

© 1989 ISIJ

## 論 文

304, 316 系ステンレス鋼のクリープ破断伸びと  
破断時間の関係中澤崇徳\*・安保秀雄\*・小松 肇\*<sup>2</sup>・谷野 満\*<sup>3</sup>Relationship between Creep Rupture Elongation and Time-to-Rupture in  
Type 304 and 316 Stainless Steels

Takanori NAKAZAWA, Hideo ABO, Hazime KOMATSU and Mitsuru TANINO

## Synopsis :

Creep rupture elongation of type 304 and 316 austenitic stainless steels has been investigated at 550°C and 600°C. Rupture elongation of conventional 304 (SUS 304) steels decreases with increasing time-to-rupture (TR) and their rupture elongation decreases to about 10% after  $5 \times 10^4$  h at 600°C. Although conventional 316 (SUS 316) steels show slight decrease in rupture elongation with increasing TR in a relatively short-TR region, their elongation recovers with TR in a long-TR region. It has been concluded that such differences between SUS 304 and SUS 316 steels are related to the difference in phase stability. In SUS 304 steels, G phase and  $\alpha$  phase precipitate on grain boundaries during creep resulting in decreased elongation. On the contrary, in SUS 316 steels, the amount of G phase on grain boundaries is smaller than that of SUS 304 and  $\alpha$  phase does not precipitate. In order to increase rupture elongation, low carbon (0.01%) and medium nitrogen (0.07%) steels have been developed (304 MN, 316 MN). Although there is little improvement in rupture strength and elongation between SUS 304 and 304 MN, 316 MN has higher rupture strength and elongation than those of SUS 316. In the case of type 304, phase instability, which is the main cause of elongation loss at a long-TR region, can not be improved by such modification of compositions. Reducing carbon content and increasing nitrogen in type 316 suppress precipitation of carbides, which is the main cause of loss in strength and elongation during creep.

**Key words :** austenitic stainless steel ; creep ; phase stability ; carbon ; nitrogen ; fast breeder reactor.

## 1. 緒 言

SUS304 あるいは SUS316 鋼等のオーステナイト系ステンレス鋼は、高温特性が優れているため古くから耐熱用途に広く使用され、その実績を基に高速増殖炉の主要構造材料となっている<sup>1)</sup>。高速炉は従来のボイラー等の耐圧設計とは異なり、耐熱応力設計となるため、クリープ破断強度よりもクリープ疲労特性が重要視される<sup>2)</sup>。

クリープ疲労特性とクリープ破断延性の関係についての研究から、クリープ破断延性の高い材料は耐クリープ疲労性にすぐれることが明らかにされている<sup>3)~5)</sup>。このため、高速炉の構造材料ではクリープ破断延性が重視される。また、構造材料は数十年の長期にわたり使用されるので、長時間側のクリープ破断延性を推定することが重要な課題となる。これまで SUS304, SUS316 鋼のクリープ破壊挙動については、新谷らによる系統的な調査

があり、600°C 以上での 10 万 h にわたるクリープ破壊領域図が作成されている<sup>6)~8)</sup>。本研究は、クリープ破断延性の指標として破断伸びを取り上げ、高速炉の運転温度を考慮した 550 および 600°C での両鋼のクリープ破断伸びと破断時間の関係を比較評価し、その相違を金属組織の面から説明することを試みたものである。また、近年クリープ破断伸びを改善するために開発が進められている低炭素-中空素系の 304, 316 鋼<sup>9)</sup>との比較も行った。

## 2. 実 験 方 法

従来型の SUS304, SUS316 鋼をそれぞれ 6 及び 4 ヒート、また低炭素-中空素型の鋼種として 304MN, 316MN 各 1 ヒートを調査対象とした。その化学成分 (SUS304 及び SUS316 については成分範囲) を Table 1 に示す。これらはすべて工業規模の圧延、溶体化処理

昭和 63 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 12 月 23 日受付 (Received Dec. 23, 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)解析科学研究センター (Material Characterization Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- \*3 新日本製鉄(株)解析科学研究センター 工博 (Material Characterization Research Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition (mass %).

Materials	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	t(mm)*
SUS304	0.05-0.06	0.61-0.71	1.01-1.15	0.026-0.032	0.002-0.004	8.8-9.4	18.3-19.0	—	0.02-0.04	25-100
304MN	0.02	0.60	0.84	0.027	0.006	8.8	18.5	—	0.08	25
SUS316	0.05-0.06	0.47-0.78	0.85-1.15	0.024-0.029	0.002-0.006	12.0-12.4	16.1-16.8	2.2	0.02	42-100
316MN	0.01	0.47	0.83	0.026	0.005	11.0	16.5	2.1	0.07	25

\* Plate thickness

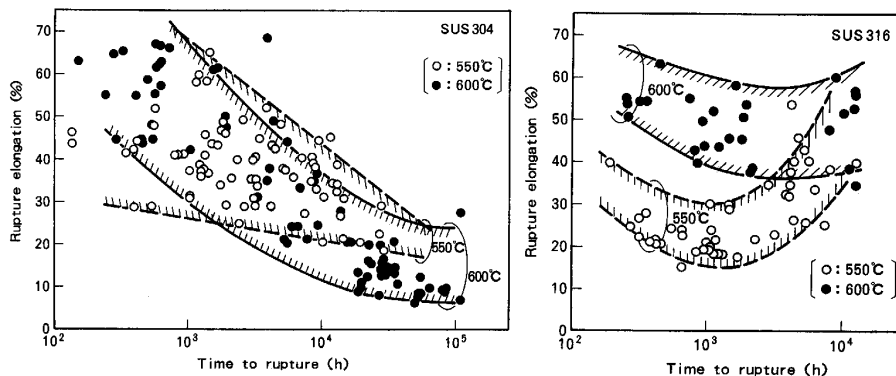


Fig. 1. Relationship between creep rupture elongation and time to rupture of SUS304 and SUS316 (Present study).

