

## 技術報告

SUS 316 ステンレス鋼の 10 万時間破断試験  
に基づくクリープ破壊機構領域図

新谷 紀雄\*・田中 秀雄\*・村田 正治\*

貝瀬 正次\*・横井 信\*\*

Creep Fracture Mechanism Maps Based on Creep Rupture Tests up to  
about 100 000 h for Type 316 Stainless SteelNorio SHINYA, Hideo TANAKA, Masaharu MURATA,  
Masatsugu KAISE and Shin YOKOI

## Synopsis :

Specimens of Type 316 stainless steel with rupture periods up to about 100 000h have been examined metallographically in order to clarify creep fracture mechanisms and effects of microstructure on the mechanisms.

Main results obtained are as follows.

(1) Creep fracture mechanism maps constructed experimentally show the fields of dominance of each fracture mechanism : transgranular creep fracture, wedge-type cracking at triple point, intergranular cavitation, and cracking at interface between intermetallic phases and austenite matrix. The maps also indicate that this steel in power plants is used within the field of the cracking due to the intermetallic phases of sigma and chi.

(2) The creep fracture mechanisms are subject to the influence of precipitation behavior at grain boundary: grain boundary  $M_{23}C_6$  promotes the transition from the wedge-type cracking to the intergranular cavitation, and grain boundary sigma or chi phases lead to the grain boundary cracking.

(3) Higher aluminum content than about 0.03% leads to the precipitation of AlN associated with the grain boundary sigma or chi phases, and this AlN is thought to cause early formation of the grain boundary cracks, resulting in the marked reductions in rupture strength and ductility at longer time.

## 1. 結 言

316 ステンレス鋼については、火力及び原子力プラント等における高温機器用の主要な材料として、長時間クリープ破断試験結果の解析<sup>1)</sup>、長時間加熱やクリープにより生じる微細組織変化<sup>2)~7)</sup>、さらには理論的な計算<sup>8)</sup>に基づいた、あるいはおもに文献データに基づいた<sup>9)</sup>破壊機構領域図の作成など、様々な角度から多くの試験・研究がなされている。それにもかかわらず、長時間クリープ破壊における破壊機構やそれに及ぼす微細組織の影響などは明確には把握されていない。この原因として、316 ステンレス鋼は高温加熱により微細組織が複雑に変化し、また破壊機構も温度及び応力条件により多様に変化すること、さらには長時間破断試験に基づいた体系的な研究が少ないことなどが考えられる。

著者らは先に 304 ステンレス鋼<sup>10)</sup> について、クリー

プ破壊機構領域図を作成したが、316 ステンレス鋼についても同様にして、系統的に得られている約 100 000 h までのクリープ破断データ<sup>11)</sup>と破断した試験片を解析し、比較的精密なクリープ破壊機構領域図を作成した。さらに微細組織を詳細に調べ、長時間クリープ破壊に大きな影響を及ぼす粒界上の析出物の種類及び形態の変化に特に注目して時間-温度-析出線図を作成した。このような解析を踏まえて長時間クリープ破断性質に関する金属組織変化やクリープ破壊を支配する機構について検討を行った。

## 2. 供試材及び実験方法

## 2.1 供試材

供試材はボイラ・熱交換器用ステンレス鋼鋼管 (JIS G 3463) SUS 316 HTB であり、この鋼種について 9 チャージサンプリングして長時間クリープ破断試験を行

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 12 月 1 日受付 (Received Dec. 1, 1983)

\* 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 153)

\*\* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of Type 316 stainless steel used. (wt%)

Heat	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Co	Ti	Al	Sn	B	N	Pb	Nb+Ta
F	0.07	0.47	1.70	0.025	0.025	13.3	16.6	2.38	0.14	0.02	0.36	0.055	0.095	0.011	0.0020	0.0289	0.0005	0.01
L	0.07	0.60	1.60	0.021	0.010	13.4	16.4	2.39	0.31	0.02	0.36	0.043	0.017	0.013	0.0011	0.0254	0.0002	0.01

Table 2. Heat treatment, grain size and tensile properties at room temperature.

