

高純度 Cr-Ni オーステナイト鋼のクリープ破断延性に及ぼす炭素、窒素及びりんの影響

中澤崇徳*・安保秀雄*・谷野 満*²・小松 肇*³

Effects of Carbon, Nitrogen, and Phosphorus on Creep Rupture Ductility of High Purity Ni-Cr Austenitic Steels

Takanori NAKAZAWA, Hideo ABO, Mitsuru TANINO and Hazime KOMATSU

Synopsis :

Creep rupture ductility becomes one of the important properties of austenitic stainless steels as structural materials for fast breeder reactors. Using high purity nickel-chromium austenitic steels, the effects of carbon, nitrogen, and phosphorus on creep rupture ductility were investigated. Creep rupture tests were conducted at 600°C and extensive microstructural works were performed. The results were as follows.

Rupture strength increases with carbon or nitrogen content. Although the rupture ductility decreases with carbon, change in ductility with nitrogen is small. The ductility loss with carbon is due to the grain boundary embrittlement by carbides. With nitrogen, there is no precipitation during creep. Addition of phosphorus to ultra low carbon and nitrogen steels increases their rupture strength and ductility. Fine precipitates of $(Fe, Cr)_2P$ are uniformly dispersed in the grains and coarse $(Fe, Cr)_2P$ also precipitates on the grain boundary during creep. Grain boundary migration occurs extensively and few wedge type cracks are observed in the P containing steels. It is concluded that, from the viewpoint of increasing creep rupture ductility, nitrogen is much more effective than carbon and phosphorus is also beneficial.

Key words : austenitic stain less steel ; creep ductility ; fast breeder reactor ; carbon ; nitrogen ; phosphorus.

1. 緒 言

高速増殖炉の主要構造材料には SUS 304, 316 等のオーステナイト系ステンレス鋼が使用される。これらの構造材料はクリープ領域で使用されるため、高速増殖炉の設計では高温での時間依存型の変形を考慮しなければならない。一次系の主要機器に負荷される一次応力は小さく、主要応力は温度変動に伴う熱応力である。すなわち、熱応力による残留応力が高温運転時にクリープにより緩和される過程が構造材料に繰り返し生じることから、クリープ疲労特性が重要視される。一方、このクリープ疲労特性はクリープ破断延性と相関関係があることが明らかにされている¹⁾²⁾。

著者らはクリープ疲労特性のすぐれたオーステナイト系ステンレス鋼の開発を最終目標に、クリープ破断延性を支配する組織および化学成分因子の定量的な評価をす

めている。これまでクリープ破断特性に及ぼすこれら諸因子の効果については数多くの報告がある。たとえば、組織については結晶粒が小さいほど、クリープ破断延性が高いことが明らかにされている³⁾。一方、化学成分については炭素は固溶強化および炭化物の析出強化によりクリープ破断強度を向上させるが、クリープ破断延性を低下させることが報告されている^{4)~6)}。窒素も有効な強化元素であり、固溶強化、炭窒化物による析出強化、さらには窒素が Mo あるいは Cr とクラスターを形成することによる強化等が報告されている^{7)~9)}。また、窒素は炭素の拡散速度を遅くする作用があることから¹⁰⁾、これによるクリープ破断特性の変化も示されている。りん(P)は炭化物の析出を微細化させる作用を有し、クリープ破断強度およびクリープ破断延性を向上させることが知られている^{11)~13)}。このように、炭素は窒素あるいは P と相互作用を持つことから、それぞれの元素の作用

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 8 月 31 日受付 (Received Aug. 31, 1988)

* 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*² 新日本製鉄(株)分析研究センター 工博 (Analysis Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)分析研究センター (Analysis Research Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition (wt%).

| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | N |
|-----|--------|-------|--------|-------|--------|-------|-------|--------|
| B-1 | 0.002 | 0.02 | <0.01 | 0.003 | 0.0008 | 14.40 | 18.00 | 0.0014 |
| B-2 | 0.002 | 0.01 | <0.01 | 0.005 | 0.005 | 14.70 | 18.04 | 0.0007 |
| C-1 | 0.022 | 0.01 | <0.01 | 0.003 | 0.006 | 14.52 | 18.37 | 0.0007 |
| C-2 | 0.055 | <0.01 | <0.01 | 0.003 | 0.0009 | 14.40 | 17.98 | 0.0015 |
| C-3 | 0.051 | 0.01 | <0.01 | 0.004 | 0.006 | 14.77 | 17.81 | 0.0008 |
| C-4 | 0.103 | <0.01 | <0.002 | 0.002 | 0.0003 | 14.65 | 18.32 | 0.0028 |
| C-5 | 0.150 | <0.01 | 0.002 | 0.003 | 0.0004 | 14.56 | 18.29 | 0.0029 |
| N-1 | <0.002 | 0.01 | <0.01 | 0.004 | 0.002 | 14.87 | 18.23 | 0.0170 |
| N-2 | 0.003 | 0.02 | <0.01 | 0.003 | <0.001 | 14.53 | 18.25 | 0.0420 |
| N-3 | 0.003 | 0.02 | <0.01 | 0.003 | 0.0003 | 14.94 | 18.49 | 0.0520 |
| N-4 | 0.004 | 0.03 | 0.01 | 0.002 | 0.0013 | 14.53 | 18.00 | 0.1000 |
| N-5 | 0.005 | 0.03 | 0.021 | 0.003 | 0.0004 | 14.56 | 18.37 | 0.1400 |
| N-6 | 0.007 | 0.04 | 0.022 | 0.004 | 0.0005 | 14.68 | 18.44 | 0.1600 |
| P-1 | 0.002 | 0.02 | <0.01 | 0.036 | 0.003 | 14.71 | 18.03 | 0.0008 |
| P-2 | 0.004 | 0.02 | <0.01 | 0.078 | 0.002 | 14.75 | 17.88 | 0.0026 |
| P-3 | 0.012 | 0.03 | <0.01 | 0.15 | 0.003 | 14.7 | 17.7 | 0.0020 |

