

© 1989 ISIJ

論 文

長時間クリープ破断強度を窒素添加により 改善した高速増殖炉用 SUS 316 の開発

中澤 崇徳*・安保 秀雄*・谷野 満*²
小松 肇*³・田下 正宜*⁴・西田 隆*⁵

Improvement in the Long Term Creep Rupture Strength of SUS 316 Steel for Fast Breeder Reactors by Nitrogen Addition

Takanori NAKAZAWA, Hideo ABO, Mitsuru TANINO,
Hazime KOMATSU, Masanori TASHIMO and Takashi NISHIDA

Synopsis :

Improvement of creep fatigue property of structural materials for fast breeder reactors. In order to improve the resistance to creep fatigue of SUS 316 steels, the effects of nitrogen, carbon, and molybdenum on creep properties have been investigated, under the concept that creep fatigue endurance is correspond to creep rupture ductility. Creep rupture tests and slow strain rate tensile tests were conducted at 550°C and extensive microstructural works were performed. The strengthening by nitrogen is much greater than carbon. Moreover, while carbon reduces rupture ductility, nitrogen does not change it. The addition of carbon results in coarse carbide formation on grain boundaries during creep, but with nitrogen very fine Fe₂Mo particles precipitate on grain boundaries. The difference between the effects of nitrogen and carbon on creep properties is arise from the different morphology of precipitation. Strengthening by molybdenum brings about a slight decrease in rupture ductility. On the basis of these results, 0.01%C-0.07%N-11%Ni-16.5%Cr-2%Mo steel is selected as a promising material for fast breeder reactors. This steel has higher rupture ductility and strength than SUS 316 steel. It is also confirmed that this steel has a higher resistance to creep fatigue.

Key words : austenitic stainless steel ; creep ; nitrogen ; carbon ; molybdenum ; fast breeder reactor.

1. 緒 言

SUS 316 は高温構造材料としてその優れた特性が確認され、高速増殖炉（以下高速炉とする）用の構造材料として SUS 304 と共に使用されている¹⁾。高速炉の作用荷重は熱応力及びその繰返し主たるものであり、使用される鋼材としてはクリープ疲労特性に優れていることが要求される。山口ら²⁾はクリープ疲労特性がクリープ破断延性と相関することを指摘した。著者らは高速炉用としてクリープ疲労特性の優れたオーステナイト系ステンレス鋼の開発を目的として、クリープ破断延性を支配する冶金因子について系統的な研究を行ってきた。す

なわち、高純度 Ni-Cr オーステナイト鋼を用いて合金元素の効果を調べ³⁾⁴⁾、最も有用な強化元素とみなされてきた炭素と窒素がクリープ破断延性に対して相反する効果を示すことを明らかにしてきた。すなわち、炭素による強化は延性低下を生じるが、窒素による強化は延性低下をまねかないため、高速炉用の鋼としては炭素より窒素で強化したものが望ましいことを提案した。本研究ではこれらの結果を基に、SUS 316 についてクリープ破断特性に及ぼす炭素、窒素及び Mo の影響を調べ、高速炉用として高いクリープ破断延性すなわちクリープ疲労特性に優れた SUS 316 の開発を試みた。

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 10 月 12 日受付 (Received Oct. 12, 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.)

*4 三菱重工業(株)神戸造船所 (Kobe Shipyard and Engine Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*5 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

2. 試験方法

炭素、窒素及び Mo の破断延性に及ぼす影響を調査するために溶製した供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。No. 1-No. 4 は窒素を、No. 5-No. 7 は炭素を、そして No. 8-No. 12 は Mo をそれぞれ 4 水準で変化させた鋼である。これらの鋼は 100 kg 真空溶解炉により溶製し、熱間圧延により板厚 23 mm の鋼板とした後、1 050°C 30 min 水冷の固溶化熱処理を行った。各鋼種の結晶粒度は Table 1 に示したように、ASTM 粒度番号で 4.0 から 5.5 の範囲で、ほぼ揃っている。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、圧延方向に平行に採取した。クリープ破断試験は 550°C で行い、破断試験片の断面を光学顕微鏡および電子顕微鏡により観察した。

また、これらの検討結果を基に、高速炉用とした改良 SUS 316 の成分設計を再度行い、工業規模での製造を試みた。この開発鋼 (316 MN) および比較材として用いた SUS 316 の化学組成を Table 2 に示す。両鋼とも 60 t 電気炉-VOD 工程で溶製後、分塊圧延-厚板圧延により、それぞれ厚さ 24 mm、46 mm の鋼板とし、1 050°C-30 min の固溶化熱処理を施したものである。結晶粒度は 316 MN で ASTM No. :5 に対し SUS 316 は 4 とやや粗粒である。固溶化熱処理材について 550°C でクリープ破断試験及びクリープ疲労試験を実施した。なお、クリープ疲労試験は平行部径 8 mm、標点間距離 16 mm の試験片を用い、軸歪み制御により行った。また、

Table 1. Chemical composition and grain size.