Heat	Heat treatment	Grain size number	Proof stress $\sigma_{0.2}$ (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength $\sigma_B$ (kgf/mm <sup>2</sup> )
F	1130°C W.Q.	5.9	30	62
L	1100°C W.Q.	6.2	28	60

つた<sup>11)</sup>。この中で特徴的な破断挙動を示したチャージ F 及び L についておもに実験を行った。この 2 チャージの化学成分を Table 1 に、熱処理、結晶粒度及び室温における引張性質を Table 2 に示す。

## 2.2 実験方法

クリープ破断試験片は、標点距離 30 mm、標点間の直径 6 mm で、供試管（外径 50.8 mm、肉厚 8 mm）の肉厚中心部から管の長手方向と並行に採取した。クリープ破断試験は、600 から 750°C まで 50°C 間隔の 4 温度においておもに行つたが、一部のチャージについてはこれらの中間温度やより高温の 800°C までの試験を追加した。

破断後の試験片については、破断部及び破面から 10 mm 以上離れた比較的一様な伸びを示す部分の縦割りした面を光学顕微鏡（以下光顕）及び走査電子顕微鏡（以下走査電顕）により観察し、各種クリープ損傷を調べた。

微細組織は、破断試験片及び比較的短時間の等温加熱を行つた試料について、透過電子顕微鏡（以下透過電顕）を用いて抽出レプリカ膜及び薄膜により調べた。抽出レプリカは 10% 塩酸アルコール溶液を用い、カーボン蒸着膜を電解はく離することにより、また薄膜は 5% 過塩素酸-酢酸溶液を用いた電解研磨により得た。一部の試料については、分析電子顕微鏡（以下分析電顕）による析出物の組成分析と 10% 塩酸アルコール溶液を用いた電解抽出残渣の X 線回折による析出物の同定も行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 クリープ破断試験結果

供試材 9 チャージの応力-破断時間プロットは次のような特徴を示している。すなわち、チャージ間の破断強度差は低温短時間側では比較的小さい。しかし高温長時

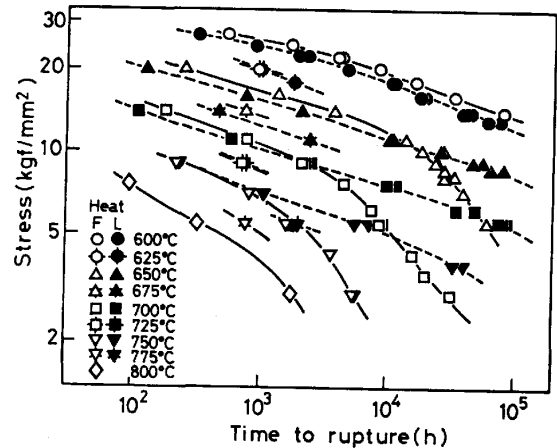


Fig. 1. Stress rupture curves for Heats F and L.

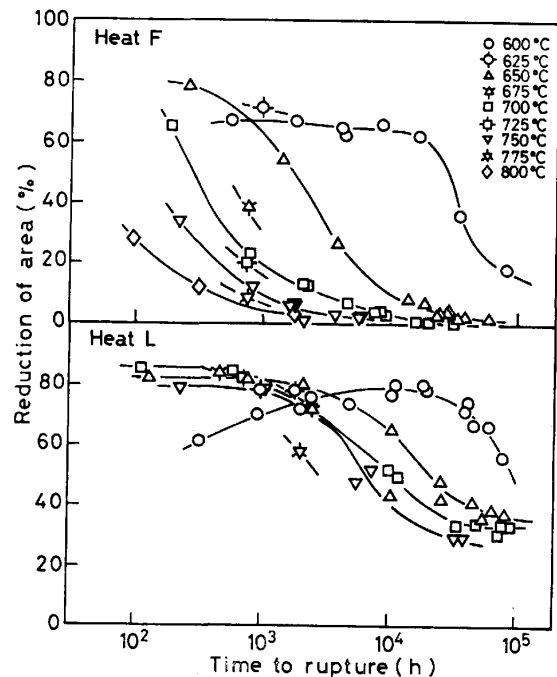


Fig. 2. Reduction of area for Heats F and L.

