr 合金では、約 10% のひずみを示した時点から加速クリープが開始されるのに対し、純クロムで

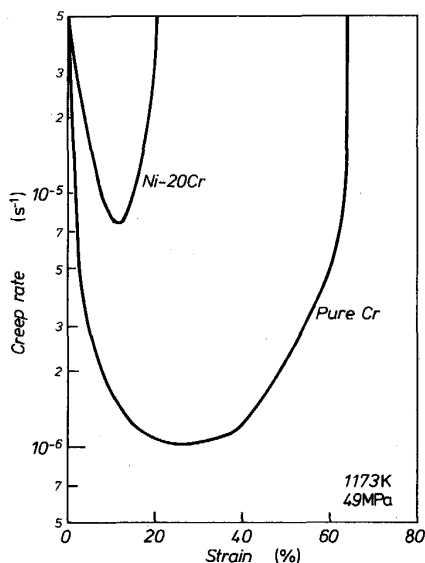


Fig. 9. Creep rate-strain curves of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy at 1173K-49.0MPa.

は約 40% からと、加速クリープが開始するひずみ量が大きい。また、純クロムの加速クリープ域は Ni-20Cr 合金に比べ長い。

1173 K, 49.0 及び 68.6 MPa における純クロムの遷移、定常<sup>12)</sup> 及び加速クリープ域におけるひずみ量を Ni-20Cr 合金のものと併せて Fig. 10 に示す。Ni-20Cr 合金に比べ、純クロムではいずれのクリープ域でもひずみ量が大きく、加速クリープ域でのひずみ量がとくに大きい。このように、純クロムの破断延性がいずれの応力においても  $\gamma$  単相の Ni-20Cr 合金に比べ高いのは、特に加速クリープ域でのひずみ量が大きいことによる。その原因を検討するため、各破断材の組織調査を行った。

1223 から 1323 K の各温度域において最も高応力で破断した試料の破面近傍の光学顕微鏡組織を Photo. 4 に示す。いずれの温度でも割れは観察されず、結晶粒は引張方向に大きく変形し、粒界はジグザグ化していた。また、粒内には微細なサブグレインが観察されるとともに、動的再結晶粒が多数形成されている。ところで竹山らは B 及び Zr を添加した  $\gamma$  単相の Ni-20Cr 合金の高

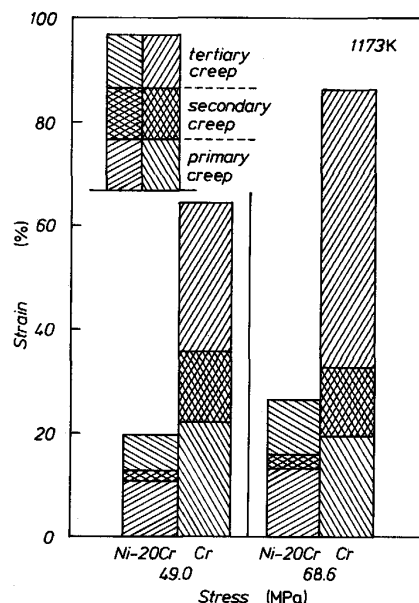
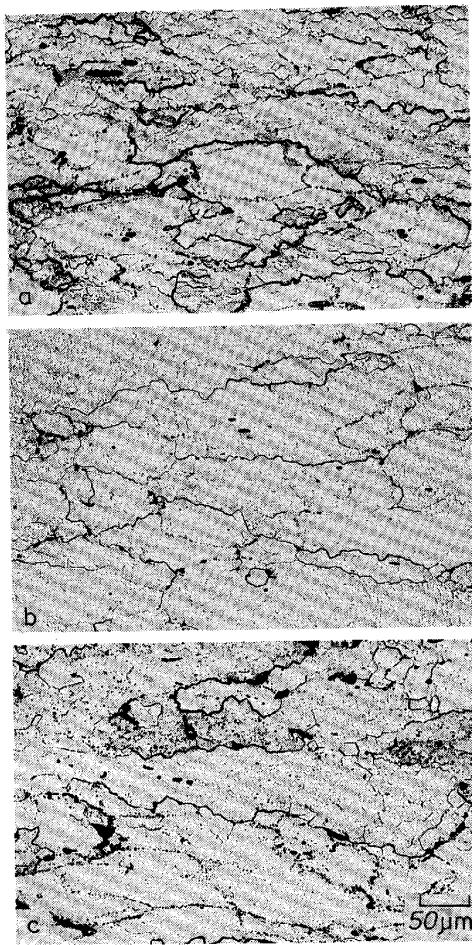