Material	Chemical composition (wt%)										Grain size (ASTM)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N		
No. 1	0.013	0.48	0.98	0.033	0.0028	14.72	17.59	2.56	0.0202	5.0	
No. 2	0.013	0.49	1.05	0.040	0.0032	13.44	17.64	2.55	0.0304	4.5	
No. 3	0.015	0.50	1.06	0.041	0.0030	12.22	17.49	2.48	0.0837	5.5	
No. 4	0.015	0.48	1.05	0.043	0.0028	11.22	17.78	2.54	0.1174	5.5	
No. 5	0.021	0.48	1.08	0.040	0.0029	12.21	17.47	2.49	0.0829	5.5	
No. 6	0.024	0.50	1.07	0.043	0.0029	11.78	17.69	2.49	0.0803	5.5	
No. 7	0.049	0.49	0.99	0.030	0.0034	11.07	17.44	2.49	0.0873	4.5	
No. 8	0.051	0.51	1.03	0.024	0.0034	8.82	17.25	0.10	0.0332	4.0	
No. 9	0.048	0.50	1.05	0.035	0.0039	10.34	17.54	1.06	0.0358	4.5	
No.10	0.049	0.49	1.04	0.032	0.0034	11.49	17.43	2.00	0.0351	4.5	
No.11	0.048	0.49	0.98	0.032	0.0028	11.51	17.15	2.48	0.0401	4.5	
No.12	0.037	0.49	0.96	0.038	0.0032	12.62	17.87	2.90	0.0343	4.5	

Table 2. Chemical composition and grain size.

Material	Chemical composition (wt%)										Grain size (ASTM)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N		
316MN	0.011	0.47	0.83	0.026	0.005	11.0	16.5	2.07	0.0681	5.0	
316	0.054	0.47	0.85	0.029	0.002	11.9	17.0	2.16	0.0285	4.0	

550, 600, 及び 650°C で最高 3 000 h までの時効後、550°C での低速度引張試験を実施した。破断試験片および時効材について光学顕微鏡および電子顕微鏡により組織を観察した。

3. 試験結果

3.1 炭素、窒素及び Mo の影響

炭素量を 0.01 wt% (以下%と略す) とし、窒素量を変化させた No. 1-No. 4 の 550°C での応力-破断時間曲線及び破断伸びの破断時間にもなう変化を Fig. 1 に示す。窒素量の増加とともに破断強度は増加し、また破断強度が窒素添加により長時間側で低下することもない。また、破断伸びは窒素量が 0.084% までほとんど変化しないが、0.117% 添加すると長時間側で低下する。窒素量を 0.08% とし、炭素を 4 水準で添加した鋼の応力-破断時間曲線及び破断伸びと破断時間との関係を

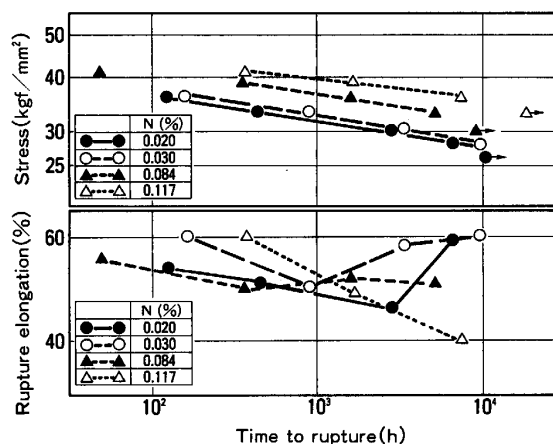


Fig. 1. Effect of nitrogen content on creep rupture properties at 550°C.

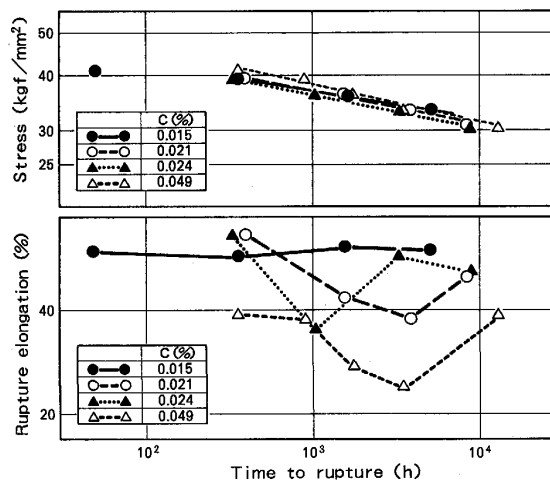
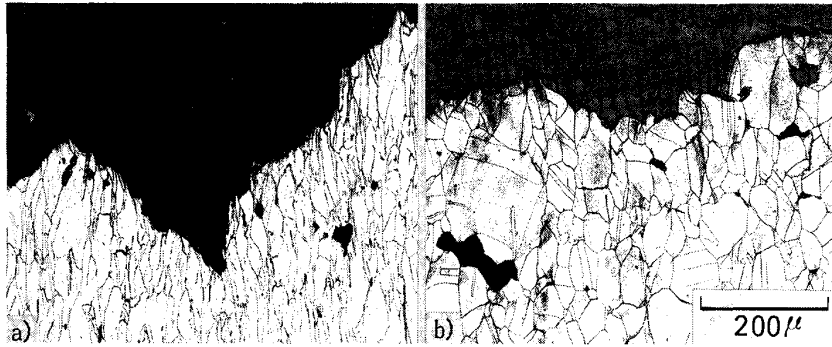


Fig. 2. Effect of carbon content on creep rupture properties at 550°C.



a) No. 4 : $\sigma=39 \text{ kgf/mm}^2$, $t_r=1614 \text{ h}$
 b) No. 7 : $\sigma=33 \text{ kgf/mm}^2$, $t_r=3428 \text{ h}$

Photo. 1. Optical micrographs of the specimens creep-ruptured at 550°C.

