

© 1987 ISIJ

Ni-20Cr 合金の高温クリープ特性に及ぼす炭素の効果

論文

張 俊善*・竹山 雅夫*²・松尾 孝*³
菊池 實*³・田中 良平*⁴

Effect of Carbon on High Temperature Creep Property of a Ni-20Cr Alloy

Junshan ZHANG, Masao TAKEYAMA, Takashi MATSUO,
Makoto KIKUCHI and Ryohei TANAKA

Synopsis:

Changes in the creep resistance and dislocation substructure with addition of carbon have been studied in the temperature range between 900–1050°C, by using high purity Ni-20Cr alloys containing carbon up to 0.032 wt%. The creep resistance of the alloy increased at the temperatures less than 1000°C, with increasing of carbon content dissolved in γ -matrix. Such a strengthening effect was presumed to be caused by solid solution of carbon, and was associated with increase in dislocation density within subgrains. At 1050°C, the formation of subgrains or the dynamic recrystallization took place in the alloy with 0.032 wt% carbon and these microstructural changes brought the decrease in the creep resistance of the alloy. The precipitation of carbide (M_7C_3) at the grain boundaries significantly increased the creep resistance, and this phenomenon was very similar to the grain boundary precipitation strengthening effect by α_2 -W phase in Ni-Cr-W alloys.

1. 緒 言

通常、Ni 基合金には 0.03 wt% 以上の炭素が添加されているが、炭素の固溶強化に関する研究はこれまではほとんど報告されていない。これは Ni 基合金においては固溶炭素量が非常に少ないこと¹⁾、また、高温においては炭素のよるな侵入型固溶元素による固溶強化はほとんど期待できないと考えられていたためと思われる。

しかし、 γ -Fe²⁾や耐熱鋼^{3)~5)}については、固溶炭素や窒素の高温クリープ特性に及ぼす効果を調べた研究がいくつかある。FELTHAM は γ -Fe 中の固溶炭素量が増加するとクリープ抵抗が減少することを報告した²⁾。SHERBY らはこの結果を γ -Fe の自己拡散係数に及ぼす炭素の影響と比較検討して、炭素量の増加に伴うクリープ抵抗の低下は鉄の自己拡散係数の増加に起因すると推論した⁶⁾。

一方、著者らは炭素を 0.1 及び 0.2 wt% 添加した

18Cr-10Ni 鋼を用いて、1000°C でのクリープ抵抗に及ぼす炭素の効果を調べ、このような高温においても炭素の固溶強化が認められることを明らかにした³⁾。また、窒素を 0.2 wt% まで添加した 25Cr-28Ni 鋼についても同様の検討を行い、窒素の固溶強化を確認するとともに、これによる強化は耐熱鋼の高温強度改善に非常に有効であることを報告した⁴⁾。

Ni 基合金については、最近、高温ガス炉の熱交換器用候補合金として研究開発が行われてきた Ni-Cr-W 系合金において、微量の炭素添加によりクリープ抵抗の向上することが明らかにされ、炭素の固溶強化の可能性を示唆した報告もある⁷⁾が、系統的な研究はほとんど行われていない。

そこで本研究では、炭素を 0.001~0.032 wt% の範囲で 3 水準の添加を行った Ni-20Cr 合金を用いて、900~1050°C でのクリープ抵抗に及ぼす炭素の効果を調べ、それが固溶炭素によるものか、あるいは析出炭化

昭和 59 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 1 月 31 日受付 (Received Jan. 31, 1986)

* 東京工業大学研究生 (現：中国大連工学院) (Research Student, Tokyo Institute of Technology, Now Dalian Institute of Technology)

*² 東京工業大学大学院 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology)

*³ 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ookayama Meguro-ku, Tokyo 152)

*⁴ 東京工業大学総合理工学研究科 (Graduate School of Science and Engineering at Nagatsuda, Tokyo Institute of Technology)

Table 1. Chemical composition (wt%) and heat treatment of alloys studied.

Alloy	C	Si	Mn	Cr	P	S	N	Ni	Heat treatment	Grain diameter
C0	<0.001	0.47	0.21	20.6	<0.001	0.0006	0.0007	Bal.	1 100°C × 1h → W. Q.	186 μm
C1	0.008	0.49	0.24	20.6	<0.001	0.0006	0.0007	Bal.		206 μm
C2	0.018	0.50	0.22	20.7	<0.001	0.0004	0.0009	Bal.		190 μm
C3	0.032	0.50	0.30	20.7	<0.001	0.0005	0.0009	Bal.	1 130°C × 1h → W. Q.	212 μm

物によるものかを明らかにするとともに、それぞれの効果が生じる機構について微細組織の変化と関連させて検討する。

2. 供試材及び実験方法

供試合金は Table 1 に示すように、炭素量が 0.001 wt% 以下の Ni-20Cr 合金 (C0) を基本合金とし、これに炭素を 0.008, 0.018 及び 0.032 wt% の 3 水準で添加した (C1~C3) の計 4 種の合金である。溶解は真空誘導炉により、超高純度 Cr (99.96 wt%) 及び高純度 Ni を溶解原料とし、P, S, N 等の不純物元素の混入を極力排除するように努めた。これらの鋳塊は 13 mm 丸棒に熱間鍛伸した後、1 100~1 130°C で 1 h の固溶化熱処理を施して、結晶粒径を約 200 μm に調整した。