間側になると、応力-破断時間曲線が下側に曲がり、破断強度が著しく低下するチャージと低下の比較的小さいチャージとがあり、この破断強度差は大きくなる。

Fig. 1 は、高温長時間側での破断強度の低下が最も大きいチャージ F と最も小さいチャージ L についての応力-破断時間曲線を示す。

破断伸び及び絞り、長時間破断によりいずれのチャ

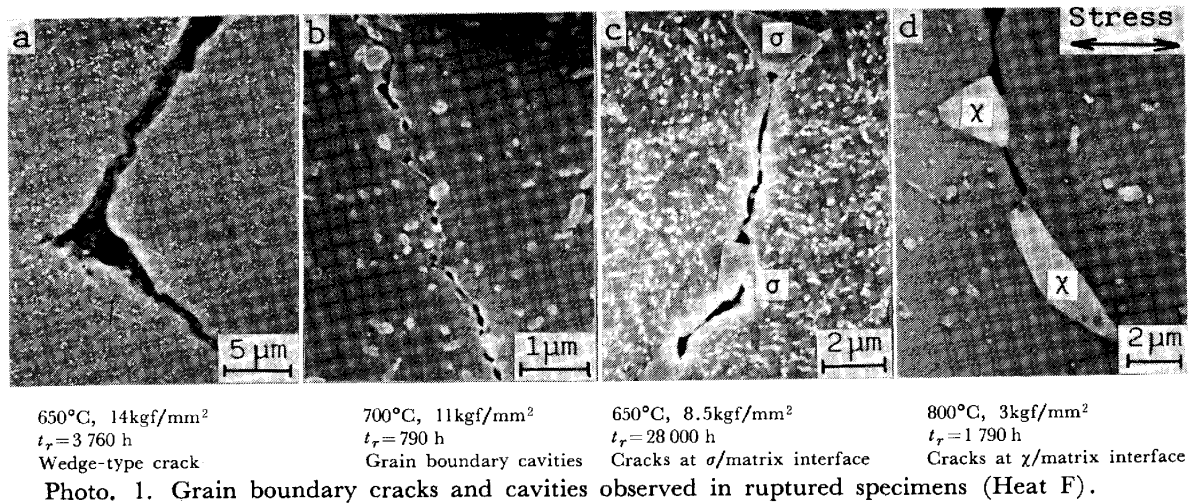


Photo. 1. Grain boundary cracks and cavities observed in ruptured specimens (Heat F).

ージも低下するが、破断寿命におけると同様に長時間側で著しく低下するチャージと低下の比較的小さいチャージとがある。チャージFは最も低下の大きいチャージであり、チャージLは比較的低下の小さいチャージである。これら2チャージの破断絞りを Fig. 2 に示す。

### 3.2 クリープ破壊様式

破断した試験片の破断部近傍及び破面から離れた比較的一様な伸びを示す部分の光顕及び走査電顕観察によりクリープ破壊様式を調べた。その結果クリープ破断した試験片の破壊様式は、粒内クリープ破壊と粒界クリープ破壊とに大別でき、粒界クリープ破壊はさらに Photo. 1. a に示す粒界三重重点に生じた楔型のき裂によるもの（以下W型の破壊と呼ぶ）、Photo. 1. b に示す粒界の炭化物とオーステナイト地との界面に生じたクリープキャビティの成長合体によるもの（以下C型の破壊と呼ぶ）、Photo. 1. c に示す粒界の $\sigma$ 相とオーステナイト地との界面に生じ、粒界に沿って成長したき裂によるもの（以下 $\sigma$ 型の破壊と呼ぶ）、そして Photo. 1. d に示す粒界の $\chi$ 相界面に生じたき裂によるもの（以下 $\chi$ 型の破壊と呼ぶ）の4種類に細分できる。これらの析出物の区別は、走査電顕ではエネルギー分散型X線検出器を用いた *in situ* 成分分析により、また光顕ではおもに大きさや形状により判断した。なお、粒内クリープ破壊はT型の破壊と呼ぶことにする。

Fig. 3 にチャージF及びLについて各クリープ破壊様式の領域を応力-破断時間曲線上に示す。破壊様式が変化する境界近くでは、境界を挟む2種の破壊様式が混合している場合が多いが、支配的であると判定されたものをその破壊様式とした。チャージF及びLとも高応力の短時間破断から低応力の長時間破断になるにつれT型からW型、C型そして $\sigma$ 型の破壊へと移行する。チャー