工程により製造された鋼板である。使用したクリープ破断試験片は、平行部径：6 mm，標点間距離：30 mm のもので、550°C および 600°C で試験した。クリープ破断後の試験片について光学顕微鏡および電子顕微鏡による組織観察を行った。薄膜試料は 1000 kV 超高压電子顕微鏡により観察し、SPEED 法による抽出レプリカは 200 kV 分析電子顕微鏡による析出物の解析に供した。また、クリープ・キャビティの観察のため、一部についてはイオン研磨により薄膜を作成した。なお、本報告では従来型の鋼種を SUS304，SUS316 鋼とし、低炭素-中窒素系を 304MN，316MN 鋼と呼ぶことにする。

### 3. 試験結果

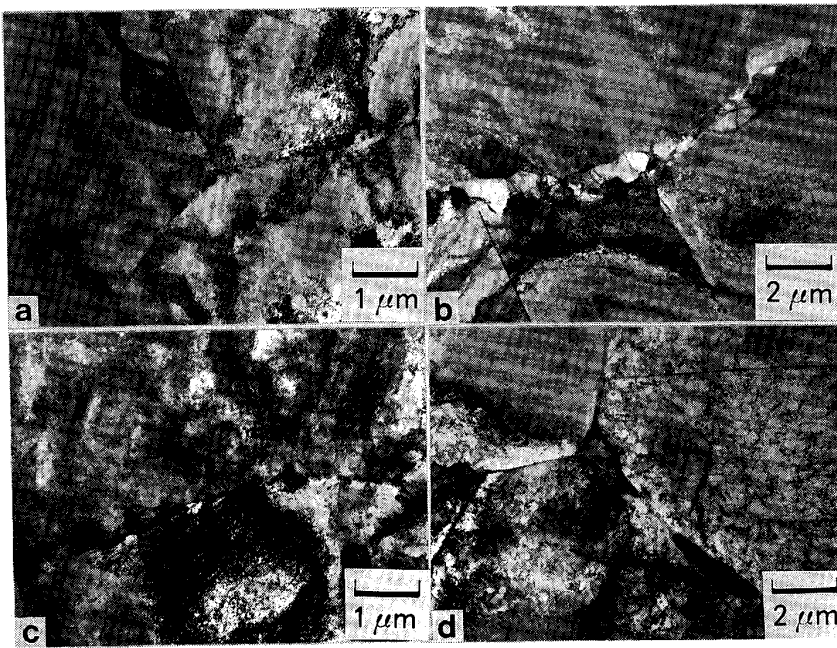
#### 3.1 SUS304 および SUS316 鋼の結果

Fig. 1 に本試験での SUS304 鋼および SUS316 鋼のクリープ破断伸びと破断時間の関係を示す。SUS304 鋼のクリープ破断伸びは 550°C，600°C とともに短時間側では高いが、破断時間とともに低下し、とくに 600°C では数万時間で 10% 前後にまで減少する。これに対して SUS316 鋼の場合は短時間側では同様な破断伸びの低下が観察されるが、長時間側では回復し、10 000 h では約 50% となる。このように SUS316 鋼は長時間側で SUS304 鋼と著しく異なった挙動を示すことが注目される。なお、SUS304 鋼に比べ SUS316 鋼は 10 000 h を超えるデータが少ないが、金材研の報告<sup>6)~8)</sup>でも 600°C で同じ傾向が明らかにされており、本供試材の長時間側でも同様の差があるものと考えられる。

次に光学顕微鏡による破断試験片の観察結果について

述べる。SUS304 鋼の短時間破断材では一部の粒界三重点にクラックが認められるが、クラックは応力軸方向に開口するのみで横方向への進展はなく、最終の破断は主として粒内で生じる。長時間破断材では粒界三重点を起点とするクラックが応力軸に直角の方向に成長し、最終破断は主として粒界で生じる。一方、SUS316 鋼は短時間側では粒界クラックが発達し、粒界破壊の占める比率が高いのに対し、長時間破断材では粒界三重点にクラックが生成するがほとんど伝播せず、最終破壊は粒内型となる。このように両鋼の破壊形態の変化は逆の傾向を示す。