クリープ試験は 900~1 050°C で行つた。また、固溶限に近い温度 (例えば 950°C での C2) でのクリープ試験においては、昇温中の炭化物の析出による影響を防

ぐため、1 000°C で 1 h 保持して γ 単相にした後、所定の温度まで短時間で降温させてクリープ試験を開始した。

組織観察には光顕及び透過電顕を用い、析出相の同定には抽出残渣のデフракトメーターによる X 線回折及び電子線回折を用いた。

3. 実験結果及び考察

3.1 クリープ特性に及ぼす炭素の効果

各温度における破断時間と炭素量との関係を異なる 3 応力水準について Fig. 1 に示す。1 050°C では炭素量の増加に伴い破断時間はわずかに短くなる。しかし、1 000°C 以下では炭素量の増加に伴い、破断時間は長くなり、その程度は低温、低応力側で大きい。また、950 及び 900°C では、炭素量がそれぞれ 0.02 及び 0.01 wt% を超えると破断時間の増加の度合いは増す。

Fig. 1 と同一条件での最小クリープ速度と炭素量との関係を Fig. 2 に示す。1 050°C での炭素量の増加に

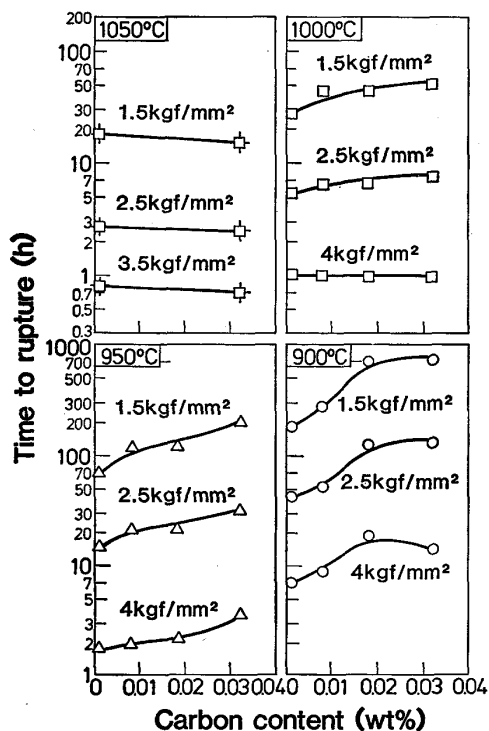


Fig. 1. Effect of carbon on the time to rupture of the Ni-20Cr alloy at various temperatures and stresses.

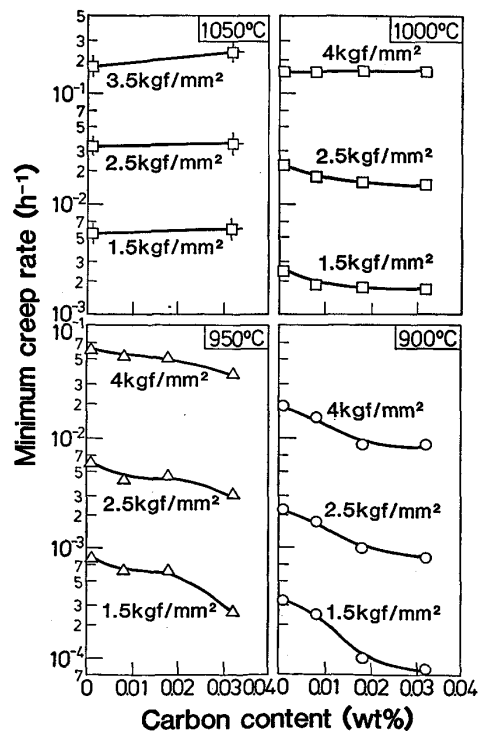
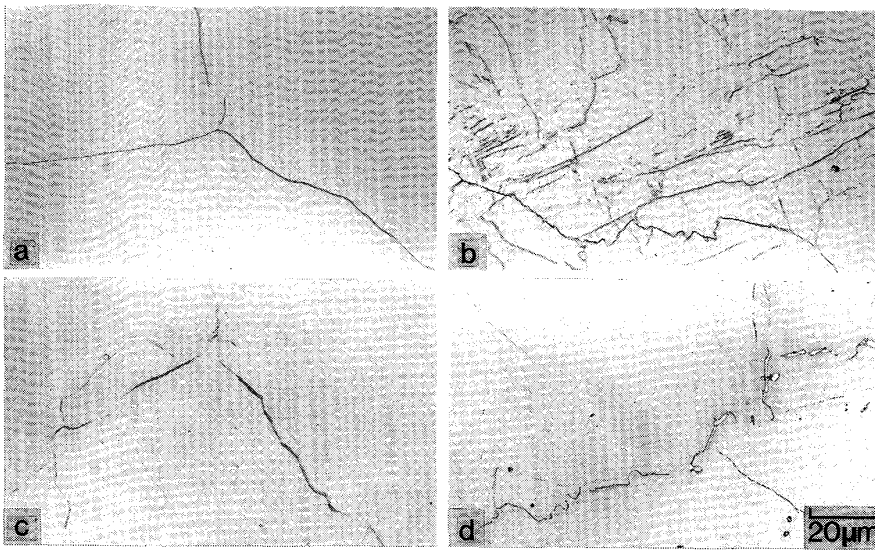
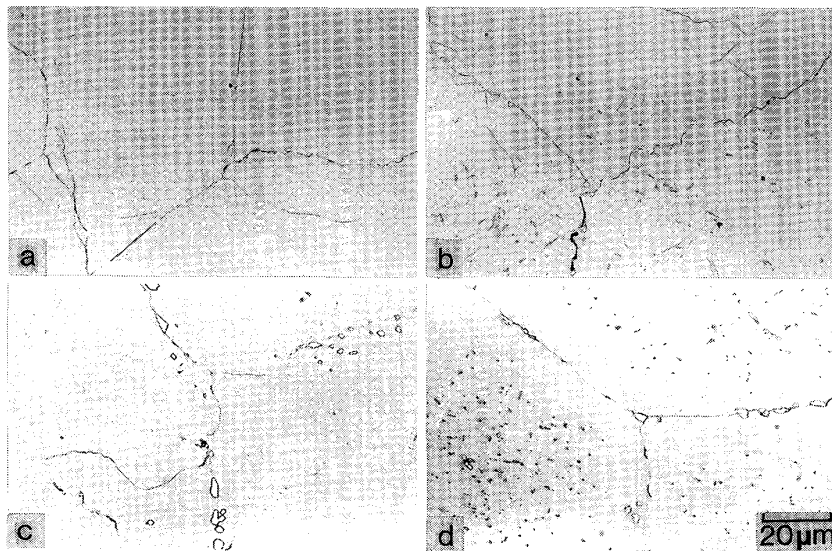