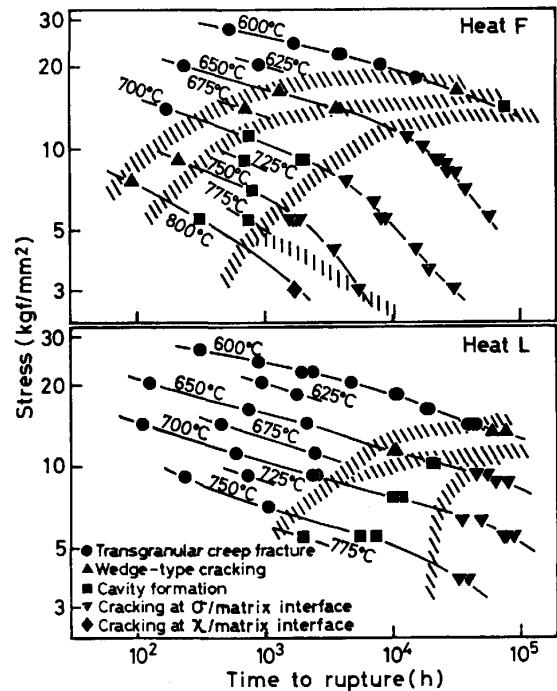
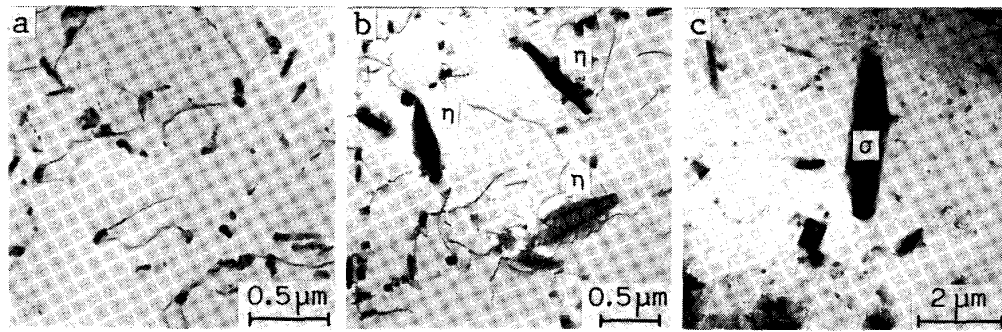
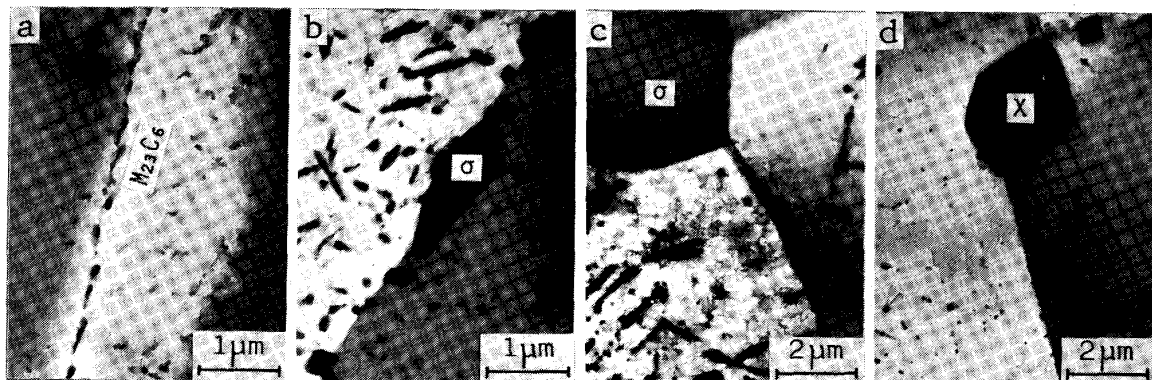


Fig. 3. Creep fracture mechanism maps shown on stress rupture curves for Heats F and L.

JFについては800°Cの破断試験を行っており、この温度の長時間破断領域に $\chi$ 型の破壊がみられた。この $\chi$ 型の破壊は、破壊の微視的な様相 (Photo. 1) 及び破断性質 (Fig. 1 及び 2) とともに $\sigma$ 型の破壊におけるものと同様であった。破壊様式が変化する境界の位置について両チャージを比較すると、いずれの境界もチャージLの方がより低応力長時間側にある。また、応力-破断時間曲線は、T型、W型及びC型の破壊領域内では比較的直線的であるが、 $\sigma$ 型及び $\chi$ 型の領域になると下側に曲がる傾向を示しており、特にチャージFではこの曲がり大きい。



700°C, 17h  $M_{23}C_6$       700°C, 800h  $\eta$  phase      700°C, 32000h  $\sigma$  phase  
 Photo. 2. Microstructural change in grain interior due to isothermal heating (Heat F).



700°C, 17h  $M_{23}C_6$       700°C, 2100h  $\sigma$  phase      700°C, 32000h  $\sigma$  phase with wide P.F.Z.      800°C, 10000h  $\chi$  phase  
 Photo. 3. Microstructural change at grain boundary due to isothermal heating (Heat F).

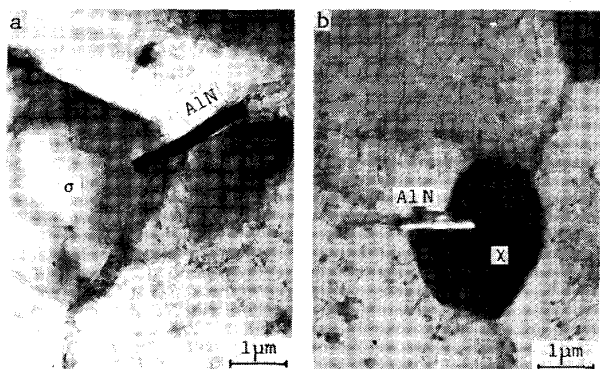
破断紋り (Fig. 2) と破壊様式の変化とを比較すると、両チャージとも破断紋りが著しい低下を生じ始める時間は、粒内クリープ破壊から粒界クリープ破壊に移行する時間と対応している。また、 $\sigma$ 型の破壊の領域では最も破断紋りが低下しているが、この $\sigma$ 型の破壊領域における破断紋りはチャージFでは10%以下であるのに対し、チャージLでは30%以上であり、チャージ間に差異がみられる。