Photo. 1 に SUS304 鋼のクリープ破断材の透過電子顕微鏡組織を示す。550°C の短時間破断材では、粒界に塊状の析出物、粒内の転位上に微細な粒子が観察される。長時間破断材では、これら粒界および粒内の析出物が粗大化し、また粒界にさらに粗大な相が析出する。600°C においても短時間側では粒界の塊状析出物と粒内の微細な析出物が、そして長時間側ではこれら析出物の粗大化およびより粗大な相が粒界上に認められる。これらの析出物の電子線回折および EDX による解析から、550°C および 600°C でクリープの初期から析出する粒界、粒内の析出物はいずれも  $M_{23}C_6$  と同定された。550°C の長時間破断材の粗大な析出相についての電子線回折および EDX 分析の結果を Photo. 2 に示す。粒界上の粗大な相は G 相、またこの G 相に接して存在する更に大きな相は  $\alpha$  相と同定された。なお 600°C の長時間側では粗大な G 相およびさらに粗大な  $\sigma$  相が析出することが確認された。G 相は  $M_{23}C_6$  あるいは  $M_6C$  と結晶構造および



a : 550°C, tr = 1 350 h    b : 550°C, tr = 26 731 h  
 c : 600°C, tr = 591 h    d : 600°C, tr = 53 351 h  
 Photo. 1. Transmission electron micrographs of creep ruptured specimens of SUS304.

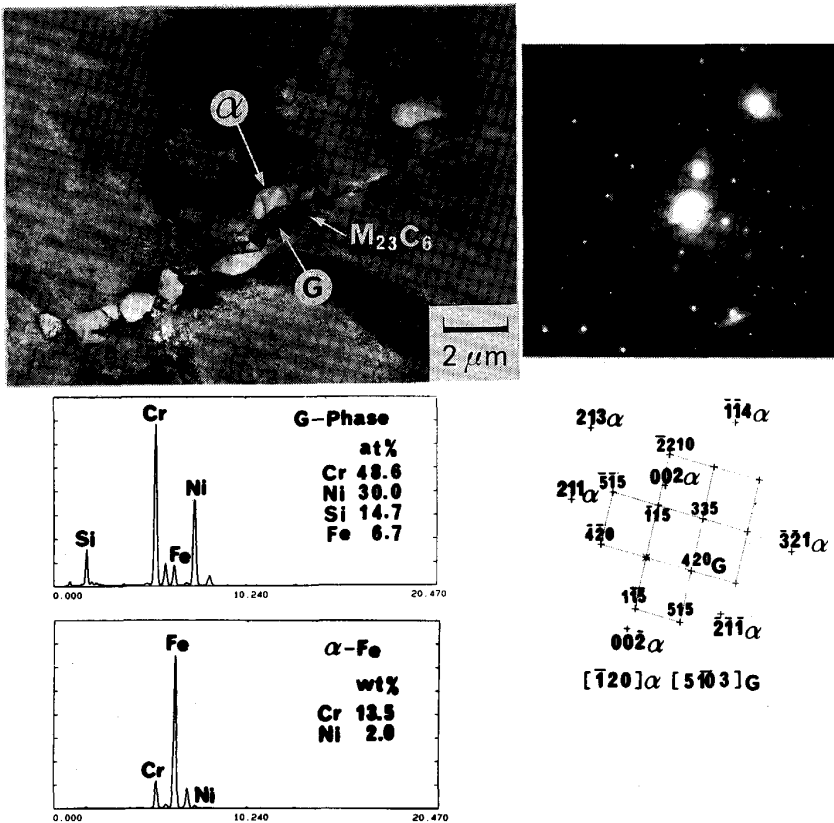
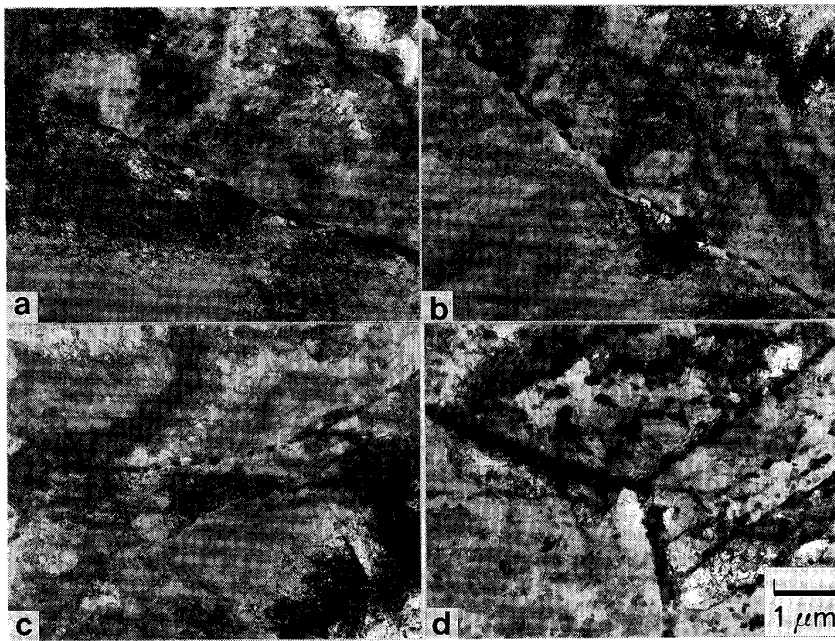


Photo. 2. Analysis of precipitates in the creep ruptured specimen of SUS304 (550°C, tr = 26 731 h).