Fig. 2. Effect of carbon on the minimum creep rate of the Ni-20Cr alloy at various temperatures and stresses.

a: C0, 1050°C, $t_r^* = 18$ hb: C3, 1050°C, $t_r^* = 15$ hc: C2, 1000°C, $t_r^* = 44$ hd: C3, 1000°C, $t_r^* = 50$ h

t_r^* : Time to a point of inflection in tertiary creep because of abnormal accelerating creep

Photo. 1. Optical micrographs of C0 and C3 crept at 1050°C-1.5 kgf/mm² and C2 and C3 crept at 1000°C-1.5 kgf/mm².

a: C2, 950°C, $t_r^* = 120$ hb: C3, 950°C, $t_r^* = 200$ hc: C2, 900°C, $t_r^* = 700$ hd: C3, 900°C, $t_r^* = 720$ h

t_r^* : Time to a point of inflection in tertiary creep because of abnormal accelerating creep

Photo. 2. Optical micrographs of C2 and C3 crept at 950 and 900°C -1.5 kgf/mm².

に伴い最小クリープ速度はわずかに増加する。しかし、1000°C 以下では、炭素量の増加に伴い最小クリープ速度は減少し、その程度は低温、低応力側で大きい。また、950 及び 900°C では、炭素量がそれぞれ 0.02 及び 0.01 wt% を超えると最小クリープ速度の減少の割合は増す。

3.2 炭素の添加に伴う破断組織の変化

各試験温度において炭化物析出の有無を調べるため、最も長時間（応力 1.5 kgf/mm²）の破断材について光顕組織を調べた。1050°C での C0 及び C3 と 1000°C での C2 及び C3 の破断材の光顕組織を Photo. 1 に示す。1050°C では炭素量が 0.032 wt% の C3 まで γ 単相である。また、C3(b) では試料全面にサブグレインが形成されているが、C0(a) ではサブグレインの形成はほとんど認められず、炭素の添加によりサブグレ

インが形成されやすくなることがわかる。1000°C では、炭素量が 0.018 wt% の C2(c) はいまだ γ 単相であるが、C3(d) では粒界に板状析出相がわずかに認められる。また、1000°C でも炭素を添加した合金 C2 及び C3 ではサブグレインがわずかに認められるが、その程度は 1050°C に比べかなり少ない。

950 及び 900°C では破断した C2 及び C3 の光顕組織を Photo. 2 に示す。950°C では C2(a) はいまだ γ 単相であるが、C3(b) では粒状の析出相が粒界だけでなく、粒内にも局所的に認められる。一方、900°C では、C2(c) の析出相は粒界及びその近傍のみであるが、C3(d) では粒内全面に析出相が認められる。また、950°C では炭素添加合金にサブグレインの形成がわずかに認められるが、炭化物の析出する 900°C ではサブグレインは全く認められない。なお、C1 の 900°C-

1.5 kgf/mm² での破断材は γ 単相であることを確認した。また、900°C-1.5 kgf/mm² で破断した C3 から抽出残渣を採取してX線回折を行った結果、析出相は M_7C_3 であると同定された。