機構を明らかにするためには単独添加効果を調べる必要がある。そこで、本研究においては、Si および Mn に加え不純物元素を極力低減した Cr-Ni オーステナイト鋼を用いて上記 3 元素のクリープ破断特性に及ぼす影響を調査した。

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。各元素の単独添加による効果を明らかにするため、Si および Mn に加え不純物元素を可能な限り低減した 18Cr-14Ni オーステナイト鋼を基本組成に選び、これに炭素、窒素および P をそれぞれ単独に最高 0.15% まで添加した試料を作成した。供試材は 25 kg の真空溶解後、熱間圧延により板厚 13 mm の鋼板としたもので、1100°C: 30 min-水冷の溶体化処理後、圧延方向に平行に試験片を採取した。クリープ破断試験は平行部径: 6 mm, 標点間距離: 30 mm の試験片を用い、600°C で行つた。クリープ試験中断材およびクリープ破断試験片について光学顕微鏡、走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡による組織観察を行つた。

3. 試験結果

3.1 炭素および窒素の影響

炭素および窒素添加鋼について、5000 h までのクリープ破断試験を行い、1000 h 破断強度および 1000 h 破断伸びを求めた。これら特性値と炭素、窒素量の関係を Fig. 1 に示す。破断強度は炭素および窒素のいずれを添加しても増加するが、炭素に比べ窒素による強化が大きい。一方、破断伸びは炭素量の増加とともに低下し、0.10% C で 10% 以下の値となるが、窒素量に関しては

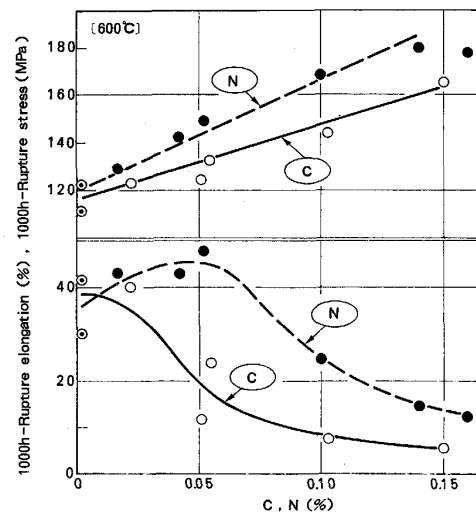


Fig. 1. Effects of C and N content on 1000 h creep rupture properties.

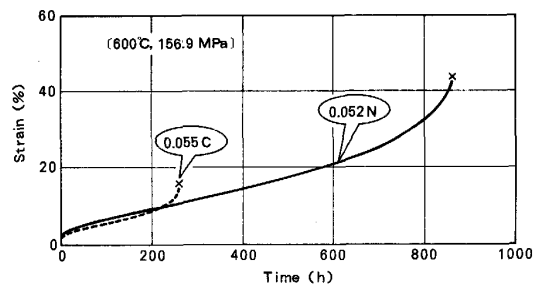
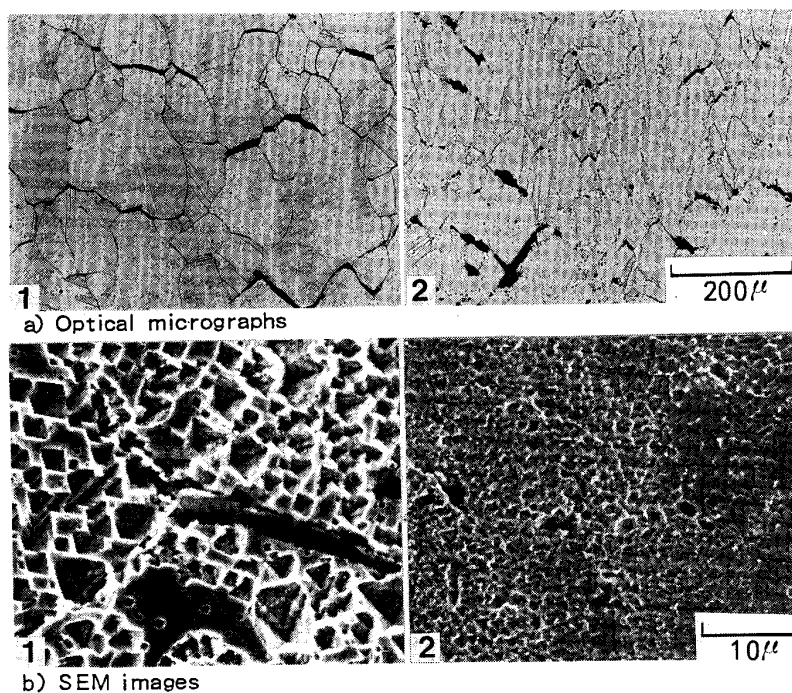


Fig. 2. Effects of C and N content on creep deformation behaviours.

