

# 15Cr-25Ni 鋼の高温クリープ挙動に 対する粒界炭化物の効果

張 俊善\*・陳 衛星\*・曹 智本\*・田中良平\*<sup>2</sup>

## Effect of Grain Boundary Carbide on High Temperature Creep Behavior of 15Cr-25Ni Steel

Junshan ZHANG, Weisheng CHEN, Ziben CAO and Ryohei TANAKA

### Synopsis:

In order to clarify the strengthening mechanism due to grain boundary carbide precipitation, creep behavior and dislocation substructure developed during creep of 15Cr-25Ni steels with different carbon content have been studied at 850 and 950°C under stresses of 14.7-79.2 MPa. With the grain boundary carbide precipitation, creep resistance and rupture life increased markedly, showing significant grain boundary precipitation strengthening by carbide. The minimum creep rate of  $\gamma$  single phase steel was independent on grain size, while it increased with increasing grain size in the steels with grain boundary carbide precipitation. With grain boundary carbide precipitation, dislocation density near grain boundary increased, but little difference in dislocation substructure within grains was observed in both steels. This suggests that grain boundary carbide strongly obstructs dislocation annihilation at grain boundaries, and therefore markedly increase the creep resistance. It is also suggested that the minimum creep rate of the steel with the grain boundary precipitation is controlled by recovery process near the grain boundaries instead of recovery at subboundaries which control the creep rate of  $\gamma$  single phase steel.

**Key words:** austenitic heat-resisting steel; 15Cr-25Ni steel; creep strength; grain boundary carbide; dislocation substructure.

## 1. 緒 言

近年、Ni-Cr-W 系合金において粒界のみに  $\alpha_2$  相が析出するとクリープ抵抗が大きく増加する現象が報告され<sup>1)2)</sup>、新しい強化方法として粒界析出強化が注目されてきた。MATSUO ら<sup>3)</sup>はその強化機構をさらに検討し、粒界析出によつて高温変形の容易な粒界面積が減少することに起因するものと結論している。

一方、著者らは Ni-20 Cr 合金のクリープ特性におよぼす炭素の効果調べ、 $\alpha_2$  相による粒界析出強化と同様な現象が炭化物によつても生ずることを報告した<sup>4)</sup>。

粒界状態が変わるだけでクリープ特性が大きく変化することは、粒界が高温クリープ変形に対して重要な役割を果たすことを示唆しているものといえよう。従来、クリープ変形に対する粒界の役割については、粒界すべりと、クリープ速度の結晶粒度依存性の二つの観点から多くの研究が行われてきた。しかし、粒界と転位との相互

作用に関する研究は少ない。したがつて、著しく異なる粒界状態で、転位と粒界との相互作用を比較検討することは興味深い。

そこで本研究では、15Cr-25Ni 鋼に炭素を 2 水準で添加し、粒界炭化物の析出に伴うクリープ挙動の変化を詳細に調べ、その下部組織との関連について検討し、高温クリープ変形に対する粒界の役割を転位運動の立場から考察した。

## 2. 供試材および実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。極低炭素の 15Cr-25Ni 鋼 (C1) を基本鋼とし、それに炭素を 2 水準で添加した C2 および C3 の計 3 鋼種である。これらの鋼は真空高周波炉で 8 kg ずつ溶製し、直径 14 mm の丸棒に熱間鍛伸したのち、粒内での析出を抑えて粒界析出を増加させる目的で、次のような固溶化および析出処理を施した。1200°C で 2 h 固溶化して結晶粒径を調

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 4 月 15 日受付 (Received Apr. 15, 1988)

\* 中国大連理工大学 (Dalian University of Technology, Dalian, China)

\*2 横浜国立大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Yokohama National University)

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

	C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P	Fe
C1	0.0021	14.46	25.26	0.21	0.10	0.006	0.006	Bal.
C2	0.086	14.96	24.84	0.23	0.15	0.013	0.007	Bal.
C3	0.099	15.00	25.49	0.40	0.26	0.005	0.011	Bal.

整し、固溶化温度から 850°C または 950°C まで炉冷してからそれぞれの温度で 20 h、直接時効した。後述するクリープ試験は原則としてそれぞれの時効温度で行った。最小クリープ速度の結晶粒径依存性を調べるため、一部の試料については 980~1250°C の種々の温度で固溶化し、約 30~400 μm の粒径範囲に調整してから同様な粒界析出処理を施した。

これらの熱処理を施した素材を直径 6 mm、標点距離 30 mm の丸棒クリープ試験片に機械加工した。クリープ試験は単一レバー式試験機を用いて 850 および 950°C、応力 14.7~78.4 MPa の範囲で行った。

熱処理後および破断後の試料の組織観察には主として光顕を用い、一部の試料についてはクリープを中断、急冷して、薄片状試片を採取し、加速電圧 100 kV で透過電顕観察を行って、クリープ中の転位組織を調べた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 熱処理後の組織