3.3 クリープ抵抗と組織との関係

前節で述べた各温度での最も長時間の破断材のほかに、800 及び 850°C での単純時効材についても組織観察を行い、Ni-20Cr 合金での炭素の固溶限を求め、これを Fig. 3 に示す。また、固溶限を超えて析出する炭化物の形態も同図に併せて示した。900°C で 0.015 wt% 近くまで、また、1000°C では 0.03 wt% 近くまで固溶できることがわかる。また、900°C では C2 は粒界の

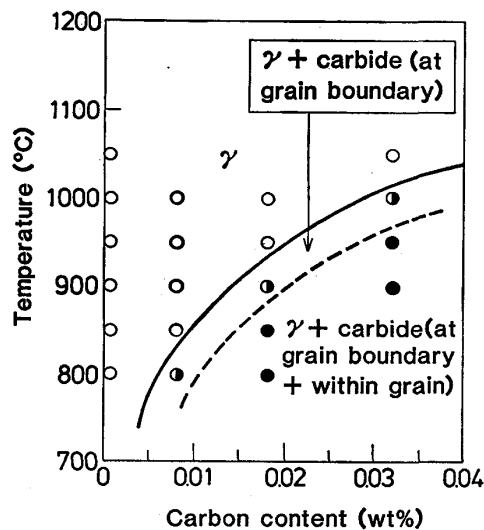


Fig. 3. Solid solubility of carbon in γ phase of the Ni-20Cr alloy.

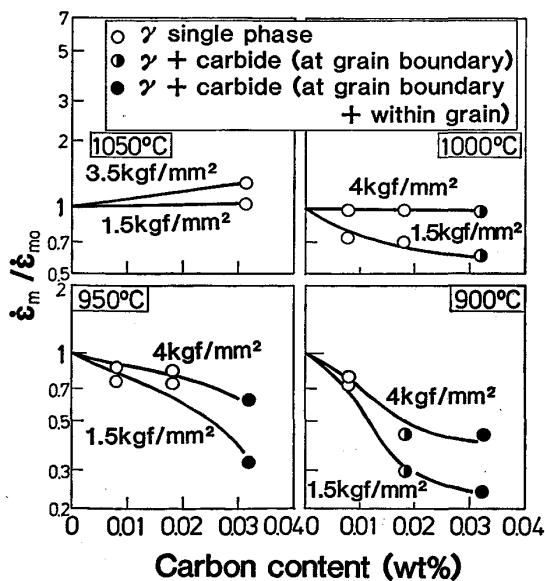


Fig. 4. Effect of carbon on the minimum creep rate at various temperatures and stresses.

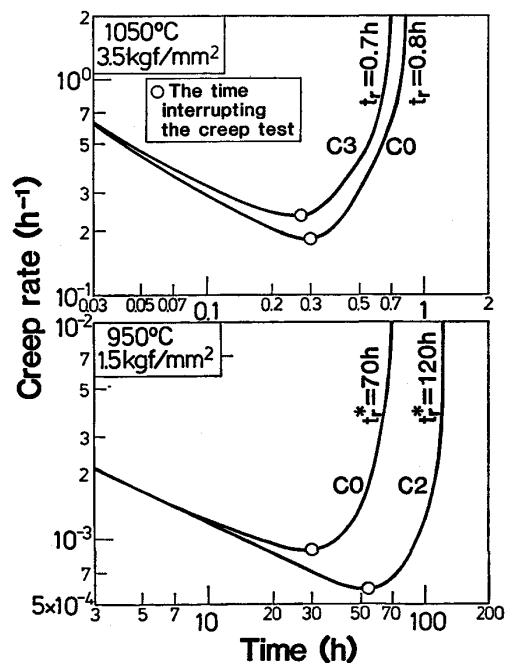
みに、C3 は粒界に加え粒内にも炭化物が析出する。

そこで、炭素の添加に伴うクリープ抵抗の変化が固溶炭素による効果であるのか、あるいは炭化物の析出に起因するのかを明らかにするため、基本合金 C0 の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{m0}$ に対する炭素添加合金の最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_m$ の比、 $\dot{\epsilon}_m/\dot{\epsilon}_{m0}$ と炭素量との関係を求め、炭化物析出の有無及びその形態も併せて Fig. 4 に示す。1000°C 以下の γ 単相領域においても固溶炭素量の増加に伴い、クリープ抵抗は増加し、これは炭素の固溶強化によることは明らかである。しかし、このような固溶炭素によるクリープ抵抗の増加は高温、高応力ほど小さく、1050°C の高温では逆にクリープ抵抗が減少する。また、粒界のみに炭化物が析出するとクリープ抵抗は大きく増加するが、さらに炭化物が粒内に析出するようになっても、クリープ抵抗はあまり増加しない。

次節以下では、クリープ抵抗に及ぼす固溶炭素の効果及び析出炭化物の効果がどのような転位下部組織の変化と関連するかについて詳細に検討する。

3.3.1 クリープ抵抗に及ぼす固溶炭素の効果

1050°C では炭素添加によりクリープ抵抗が低下し、1000°C 以下では逆に増加する理由を検討するため、まず、1050°C-3.5 kgf/mm² での C0 と C3、及び 950°C-1.5 kgf/mm² での C0 と C2 のクリープ速度-時間曲線を Fig. 5 に示す。高温、高応力では、炭素添加合金のクリープ速度が遷移段階から C0 に比べ大きい。一



t^* : Time to a point of inflection in tertiary creep because of abnormal accelerating creep

Fig. 5. Creep rate-time curves of the Ni-20Cr alloys.

