

論 文

UDC 621.039.546 : 539.164 : 669.14.018.8 : 539.434

α線照射された AISI 316 ステンレス鋼の  
クリープ破断におよぼす試験温度の影響\*

古田 照夫\*\*・小川 豊\*\*・長崎 隆吉\*\*\*

The Effect of Creep Test Temperature on Creep Rupture Properties  
of α-ray Irradiated AISI 316 Stainless Steel

Teruo FURUTA, Yutaka OGAWA, and Ryukichi NAGASAKI

Synopsis:

Since it is known that helium bubbles deteriorate the mechanical properties of stainless steel used as a fuel cladding in fast-breeding-reactors, the effect of helium was studied.

Thin plate specimens of type 316 stainless steel with helium content of  $7.5 \times 10^{-6}$  atom fraction which had been injected by α-ray irradiation from a cyclotron were creep-rupture tested at 550, 650 and 750°C.

The presence of helium caused large reductions in rupture life and elongation as test temperature increased. The loss of ductility showed to be constant at one test temperature.

By observing fracture surfaces with optical and scanning electron microscope, the difference between the specimen with or without containing helium was clear, and it was shown that the embrittling effect of helium resulted from its tendency to concentrate at grain boundaries, leading to intergranular cracking.

(Received Aug., 16, 1971)

1. 緒 言

高速増殖炉の燃料被覆材にステンレス鋼がもちいられるが、ステンレス鋼は高速中性子照射を受けたときつぎのような損傷を受ける。すなわち、高速中性子が原子をはじきだす格子欠陥にもとづく変位損傷と、ステンレス鋼の構成元素と高速中性子とのあいだに起こる ( $n, p$ ) ( $n, \alpha$ ) なる元素変換反応によつて生成されるガス元素にもとづく損傷とがある。これらのなかでも ( $n, \alpha$ ) 反応により生じたヘリウム (He) 原子による損傷は、ステンレス鋼の高温における延性の低下をもたらす燃料被覆材として使われるとき実用上大きな問題となる。とくにクリープ特性は燃料被覆材の安全性の面から重視しなければならないが、生成された He を含んだときのステンレス鋼のクリープ特性は生成された He 量やクリープ温度によつて大きく影響される。

この He の影響を検討するためには、ステンレス鋼中に He を含ませる必要がある。その方法には原子炉で中性子照射をおこなうか、加速器により α 粒子を注入する方法がある。加速器を利用したとき α 粒子による空孔生成速度は  $\sim 10^{-7}$  atom-fraction/sec であるのに対して、中性子炉における高速中性子の空孔生成速度は  $\sim 2 \times$

$10^{-6}$  atom-fraction/sec であり、加速器における変位損傷は中性子炉のそれに比べて約 5% 程度にしか相当しないから無視できるものと考えられる。したがつて、加速器を用いたときには He だけの影響を調べることが出来る。また、短時間で He を注入できることや照射後の放射能が低いことなどの利点がある。

そこで著者らは、高速増殖炉の燃料被覆材として使用される AISI 316 型ステンレス鋼に、サイクロトロンで α 粒子を照射して He を注入し、He を含むステンレス鋼のクリープ特性がクリープ試験温度によりどのように影響をうけているかにつき、高速増殖炉の設計温度条件を勘案して検討をおこなつた。

2. 方 法

供試材は約 500 kg を真空溶解にて溶製し、その化学組成を Table 1 に示す。この表より規格のものに比べ供試材は Cr 量がやや少なく、Ni 量がやや多くなつてゐるが、機械的性質にはあまり差がないので実験にもち

\* 昭和46年4月本会講演大会にて発表

昭和46年8月16日受付

\*\* 日本原子力研究所東海研究所

\*\*\* 日本原子力研究所東海研究所 工博

Table 1. Chemical composition of specimen.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	B	N	Fe
%	0.06	0.56	1.63	0.024	0.007	0.24	13.10	16.60	2.24	0.0009	0.026	Rest

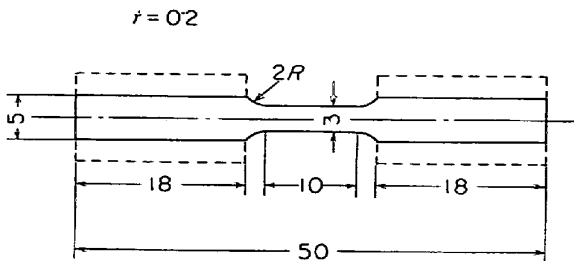
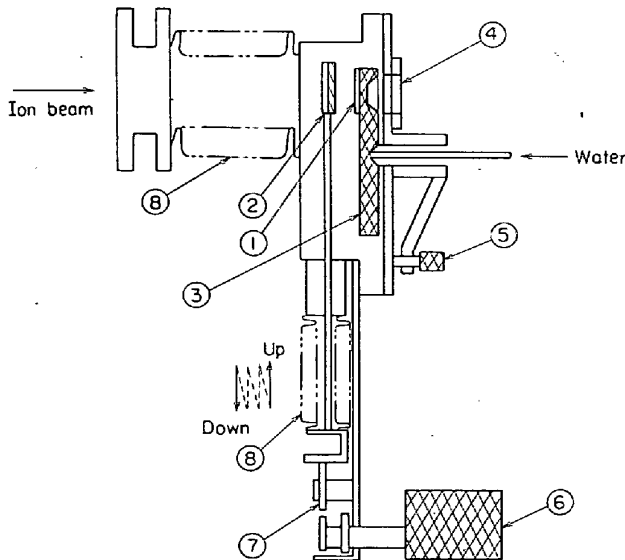


Fig. 1. Dimension of specimen.