### 3.3 微細組織変化

粒内における等温加熱による微細組織変化の典型的な例を Photo. 2 に示す。まず、比較的短時間の加熱により粒内の転位上に微細な直方体の  $M_{23}C_6$  が析出する (Photo. 2. a)。この  $M_{23}C_6$  は加熱時間とともに凝集粗大化する傾向はあるが、その速度は他の析出物に比べてかなり遅い。さらに、高温長時間加熱を行うと  $\eta$  相 (Photo. 2. b) 及び  $\sigma$  相 (Photo. 2. c) が析出してくる。 $\eta$  相の析出形状として棒状、塊状、針状、四角板状のものがみられ、その析出量は長時間加熱によりかなり多くなり、700°C, 100000 h 加熱では体積率で約5%にも達する。このように  $\eta$  相が増加すると粒内の  $M_{23}C_6$  の析出密度は、かなり減少してくる。この  $\eta$  相の化学組成

は分析電顕により調べた結果、Cr は約15%、Ni は5~10%、Mo は最高40%まで含まれており、残りはFeであった。粒内に析出する  $\sigma$  相は、ほとんど棒状であり、またその析出量は  $\eta$  相よりかなり少ない。以上の粒内における微細組織変化は、チャージF及びLとも同様であった。

粒界上の等温加熱による微細組織の変化を Photo. 3 に示す。まず、短時間加熱により粒状の  $M_{23}C_6$  が数多く析出する (Photo. 3. a)。加熱時間が長くなるにつれ、粒界の  $M_{23}C_6$  の凝集粗大化が進み、また塊状の  $\sigma$  相が析出し始める (Photo. 3. b)。加熱時間に伴う  $\sigma$  相の粗大化は著しい。粗大化が進むと、 $\sigma$  相の周囲、特に  $\sigma$  相近傍の粒界及び粒内には無析出帯が広がる (Photo. 3. c)。また無析出帯を越えた粒界においても粒界の  $M_{23}C_6$  の析出数は減少してくる。750°C以上の高温になると、 $\sigma$  相より先に塊状の  $\chi$  相が粒界に析出する (Photo. 3. d)。 $\chi$  相の形状や大きさは  $\sigma$  相に類似しているが、析出量は  $\sigma$  相より少ない。以上の微細組織はチャージF及びLとも同様であるが、Al が0.095%と他のチャージより多いチャージFには、長時間加熱により棒状の AlN が粒界や粒界  $\sigma$  相及び  $\chi$  相と地との界面に観察されるよ



a) 700°C, 31800 h  
sigma phase and AlN  
b) 800°C, 10000 h  
chi phase and AlN

Photo. 4. AlN associated with sigma or chi phases at grain boundary (Heat F).

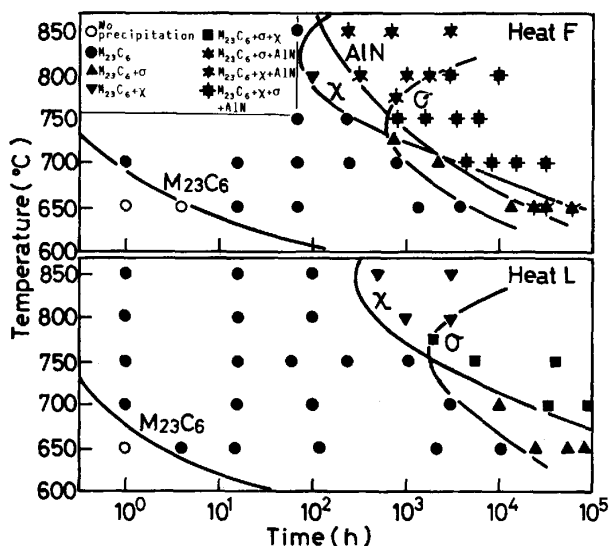


Fig. 4. Time-temperature-grain boundary precipitation diagrams for Heats F and L.

うになる。これら AlN の多くは Photo. 4 に示すように sigma 相や chi 相に突き刺さつて食い込んでいるように観察された。

破壊様式の観察結果から、粒界における組織変化が破壊機構に大きな影響を与えていることが示唆されている。そこで等温加熱材及び試験片のねじ部について粒界の析出物の変化に焦点をあてた時間-温度-粒界析出線図を作成した。チャージ F 及び L についての結果を Fig. 4 に示す。両チャージとも、粒界における M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> の析出は他の析出物よりかなり早くから起こる。また sigma 相は約 750°C に、chi 相は、800~850°C にノーズをもつ析出開始線となつている。これらの析出物の析出開始線は、両チャージともほぼ同様の傾向を示しているが、チャージ F の方がやや短時間側にずれている。チャージ F については、これら析出物に加えて AlN が析出して

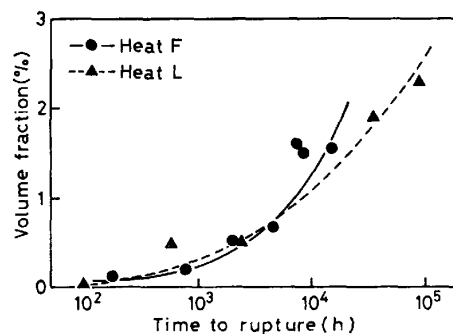


Fig. 5. Change in volume fraction of sigma phase with rupture time at 700°C.