0.05% までの変化は小さく、0.10% 以上で低下傾向を示す。しかし、0.10% N でも 20% 以上の破断伸びを有する。

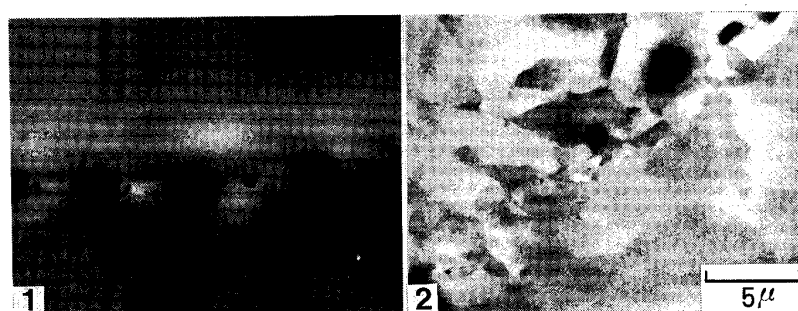
クリープ曲線の形状に及ぼす両元素の影響を 0.05% 添加鋼について Fig. 2 に示す。両鋼は 1 次クリープから 2 次クリープにかけてほぼ同じクリープ変形挙動を示すが、0.05% N 鋼に比べ 0.05% C 鋼は早期に 3 次クリープが開始し、2 次クリープ領域が短い。また、3 次クリープ領域も 0.05% C 鋼の方が短い。このように、定常クリープ速度に及ぼす両元素の影響には大きな差はないが、2 次クリープ領域の長さの差が大きく、前述した炭素より窒素による破断強度の増加傾向が大きいことは主として、2 次クリープ領域の長短に関係していると言える。

クリープ破断試験片について、クラック生成状況、析出挙動および転位組織を光学顕微鏡、走査電子顕微鏡および透過電子顕微鏡により観察した。Photo. 1 に 0.05% C および 0.05% N 鋼についての光学顕微鏡およ



1 : 0.055% C, $t_r=1306$ h
2 : 0.052% N, $t_r=2432$ h

Photo. 1. Metallography of longitudinal sections of creep ruptured specimens (600°C, 127.5MPa).



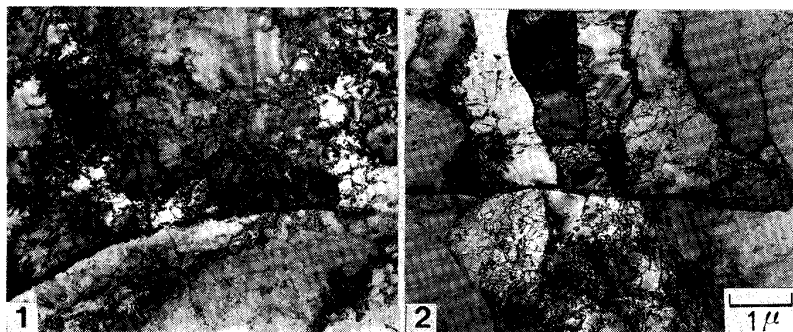
1 : 0.055% C, $t_r=1306$ h
2 : 0.052% N, $t_r=2432$ h

Photo. 2. ECC images of longitudinal sections of creep ruptured specimens (600°C, 127.5MPa).

び走査電子顕微鏡組織を示す。0.05% C 鋼では大きく成長した鋭い楔型クラックと粒界析出物が観察される。0.05% N 鋼では変形した結晶粒と鈍化した楔型クラックおよび粒界キャビティが認められるが、粒界析出物は観察されない。なお、0.10% C 鋼および0.15% C 鋼ではさらに成長した鋭い楔型のクラックと粒界析出物が観察され、0.10% N 鋼では成長した鋭い楔型のクラックは認められるが、粒界析出物は観察されない。0.05% C 鋼および0.05% N 鋼についての Electron Channeling Contrast (ECC) 像を Photo. 2 に示す。0.05% C 鋼ではサブグレイン化等の ECC 像の変化は認められない。これに対し0.05% N 鋼では全域にわたりサブグレイン化し、列状に並んだキャビティから旧結晶粒界が推定され、その部分には微細なサブグレインが観察される。Photo. 3 はこれらの試験片についての透過電子顕微鏡組織を示したもので、0.05% C 鋼では結晶粒界に粒状の析出物、また粒内の転位上には微細な析出物が存在す