本研究では、粒内での析出を抑制して粒界析出量を増加させる熱処理方法を検討し、前章で述べたような粒界析出処理を施した。その 850°C 処理後の光顕組織を Photo. 1 に示す。C1 はオーステナイト (γ) 単相であ

るが、C2 では粒界のみに粗大な炭化物が連なって析出しており、C3 では粒界析出に加え粒内にも析出相がまばらにみられる。これらの析出相は X線および電子線回折により  $M_{23}C_6$  と同定された。また、3 鋼種の結晶粒径  $d$  はそれぞれ 243 μm (C1)、238 μm (C2) および 259 μm (C3) であつた。

950°C 粒界析出処理後の組織では、粒界炭化物の析出密度は 850°C に比べ若干低いものの、基本的には 850°C と同様であつた。

#### 3.2 クリープ試験結果

850°C および 950°C における最小クリープ速度と応力の関係を Fig. 1 に示す。いずれの温度においても γ 単相の C1 に比べ粒界のみに炭化物が析出する C2 では最小クリープ速度が大きく減少し、低応力側ではほぼ一桁も低い値を示す。また粒内に炭化物が析出する C3 の最小クリープ速度は C2 よりわずかに減少する程度である。また、両試験温度で共通に用いられた約 40 MPa の同じ応力で比較すると、炭化物による強化は低温側でやや大きい。

Fig. 2 に応力-破断時間曲線を示す。クリープ抵抗と同様に、粒界のみに炭化物が析出すると破断時間が大きく増加し、低応力側では約 20 倍もの長い値を示す。また、粒内にも炭化物が析出する C3 の破断時間は C2 よりわずかに増加するが、クリープ速度の場合と同様、同じ応力で比較すると炭化物による強化は低温側で大きい。

光顕観察の結果によれば、850°C でクリープ破断した C2 では、Photo. 2 に例示するように粒内に炭化物がわずかに認められた。しかしその析出量は C3 より少な

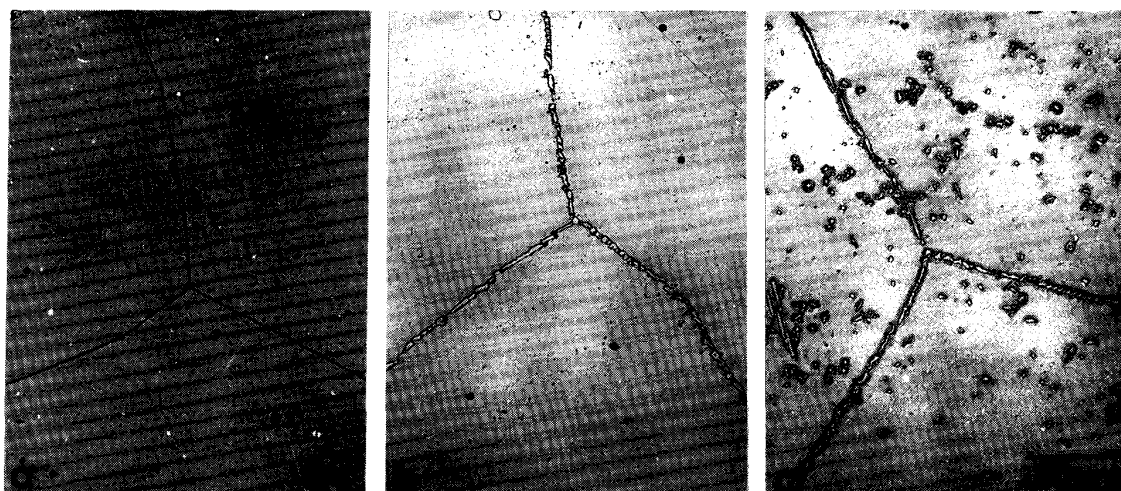


Photo. 1. Optical micrographs of C1, C2 and C3 after grain boundary precipitation treatment, 1200°C×2h, furnace cooled to 850°C, aged for 850°C×20h and air cooled.

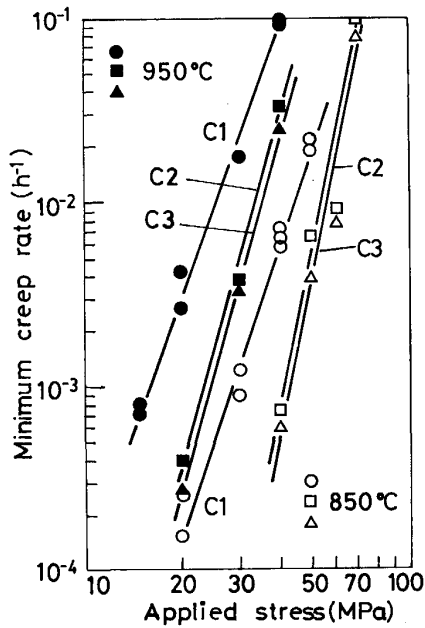


Fig. 1. Relation between minimum creep rate and applied stress of C1, C2 and C3.