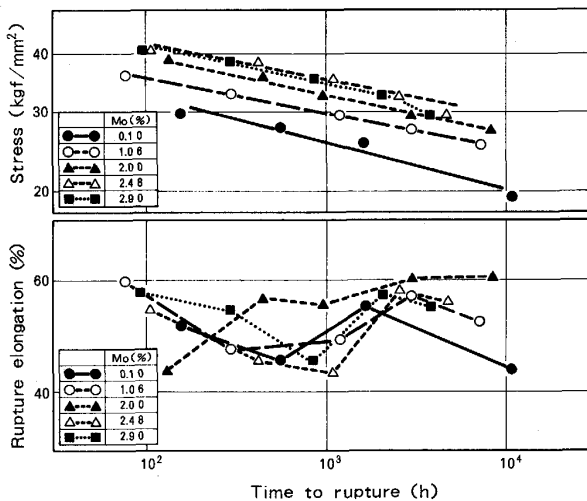


Fig. 3. Effect of molybdenum content on creep rupture properties at 550°C.

Fig. 2 に示す。短時間側では炭素量の増加にともない破断強度はわずかに増加するが、長時間側では炭素添加による強化量は減少する。また、破断伸びは炭素量の最も低い 0.015% C 鋼では、破断時間によらず高い値を示すが、炭素添加により低下し、1000 h を超えるとその差は拡大する。しかし、さらに長時間側では炭素添加鋼の破断伸びが回復するため、10000 h 前後での差は小さい。

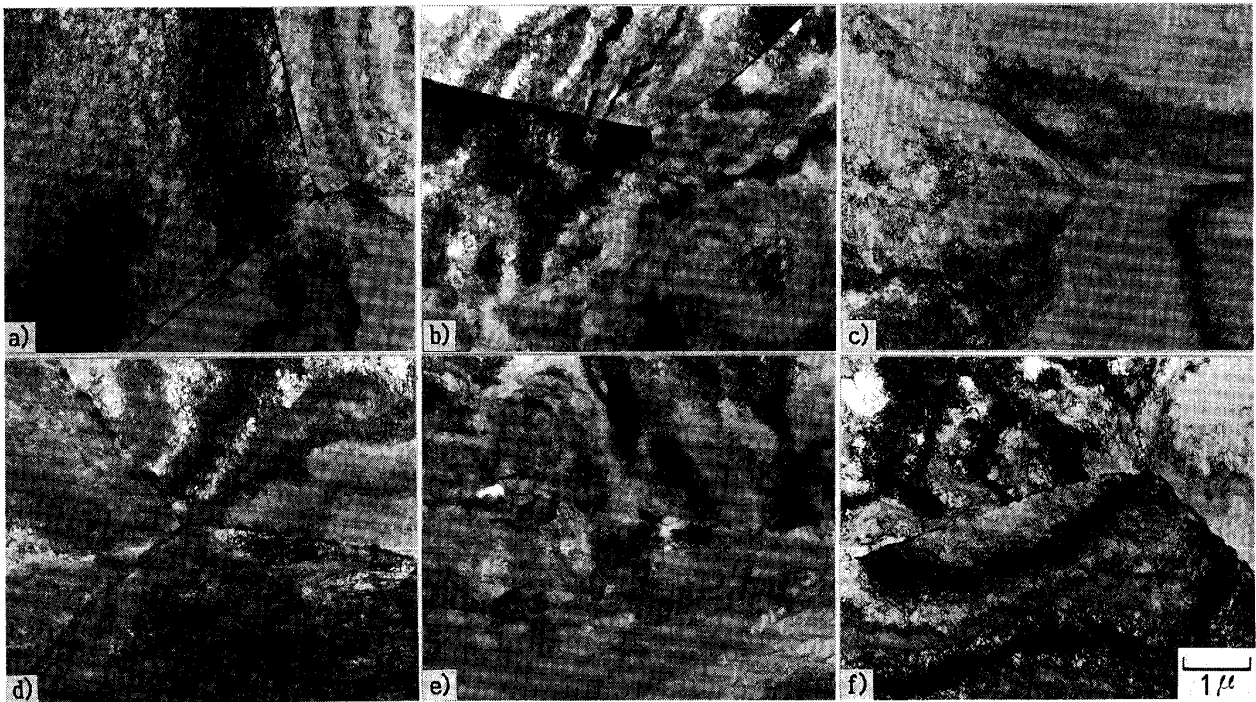
0.05% C-0.03% N とし Mo 量を増加させた 5 鋼種の応力-破断時間曲線及び破断伸びの破断時間に対する変化を Fig. 3 に示す。Mo 量の増加とともに破断強度が上昇するが、2.5% Mo で飽和する。一方、破断伸びは 500 h 以上の破断時間では 2% Mo 材が最高の値を示す。

Photo. 1 に低炭素-高窒素素材と高炭素-高窒素素材であるそれぞれ No. 4 と No. 7 のクリープ破断試験片断面の光学顕微鏡組織を示す。低炭素-高窒素素材においては結晶粒が応力軸方向に大きく変形し、一部の粒界三重点にクラックが観察されるが、クラックは応力軸方向に開口し横方向への進展は認められない。なお、破断は主とし