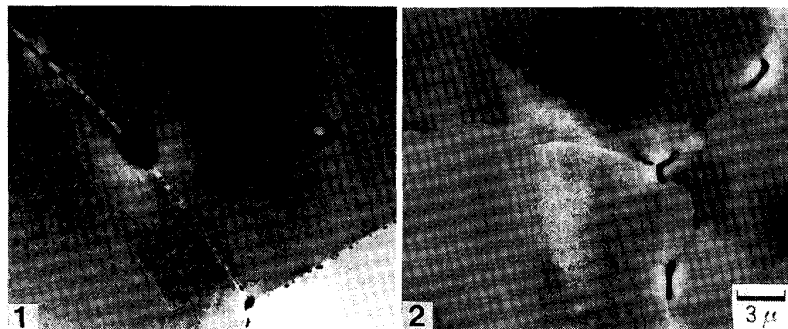
る。これらの析出物は EDX および電子線回折により、いずれも Cr_{23}C_6 と同定された。0.05% N 鋼においてはサブグレインが発達しているが、粒界および粒内への第2相析出は観察されない。なおこのような窒素添加鋼のサブグレイン化は、先に示した ECC 像と良く対応していることがわかる。

以上の結果はクリーブ破断材についてのものであり、第3次クリーブにおけるかなりの量の加速変形の影響も考えられる。そこで、クリーブ中の組織変化について調査した。供試材はクリーブ中断時間を揃えたものと、クリーブ中断ひずみを揃えたものの2種類を用意した。Photo. 4 は2000h 破断を目標に応力を設定し1000h で中断したものについての ECC 組織を示したもので、いずれも2次クリーブ領域における組織である。それぞれ中断時のひずみは0.05% C 鋼で1%、0.05% N 鋼で6% であつた。0.05% C 鋼では粒界への炭化物析出以外の組織変化は観察されないが、0.05% N 鋼では



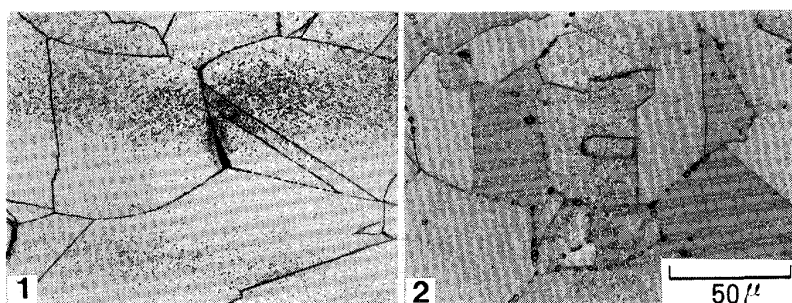
1 : 0.055% C, $t_r=1306$ h
2 : 0.052% N, $t_r=2432$ h

Photo. 3. Transmission electron micrographs of creep ruptured specimens (600°C, 127.5MPa).

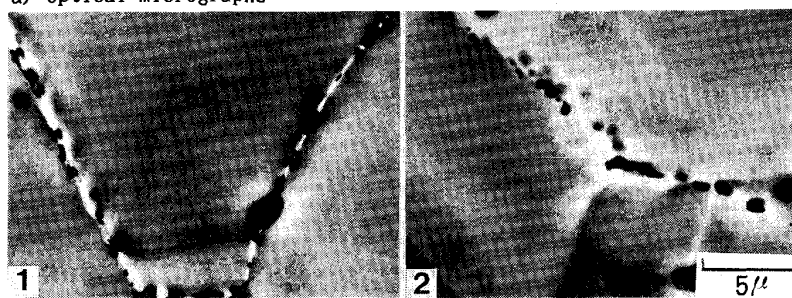


1 : 0.055% C, $\sigma=117.7$ MPa
2 : 0.052% N, $\sigma=127.5$ MPa

Photo. 4. ECC images of longitudinal sections of creep interrupted specimens at 1000 h.



a) Optical micrographs



b) ECC images

1 : 0.055% C, $\sigma=156.9$ MPa
2 : 0.052% N, $\sigma=156.9$ MPa

Photo. 5. Metallography of longitudinal sections of creep interrupted specimens at 200 h.

粒内のひずみ模様と一部の粒界に粒界移動が認められる。次に中断時のクリープひずみが約 8% になる応力を設定し、200 h で中断した試料についての結果を Photo. 5 に示す。なお 0.05% C 鋼では 200 h は第 3 次クリープの前半に、また 0.05% N 鋼では第 2 次クリープの前半にそれぞれ相当する。0.05% C 鋼では粒界に楔型のクラックおよび炭化物が観察される。0.05% N 鋼では粒界キャビティおよび粒界移動が認められる。すなわち、0.05% N 鋼は 2 次クリープ中のかなり早い時

点から粒界移動が生じるが、0.05% C 鋼では 3 次クリープ域の前半まで粒界移動は観察されない。また、前者はキャビティ型のクラックに対し、後者は楔型のクラックである。

3.2 P の影響

高純度 Cr-Ni オーステナイト鋼のクリープ破断特性に及ぼす P の影響を Fig. 3 に示す。破断強度は P 量の増加とともにほぼ一様に増加し、0.078% P で SUS 304 のデータバンドの下限値に到達する。一方破断伸び

は P 添加により大幅に向上し、最高値を示した後、P 量とともに低下するが、0.15% P でも破断伸びは約 50% である。また、P 添加鋼の破断伸びは SUS 304 鋼のように長時間側で低下する傾向を示さず、長時間側まで高い延性を有する点が注目される。

Fig. 4 にクリープ曲線の形状に及ぼす P 量の影響を示す。0.003% P 鋼と 0.036% P 鋼は同程度の定常クリープ速度を示すが、0.036% P 鋼の方が P 無添加鋼