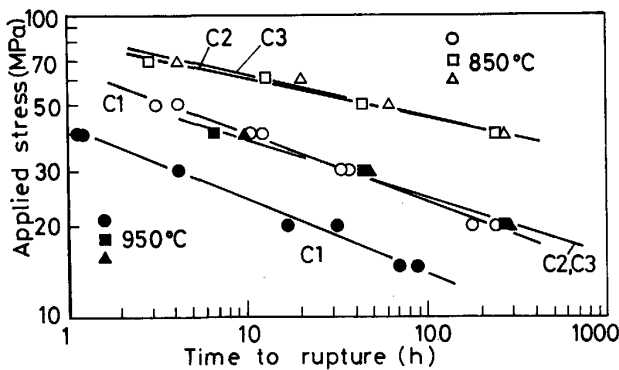


Fig. 2. Relation between creep rupture life and applied stress of C1, C2 and C3.

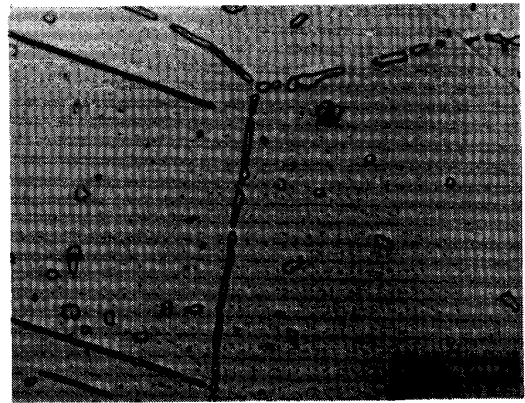


Photo. 2. Optical micrograph of C2 crept at 850°C-39.2 MPa ( $t_r=244$  h).

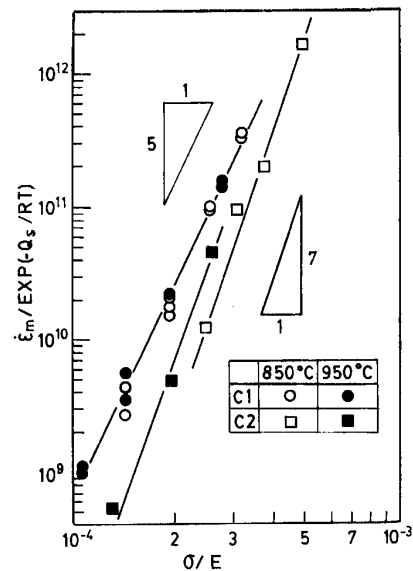


Fig. 3. Relation between normalized creep rate and stress of C1 and C2.

く、また C2, C3 のいずれにおいても粒内炭化物はかなり粗大であること、および C2 と C3 の最小クリープ速度および破断時間にわずかの差しかないことから、このようなクリープ中の析出は後述の考察では無視してもよいと思われ、C2 のクリープ抵抗および破断時間が大きく増加するのは粒界炭化物の析出に主として起因するものとみなしてよいであろう。

鉄の自己拡散の活性化エネルギー、 $Q_{sd} = 291$  kJ/mol<sup>5)</sup> で規格化した最小クリープ速度と、本研究で実測した弾性係数で規格化した応力の関係を Fig. 3 に示す。C1 の両温度での規格化最小クリープ速度は一本の直線でよく整理でき、クリープの活性化エネルギー  $Q_c$  は鉄の自己拡散のそれと等しいことがわかる。一方、C2 で