格子定数が似通っているため電子線回折だけで3者を区別することは難しい。しかしながら、マイクロ・オージェ分析で炭素が検出されないことから Photo. 2 中の析出物Gは炭化物ではなく、金属間化合物G相であると判定した。

Photo. 3 に SUS316 鋼のクリーブ破断材の透過電子顕微鏡組織を示す。550°C の短時間破断材では粒界上に塊状の析出物、粒内の転位上には微細な粒子が認められる。長時間破断材では、これら粒界・粒内析出物が凝集・粗大化するとともに、粒界近傍に無析出帯および転位密



a : 550°C,  $t_r = 1085$  h    b : 550°C,  $t_r = 12732$  h  
c : 600°C,  $t_r = 386$  h    d : 600°C,  $t_r = 19470$  h

Photo. 3. Transmission electron micrographs of creep ruptured specimens of SUS316.

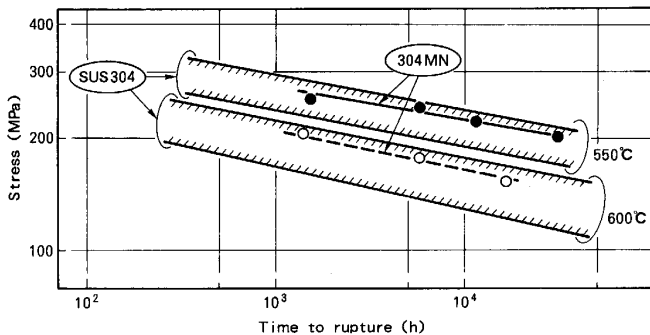


Fig. 2. Relationship between stress and time to rupture of SUS304 and 304MN (Present study).

度の低い領域が形成され、さらには一部に粒界移動が生じる。600°Cでも同様に短時間側では粒界上の塊状析出物と粒内の微細析出物が観察され、長時間側ではこれら析出物は凝集・粗大化する。SUS316鋼の場合もクリープ初期段階から析出する粒界、粒内の析出物は $M_{23}C_6$ であり、長時間側で粒界にG相が析出するが、G相の析出量はSUS304鋼の場合よりも少ない。

### 3・2 低炭素-中窒素型 304, 316 鋼 (304 MN, 316 MN 鋼) の特性

Fig. 2 に 304MN 鋼のクリープ破断時間と応力の関係を示す。304MN 鋼は SUS304 鋼の本試験で得られたデータ・バンド内の高めに位置するが、破断時間の応力依存性に差はない。Fig. 3 に 304MN 鋼のクリープ破断伸びと破断時間の関係を示す。304MN 鋼の破断伸びは 550°C では SUS304 鋼の本試験で得られたデータ・バンドの下限に、600°C では上限に近い値を示すが、破断時

間とともに破断伸びは低下し、その傾向は従来型の SUS304 鋼と同じである。なお、304MN 鋼のクリープ破壊挙動は SUS304 鋼とほぼ同様の傾向を示し、短時間側では粒界クラックの伝播速度は小さく、長時間側で粒界クラックの成長が顕著になる。

Photo. 4 に 304MN 鋼のクリープ破断材の透過電子顕微鏡組織を示す。550°C-1548 h 破断材で既に粒界上に G 相およびその近傍に  $\alpha$  相が観察される。550°C-31130 h 破断材では、これら G 相および  $\alpha$  相がますます粗大化する。また、一部の粒界上に  $M_{23}C_6$  の析出が認められるが、その量は少ない。なお、粒内に析出物は観察されない。600°C の短時間破断材では粒界に G 相の析出が認められるが、 $\alpha$  相は生成しない。600°C-16662 h 破断材には、G 相に接して  $\alpha$  相が存在する。また、粒界近傍に転位密度の減少した領域が観察される。

316MN 鋼と SUS316 鋼の 550°C データについては先に報告したが<sup>9)</sup>、今回 600°C の結果とあわせて応力と破断時間の関係を Fig. 4 に示す。なお SUS316 のデータ・バンドは本試験により得たものである。いずれの温度でも、短時間側では 316MN 鋼は SUS316 鋼をわずかに上回る強度を示すにすぎないが、長時間側ではその差は拡大し 10000 h では約 1.3 倍の値となる。すなわち、316MN 鋼の場合は応力の減少による破断時間の増加の割合が SUS316 鋼よりも大きいため、長時間になるほど両者の耐クリープ性の差は拡大する。Fig. 5 に 316MN 鋼のクリープ破断伸びと破断時間の関係を本試験で得られた SUS316 鋼のデータ・バンドと比較して示す。550°C では、316MN 鋼の短時間側の破断伸びは