る。AIN の析出開始線のノーズは、850°C 以上の高温側にある。

sigma 型の破壊を生じさせる主な原因である粒界の sigma 相については、顕微鏡を用いた点算法により量的な計測も行った。Fig. 5 に破断した試験片の標点間部の試料についての 700°C における結果を示す。チャージ F 及び L ともほぼ同様の sigma 相の析出挙動を示しており、両チャージ間に大きな差異はみられない。等温加熱による時間-温度-粒界析出線図では、700°C における sigma 相の析出開始は 1000~4000 h であるが (Fig. 4)、クリープ破断試験片には、100 h 破断で既に粒界 sigma 相が観察されており、応力を負荷することにより析出がかなり促進されることが示されている。分析電顕により求めた sigma 相の化学組成は破断時間、チャージ F 及び L の違いに関係なく、Mo : 9%, Cr : 35%, Ni : 5%, 残 Fe であつた。

#### 4. 考 察

##### 4.1 クリープ破壊機構領域図

温度軸及び応力軸をもつ面上に作成したチャージ F 及び L のクリープ破壊機構領域図を Fig. 6 に示す。許容引張応力以下の実用的な使用条件下で起こる破壊は、主として sigma 型の破壊で、一部高温側では chi 型の破壊であることがわかる。実際のプラントにおける破損例に、CHASTELL ら<sup>12)</sup> が設計寿命以下の短時間で破損した 316 ステンレス鋼のボイラ管に、sigma 相とそれに伴つたクリープキャビティやき裂を多数観察している例がある。sigma 型と chi 型の破壊は、その破断部の観察結果や生じている微細き裂の様相などから同様の破壊機構と考えられる。そこで両者を同一の破壊機構と仮定して、その破壊機構を考えるために sigma 型及び chi 型の破壊領域内における破断時間 (t<sub>r</sub>) について (1) 式で示される応力指数 (n') 及びクリープ破断の見かけの活性化エネルギー (Q<sub>r</sub>) を求めた。

$$t_r = A(\sigma/E)^{-n'} \exp(Q_r/RT) \dots\dots\dots (1)$$

ここで A は定数、sigma は応力、E はヤング率、R はガス

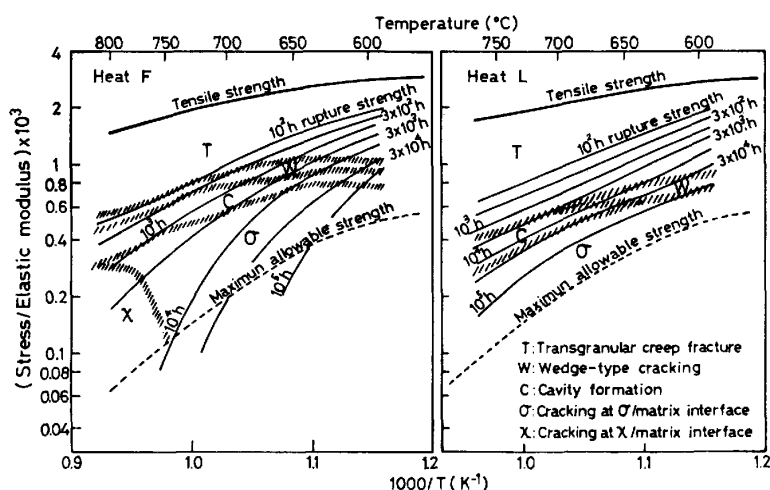


Fig. 6. Creep fracture mechanism maps for Heats F and L.

定数, そして  $T$  は絶対温度である. 得られた  $n'$  及び  $Q_r$  は他の破壊領域における値よりきわ立って小さく, それぞれ 1.3 及び 220 kJ/mol (Fig. 3) まで低下している. これらの値は粒界のクリープキャビティの単純な拡散成長によつて破断寿命が支配されるとするモデル<sup>13)</sup>~<sup>15)</sup>における  $n'$  (1.0) 及び  $Q_r$  (空孔の粒界拡散の活性化エネルギーで 18-8 系ステンレス鋼では 195kJ/mol<sup>16)</sup>) に比較的近い値であり, 304 ステンレス鋼における<sup>10)</sup>と同様に  $\sigma$  型及び  $\chi$  型の破壊の破断寿命はクリープキャビティの拡散成長におもに依存していることが示唆された.