に比べ 3 次クリープ領域が大きい。さらに P 量が増加すると定常クリープ速度が低下し、破断時間が長くなるが、P 量とともに 2 次クリープ領域が狭くなり、相対的に 3 次クリープ領域が増大する。

Photo. 6 にクリープ破断試験片の光学顕微鏡組織を示す。0.003% P 鋼では楔型クラックが認められるが、P 添加鋼ではほとんどクラックは観察されず、P によりクラックの生成、成長が抑制されることがわかる。また P 添加鋼では粒界が鋸歯状を呈し粒界移動をうかがわせる組織となる。Photo. 7 に 0.15% P 鋼のクリープ破断試験片の走査電子顕微鏡による 2 次電子像および ECC 像を示す。析出物およびクリープキャビティが旧粒界に観察され、また粒内に微細な析出物が、さらに旧粒界近傍には無析出帯 (PFZ) も観察される。ECC 像はサブグレイン組織を呈している。Photo. 8 にクリープ中断材および破断材の透過電子顕微鏡組織を示す。

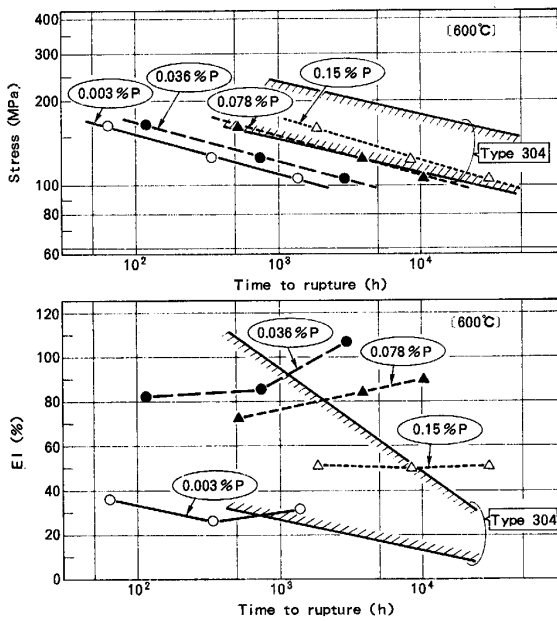


Fig. 3. Effect of P content on creep rupture properties.

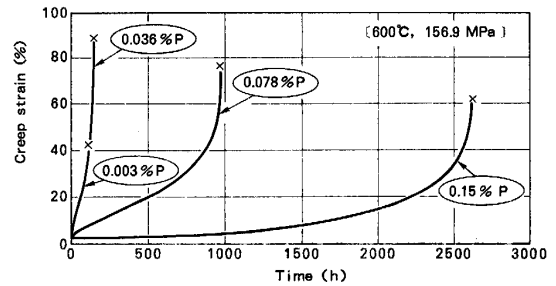
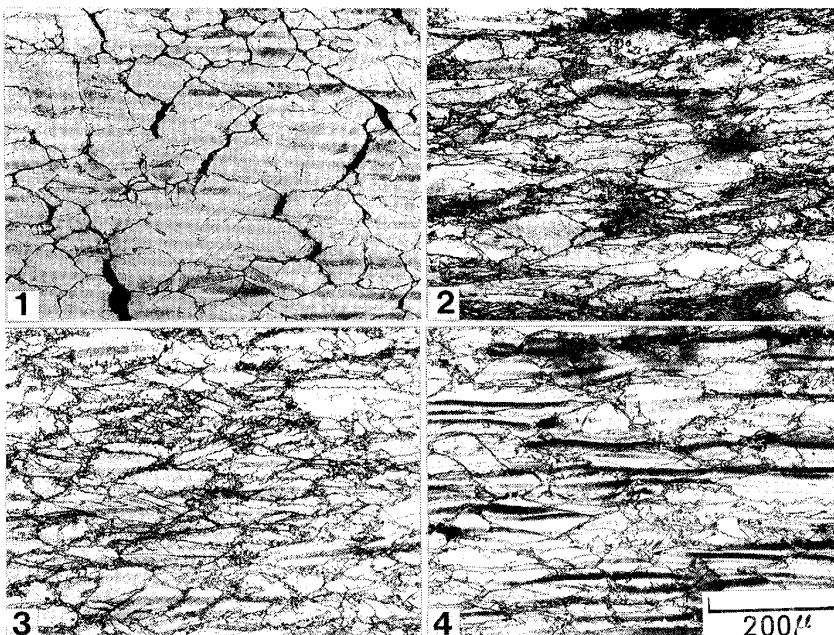


Fig. 4. Effect of P content on creep deformation behaviour.



1: 0.003%P 2: 0.036%P
3: 0.078%P 4: 0.15%P
Photo. 6. Metallography of longitudinal sections of creep ruptured specimens (600°C, 107.9MPa).