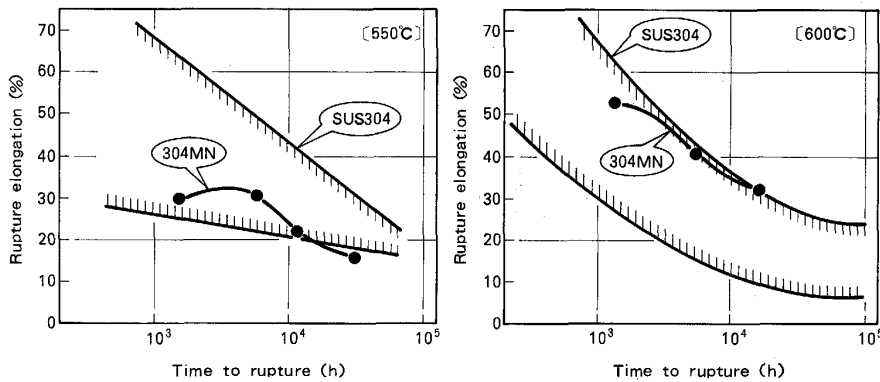
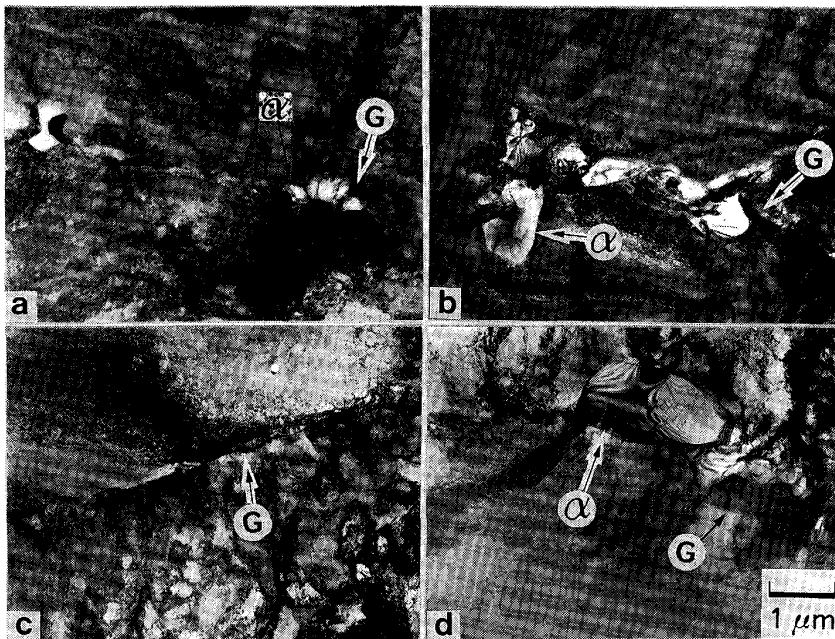


Fig. 3. Relationship between rupture elongation and time to rupture of SUS304 and 304MN (Present study).



a: 550°C,  $t_r = 1548$  h b: 550°C,  $t_r = 31130$  h  
c: 600°C,  $t_r = 1409$  h d: 600°C,  $t_r = 16662$  h

Photo. 4. Transmission electron micrographs of creep ruptured specimens of 304MN.

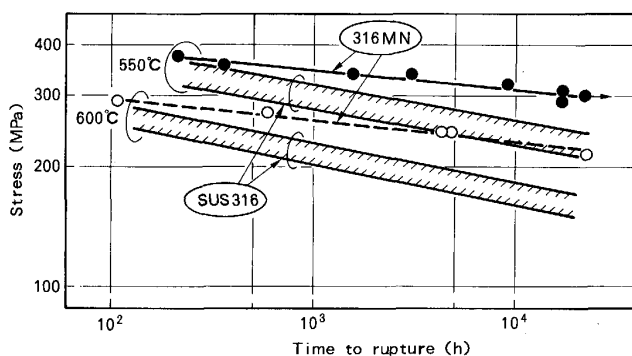


Fig. 4. Relationship between stress and time to rupture of SUS316 and 316MN (Present study).

SUS316 鋼より高いが、10 000 h を超える長時間になると SUS316 鋼を下回るようになる。しかしながら、316MN 鋼は 10 000 h を超してもなお 30% 以上の伸びを有する。600°C においては、両鋼は長時間側までほぼ

同程度の高い破断伸びを示す。

316MN 鋼の 550°C におけるクリープ破断挙動は既に報告したが<sup>9)</sup>、600°C の場合も同様の傾向を示す。すなわち、破壊様式は破断時間によってあまり変化せず、粒界三重点にクラックは生成するが伝播速度は遅く、最終破壊は粒内支配型である。

Photo. 5 に 316MN 鋼のクリープ破断材の透過電子顕微鏡組織を示す。550°C では既に報告した<sup>9)</sup> ように粒界に非常に微細な  $Fe_2Mo$  型の金属間化合物が析出するが、その成長速度は小さく 17 484 h 破断材でも微細な状態が維持されている。また、長時間破断材では一部の粒界に G 相の析出が認められ、この場合 G 相周囲の微細な  $Fe_2Mo$  は消滅する。600°C では粒界上の  $Fe_2Mo$  の粗大化が観察され、また粒内に  $Fe_2Mo$  の析出も認められる。これらの析出物は時間とともに成長するが、22 478 h 破断でも粒界析出物のサイズは約 0.2  $\mu m$  で粒