316 ステンレス鋼について既に報告されている破壊機構領域図と本結果とを比較してみる. まず, FIELDS ら<sup>9)</sup>の作成した破壊機構領域図は, 本研究と対応する試験範囲において粒内クリープ破壊と粒界クリープ破壊との 2 領域のみで表されている. しかし同じ粒界クリープ破壊でも, W型, C型及び  $\sigma \cdot \chi$  型の破壊では破壊の様相や破断性質が異なり, 破壊機構が異なる<sup>10)</sup>と考えられるから, 異なつた破壊機構領域とするべきであろう. また MILLER ら<sup>8)</sup>の計算に基づくものと比べると, 各破壊機構の領域や破壊機構そのものも本試験結果とかなり異なっている. これは, 316 ステンレス鋼の組織変化が顕著であり, この組織変化は特に長時間破断に大きく影響するのに対し, MILLER らの計算は破壊機構に対する組織変化の影響を考慮していないことによるものと考えられる.

#### 4.2 粒界析出物のクリープ破壊に及ぼす影響

316 ステンレス鋼の粒内における析出物の影響として, 転位上に析出する微細な  $M_{23}C_6$  はクリープ強度を著しく高める<sup>17)</sup>が,  $\eta$  相の多量の析出は固溶強化作用を示す固溶 Mo 量及び粒内の  $M_{23}C_6$  の析出密度を減少さ

せて, クリープ強度を低下させる<sup>18)</sup>ことが知られている. しかしながら, 長時間側におけるクリープ破断は粒界で生じており, また粒界の析出物が粒界破壊の素過程に直接関係するため, 長時間クリープ破断性質には粒界における組織変化の方がより直接的な影響を及ぼすと考えられる. そこでクリープ破壊に及ぼす粒界析出物の影響について考察する.

まず, 粒界に析出する  $M_{23}C_6$  は, その析出密度や大きさの増大に伴い, 粒界すべりを抑制する<sup>19)</sup>が, その一方でクリープキャビティ発生の核となる (Photo. 1. b). その結果, W型の破壊からC型の破壊への移行を促進させると考えられる.

粒界の  $\sigma$  相及び  $\chi$  相は粒界の  $M_{23}C_6$  より粗大化し, その端部での応力集中が大きいことなどから,  $M_{23}C_6$  に優先して地との界面にクリープキャビティを生じさせる. クリープキャビティは  $\sigma$  相あるいは  $\chi$  相間の長い距離を粒界に沿つて成長して長いき裂状となる. その結果, 破断寿命がクリープキャビティの生成と成長によつて支配される<sup>20)</sup>と考えられるC型から, 主としてキャビティの成長によつて支配されると推定できる  $\sigma \cdot \chi$  型の破壊へと移行する.

粒界の  $M_{23}C_6$ ,  $\sigma$  相及び  $\chi$  相の析出・成長はいずれのチャージも同様であり, 破壊機構の変遷も同様である. しかし破壊機構が変化する境界は, チャージによりかなり異なっている. W型からC型の破壊への移行については, 粒界の  $M_{23}C_6$  以外の因子による影響があると考えられるが, 明確にすることはできなかつた. C型から  $\sigma$  型及び  $\chi$  型の破壊への移行の遅速には, 304 ステンレス鋼<sup>10)</sup>におけると同様に  $\sigma$  相や  $\chi$  相に接して析出する AlN (Photo. 4) の影響が考えられる. Fig. 7 は, 316 ステンレス鋼の 9 チャージについての 700°C における

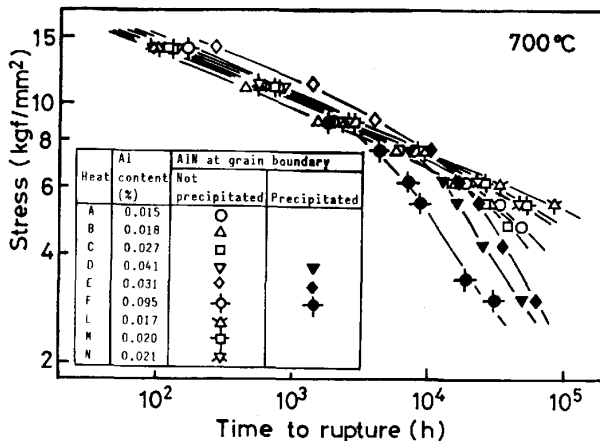


Fig. 7. Stress rupture curves and precipitation of grain boundary AlN for nine heats of Type 316 stainless steel.