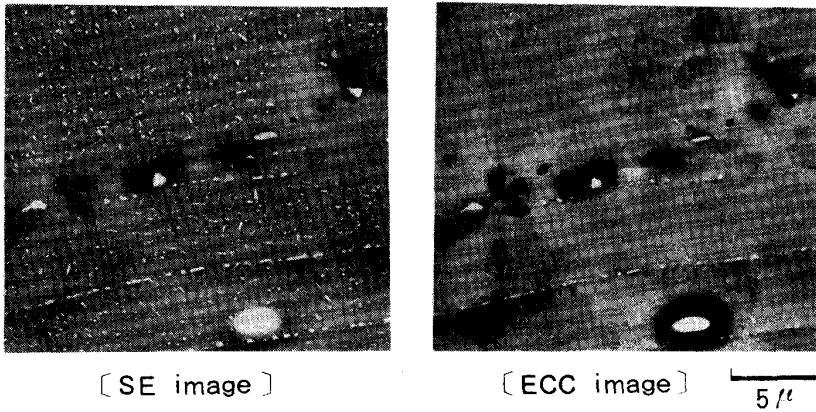
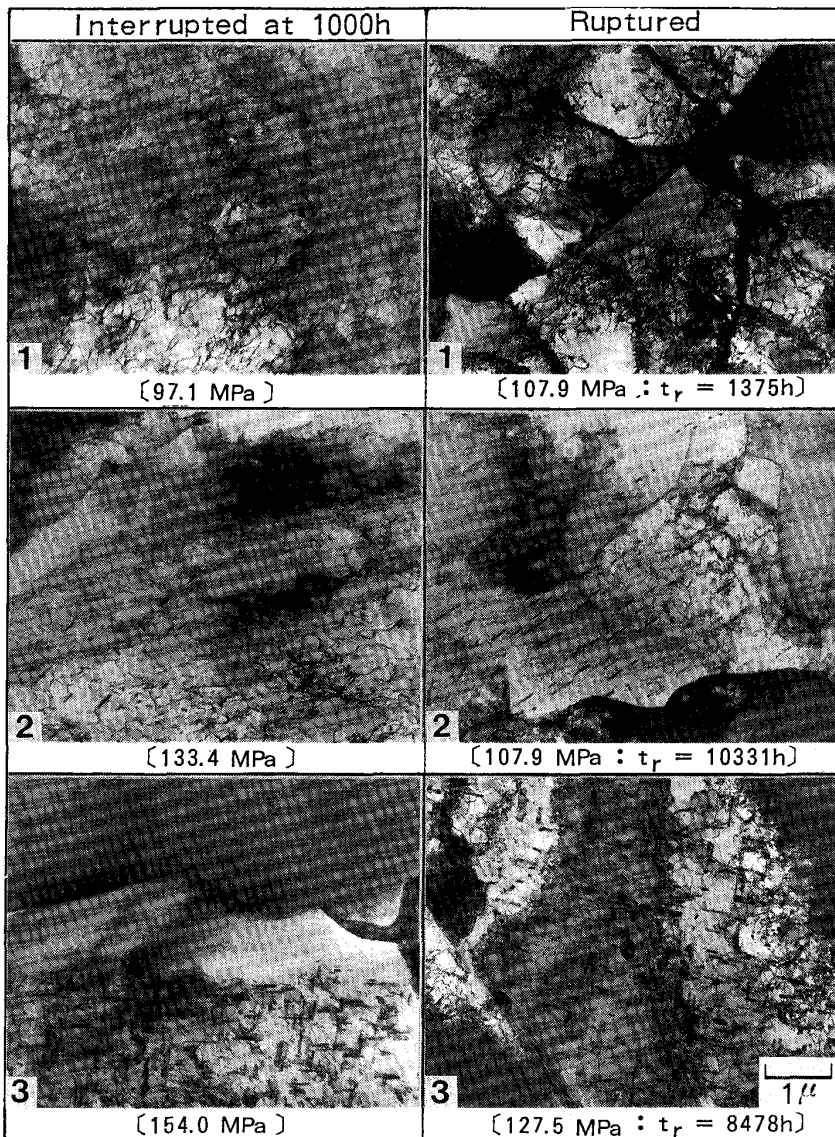


Photo. 7. SE and ECC images of longitudinal section of a creep ruptured specimen (600°C, 107.9MPa : 0.15%P steel).



1 : 0.003%P 2 : 0.078%P 3 : 0.15%P
Photo. 8. Transmission electron micrographs of creep interrupted and ruptured specimens at 600°C.

0.078% P 鋼では 1000 h のクリープで微細粒子が粒内に均一に析出し、10331 h の破断時点ではやや粗大化した粒内析出物とサブグレインが観察される。0.15% P 鋼では高密度に分布した粒内析出物と粒界上に粗に分布

した析出物が観察され、また 1000 h 中断材では粒界移動が認められる。これらの析出物について EDX と電子線回折を行い、粒界および粒内析出物ともに $(Fe, Cr)_2P$ であることを確認した。0.078% P 鋼と

Table 2. Analysis of electrolytic extraction residues (wt%).

| Material | Crept at 600°C for 1000h | | Creep ruptured* |
|-------------------|--------------------------|--------|-----------------|
| | Insol. P | Sol. P | |
| 20PA (0.078%P) | Insol. P | 0.011% | 0.055% (10331h) |
| | Sol. P | 0.067% | 0.023% (10331h) |
| 20PB (0.150%P) | Insol. P | 0.089% | 0.13% (8478h) |
| | Sol. P | 0.061% | 0.02% (8478h) |