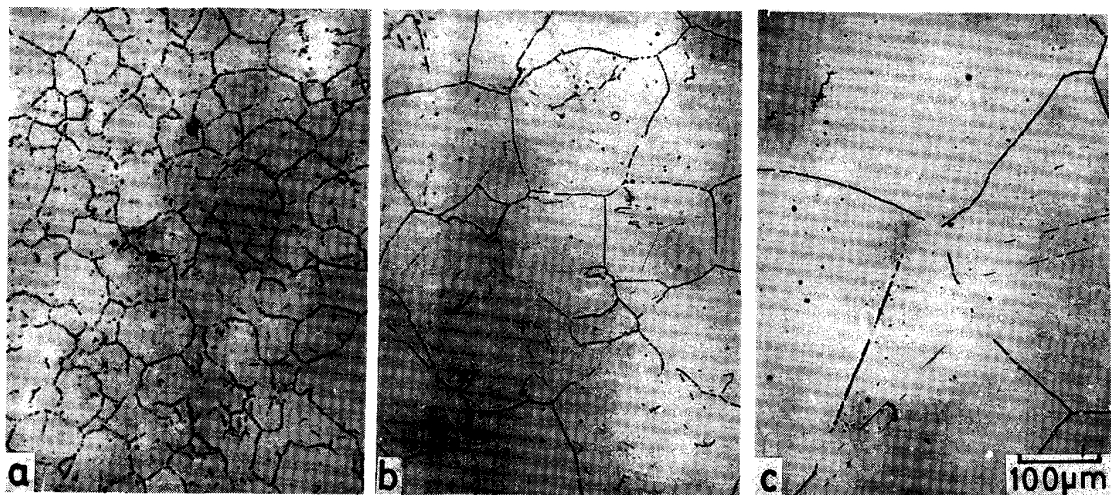
は両温度の規格化最小クリープ速度は一本の直線では整理できず C1 の直線とも一致しない。850°C での規格化クリープ速度が 950°C のそれより低いことから C2 のクリープの活性化エネルギーは鉄の自己拡散の活性化エネルギーより大きいことがわかる。

また、最小クリープ速度の応力指数  $n$  は C1 の 5 に対して C2 では 7 に増加する。

このように、 $\gamma$  単相鋼では典型的な回復クリープ挙動 ( $n=5$ ,  $Q_c = Q_{sd}$ ) を示すが、粒界のみに炭化物が連なつて析出するとクリープ抵抗が大きく増加し、クリープ挙動も  $\gamma$  単相鋼の場合とは著しく異なる。

### 3.3 最小クリープ速度の結晶粒径依存性

粒界炭化物の効果をさらに詳細に調べるため、C1 と



a:  $d = 79 \mu\text{m}$  b:  $d = 118 \mu\text{m}$  c:  $d = 400 \mu\text{m}$   
 Precipitation treatment:  $950^\circ\text{C} \cdot 20 \text{h}$   
 Solution temperature a:  $1080^\circ\text{C}$  b:  $1130^\circ\text{C}$  c:  $1250^\circ\text{C}$

Photo. 3. Optical micrographs of C2 with different grain size.

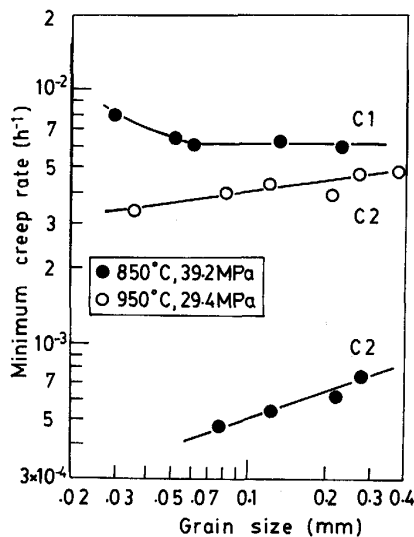


Fig. 4. Grain size dependence of minimum creep rate of C1 and C2 at  $850^\circ\text{C} \cdot 39.2 \text{MPa}$  and  $950^\circ\text{C} \cdot 29.4 \text{MPa}$ .

C2 について最小クリープ速度の結晶粒径依存性を調べた。

Photo. 3 に種々の固溶化温度から  $950^\circ\text{C}$  直接時効の粒界析出処理を施した試料の光顕組織を示す。いずれも粒界のみに炭化物が連なって析出しており、結晶の大きさも試料ごとにほぼ均一である。また写真は省略したが、C1 の熱処理後の組織は  $\gamma$  単相であることを確認した。

Fig. 4 に C1 と C2 の最小クリープ速度と結晶粒径の関係を示す。 $850^\circ\text{C}$ ,  $39.2 \text{MPa}$  において、C1 では結晶粒径が約  $50 \mu\text{m}$  を超えると最小クリープ速度は結

晶粒径には依存しないが、C2 では粒径の増加に伴い最小クリープ速度は増加する。また、 $950^\circ\text{C}$ ,  $29.4 \text{MPa}$  においても C2 の最小クリープ速度は粒径とともに増加するが、その程度は  $850^\circ\text{C}$  に比べ小さい。なお、Fig. 4 の粒径はクリープ試験後の試験片のねじ部で測定した値である。

#### 3.4 転位下部組織

Photo. 4 に  $850^\circ\text{C}$  のクリープ初期 (ひずみ量  $\epsilon = 2.4\%$ ) で中断した C1 および C2 の粒界近傍の転位組織を示す。C1(a) では、転位が粒界に堆積し、その先頭は粒界で消滅することがわかる。また、転位密度が低く、比較的簡単な転位構造を示すことから、転位は粒界で容易に消滅できると考えられる。一方、C2(b) では同じひずみ量でも転位密度は C1 に比べ著しく高く、とくに粒界炭化物のまわりに高密度の転位もつれが観察される。