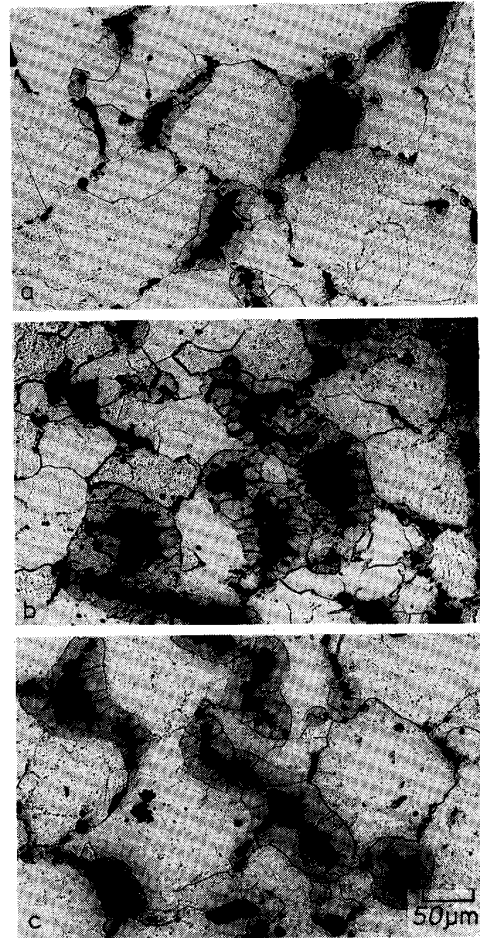
Fig. 10. Strain in primary, steady state and tertiary creep stage of the pure chromium and the Ni-20Cr alloy at 1173K-49.0 and 68.6MPa.

<sup>12)</sup> 本研究では、転位下部組織とクリープ抵抗とは一義的な関係にあるという観点<sup>10)13)</sup>から、後述するように、クリープ中で発達したサブバウンダリーを形成するなどして、時々刻々、転位下部組織が変化する場合には、これに対応してクリープ速度も変化するとも考えられるため、クリープ抵抗を評価するために、“定常クリープ速度”ではなく、“最小クリープ速度”を用いた。しかし、ここでは Fig. 9 に示すように、遷移及び加速クリープ域でのひずみ量を求めるのにあたり、最小クリープ速度を示すひずみ量を容易に決定できないことにより、あえて“最小クリープ速度 +10%”のクリープ速度を示す領域を定常クリープ域とし、それ以上のクリープ速度を示す領域を遷移あるいは加速クリープ域とした。



a : 1223K-68.6MPa,  $t_r = 1.26$ ks  
 b : 1273K-68.6MPa,  $t_r = 1.69$ ks  
 c : 1323K-49.0MPa,  $t_r = 34.02$ ks

Photo. 4. Optical microstructures of the pure chromium crept under high stress.



a : 1223K-29.4MPa,  $t_r = 1371.24$ ks  
 b : 1273K-24.5MPa,  $t_r = 861.14$ ks  
 c : 1323K-19.6MPa,  $t_r = 1144.80$ ks

Photo. 5. Optical microstructures of the pure chromium crept under low stress.

温クリープ試験においてサブグレイン化及び動的再結晶粒の形成が、破断直前まで割れの発生及び伝播を抑制して、大きな破断延性を示すことを明らかにした<sup>14)</sup>。したがって、純クロムが高応力側で大きな破断延性を示すのは、クリープ変形が進行するとサブグレインが連続的に発達して、動的再結晶に至り、このような過程を経て粒内が均一に細粒化することによって、割れの発生及び伝播を抑制するためと考えられる。

1223 から 1323 K における低応力長時間破断材の破面近傍の光学顕微鏡組織を Photo. 5 に示す。低応力長時間破断材では、高応力短時間破断材側ほどではないが、いずれの温度でも粒内に発達したサブグレインあるいは動的再結晶粒が確認される。また、いずれの試料でも全面に均一な割れが認められ、その割れの周囲は第二相で覆われている。この第二相が割れの伝播を抑制することも考えられる。したがって、純クロムが低応力長時

間側でも高い破断延性を示すのは、サブグレインの形成が主なる原因とみなせるが、第二相によって、割れの伝播が抑制されることを考慮する必要がある。なお、これらの第二相は WDX により、クロム窒化物であることが確認されており、これらはクリープ中の窒化により形成されたものである。

## 5. 結 論

本研究では、純度 99.95 wt% の高純度クロムを用い、1173 から 1323 K の温度範囲で、一定応力クリープ試験を行い、純クロムの高温におけるクリープ抵抗及びクリープ破断特性を調べ、併せて、 $\gamma$  単相の Ni-20Cr 合金での結果と比較検討した結果、以下の結論を得た。