方、低温、低応力側では負荷直後のクリープ速度に差はほとんど認められないが、炭素を添加するとより長時間までクリープ速度が減少し、小さな最小クリープ速度を示す。

そこで、最小クリープ速度を示す時点（図中に○印で示した）における組織の炭素添加による差を調べた。

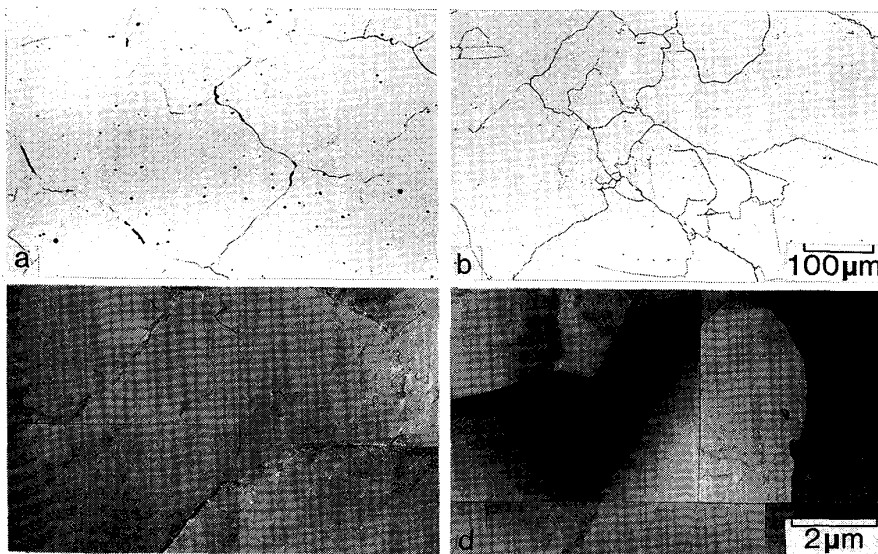
1050°C-3.5 kgf/mm²においてクリープ速度が最小となる時間で中断した C0 及び C3 の光顕及び透過電顕組織を Photo. 3 に示す。C3 の光顕組織 (b) ではサブグレインあるいは再結晶粒が粒界三重点の近傍で形成されているが、C0 (a) ではサブグレインあるいは再結晶粒の形成は光顕の範囲では認めにくい。しかし、この (a) に対応する透過電顕組織 (c) では、10 μm 程度のサブグレインが形成されている。なお、C3 (d) で認められるサブグレインは方位差が非常に大きいことがコントラストの差よりわかる。

次に、炭素の添加によりクリープ抵抗が増加した低温、低応力側の 950°C-1.5 kgf/mm² においてクリープ

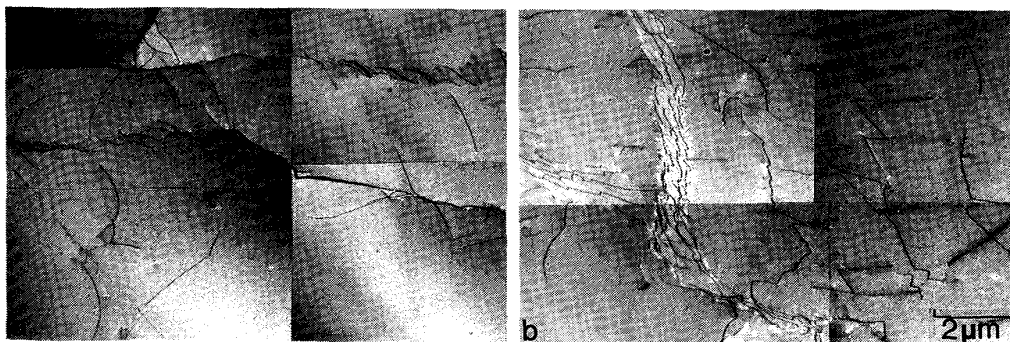
速度が最小となる時間域で試験を中断した C0 及び C2 の透過電顕組織を Photo. 4 に示す。両合金ともサブグレインあるいはサブグレインバウンダリーに移行すると思われる転位組織は認められるが、サブグレイン化の傾向は 1050°C-3.5 kgf/mm² の場合に比べ非常に小さく、炭素の添加によつてサブグレイン化が促進される傾向は認められない。ところが、サブグレイン内の転位密度は明らかに C0 に比べ炭素を添加した C2 で高い。

以上の結果より、C0 に炭素を添加すると、1000°C 以下ではサブグレイン内の転位密度が増加し、1050°C ではサブグレイン化あるいは動的再結晶が促進されることがわかる。