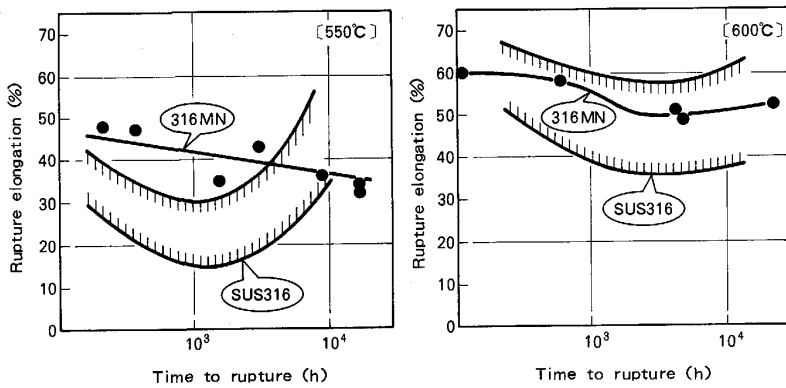
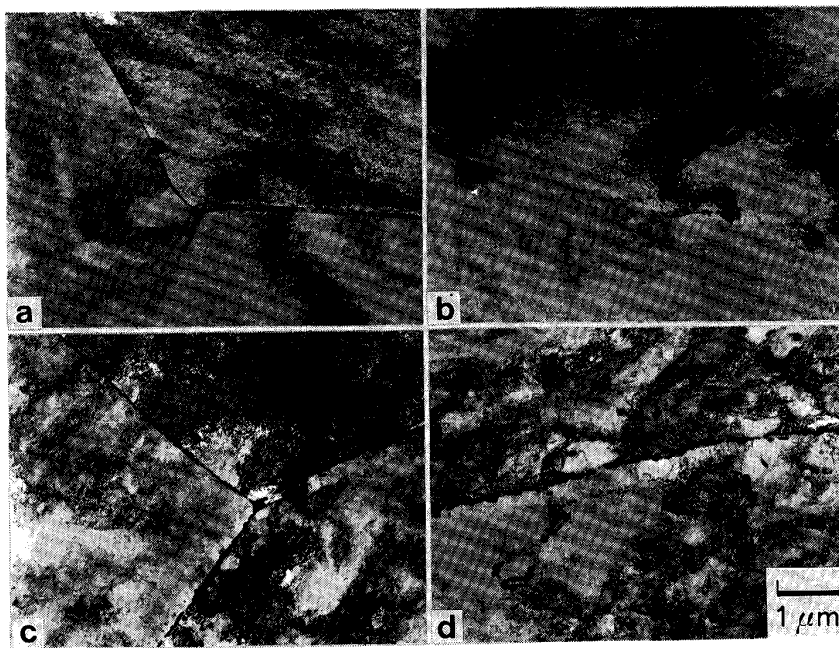


Fig. 5. Relationship between rupture elongation and time to rupture of SUS316 and 316MN (Present study).



a : 550°C,  $t_r = 3032$  h   b : 550°C,  $t_r = 17684$  h  
c : 600°C,  $t_r = 4824$  h   d : 600°C,  $t_r = 22478$  h

Photo. 5. Transmission electron micrographs of creep ruptured specimens of 316MN.

界炭化物に比べると著しく小さい。この長時間破断材の粒界には  $\sigma$  相および G 相も観察されたが、量は少ない。

#### 4. 考 察

##### 4-1 SUS304 と SUS316 鋼の比較

SUS304 鋼と SUS316 鋼の長時間側でのクリープ破断伸びの相違は、両鋼のクリープ中の析出挙動と関係すると考えられる。すなわち、SUS304 鋼では、550°C の長時間側で粒界に  $M_{23}C_6$  の他に G 相が析出し、この G 相に接して  $\alpha$  相が生成する。ところで、304 系の長時間クリープ破断材の組織観察は V. A. Biss ら<sup>10)11)</sup> により行われ、 $M_{23}C_6$ 、 $M_6C$ 、 $\sigma$  相および  $\alpha$  相が確認されているが、G 相についての報告はない。これは先に述べたように、G 相の結晶構造、格子定数が  $M_{23}C_6$  あるいは  $M_6C$  と似通っているために G 相を炭化物と誤認した可能性がある。なお、G 相の構成元素である Si 量は Table 1 に

示したように 0.5~0.7% で V. A. Biss らの 0.6% と同水準であり、組成の影響は考えられない。 $\alpha$  相は、Ni を多量に含む G 相の析出により、その近傍の Ni 量が低下するため生成したと考えられる。600°C では G 相の他に  $\sigma$  相が粒界に析出する。これに対し、SUS316 鋼では  $\alpha$  相の生成はなく、また  $\sigma$  相は 600°C の長時間側で析出するが、SUS304 鋼の場合に比べ小さく、かつ量も少ない。したがって、両鋼の長時間側での破断伸びの相違は  $\alpha$  相と  $\sigma$  相に起因すると推定される。

そこでこれらの相とクリープ・キャビティ生成の関係を調査するため、イオン研磨により薄膜を作成し透過電子顕微鏡観察を行った。Photo. 6 に SUS304 鋼の 550°C-26731 h 破断材の結果を示す。 $M_{23}C_6$ 、G 相、 $\alpha$  相が相接して粒界に存在し、 $\alpha$  相と  $\gamma$  相、G 相あるいは  $M_{23}C_6$  との境界にキャビティが観察される。また、この  $\alpha$  相は  $\gamma$  相に比べ著しく転位密度が低い回復が進行

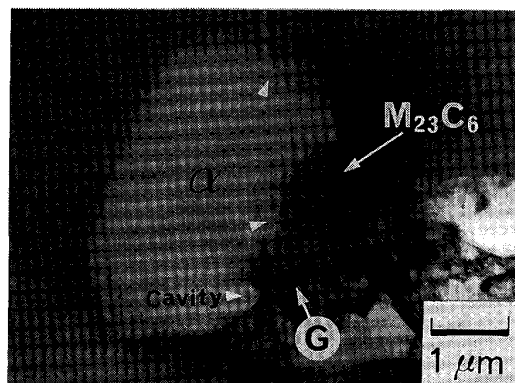


Photo. 6. Transmission electron micrograph of thin foil made by ion thinning (SUS304: 550°C,  $t_r = 26\,731$  h).