* (): Time to rupture

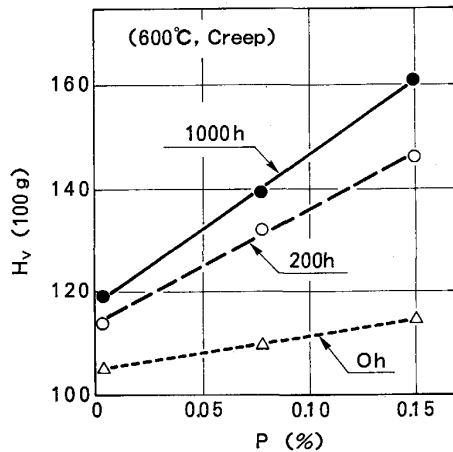


Fig. 5. Effect of P content on room temperature hardness during creep.

0.15% P 鋼についての電解抽出残渣の分析結果を Table 2 に示す。クリープの進行とともに $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ が析出し、固溶 P は減少し 1000 h のクリープ後いずれも 0.06% 程度となる。10000 h 前後の破断時点では大部分の P は析出し、固溶 P 量は 0.02% 程度となる。溶体化材およびクリープ中断材の常温硬度に及ぼす P 量の影響を Fig. 5 に示す。溶体化状態では P 量にともなうわずかな硬度上昇が観察される。これに対し、クリープ中断材では P による顕著な硬度上昇が生じ、その増加率はクリープ時間の延長とともに高くなる。このようなクリープ中の著しい強化は、粒内に微細に析出する $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ の分散強化作用によるものと考えられる。

4. 考 察

4.1 炭素および窒素の影響

以上の実験で明らかにされた炭素と窒素のクリープ破断特性に及ぼす影響の相違は、Cr-Ni オーステナイト素地中への両元素の溶解度の違いによると考えられる。すなわち、炭素の添加はクリープ中に転位上に炭化物を析出させクリープ抵抗を高めるが、同時に粒界に粒状の炭化物を連続的に析出させるため粒界クラックの生成、成長を促進することが考えられる。すなわち、 Cr_{23}C_6 は整合析出することが明らかにされているが¹⁴⁾、粒界

上に析出した場合は片方の結晶粒に対しては非整合となる。非整合界面は結合力が弱いと考えられることから、このような非整合界面が連続的に存在することにより、容易に楔型クラックが生成・成長し低延性を示すものと推定される。これに対し、窒素は炭素より固溶度が大きい¹⁵⁾ ため 0.05% N 程度では窒化物の析出を引き起こさず、粒界強度の低下が生じない。すなわち、炭素添加材はクリープ中に粒界脆化を引き起こすため、窒素添加材に比べ早期に 3 次クリープが始まり、2 次クリープ領域が短くなる。またクラックの成長が速いため、3 次クリープ領域も短くなる。以上の結果、炭素添加材は低い破断延性および短い破断時間を示すようになる。これに対し、窒素添加材ではクリープ中に粒界が脆化しないことに加え、2 次クリープ中に粒界移動が始まるためクリープキャビティの生成、成長が抑制されるものと考えられる¹⁶⁾。この粒界移動の原因としては、窒素による積層欠陥エネルギー (SFE) の低下¹⁷⁾ が考えられる。すなわち、SFE の低下によりひずみが蓄積され粒界移動が生じやすくなることが知られている¹⁸⁾。しかし、窒素量がさらに増加すると素地の強度が上昇し、粒内変形による粒界すべりの緩和量が減少するため、粒界三重点への応力集中が増すことにより、楔型クラックの生成・成長が促進されるものと考えられる。0.05% N で破断延性にピークが観察されたのはこのような理由によるものと推定される。なお、SFE の低下はサブグレイン化を抑制すると言われていたが¹⁸⁾、0.05% N 鋼の破断材で観察されたサブグレインは 3 次クリープ中の比較的大きい変形によるものと推定される。

4.2 P の影響

従来の P のクリープ破断特性に関する報告は炭素を含有する鋼についてのものが多く、P により粒内析出炭化物が微細化し、かつ粒界炭化物の析出が抑制される結果、クリープ破断強度、延性が向上するとされている^{11)~13)}。P 独自の効果としては原子空孔と強い相互作用を有すること¹⁹⁾、あるいは積層欠陥エネルギー (SFE) を下げることから¹³⁾、クリープ抵抗を増すことなどが報告されている。今回の著者らの結果は極低炭素、窒素系についての P の影響を調べたものであり、P による破断強度、延性の向上は先の文献のように炭化物の析出形態の変化によるものではなく、P 独自の効果と考える必要がある。先に示したように P はクリープ中に徐々に $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ として粒内に微細析出し、また粒界にもある程度析出する。この析出にともない固溶 P 量は減少することになる。したがってクリープ初期には固溶 P による強化、すなわち空孔との相互作用あるいは