また、電顕観察により、このようなクリープ初期には両鋼種ともサブグレインは形成されておらず、粒内転位組織に大きな差違は認められなかった。

Photo. 5 に  $850^\circ\text{C}$  の定常クリープ域で中断した C1 および C2 の粒界近傍の下部組織を示す。両鋼種ともよく発達したサブグレインが形成されているが、C1 に比べ C2 では粒界近傍の転位密度が高く、サブグレインサイズも小さい。また電顕観察により、両鋼種とも粒内には数  $\mu\text{m}$  程度の小さなサブグレインが形成されており、両者の粒内下部組織に大きな差違は認められなかった。

以上の観察結果より、粒界に炭化物が連なって析出す

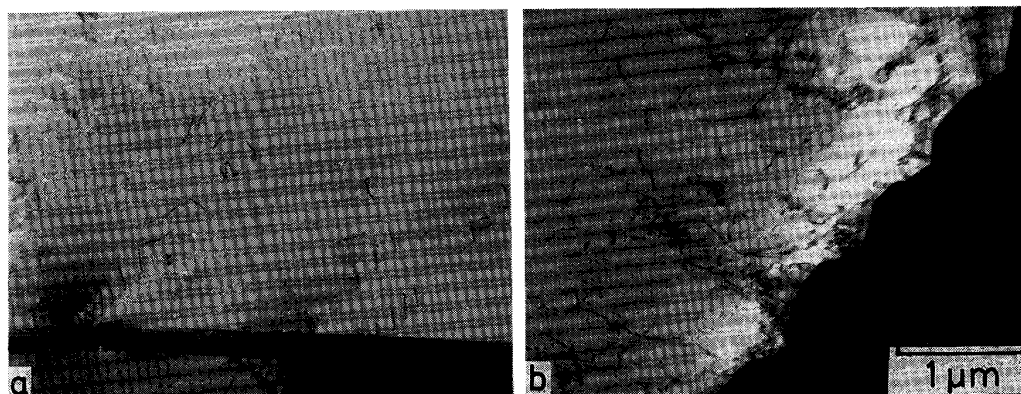


Photo. 4. Transmission electron micrographs near grain boundary of C1 (a) and C2 (b) interrupted the creep test at primary stage ( $\epsilon=2.4\%$ ) at  $850^{\circ}\text{C}$ - $39.2\text{ MPa}$ .



Photo. 5. Transmission electron micrographs near grain boundary of C1 (a) and C2 (b) interrupted the creep test at steady state stage ( $\epsilon=10.5\%$ ) at  $850^{\circ}\text{C}$ - $39.2\text{ MPa}$ .

ると粒界近傍の転位密度は増加するが、粒内転位組織はあまり影響されないことがわかる。したがって、粒界炭化物は転位の粒界への消滅を強く阻止するものと考えられる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 クリープ特性におよぼす粒界炭化物の効果

前章の実験結果より、粒内の状態はほぼ同様であつても粒界に炭化物が連なつて析出すると、クリープ抵抗が大きく増加し、 $\gamma$ 単相鋼と著しく異なるクリープ挙動を示すことが認められた。これはクリープ変形に対する粒界の役割の研究に新しい手掛かりを提供したといえよう。

粒界の役割については、これまでも粒界すべりの影響を調べた研究は多いが<sup>6)7)</sup>、粒界と転位との相互作用に関する研究は少ない。ところで、粒界すべりによるひずみ量は、材料の種類や応力の大小などによつて、全ひずみ量の数% から数十% までの広い範囲にわたることが

知られている<sup>8)</sup>。したがつて、本実験で得られた粒界炭化物の析出に伴うクリープ速度の一桁もの減少も、粒界すべりが著しく困難になるためであるとして説明することも一応は可能といえよう。しかし、クリープにおいては粒内変形が起こらずに粒界すべりだけが起こるわけではない。多かれ少なかれ粒内すべりとの連続過程として粒界すべりが起こるものと考えるべきである。したがつて本研究の結果を理解するためには粒界と転位との相互作用を考慮することが必要である。

Photo. 6 にひずみ量 4.5% および 10.5% (定常クリープ域) で中断した C1 の粒界近傍の組織を示す。粒内下部組織がどうであつても転位は粒界で主に消滅し、これによつて粒界にはレッジ (Ledge) を生じるであろうが、ひずみ量の増加に伴つてレッジの数や高さが増加する。この粒界レッジは、試験片の表面にみられるすべり帯に相当するもので、結晶粒を横断して生じた転位すべりの結果と考えられる。実際の試験片の変形は、その試験片を構成するおのおのの結晶粒における変形の