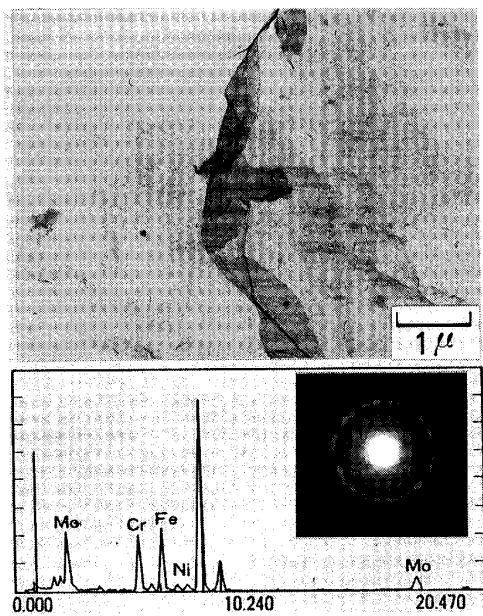
て結晶粒内で生じている。これに対し高炭素-高窒素素材では結晶粒の変形量は小さく、粒界三重点を起点とするクラックが観察される。これらクラックは応力軸に直角方向に成長しており、低炭素-高窒素素材に比べ長いクラックとなっている。また破断も主として粒界で生じている。このように低炭素-高窒素素材に比べ高炭素-高窒素素材は結晶粒界が破壊しやすく、粒内強度より粒界強度の方が低くなることうかがえる。

Photo. 2 に 2000 h 前後でクリープ破断した試料の透過電子顕微鏡組織を示す。No. 1 (0.01% C-0.02% N) においては転位密度が高く、部分的にセル化も観察される。また、結晶粒界についてはこの写真からは判別しにくい。Photo. 3 に示した抽出レプリカによりフィルム状の析出物を確認している。No. 3 (0.01% C-0.08% N) および No. 4 (0.01% C-0.12% N) においても転位密度は高く、また、結晶粒界にフィルム状の析出物が観察され a) に示した No. 1 の組織と類似している。No. 7 (0.05% C-0.09% N) の結晶粒界には連続的に並んだ粒状の相が、また、粒内には微細な析出物が観察される。0.05% C-0.03% N 系で Mo の影響を調査した No. 8 と No. 12 を比較すると、粒界上の粒状の析出物が Mo 添加により微細化していることがわかる。これらクリープ破断材の析出相について、電子回折による同定及び EDX による組成分析を行った。Photo. 3 は 0.01% C-0.12% N 鋼の粒界に析出したフィルム状の相について解析したものである。非常に微細な粒子より構成され、その粒子は $(\text{Fe, Cr})_2\text{Mo}$ と同定された。その他の低 C 系のフィルム状析出物もこれと同じ $(\text{Fe, Cr})_2\text{Mo}$ であった。また 0.05% C 系で観察された粒界の粒状析出相及び粒内の微細析出相は、いずれも M_{23}C_6 と同定された。

以上の試験結果から、クリープ破断延性を改善するためには炭素より窒素で強化することが望ましく、また Mo も強化量に比して延性低下が少ないことから有効な強化元素と言える。



a) No. 1 : $\sigma = 30 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 2759 \text{ h}$ b) No. 3 : $\sigma = 36 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 1546 \text{ h}$ c) No. 4 : $\sigma = 39 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 1614 \text{ h}$
 d) No. 7 : $\sigma = 33 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 3428 \text{ h}$ e) No. 8 : $\sigma = 24 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 2325 \text{ h}$ f) No. 12 : $\sigma = 33 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 2021 \text{ h}$
 Photo. 2. Transmission electron micrographs of the specimens creep-ruptured at 550°C.



No. 4 : 0.015% C - 0.117% N

Photo. 3. Analysis of the grain boundary precipitates of the specimen creep-ruptured at 550°C for 1614 h.

3.2 低炭素, 中窒素とした改良型 SUS 316 (316 MN) の特性

炭素, 窒素, Mo 量の影響についての調査結果をもと

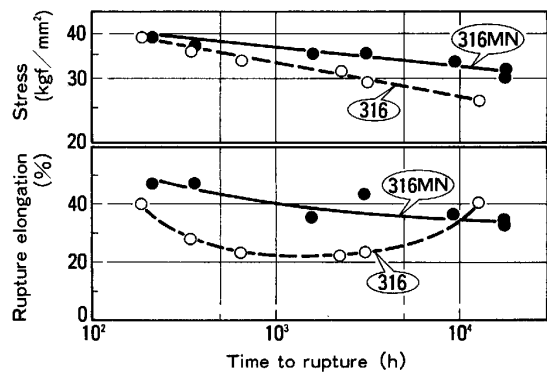


Fig. 4. Creep rupture properties of the 316 MN and 316 steels at 550°C.

に, クリープ破断延性・強度を改善した SUS 316 として Table 2 に示した 0.01% C-0.07% N-11% Ni-16.5% Cr-2% Mo 鋼を選定した. なお窒素量については 316 LN 規格より低いことから, 本鋼を中 N (MN: Medium Nitrogen) 型の 316, すなわち 316 MN とした.