応力-破断時間曲線及び破断試験片に粒界 AlN が観察されたチャージと観察された領域を示す。この粒界 AlN が析出しているのは、Al 量が約 0.03% 以上の 3 チャージであり、またその中でも Al 量の多いものほど AlN が早く析出している。粒界 AlN の多くは粒界  $\sigma$  相に接しており、この AlN の析出とともに破断強度の著しい低下を生じている。また粒界に AlN が析出しているチャージは、長時間側での破断延性も著しく低下している<sup>11)</sup>。

この AlN のクリープ破壊過程に及ぼす影響として、その形状や  $\sigma$  相及び  $\chi$  相に接している状況 (Photo. 4) から、 $\sigma$  相等との界面に応力集中を生じさせると考えられ、さらにはその界面における界面エネルギーが小さいと考えられることから、粒界 AlN は  $\sigma$  相等との界面に早期にクリープキャビティを生じさせ、その結果  $\sigma$  型あるいは  $\chi$  型の破壊を促進させると考えられる。

## 5. 結 言

ボイラ・熱交換器用鋼管の 316 ステンレス鋼について、100 000 h にわたるクリープ破断試験の実施と破断試験片の金属学的解析により、クリープ破壊機構を推定し、その変化を示すクリープ破壊機構領域図及び粒界における微細組織変化を示す時間-温度-粒界析出線図を作成した。またこれらと長時間クリープ破断性質との関係について検討した。

得られたおもな知見は次のとおりである。

1) 316 ステンレス鋼のクリープ破壊機構は、高応力・短時間破断から低応力・長時間破断になるにつれ、粒内クリープ破壊、楔型き裂による粒界破壊、粒界炭化物と地との界面に生じたクリープキャビティによる粒界

破壊、そして  $\sigma$  相あるいは  $\chi$  相と地との界面に生じたき裂による粒界破壊へと変遷する。この  $\sigma$  相及び  $\chi$  相の界面に生じるき裂による破壊の領域においては、破断寿命が著しく低下する傾向を示す。

2) 粒界における微細組織変化は、クリープ破壊機構変化に大きな影響を及ぼす。すなわち、粒界の  $M_{23}C_6$  は楔型き裂からクリープキャビティによる粒界破壊へと、また粒界の  $\sigma$  相及び  $\chi$  相はこれらを起点とするき裂による破壊へと導く。 $\sigma$  相及び  $\chi$  相に接して存在する棒状の AlN は、このき裂の生成を容易にすると考えられた。

3) 粒界 AlN は、Al 量を約 0.03% 以上含むチャージにおいて観察されており、また Al 量が多いほど早く析出している。粒界 AlN の多くは  $\sigma$  相あるいは  $\chi$  相に接しており、またこの析出に伴い、破断強度の著しい低下を示す。

## 文 献

- 1) J. K. LAI and A. WICKENTS: Acta Metall., 27 (1979), p. 217
- 2) 耳野 享, 木下和久, 篠田隆之, 峯岸 功: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 204
- 3) D. G. MORRIS and D. R. HARRIES: Met. Sci., 12 (1978), p. 542
- 4) B. WEISS and R. STICKLER: Metall. Trans., 3 (1972), p. 851
- 5) J. K. LAI: Mater. Sci. Eng., 58 (1983), p. 195
- 6) J. BARCIK: Metall. Trans., 14A (1983), p. 635
- 7) J. K. LAI: Mater. Sci. Eng., 61 (1983), p. 101
- 8) D. A. MILLER and T. G. LANGDON: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1635
- 9) R. J. FIELDS, T. WEERASOORIYA and M. F. ASHBY: Metall. Trans., 11A (1980), p. 333
- 10) 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
- 11) NIRM Creep Data Sheet No. 6A (金属材料技術研究所クリープ試験部編) (1978) [金属材料技術研究所]
- 12) D. J. CHASTELL and P. E. J. FLEWITT: Mater. Sci. Eng., 38 (1979), p. 153
- 13) D. HULL and D. E. RIMMER: Phil. Mag., 4 (1959), p. 673
- 14) M. V. SPEIGET and J. E. HARRIS: Met. Sci. J., 1 (1967), p. 83
- 15) R. RAJ and M. F. ASHBY: Acta Metall., 23 (1975), p. 653
- 16) W. ASSASSA and P. GUIRALDENG: Met. Sci., 12 (1978), p. 123
- 17) F. GAROFALO, F. Von GEMMINGEN and W. F. DOMIS: Trans. ASM, 54 (1961), p. 430
- 18) J. K. LAI and C. A. P. HORTON: Mater. Sci. Eng., 54 (1982), p. 285
- 19) C. A. P. HORTON: Acta Metall., 20 (1972), p. 477
- 20) N. G. NEEDHAM and T. GLADMAN: Met. Sci., 14 (1980), p. 64