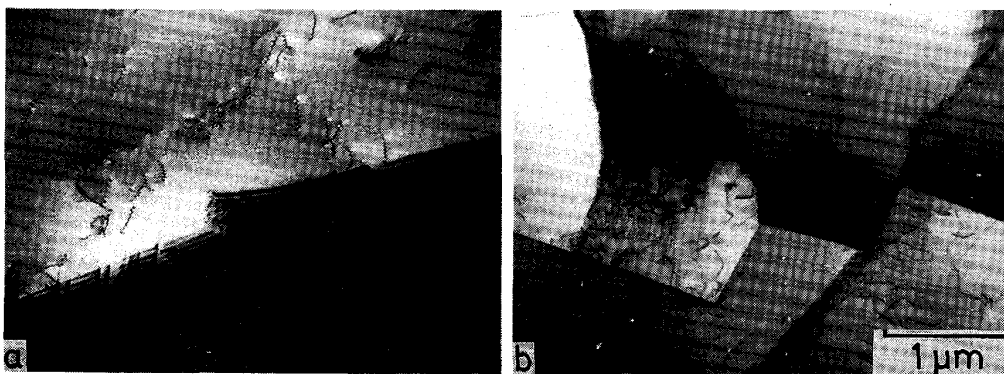


Photo. 6. Transmission electron micrographs near grain boundary interrupted the creep test at  $\epsilon=4.5\%$  (a) and  $\epsilon=10.5\%$  (b), respectively, at  $850^\circ\text{C}-39.2\text{ MPa}$ .

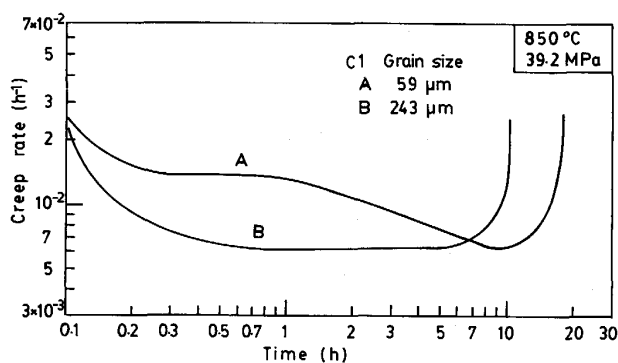


Fig. 5. Creep rate-time curves of C1 with different grain size at  $850^\circ\text{C}-39.2\text{ MPa}$ .

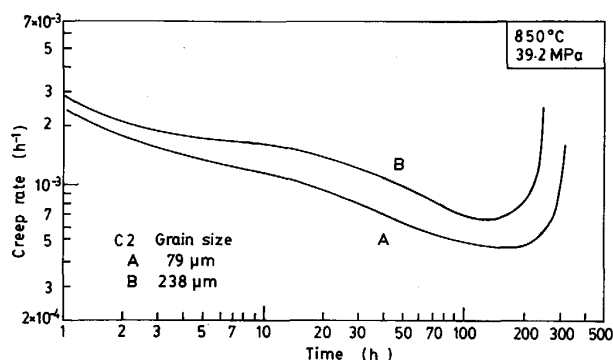


Fig. 6. Creep rate-time curves of C2 with different grain size at  $850^\circ\text{C}-39.2\text{ MPa}$ .

総和として生じる。転位運動の立場からいえば、運動転位は粒内での履歴を問わず、大部分は粒界で消滅し、結晶粒全体が変形しなければならないことは明らかである。

このような粒界の役割を考慮すると、結晶粒の変形を転位の粒内すべりと粒界での消滅の二つの連続過程とみなすことができる。したがって定常クリープはこの二つのうちのいずれか遅い過程に律速されることになる。さらに、転位の粒内運動について、サブグレイン内での転位の運動は非常に速く、変形は転位のサブバウンダリーにおける回復に律速されることが最近報告された<sup>9)10)</sup>。したがって、本研究のように定常クリープ段階で十分発達したサブグレインが形成される場合、クリープ速度はサブバウンダリーか粒界か、両者における転位の消滅・回復のうち遅い過程に律速されることが考えられる。

ところで、C1の最小クリープ速度が結晶粒径に依存しないことから、定常クリープの律速過程は粒界での回復ではないことが予想される。この点を確かめるため、C1の細粒材 ( $d: 59\ \mu\text{m}$ ) および粗粒材 ( $243\ \mu\text{m}$ ) のクリープ速度-時間曲線を求めた。これを Fig. 5 に示す。

サブグレインが形成されていないクリープ初期には細粒材のクリープ速度が粗粒材より大きく、粒界面積の大きいことの影響がみられる。しかしサブグレインが形成されるにつれて両者のクリープ速度は互いに近づき、よく発達したサブグレインが粒内全面に形成される定常クリープ段階 (Aでは最小クリープ速度の段階) では両者のクリープ速度はほぼ等しくなると、粒界面積の大小の影響はなくなる。したがってサブバウンダリーでの回復は粒界におけるより遅く、定常クリープはサブバウンダリーでの回復に律速されると考えられる。