Fig. 4 に 550°C における 316 MN と比較鋼の SUS 316 の応力-破断時間曲線及び破断伸びの破断時間に対する変化を示す. 数百時間の短時間側では同程度の破断強度であるが, 316 MN の破断時間は SUS 316 に比べわずかな応力低下で著しく延長するため, 長時間側では 316

MN の破断強度がより高く、10 000 h では SUS 316 の約 1.2 倍となる。一方、SUS 316 の破断伸びは破断時間とともに低下し 1 000 h 前後で約 20% となるのに対し、316 MN の破断伸びは破断時間が長くなってほとんど変化せず、40% 程度の高い値を 10 000 h を超えても示す。しかし、SUS 316 の破断伸びは 10 000 h を超えると回復するため、長時間側では両者の差はない。

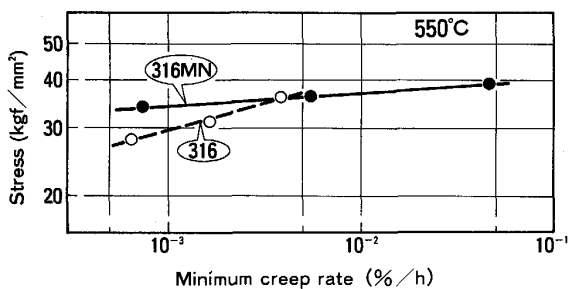
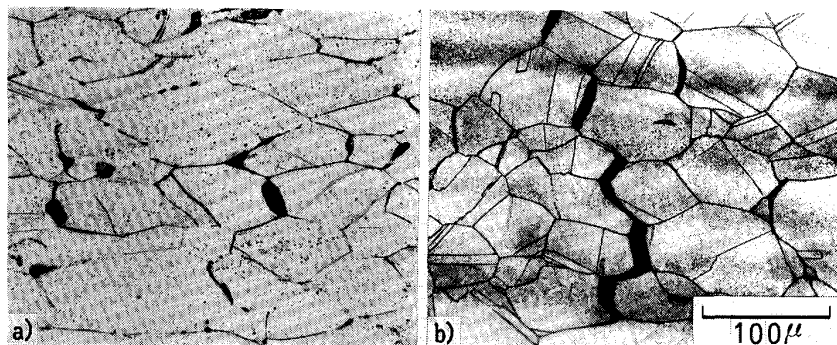


Fig. 5. Relationship between stress and minimum creep rate of the 316 MN and 316 steel at 550°C.

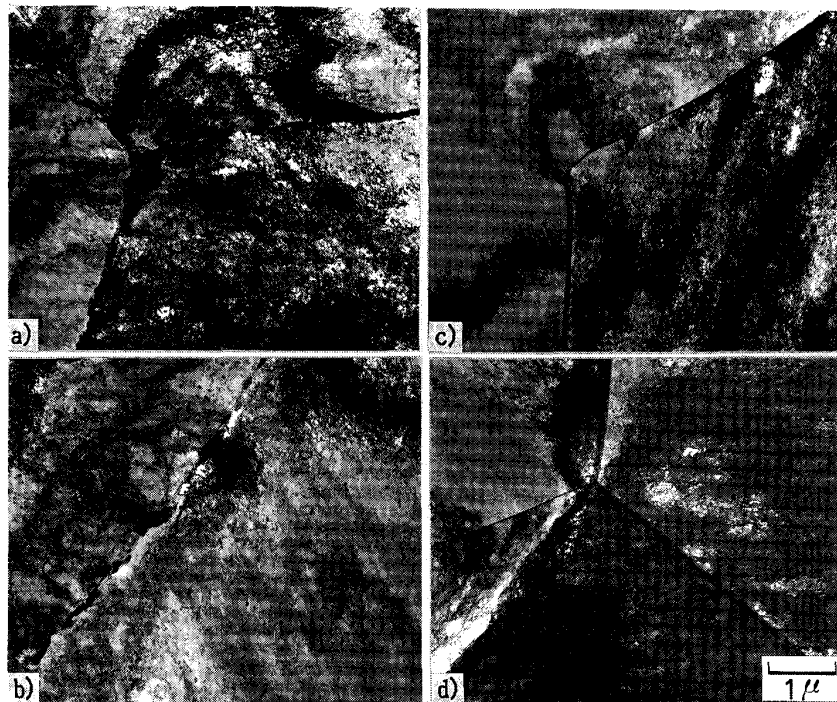
Fig. 5 に最小クリープ速度と応力との関係を示す。応力 36 kgf/mm² では同程度の最小クリープ速度であるが、316 MN のクリープ速度の応力指数は大きく、低応力になると SUS 316 より小さな最小クリープ速度となる。したがって、両鋼の破断強度の差は短時間側では、316 MN の破断延性が大きいことにより破断強度が高く、長時間側では 316 MN の最小クリープ速度がより小さいため破断強度が高くなると考えることができる。

Photo. 4 に 2 000 h ~ 3 000 h で破断した両鋼のクリープ破断試験片断面の光学顕微鏡組織を示す。316 MN では粒界三重点にクラックが観察されるが、このクラックは応力軸方向に開口するのみで横方向へ進展しない。一方、SUS 316 では粒界三重点のクラックは応力軸に直角方向に成長し、316 MN に比べ SUS 316 の粒界が脆化していることが示唆される。しかし、SUS 316 の粒界三重点クラックは 10 000 h を超える長時間側では、応力軸方向に開口するのみで横方向へ進展しない。一方、



a) 316 MN : $\sigma = 35.2 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 3\,032 \text{ h}$
b) 316 : $\sigma = 31.2 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 2\,228 \text{ h}$

Photo. 4. Optical micrographs of the creep-ruptured specimens at 550°C.