サブグレイン内の転位密度の増加に基づく効果については、炭素と同じ侵入型固溶元素である窒素の場合に、それがクリープ抵抗の増加とよく対応していることが最近、著者らによつて報告された⁴⁾。また、25Cr-35Ni 鋼中に種々の置換型固溶元素を添加した場合、合金元素の種類によらず、クリープ抵抗の増加は一義的にサブグ



a, c: C0, $t_i = 0.3$ h
b, d: C3, $t_i = 0.27$ h
 t_i : Time at which creep test was interrupted
Photo. 3. Optical and transmission electron micrographs of C0 and C3 crept at 1050°C-3.5 kgf/mm² for 0.3 and 0.27 h, respectively.



a: C0, $t_i = 32$ h
b: C2, $t_i = 55$ h
Photo. 4. Transmission electron micrographs of C0 and C2 crept at 950°C-1.5 kgf/mm² for 32 and 55 h, respectively.

レイン内の転位密度の増加で整理できることを報告した⁸⁾⁹⁾。したがって、侵入型あるいは置換型固溶元素を問わず、固溶強化はサブグレイン内の転位密度の増加と密接に関連するものと考えられる。

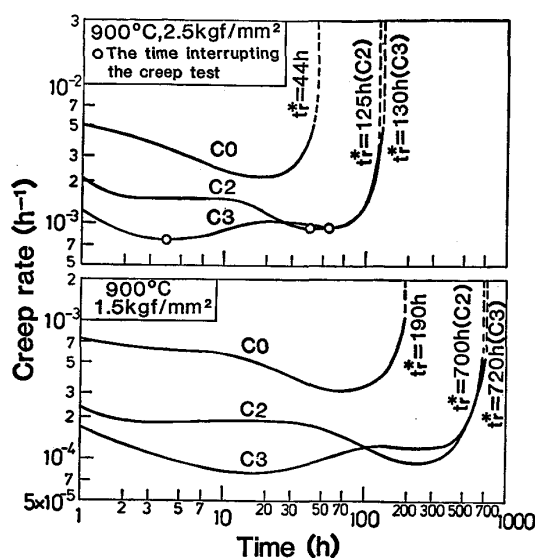
一方、サブグレインの形成によるクリープ抵抗の変化についてはいくつかの報告¹⁰⁾¹¹⁾はあるが、いまだ定説はない。著者らは本研究で用いたと同じ Ni-20Cr 合金に Zr あるいは B を添加した場合、また、オーステナイト耐熱鋼及び Ni-Cr-W 系合金において合金元素の添加により、サブグレインが形成されやすくなった場合、例外なくクリープ抵抗が低下していることを報告した¹²⁾。本研究での 1050°C、3.5 kgf/mm² のクリープにおいても、最小クリープ速度を示す時点でサブグレインを生じた C3 は C0 に比べ小さなクリープ抵抗を示した。また、Photo. 3(b) 及び (d) に示したように、この合金で認められたサブグレイン間の方位差は大きく、粒界との区別が困難であつた。このことから、サブグレインバウンダリーは本質的には粒界と同様の効果を有し、サブグレインが形成されるほど、あるいはサブグレインサイズが小さいほどクリープ抵抗が低いと考えられる。

以上の考察より、Ni-20Cr 合金に炭素を添加すると、サブグレイン内の転位密度を高くして、クリープ抵抗を増加させる効果と、サブグレイン化を促進して、クリープ抵抗を減少させる相反する二つの効果が現れる。また、低温、低応力側ではサブグレインあるいは動的再結晶は起こりにくく、炭素添加によつてもこれらの組織変化に大きな差違は生じない。したがって、1000°C 以下の固溶炭素量の増加に伴うクリープ抵抗の増加は炭素の固溶強化によるものであり、このことはサブグレイン内の転位密度の増加と密接な関係があると結論される。一方、サブグレイン化あるいは動的再結晶が起こりやすい高温、高応力側では、サブグレイン化を促進する炭素の効果が顕著に働き、これによるクリープ抵抗の減少が炭素による固溶強化より大きくなったため、クリープ抵抗は逆に減少したと結論される。

3.3.2 炭化物の析出に伴うクリープ抵抗の変化

前節において、炭素量が固溶限を超え、炭化物が粒界のみに析出する範囲では、クリープ抵抗が大きく増加すること、さらに炭素量が増加して粒内にも炭化物が析出する領域では、クリープ抵抗は増加するものの、その程度は小さいことを示した。本節では炭素量の増加に伴うこのようなクリープ抵抗の変化が実際に炭化物の析出及びその形態変化と関連したものかどうかを検討する。