一方、C2ではC1と著しく異なるクリープ挙動を示し、異なるクリープ機構が予想される。

Fig. 6にC2の細粒材 ( $d: 79\ \mu\text{m}$ ) および粗粒材 ( $238\ \mu\text{m}$ ) のクリープ速度-時間曲線を示す。C1とは異なり、クリープ初期から定常域まで粗粒材のクリープ速度が細粒材より大きい。つまりよく発達したサブグレインが形成される定常域でもクリープ速度は結晶粒径に依存し、粒界の影響が現れる。

また、Fig. 6とFig. 5を比較すると、粒界近傍の狭い領域を除いた粒内ではほぼ同程度のサブグレインが形

成されて、転位下部組織に大きな差がない(3.4節)にもかかわらず、C2の最小クリープ速度はC1より一桁も低い。このことからC2の最小クリープ速度は粒内状態には依存せず、粒界状態に支配されることがわかる。これは、粒界炭化物が転位の粒界への消滅を強く阻止し、そのため粒界での回復がサブバウンダリーでの回復よりも遅く、クリープ速度は粒界での回復に律速されるためと考えられる。

このように、 $\gamma$ 単相鋼のC1では転位は粒界で容易に消滅し、定常クリープはサブバウンダリーでの回復過程に律速されるが、C2では粒界に連なって析出する炭化物が転位の消滅を強く阻止し、そのためクリープ速度はもつとも遅い過程である粒界での回復に律速されて最小クリープ速度が大きく減少すると推論される。

#### 4.2 最小クリープ速度の結晶粒径依存性

クリープ速度の結晶粒径依存性についてはこれまで多くの研究が行われてきた<sup>11)~16)</sup>が、金属や合金の種類によつて異なる結果が報告されており、クリープ機構が異なるとクリープ速度の結晶粒径依存性も変わることが考えられる。本研究で得られた $\gamma$ 単相鋼C1の結果は、BARRETTらが純銅について<sup>12)</sup>、また田中らが析出相を含まないSUS304について<sup>15)</sup>報告した結果と一致する。一方、C2では最小クリープ速度が結晶粒径の増加に伴って大きくなり、これまで報告された結果とは異なる。以下この点について検討する。

一般に、最小クリープ速度の結晶粒径依存性の原因については、(1)粒界すべり、(2)析出相の特徴、(3)転位下部組織などの要因が考えられる。(1)については、結晶粒径の増加により粒界すべりに起因するひずみ量は減少し、クリープ速度を減少させるが、これは本実験結果を説明できない。

次に、本研究では粒界に炭化物を十分に析出させる目的で粒界析出処理を施した。そのため、析出量の多い850°Cでは炭化物による粒界被覆率<sup>3)</sup>の結晶粒径による変化はほとんど認められなかった。950°CではPhoto. 3で示したように粒径による被覆率の変化がわずかに認められる。その被覆率の測定結果をFig. 7に示す。950°Cでは結晶粒径の変化に伴う被覆率の増加は非常に小さい。

ところでMATSUOら<sup>3)</sup>は、粒界析出による定常クリープ速度の減少が粒界被覆率の増加に比例することを報告している。しかし本実験結果は、炭化物の粒界被覆率だけでは説明できず、転位組織を考慮する必要がある。

粒界に炭化物が連なって析出すると、炭化物は転位運動の障害となり、そのため転位はそこに堆積し、粒界近

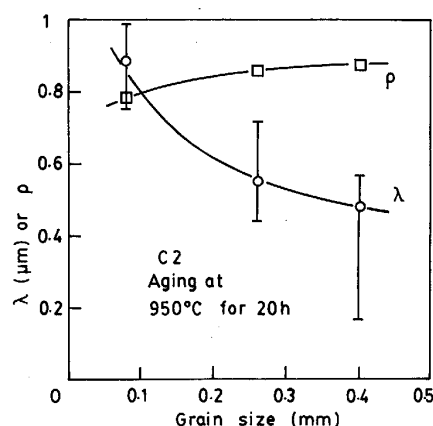


Fig. 7. Variation in interparticle spacing of  $M_{23}C_6$  carbide,  $\lambda$ , and fraction of grain boundary covered by  $M_{23}C_6$  carbide,  $\rho$ , with grain size.