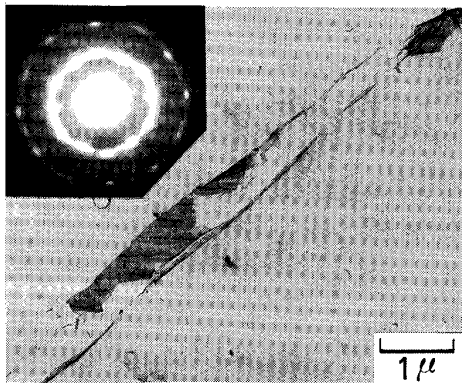


a) 316 : $\sigma = 31.2 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 2\,228 \text{ h}$
b) 316 : $\sigma = 26.2 \text{ kgf/mm}^2$, $tr = 12\,732 \text{ h}$
c) 316 MN : $\sigma = 35.2 \text{ kgf/mm}^2$,
 $tr = 3\,032 \text{ h}$
d) 316 MN : $\sigma = 31.8 \text{ kgf/mm}^2$,
 $tr = 17\,684 \text{ h}$

Photo. 5. Transmission electron micrographs of the specimens creep-ruptured at 550°C.

316 MN のクラック生成・成長挙動は 10 000 h を超える長時間側でも Photo. 4 と同様であった。

Photo. 5 にクリープ破断試験片の透過電子顕微鏡組織を示す。SUS 316 の 2 228 h 破断材(a)では、粒界にほぼ連続的に析出した粒状の相及び、粒内に粒状の析出物が観察される。これら析出物は破断時間とともに成長し、12 732 h 破断材 (b) では粒界析出物の凝集・粗大化、また粒内析出物の粗大化とともに析出密度の低下が観察される。これら析出物は電子回折および EDX 分析により、いずれも $M_{23}C_6$ と同定された。一方、316 MN では結晶粒界にフィルム状の析出物が観察されるが、結晶粒内には析出物は認められない。この粒界析出物は成長



316 MN : $\sigma = 35.2 \text{ kgf/mm}^2$, $t_r = 3032 \text{ h}$

Photo. 6. Electron micrograph of extraction replica from the specimen creep-ruptured at 550°C.

が遅く破断時間 3 032 h (c) と 17 684 h (d) との差は小さい。このフィルム状の析出物は Photo. 6 に示したように、回折パターンがリング状になることから、非常に微細な $(\text{Fe, Cr})_2\text{Mo}$ の粒子より構成されたものであることがわかる。なお、いずれの鋼種においても α 相あるいは σ 相の析出は観察されなかった。

Photo. 7 に両鋼種の 600°C, 650°C-1 000 h 時効後の透過電子顕微鏡組織を示す。SUS 316 では粒界及び粒内への炭化物の析出が認められ、これらは時効温度の上昇とともに増加しかつ粗大化する。一方、316 MN では主として粒界に微細な $(\text{Fe, Cr})_2\text{Mo}$ の析出物が観察され、粒内にもわずかながら析出物が観察される。なお、316 MN の粒界析出物は時効温度が上昇しても粗大化の程度は小さい。

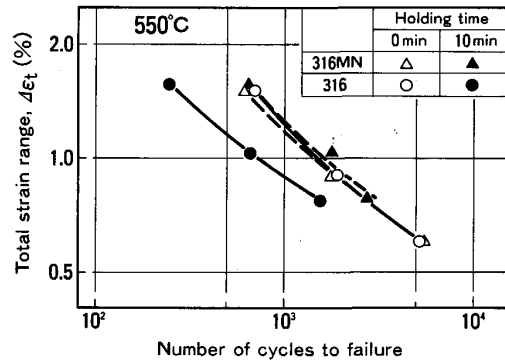
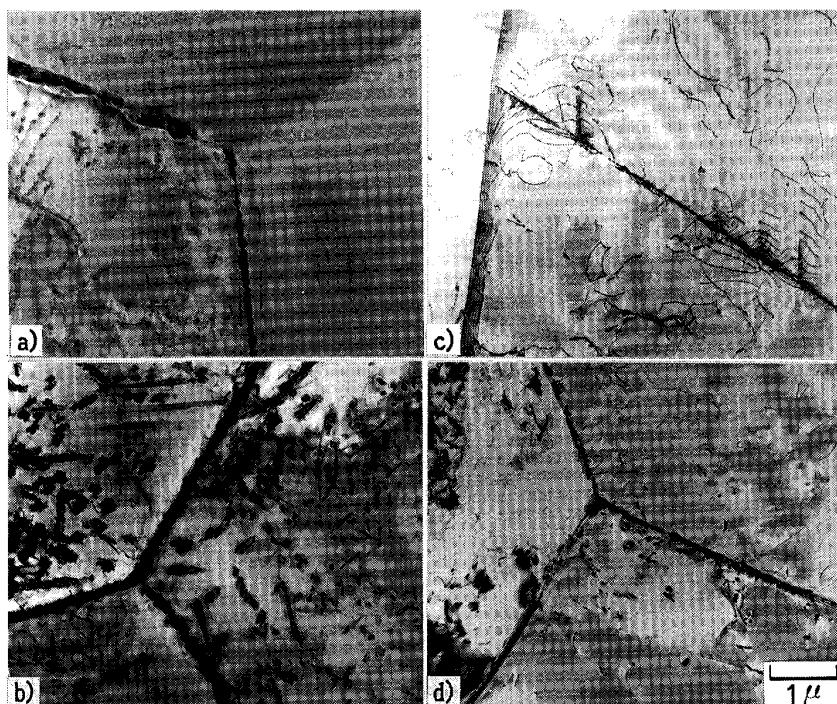


Fig. 6. Creep fatigue properties of the 316 MN and 316 steels at 550°C.



a) 316 : 600°C b) 316 : 650°C
c) 316 MN : 600°C d) 316 MN : 650°C

Photo. 7. Transmission electron micrographs of the specimens aged at 600 and 650°C for 1 000 h.