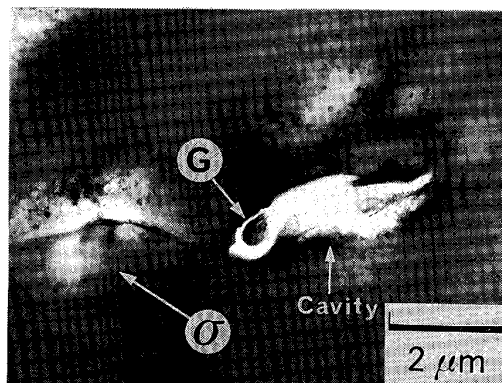


Photo. 7. Transmission electron micrograph of thin foil made by ion thinning (SUS304: 600°C,  $t_r = 53\,351$  h).

した組織であり、クリープ抵抗が小さいことが示唆される。このように SUS304 鋼の長時間側での破断伸びの低下は  $\alpha$  相と関係していることがうかがえる。すなわち、 $\alpha$  相は  $\gamma$  相に比べクリープ抵抗が小さく、また G 相はほとんど変形しないと考えられるため、 $\alpha$  相にクリープ変形が集中する結果、 $\alpha$  相界面にキャビティが生成する。この  $\alpha$  相は粒界に沿ってほぼ連続的に存在するため、これらキャビティの合体も容易と考えられ、早期破断に至るものと推定される。

Photo. 7 に SUS304 鋼の 600°C-53 351 h 破断材の結果を示す。粒界上に  $\sigma$  相が析出し、その近傍の G 相と  $\gamma$  相の界面にキャビティが観察されるが、 $\sigma$  相と  $\gamma$  相境界にはキャビティは存在しない。この  $\sigma$  相は  $M_{23}C_6$  あるいは G 相に比べサイズが大きいためその端部の結晶粒界はより大きな応力集中を受ける。したがって、そこに存在する G 相と  $\gamma$  相界面へのキャビティの生成が容易になり、破断伸びが低下したと考えられる。

SUS316 鋼の場合は 550°C で G 相の析出を生じるが  $\alpha$  相の生成はない。これは SUS304 鋼に比べ G 相の析出が少ないことに加え、Ni 量が高く Cr 量が低いことが原因と考えられる。したがって、 $\alpha$  相に起因する粒界脆化は起こらず、粒界への炭化物の連続析出による延性低下が主要因となる。一方、時間とともに粒界炭化物の凝集・粗大化が起こるとともに粒界近傍に転位密度の低い炭化物無析出帯 (PFZ) が現れる。また、炭化物の凝集により析出物の消失した粒界の一部には粒界移動が起こる。したがって、長時間側での延性回復は、粒界析出物が不連続化することにより粒界すべりに対する抵抗として作用すること<sup>12)</sup>、さらには粒界移動によるキャビティの生成・成長の抑制効果<sup>13)</sup> によるものと考えられる。また、PFZ での回復も粒界へのひずみ集中の緩和

機構として作用し延性を高める可能性がある。600°C においては粒界および粒内炭化物はいっそう粗大化するが、SUS304 鋼に比べ粒界炭化物のサイズは小さく、さらに長時間側での  $\sigma$  相の析出量は少なく、かつ小さいため延性を低下させないものと考えられる。以上のように SUS316 鋼と SUS304 鋼の破断伸びの差は主として  $\alpha$  相と  $\sigma$  相によるものと考えられるが、G 相の影響も否定できない。

#### 4・2 SUS304, SUS316 鋼と 304 MN, 316 MN 鋼の比較

##### 4・2・1 クリープ破断伸び

304MN 鋼は低炭素のため SUS304 鋼に比べ炭化物の析出は少ない。しかし、G 相の析出は早く、かつ析出量も多い。これは G 相の主要構成元素である Cr が炭化物として消費されないためと考えられる。このように 304MN 鋼では G 相の析出が促進される結果、 $\alpha$  相の生成傾向も強くなり 550°C では SUS304 鋼より多量に  $\alpha$  相が生成し、また 600°C でも観察される。したがって、304MN 鋼の破断伸びの破断時間にもなう低下は  $\alpha$  相の析出によると考えられ、結果として破断伸びの低下傾向は SUS304 鋼と変わらない。

316MN 鋼の 550°C の挙動は既に報告したように<sup>9)</sup>、粒界への微細で安定な  $Fe_2Mo$  の析出のため破断伸びの破断時間にもなう低下が小さい。これはクリープ・キャビティの生成は粒界析出物のサイズおよび間隔が小さいほど、抑制されること<sup>14)</sup> から説明できる。今回新たに行った 600°C の結果では、長時間側で  $Fe_2Mo$  の粗大化が認められる (Photo. 5)。しかし、同時に G 相の析出も生じ、その近傍の  $Fe_2Mo$  は消失する。そしてこの G 相の間で SUS316 鋼の長時間側と同様の粒界移動が認められる。粒界移動はクリープ破断延性を高めることから<sup>13)</sup>、316MN 鋼はさらに長時間側においても高い破断