1) 純クロムの応力と破断時間との関係は低応力側では各温度ともほぼ直線で示されるが、高応力側では、その傾きは急激に小さくなり、クリープ破断強さは低下す



る。またいずれの応力域でも、Ni-20Cr 合金に比べ純クロムの破断強さは大きく、特に低応力長時間側でその差は大きい。純クロムの破断伸び及び絞りは高応力側では 80% 以上の、低応力側でも約 30% と高い値を示し、これらの値はいずれの応力域でも Ni-20Cr 合金に比べ大きい。

2) 純クロムのクリープ抵抗は 50 MPa 以上の高応力側で急激に減少するが、これらの値はいずれの応力域でも Ni-20Cr 合金と比べ大きく、その差は特に低応力側で大きい。また、最小クリープ速度の応力指数、 $n$  値は低応力側ではほぼ一定であるが、高応力側では応力の増加に伴い激増する。

3) 純クロム及び Ni-20Cr 合金のクリープ試験温度をそれぞれの融点で規格化し、同一の  $T/T_M$  でのクリープ抵抗を比較すると、Ni-20Cr 合金に比べ純クロムのクリープ抵抗は小さくなる。また、純クロムと Ni-20Cr 合金のクリープ抵抗を拡散係数で除し、この  $\dot{\epsilon}_m/D$  を応力を弾性係数で規格化した  $\sigma/E$  で整理すると、低応力側では試験温度にかかわらず、純クロムと Ni-20Cr 合金のクリープ抵抗はほぼ同じになるが、高応力側では Ni-20Cr 合金に比べ純クロムのクリープ抵抗は小さくなる。

4) 以上の結果より、同一温度で Ni-20Cr 合金に比べ純クロムのクリープ抵抗が大きいのは、Ni-20Cr 合金に比べ純クロムの融点が高く、純クロムの拡散係数が Ni-20Cr 合金に比べ低くなったためと推論される。

5) 最小クリープ速度を示した時点で試験を中断した試料の下部組織観察より、いずれの試料もサブグレインを形成しており、とくに高応力中断材では、となりあったサブグレインはいずれも高角度の方位差を有しているものと考えられる。

6) 以上の結果より、高応力側で純クロムの  $\dot{\epsilon}_m/D$  が

Ni-20Cr 合金よりも高いのは高角度の方位差をもつサブバウンダリーが形成され、クリープ抵抗が減少したためと考えられる。

7) 純クロムの高応力破断材では割れは観察されず、結晶粒が引張方向に大きく変形し、微細な動的再結晶粒やサブグレインが認められた。一方、低応力破断材では粒内にサブグレインが認められ、また試料全面に窒化相に覆われた割れが観察された。

8) 1) 及び 7) の結果より、純クロムが高温で高い破断延性を示すのは、高応力側では微細な動的再結晶粒及びサブグレインを形成し、これらが割れの発生及び伝播を抑制するためであり、低応力側ではサブグレインの形成と割れの周囲に発生した窒化相が割れの伝播を抑制するためと考えられる。

## 文 献

- 1) 依田連平: 学振 123 委研究報告, 18 (1977), p. 205
- 2) 大森正信, 原田泰典, 伊藤 操, 吉田総仁: 日本金属学会誌, 54 (1990), p. 270
- 3) D. J. MAYKUTH and R. I. JAFFEE: Ductile chromium and its alloys (1957), p. 229 [American society for metals]
- 4) 山之内直次, 島田 透, 東浦久雄, 田村 学, 松尾 孝, 菊池 實: 学振 123 委研究報告, 29 (1988), p. 265
- 5) 山之内直次, 島田 透, 東浦久雄, 田村 学, 松尾 孝, 菊池 實: 鉄と鋼, 76 (1990), p. 1179
- 6) 中島 要, 松尾 孝, 菊池 實: 学振 123 委研究報告, 30 (1989), p. 29
- 7) O. D. SHERBY and P. M. BURKE: Progress Mater. Sci., 13 (1967), p. 325
- 8) 金属データブック (日本金属学会編) (1974), p. 1 [丸善]
- 9) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 日本金属学会会報, 22 (1983), p. 24
- 10) 近藤義宏, 稲積 透, 竹山雅夫, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 76 (1990), p. 246
- 11) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1002
- 12) 平井龍至, 松尾 孝, 菊池 實: 学振 123 委研究報告, 29 (1988), p. 41
- 13) 木村一弘: 東京工業大学博士論文 (1989)
- 14) 竹山雅夫, 三浦 徹, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1359