1. samples fitted with an Al sheet
2. stoppers made of graphite
3. rotating board (copper)
4. window to observe the beam (quartz)
5. rotating knob
6. motor to move the stoppers
7. tocoroidal cam
8. bellows

Fig. 2. Apparatus of cyclotron irradiation.

いた。

この組成をもつ厚さ 1 mm の板から厚さ 0.2 mm まで圧延したあと、放電加工により Fig. 1 のような形状・寸法をもつ試験片に製作し、真空中 1100°C から溶体化処理をほどこし以下の試験を行なった。

Fig. 1 に示した試験片の形状・寸法は、サイクロトロンによる  $\alpha$  線照射で  $\alpha$  粒子が試料に十分注入され、かつサイクロトロンのビームの径でなるべく多くの試料が照射できるように工夫してある。したがって図中の実線で示された形状が照射時のときであり、照射後クリープ試験をおこなうときには図中の両側に点線で示された大き

さをもつ同質材料を点溶接することによりクリープ試験が可能であるようにした。

$\alpha$  線照射は理化学研究所サイクロトロン装置を利用して、試料内にできるだけ  $\alpha$  粒子を均一に照射すること、および照射温度が照射後の機械的強度に大きく影響するので照射中の試料の温度上昇をさけるという 2 点を目的として行なった。さらにサイクロトロンビームの能力、照射時間および被曝の問題を考えあわせた結果 Fig. 2 に示すような装置を製作した。試料回転板③の同一円周上の 8 箇所の中のうち 7 箇所後述するように Al 板に取り付けられた試料は照射されるが、残り 1 箇所は③を加工し石英の板を埋め込み、石英製の覗き窓④から試験片平行部全体にビームが入射されることが確認できるようにした。すなわち、この④と③の石英の板とを利用して照射開始時に工業用テレビジョンの画面上でビームの大きさを決めた。照射中の温度上昇を防ぐためには、試料をインジュウム (In) で Al 板にろうづけして③に取り付け、③には冷却水を流した。なお照射の結果用いた In (融点 155°C) が融けていないことから、照射温度は In の融点以上であつたろうと推定できる。

ビーム、ストッパー②および試料①の関係について Fig. 3 に詳細を示す。ビームの広がり大きさは試料 3 枚の平行部に十分あたる大きさ、すなわち 15×15 (mm) に調節した。黒鉛のストッパーは試料の厚さ方向に  $\alpha$  粒子を均一に注入するためのものである。すなわち、物質中の  $\alpha$  線の飛程はブラッグ曲線として示される一定の形をもっており、 $\alpha$  線のエネルギーが 36 MeV のときステンレス鋼の飛程が 0.2 mm<sup>1)</sup> となる。試料厚さ 0.2 mm 中に均一に照射するためには、飛程を 0~0.2 mm まで変化させる必要があり、このため試料前面にストッパーを置く。黒鉛の  $\alpha$  粒子の飛程を考慮して、用いた黒鉛の比重 (1.63 g/cm<sup>3</sup>) から厚さを 0~0.663 mm まで変化させればよい。つまり黒鉛の厚さ 0 mm のとき  $\alpha$  粒子の飛程が試料の厚さ 0.2 mm に、0.663 mm のとき飛程が試料表面になる。このようなストッパーを照射中試料前面で上下に動かし試料厚さ方向に均一照射されるようにした。

以上のように照射に対する準備をおこない、次のような計算から求めた He 量を注入した。He 脆性がおこる He 原子比は 10<sup>-7</sup> 以上であれば認められる<sup>2)</sup>。しかしな