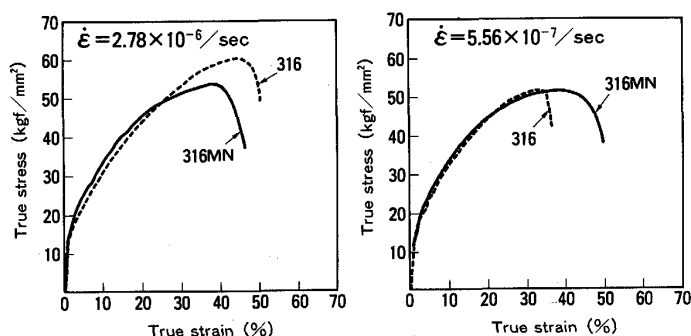


Fig. 7. Stress strain curves of the 316 MN and 316 steels at 550°C.

Fig. 6 に両鋼の 550°C でのクリープ疲労試験結果を示す。SUS 316 は 10 min の引張側の歪み保持により繰返し破断寿命が約 1/2 に低下するが、316 MN では保持による寿命低下はない。すなわち 316 MN は SUS 316 よりすぐれた耐クリープ疲労性を有する。また、SUS 316 は 10 min 保持で粒界破壊を呈するが、316 MN は 10 min 保持でも粒内破壊であった。

4. 考 察

4.1 炭素、窒素及び Mo の影響

今回得られた炭素、窒素、Mo のクリープ破断特性に及ぼす影響は、クリープ中の析出挙動と密接に関係する。すなわち、粒界析出物のサイズ及び間隔が小さいほど粒界におけるクリープ・キャビティの生成が抑制されること⁵⁾から、破断延性に及ぼす影響が説明でき、また、粒内の強度は固溶強化あるいは析出強化から説明できる。

(1) 炭素の SUS 316 における固溶度は 600°C で約 4 ppm と極めて小さく⁶⁾、550°C でのクリープ中にほとんどの炭素は炭化物として析出することになる。したがって、炭素による破断延性の低下は粒界に析出する $M_{23}C_6$ による粒界脆化が原因と考えられる。炭素による強化作用は固溶強化および粒内に微細に析出する炭化物による分散強化である。しかし、Photo. 5 に示したようにクリープ中に炭化物の析出及び粗大化が進行するため、時間とともに固溶強化あるいは分散強化作用は低下する。このため炭素添加による強化は短時間側では有効であるが、長時間側では効果が減少する。550°C クリープでも、10 h 前後から炭化物の析出が生じること⁷⁾、及び Photo. 5 に示した SUS 316 の 12732 h 破断材で粒内の炭化物が粗大化することから、長時間側で粒内炭化物の粗大化による強度低下の可能性は十分考えられる。

(2) 窒素は炭素より固溶度が大きく⁸⁾、また窒化物の析出は今回の試験条件範囲では観察されず、固溶状態で存在する。したがって、窒素による固溶強化は長時間にわたり有効である。また、窒素は Mo とクラスターを

形成し IS 効果⁹⁾による強化も期待できる。一方、粒界にフィルム状の $(Fe, Cr)_2Mo$ が析出するが、非常に微細であるため粒界を脆化させないと考えられる。このように窒素添加材は、強化作用が安定し、かつ粒界脆化がないため、長時間側での強度低下が少ないと考えられる。

(3) Mo 添加によりクリープ破断強度が上昇するが、これは主として固溶強化による二次クリープ速度の低下によると考えられる。また Mo 添加による強化にもかかわらず破断延性が高い原因としては、Mo 添加により粒界に析出する炭化物が微細化し粒界脆化が軽減されることが考えられる。

4.2 316 MN の特性

316 MN と SUS 316 のクリープ特性の差について、高温低速度引張試験 (SSRT) による検討を行った。定荷重型の破断試験ではクリープ変形とともに応力が漸増するため、クリープ後期の現象を評価する手段としては不十分と考えられる。そこで、ネッキング開始までは一定の試験条件が確保できる SSRT 試験を試みた。Fig. 7 に両鋼種の 550°C での真応力-真歪み曲線を示す。(均一変形を前提に真応力を計算した。) 高い歪み速度 ($2.78 \times 10^{-6}/s$) では SUS 316 の方が高い引張強度を示すが、両鋼の破断延性はほぼ同じである。一方、 $5.56 \times 10^{-7}/s$ の低歪み速度では 316 MN より SUS 316 の破断延性が小さい。この条件での破壊様式は、316 MN では粒内支配型であるが、SUS 316 では粒界支配型である。このように SSRT 試験によりクリープ破断試験と同様の破壊様式をより短時間で再現することができた。