傍の転位密度が増加する。このような転位の堆積により粒界近傍に応力集中を生ずるが、この応力集中は堆積の長さの1/2乗に比例する<sup>17)</sup>。粒界に比べ粒内では転位に対する障害が非常に弱い(4.1節)ことを考慮すると、この堆積の長さは結晶粒径に比例すると考えられる。

またこれは、粒界炭化物の析出により粒界近傍で局部的に変形抵抗が増加し、粒界近傍と粒内とのひずみの違いにより粒界近傍で内部応力が増加すると言い換えることもできるが、この内部応力の増加は明らかに結晶粒径が大きいほど大きくなる。この内部応力は粒界での回復の駆動力として働く。したがって、結晶粒径が大きいほど粒界近傍での回復が速く、最小クリープ速度が増加するものと推論される。

950°Cでは、結晶粒径の増加に伴う最小クリープ速度の増加の程度が850°Cより小さい。これは炭化物の析出量が850°Cに比べ少ないため、粒界近傍の応力集中が小さいことと、細粒ほど炭化物の粒界被覆率が低いいため、細粒側の最小クリープ速度が増加することとに起因すると考えられる。

一方、C1では転位は粒界で容易に消滅し、クリープ速度は主として下部組織に依存する。したがって、結晶粒径が変化しても粒内下部組織が変化しなければ、最小クリープ速度は結晶粒径に依存しないことになる。なお、結晶粒径がある大きさを超えると下部組織は結晶粒径の大きさに依存しなくなることは、BARRETTら<sup>12)</sup>および田中ら<sup>15)</sup>によつて認められている。

## 5. 結 言

15Cr-25Ni 鋼のクリープ特性におよぼす粒界炭化物の効果およびその組織との関係を調べ、以下の結論を得



た。

1) 粒界にのみ炭化物が析出すると,  $\gamma$  単相鋼に比べクリープ抵抗および破断時間が大きく増加し, 炭化物によつて著しい粒界析出強化が認められる。

2)  $\gamma$  単相鋼では典型的な回復クリープ挙動 (応力指数  $n=5$ , 活性化エネルギー  $Q_c = Q_{sd}$ ) を示すが, 粒界析出鋼では  $n$  および  $Q_c$  が増加し,  $\gamma$  単相鋼とは異なるクリープ挙動を示す。

3)  $\gamma$  単相鋼では, 最小クリープ速度は結晶粒径の大きさに依存しないが, 粒界析出鋼では結晶粒径の増加に伴い最小クリープ速度は増加する。

4) 粒界炭化物の析出により, 粒界近傍の転位密度は著しく増加するが, 粒内下部組織はあまり影響されない。

5)  $\gamma$  単相鋼では, 転位は粒界で容易に消滅し, 最小クリープ速度は下部組織に依存するが, 粒界に炭化物が連なつて析出すると, 転位の粒界での消滅が強く阻止され, クリープ抵抗が大きく増加するものと考えられる。

6) 粒界析出鋼の最小クリープ速度が結晶粒径の増加とともに増加するのは, 結晶粒径が大きいほど粒界近傍の応力集中が大きく, 粒界での回復が促進されることに起因すると考えられる。

終わりに, 有益な御助言をいただいた東京工業大学工学部金属工学科教授菊池實博士および助教授松尾孝博士に謝意を表します。

## 文 献

- 1) R. TANAKA, M. KIKUCHI, T. MATSUO, S. TAKEDA, H. NISHIKAWA, T. ICHIHARA and M. KAJIHARA: Proc. 4th Intern. Symposium on Superalloys (1980), p. 481 [ASM]
- 2) 竹山雅夫: 東京工業大学博士論文 (1986), p. 20
- 3) T. MATSUO, M. TAKEYAMA, M. KIKUCHI and R. TANAKA: TMS Technical Paper No. F 86-67 (1986)
- 4) 張 俊善, 竹山雅夫, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 183
- 5) 金属データブック (日本金属学会編) (1984), p. 26 [丸善]
- 6) A. W. MULLENDRE and N. J. GRANT: Trans. Metall. Soc. AIME, 227 (1963), p. 319
- 7) C. A. P. HORTON and R. S. GATES: Mater. Sci. Eng., 34 (1978), p. 33
- 8) F. GAROFALO 著, 足立正雄訳: 金属クリープの基礎 (1968), p. 139 [丸善]
- 9) D. CAILLARD and J. L. MARTIN: Acta Metall., 31 (1983), p. 813
- 10) W. D. NIX, J. C. GIBELING and D. A. HUGHES: Metall. Trans. A, 16 (1985), p. 2215
- 11) F. GAROFALO, W. F. DOMIS and V. GEMMINGEN: Trans. Metall. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1460
- 12) C. R. BARRETT, J. L. LYTTON and O. D. SHERBY: Trans. Metall. Soc. AIME, 239 (1967), p. 170
- 13) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 896
- 14) 大村圭一, 藤原良守, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 22 (1981), p. 327
- 15) 田中 学, 藤田春彦, 藤代 大: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1320
- 16) R. RAJ: J. Eng. Mater. Technol., 48 (1976), p. 132
- 17) 宮川大海, 坂本庸晃: 金属学概論 (1980), p. 125 [朝倉書店]