まず、炭化物の析出に伴うクリープ挙動及びクリープ抵抗の変化の有無を調べるため、900°C、応力 2.5 及び



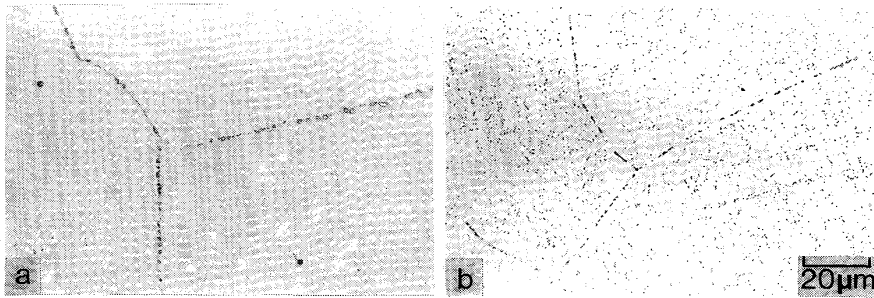
t*: Time to a point of inflection in tertiary creep because of abnormal accelerating creep

Fig. 6. Creep rate-time curves of C0, C2 and C3 at 950°C-2.5 and 1.5 kgf/mm².

1.5 kgf/mm² での C0, C2 及び C3 のクリープ速度-時間曲線を Fig. 6 に示す。応力 2.5 kgf/mm² では、 γ 単相である C0 のクリープ速度は負荷直後から大きく、その後、徐々に減少して 20 h で最小値を示すが、C2 のクリープ速度は負荷直後から C0 に比べ小さく、最小クリープ速度は大きく減少している。一方、C3 のクリープ曲線は C2 と異なり、4 h で最小クリープ速度を示し、その後ゆるやかに加速し始め、30 h を超えると C2 とほぼ同じクリープ速度を示し、破断時間も C2 とほぼ同程度になる。応力が 1.5 kgf/mm² と低くなつても、最小クリープ速度及び破断時間は長時間側に移動するものの、それぞれのクリープ速度-時間曲線は 2.5 kgf/mm² の場合と同様の形を示す。

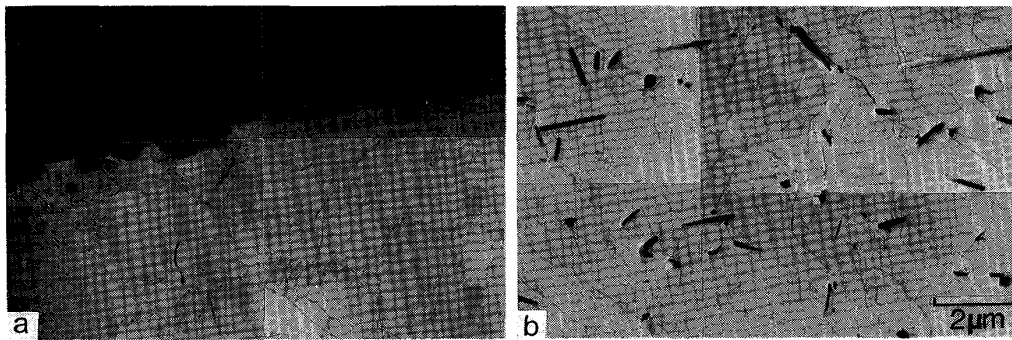
そこで、クリープ抵抗及びクリープ挙動の炭素添加による変化が炭化物の析出及びその形態変化によるものかどうかを調べるため、まず、900°C-2.5 kgf/mm² においてクリープ速度が最小となる時点で試験を中断した C2 及び C3 の光顕組織を Photo. 5 に示す。C2(a) では粒内析出相はほとんど認められず、析出相は粒界のみに現れているが、C3(b) では粒界に加えて粒内にも析出相が多数認められる。

炭化物の形態及び転位下部組織をさらに詳しく調べるため、同一試験片の透過電顕組織を Photo. 6 に示す。C2(a) では、粒界上に連なるように析出した炭化物に、多数の転位が堆積しており、炭化物粒子が転位の障害物として働いていることがわかる。一方、C3(b) では粒状及び棒状の炭化物が粒内にも析出しており、これ



a: C2, $t_i=40$ h
b: C3, $t_i=4$ h

Photo. 5. Optical micrographs of C2 and C3 crept at 900°C-2.5 kgf/mm² for 40 and 4 h, respectively.



a: C2, $t_i=40$ h

b: C3, $t_i=4$ h

Photo. 6. Transmission electron micrographs of C2 and C3 crept at 900°C-2.5 kgf/mm² for 40 and 4 h, respectively.

らの炭化物と転位との相互作用は多少認められるが、粒内炭化物の析出密度は約 $0.5 \mu\text{m}^{-2}$ と低いため、粒内での転位の数も C2 に比べ大きくは増加していない。

以上のように、C2 では最小クリープ速度を示す時点において炭化物が粒界に連なるように析出し、それが転位の障害物となるため、Ni-Cr-W 系で認められる α_2 -W 相の粒界析出強化¹³⁾¹⁴⁾と同様、炭化物によつても粒界析出強化が働き、クリープ抵抗が大きく増加したものと推論される。一方、C3 では粒界析出強化に加え、粒内炭化物による析出分散強化が働いてクリープ抵抗は増加するが、粒内炭化物の析出密度が低いためクリープ抵抗の増加の程度は小さいものと思われる。