Fig. 8 に SSRT 特性におよぼす時効の影響を示す。550°C-1000 h から 650°C-1000 h の範囲で時効し、その条件を Larson-Miller Parameter で表示した。316 MN の引張強度及び破断延性は時効に対し安定である。一方、SUS 316 の引張強度は時効とともに低下し、破断延性は時効初期では低水準であるが時効後期では回復する。破壊様式は 316 MN ではすべて粒内型であるが、SUS 316 は時効初期では粒界型で時効後期には粒内型

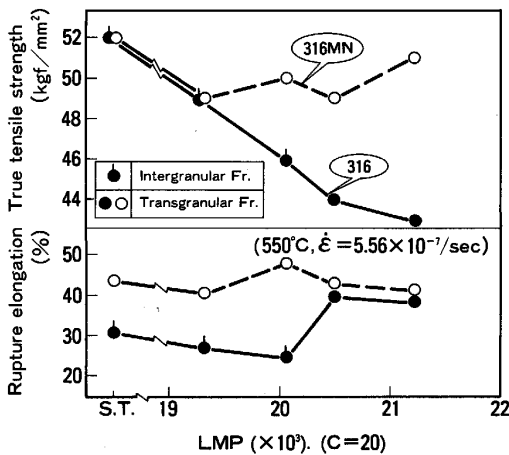


Fig. 8. Effect of aging on the ultimate tensile strength and elongation of the 316 MN and 316 steels.

となる。SUS 316 のこの破壊様式の変化は破断延性の急激な回復と対応している。以上の結果から粒内強度と粒界強度の相対的な比較ができる。すなわち、316 MN では時効条件にかかわらず常に粒界強度が粒内強度より高く、かつ粒内強度の時効による変化は小さい。これに対し、SUS 316 では、時効初期は粒界強度の方が粒内強度より低いが、時効後期は粒内強度の方が低くなる。このような挙動は、時効により炭化物が主として粒界に析出するため粒界が脆化すること、及び粒内強度も固溶炭素量の減少により低下することにより説明できる。すなわち、時効初期には粒界の脆化が支配的で、時効後期では過時効軟化による粒内強度の低下が粒界脆化を上回ると考えることができる。なお、時効によるクリーブ強度の低下は J. A. HORAK らによっても報告されている¹⁰⁾。一方、316 MNでは粒界析出物 (Fe, Cr)₂Mo は長時間側まで微細であるため粒界・脆化が生じにくく、また窒化物の析出が生じないことから粒内強度の変化も小さいと考えられる。

以上の結果から両鋼のクリーブ破断特性差の原因は次のように考えることができる。SUS 316 においては、短時間側の粒内炭化物は微細であるため分散強化作用を有し、かつ粒界炭化物も粒界を脆化させるほど粗大でないことから、高い強度と破断延性を示す。しかし時間とともに粒内炭化物は凝集粗大化するため分散強化作用が

減少し、かつ粒界炭化物の粗大化による粒界脆化が生じるため、強度、延性はともに低下する。さらに長時間側では、粒界強度より粒内強度が低下するため破断延性は回復する。一方、316 MN では非常に微細な (Fe, Cr)₂Mo の粒界析出が生じるが、この析出相の成長は遅く粒界脆化を引き起こさないと考えられる。また、窒化物の析出はなく、窒素の固溶強化作用は長時間側まで有効で、高い破断強度が長時間側まで維持されるものと推定される。

5. ま と め

クリーブ疲労特性の優れた改良型 SUS 316 の開発を最終目的に、クリーブ破断特性に対する炭素、窒素、Mo の影響を調査した。炭素による強化は破断延性を大きく損なうが、窒素は破断延性を劣化させることなく強化できる元素である。したがって、破断延性が重視される高速炉の構造用鋼としては、炭素より窒素で強化することが望ましい。また Mo は強化にともなう延性低下が小さく、有効な元素と言える。

クリーブ疲労特性はクリーブ破断延性と関連することから、クリーブ疲労特性のすぐれた鋼種として低 C-中 N 系 (0.01% C-0.07% N) 316 MN を開発した。本鋼は従来の SUS 316 に比べ長時間側でのクリーブ破断強度の低下が小さく 10 000 h で約 1.2 倍の破断強度とすぐれた破断延性を有し、さらにクリーブ疲労試験においてもすぐれた特性を示す。

文 献

- 1) 加納茂機, 森下正樹: 原子力工業, 30 (1984) 2, p. 36
- 2) 山口弘二, 鈴木直之, 井島 清, 金沢健二: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1526
- 3) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇: 学振耐熱金属材料第 123 委研究報告, 28 (1987), p. 65
- 4) 中澤崇徳, 安保秀雄, 谷野 満, 小松 肇: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 825
- 5) R. RAJ: J. Engineering Materials and Technology (1976) April, p. 132
- 6) M. DEIGHTON: J. Iron Steel Inst., 208 (1970), p. 1012
- 7) D. G. MORRIS and D. R. HARRIES: Met. Sci., 12 (1978), p. 542
- 8) G. ALDEN and B. ARONSSON: Proc. on "Creep Strength in Steel and High-Temperature Alloys" (1972), p. 67
- 9) 田中良平, 鈴木功夫: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 489
- 10) J. A. HORAK, V. K. SIKKA and D. T. RASKE: Proc. Int. Conf. on "Nuclear Power Plant Aging" (1985), p. 301