SFE 低下作用が支配的で、クリープの進行とともに $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ による分散強化が優勢になるものと推定される。クリープ破断延性に対して P が有効であることに関係すると思われる組織変化として、結晶粒界への $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ の析出は炭化物に比べ析出間隔が広いこと、粒界移動あるいはサブグレインが発達していることが挙げられる。すなわち、粒界に析出した $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ は析出間隔が疎であるため、先に示した炭素添加鋼における Cr 炭化物のような粒界脆化を引き起こさず、逆に粒界すべりを抑制し²⁰⁾ 延性を向上させる可能性がある。すなわち、E. SMITH らによる解析²¹⁾ では粒界三重点にクラックを生成するための応力: τ は次式で与えられる。

$$\tau = \{(3\pi \cdot \gamma_B \cdot G) / [8(1-\nu) \cdot L]\}^{1/2}$$

ここで、 γ_B は粒界の界面エネルギー、 G は剛性率、 ν はポアソン比、 L は粒界すべり距離である。したがって、有効すべり距離が GITTINS²²⁾ が 20 Cr-25 Ni-Nb 鋼で明らかにした粒界析出 NbC の場合と同様、 $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ の析出により L より小さくなれば、三重点クラックは生成しないことになる。このような過程により P 添加鋼では、楔型クラックが生成しなくなるものと考えられる。そのかわり、粒界に析出した $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ を起点にしてキャビティが生じる可能性がある。しかし、P 添加鋼ではクリープ中に粒界移動が生じており、このためキャビティの生成、成長が抑制される¹⁶⁾。以上のような理由により、P 添加により破断強度、破断延性が向上したのと考えられる。なお、P 添加により粒界移動が活発化する原因については、P により SFE が低下すること¹³⁾、あるいは粒界近傍に PFZ が存在しその結果 PFZ に変形が集中する²²⁾ こと等が考えられる。

5. ま と め

高純度 Cr-Ni オーステナイト鋼を用い、600°C クリープ破断特性に及ぼす炭素、窒素および P の単独添加の効果を調査した。

1) 炭素および窒素の影響

炭素添加はクリープ中に炭化物の粒界析出を生じ破断延性を低下させるが、窒素添加鋼では析出は起こらず、炭素添加鋼より高い破断延性を有する。また炭素添加鋼は炭化物による粒界脆化のため 3 次クリープの開始が早くなり、窒素添加鋼に比べ破断強度が低い。したがって、クリープ破断延性が要求される高速増殖炉用ステンレス鋼としては強化元素として炭素より窒素の方が望ま

しい。

2) P の影響

P を添加することにより、クリープ破断強度、延性はともに向上する。破断強度の向上は P の固溶強化およびクリープ中に微細に析出する $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ による分散強化によるものと考えられる。破断延性の向上は、粒界に析出する $(\text{Fe, Cr})_2\text{P}$ による粒界すべりの抑制効果、あるいは粒界移動によるクリープキャビティの生成・成長抑制効果によるものと推定される。このように、P は単独でクリープ破断特性を向上させる効果があることから、溶接性等の他特性を損なわない範囲で積極的に利用すべき元素と言える。

文 献

- 1) 山口弘二, 鈴木直之, 井島 清, 金沢健二: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1526
- 2) D. GLADWIN and D. A. MILLER: Stainless Steel 84, Chalmers Univ. of Technology, Goteborg, Sweden (1984年9月) [The Institute of Metals, London]
- 3) W. R. JOHNSON, C. R. BARRETT and W. D. NIX: Metall. Trans. A, 3 (1972), p. 695
- 4) 依田連平, 吉田平太郎, 渡辺 亨, 佐藤有一, 小池喜三郎: 金属材料技術研究所報告, 15 (1972), p. 228
- 5) 篠田隆之, 田中良平, 石井友之, 耳野 亨, 木下和久: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1231
- 6) 田中良平, 鈴木功夫: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 489
- 7) 田中良平, 篠田隆之, 戸部陽一郎: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1014
- 8) P. D. GOODELL, T. M. CULLEN and J. W. FREEMAN: Trans. ASME, J. of Basic Engineering (1967), p. 517
- 9) T. M. CULLEN and M. W. DAVIS: ASTM STP 522 (1973), p. 60
- 10) 今井勇之進: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2336
- 11) 行俊照夫, 吉川州彦: 学振, 第123耐熱金属材料委員会-研究報告, 14 (1973), p. 19
- 12) K. C. THOMAS and E. B. WEGLEIN: Trans. ASM, 56 (1963), p. 566
- 13) C. M. SHEPHERD, J. M. TITCHMARSH and A. W. JAMES: Proc. 2nd Int. Conf., Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Univ. College, Swansea, UK (1984年4月), p. 751
- 14) 谷野 満: 日本金属学会会報, 11 (1972), p. 203
- 15) 田中 徹, 菊池 実, 田中良平: 学振, 第123耐熱金属材料委員会-研究報告, 17 (1976), p. 1
- 16) C. W. CHEN and E. S. MACHLIN: Trans. AIME, 218 (1960), p. 177
- 17) R. E. SCHRAMM and R. P. REED: Metall. Trans. A, 6 (1975), p. 1345
- 18) 酒井 拓: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 195
- 19) A. AZARIAN and K. J. KHELOUFI: J. Nucl. Mater., 97 (1981), p. 25
- 20) R. RAJ: Trans. ASME J. Eng. Mater. Technol. (1976), p. 132
- 21) E. SMITH and J. T. BARNBY: Metal Science J. (1967), p. 56
- 22) A. GITTINO: J. Mater., 5 (1970), p. 233