次に、Fig. 6 に見られるように C3 が短時間側で最小クリープ速度を示した後加速し、長時間になると C2 とほぼ同じクリープ挙動を示す原因を調べるため、C3 のクリープ速度が C2 とほぼ同じ値になる 55 h 中断材の透過電顕組織を調べ、これを Photo. 7 に示す。55 h 中断材では、棒状あるいは粒状の炭化物がまばらに分布しており、最小クリープ速度を示す 4 h 中断材に比べ、炭化物の析出密度は低下（約 $0.3 \mu\text{m}^{-2}$ 以下）し、粗大化していることがわかる。また、粒内転位密度も 4 h 中断材に比べ減少し、Photo. 6(a) の C2 とほぼ同程度である。したがって、粒内炭化物の粗大化により、粒内析出強化分はほとんどなくなるが、粒界析出強化が働い

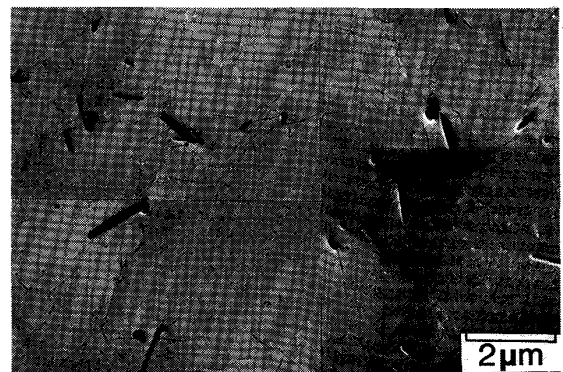


Photo. 7. Transmission electron micrograph of C3 crept at 900°C-2.5 kgf/mm² for 55 h.

ているため、長時間側では C2 とほぼ同じクリープ挙動を示し、クリープ速度及び破断時間はともに C2 とほぼ同じ値を示したと考えられる。

以上の結果より、炭化物についても粒界析出強化が働くことは明らかである。また、900°C 以上のような高温においては、粒界及び粒内ともに炭化物が析出しても、粒内炭化物の粗大化が速いため、長時間側でのクリープ挙動には炭化物による粒界析出強化が重要であると推論される。

4. 結 言

Ni-20Cr 合金に炭素を 3 水準で添加し、クリープ抵

抗に及ぼす炭素の効果及びそれと組織との関係を調べ、以下の結論を得た。

(1) Ni-20Cr 合金に炭素を添加すると、1000°C 以下の γ 単相領域においてクリープ抵抗及び破断時間は増加し、その程度は低温、低応力側で大きい。1050°C では炭素の添加によりクリープ抵抗及び破断時間はともに減少する。

(2) γ 単相の場合、炭素の添加によりクリープ中のサブグレイン内の転位密度は増加し、高温、高応力側ではサブグレイン化あるいは動的再結晶が促進される。

(3) 固溶炭素によるクリープ抵抗の増加はサブグレイン内の転位密度の増加とよく対応しており、高温、高応力側で炭素の固溶強化の程度が小さくなるのはサブグレイン化、あるいは再結晶によるクリープ抵抗の減少と相殺したためと考えられる。

(4) 炭化物が粒界のみに析出してもクリープ抵抗が増加することから、炭化物による粒界析出強化が推論される。

(5) 粒界に加えて粒内にも炭化物が析出すると、クリープ抵抗はわずかに増加するが、高温で粒内炭化物の粗大化が速い場合には長時間側でのクリープ挙動はほぼ粒界炭化物により左右される。

本研究に用いた超高純度クロムは東洋曹達工業株式会

社より提供されたものであることを付記して謝意を表します。

文 献

- 1) K. LÖBL, H. TUMA and M. GIZNEROVA: *Memoires Scientifiques Rev. Métall.*, LXXI., 5 (1974), p. 271
- 2) P. FELTHAM: *Proc. Phys. Soc.*, B66 (1953), p. 865
- 3) 西川 廣, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 63 (1977), S 580
- 4) 松尾 孝, 森岡信彦: 電気製鋼, 56 (1985), p. 91
- 5) 田中良平, 鈴木功夫: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 229
- 6) O. D. SHERBY and P. M. BURKE: *Prog. Mater. Sci.*, 13 (1966), p. 323
- 7) 渡辺力蔵, 千葉芳孝: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 118
- 8) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 690
- 9) 稲積 透, 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 21 (1980), p. 197
- 10) L. BENDERSKY, A. ROSEN and A. K. MUKERJEE: *Int. Met. Rev.*, 30 (1985), p. 1
- 11) L. T. CUDDY: *Metall. Trans.*, 1 (1970), p. 395
- 12) 竹山雅夫, 三浦 徹, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 学振 123 委研究報告, 26 (1985), p. 181
- 13) R. TANAKA, M. KIKUCHI, T. MATSUO, S. TAKEDA, H. NISHIKAWA, T. ICHIHARA and M. KAJIHARA: *Proc. the 4th intern. Symposium on Superalloys* (1980), p. 481 [ASM]
- 14) 竹山雅夫: 東京工業大学学位論文 (1986), p. 20