伸びを維持することが期待される。このように両鋼の破断伸びは 550°C の数千時間程度では差があるが、長時間側あるいは 600°C では差は小さくなる。

#### 4.2.2 クリープ破断強度

破断強度に対する低炭素-中窒素化（以下 MN 化と略す）の効果が 304 系と 316 系で異なる。すなわち、304 系では MN 化により破断強度はほとんど変化しないが、316 系では強度の破断時間依存性が減少し、長時間側で 316MN 鋼は SUS316 鋼より高い強度を有する。この 316 系における破断強度の差については既に報告した<sup>9)</sup> ように、SUS316 鋼ではクリープ中に強化元素である炭素が析出粗大化することにより長時間側の強度低下が生じるが、316MN 鋼では溶解度の大きい窒素<sup>15)</sup> を強化元素とするため強度低下が小さいと考えられる。一方、304 系ではクリープ中に多量の G 相が析出し、その近傍に  $\alpha$  相が生成する。このような析出傾向は MN 化によりさらに促進される。 $\alpha$  相はクリープ抵抗が低いため、MN 化による  $\alpha$  相の増加は長時間側の強度低下をもたらす。一方、窒素の固溶強化は長時間側まで維持されることが考えられる。このような、長時間側での組織変化による強度低下と固溶強化が相殺して、結果として MN 化による強度変化が生じなかったものと考えられる。なお、304MN 鋼と 316MN 鋼の破断強度の差の原因として、窒素と Mo の相互作用<sup>16)</sup> の可能性も否定できない。

## 5. 結 言

高速増殖炉の構造用として 304 系及び 316 系のステンレス鋼について、クリープ疲労特性との関連において重要視される 550, 600°C のクリープ破断伸びを比較検討した。

#### (1) 従来型の SUS304 と SUS316 鋼の比較

SUS304 鋼のクリープ破断伸びは破断時間の増加とともに低下し、600°C 数万時間で約 10% まで減少する。これに対し、SUS316 鋼は比較的短時間側では破断時間ともなう破断伸びの低下が認められるが、長時間側では回復し 10 000 h では約 50% となる。両者のこのような相違は、SUS304 鋼はクリープ中に粒界に多量の G 相が析出すること、さらには 550°C では  $\alpha$  相も生成するなど、SUS316 鋼に比べ高温長時間組織安定性が劣ることに関係すると考えられる。

#### (2) 低炭素-中窒素型 304, 316 鋼 (304MN, 316MN 鋼) の比較

低炭素-中窒素化により、304 系のクリープ破断延性、

破断強度は変化しない。これは、クリープ中の炭化物析出は大幅に減少するが、G 相及び  $\alpha$  相の析出量が増加することによると考えられる。

一方、316MN 鋼は高いクリープ破断伸びを有し、かつ破断時間増加にともなう破断伸びの低下も小さい。また、316MN 鋼の破断強度は SUS316 鋼より高く、とくに長時間側での低下が少ないため 10 000 h 破断強度は後者の約 1.3 倍になる。316MN 鋼ではクリープ中に粒界に非常に微細な Fe<sub>2</sub>Mo 型の金属間化合物が析出するが、その成長速度は小さい。

#### (3) 高速増殖炉用としての適性

高速増殖炉の構造用ステンレス鋼には高温長時間側まですぐれた特性を維持することが要求される。このような観点からは低炭素-中窒素型 316 鋼が適していると言える。なお、本鋼よりは炭素含有量が 0.02% と高いが、同系統の鋼種として 316SPH 鋼<sup>17)</sup> が既にフランスの高速増殖炉に採用されていることから適性がうかがえる。

## 文 献

- 1) 江端 誠: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 597
- 2) 加納茂機, 森下正樹: 原子力工業, **30** (1984) 2, p. 36
- 3) 山口弘二, 鈴木直之, 井島 清, 金沢健二: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1526
- 4) D. GLADWIN and D. A. MILLER: Stainless Steel 84, Chalmers Univ. of Technology, Goteborg, Sweden (1984 年 9 月) [The Institute of Metals, London]
- 5) 遠藤忠良, 西田 隆, 佐近淑郎, 富岡征四郎: 三菱重工技報, **18** (1981), p. 603
- 6) 新谷紀雄, 京野純郎, 田中秀雄, 村田正治, 横井 信: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1668
- 7) 新谷紀雄, 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 横井 信: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 114
- 8) 田中秀雄, 村田正治, 貝瀬正次, 新谷紀雄: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 2009
- 9) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇, 田下正宣, 西田 隆: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1346
- 10) V. BISS, D. L. SPONSELLER and M. SEMCHYSHEN: J. Materials, **7** (1972), p. 88
- 11) V. A. BISS and V. K. SIKKA: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 1360
- 12) A. GITTINO: J. Materials, **5** (1970), p. 233
- 13) C. W. CHEN and E. S. MACHLIN: Trans. AIME, **218** (1960), p. 177
- 14) R. RAJ: Trans. ASME, J. Engineering Materials and Technology (1976) 4, p. 132
- 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) 田中良平, 鈴木功夫: 鉄と鋼, **54** (1968), p. 489
- 17) A. A. TAVASSOLI, M. MOTTOT and P. PETREQUIN: Theoretical and Applied Fracture Mechanics, **10** (1988), p. 49