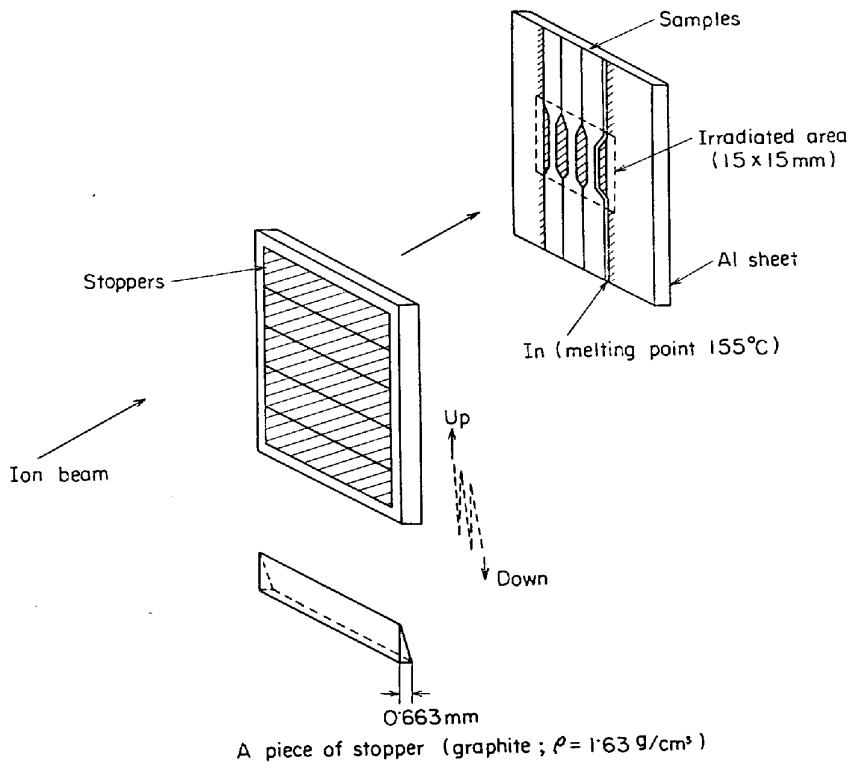


Fig. 3. Detailed relation between samples and stoppers.

がら高速増殖炉での燃料使用上から考えれば, He 原子比は  $10^{-7}$  よりかなり多くなる. 一方もちいた装置の諸条件から  $9000 \mu \text{ Coulomb}$  程度の照射が実験上都合がよい. したがって試料 1 枚当たりの照射体積中 ( $3 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 0.2 \text{ mm}$ ) には  $1200 \mu \text{ Coulomb}$  であり,  $\alpha$  粒子 1 個は  $3.2 \times 10^{-13} \mu \text{ Coulomb}$  をもつから,  $\alpha$  粒子の数は  $3.8 \times 10^{15}$  個になる. また試料の照射体積中に含まれる原子数は Fe 原子とすれば  $5.1 \times 10^{20}$  個になるから, 注入された  $\alpha$  粒子の数は原子比で  $7.5 \times 10^{-6}$  となる. この He 注入量は DEPINO<sup>3)</sup> の計算を参考にすれば, 高速増殖炉で約 50 日照射をおこなったのに等しい. この He 量は He 脆性をひきおこすには十分であるが, He が気泡として電子顕微鏡観察できる限界であろう.

照射後クリープ試験は前述したように掴み部分を工夫し, 直接荷重による小型クリープ試験機をもちいて, 温度  $\pm 3^\circ\text{C}$  に制御しておこなった. 伸びの測定は破断後突き合わせにより破断伸びを測定したにとどめたが, 形状が特殊であるため伸びの値はかなり小さく求められた. 破面観察は光学顕微鏡 (以下光顕と記す) および走査型電子顕微鏡 (以下走査電顕と記す) JSM-U2 によりおこなった. 透過型電子顕微鏡 (以下透過電顕と記す) JEM-6A で He 気泡の確認および挙動について検討をおこなった.

### 3. 結 果

クリープ破断試験の結果を Fig. 4 に示した. 試験温度により照射の影響が違っていることがわかる. すなわち高温の  $750^\circ\text{C}$  の場合, 照射材は非照射材に比べて破断寿命, 破断応力が著しく低下している. 試験温度が下がるにつれ  $650^\circ\text{C}$  では照射・非照射の差が小さくなり,  $550^\circ\text{C}$  のときには両者のあいだに差がなく, He が存在してもクリープ破断寿命は変わらない.

Fig. 4 で破断寿命  $t_r$  と応力  $\sigma$  とのあいだに存在する

$$t_r = A\sigma^{-n} \dots\dots\dots (1)$$

なる式の常数  $n$  を求め Table 2 に記した. なお参考までに KING<sup>4)</sup>, GARR<sup>5)</sup> の結果もあわせて記してある.

この表中の  $n$  の変化からでは照射をしたときの応力依存性については明らかでない.

Fig. 5 に  $750^\circ\text{C}$  における破断寿命と破断伸びとの関係を示す. この図から照射材は非照射材に比べ破断伸びが大きく減少していることを認める. この関係は Fig. 4 と同様に試験温度  $550^\circ\text{C}$  で差がなく,  $650^\circ\text{C}$  でわずかに生じ,  $750^\circ\text{C}$  でこの図のような大きな差となる.

応力と破断伸びとの関係を Fig. 6 に示すが, 照射によつて破断伸びが減少し,  $750^\circ\text{C}$  のとき約  $1/2$ ,  $650^\circ\text{C}$  で約  $1/5$ ,  $550^\circ\text{C}$  で約  $1/10$  の減少が認められる. この破断伸びと応力の関係にのみ,  $550^\circ\text{C}$  のとき照射による

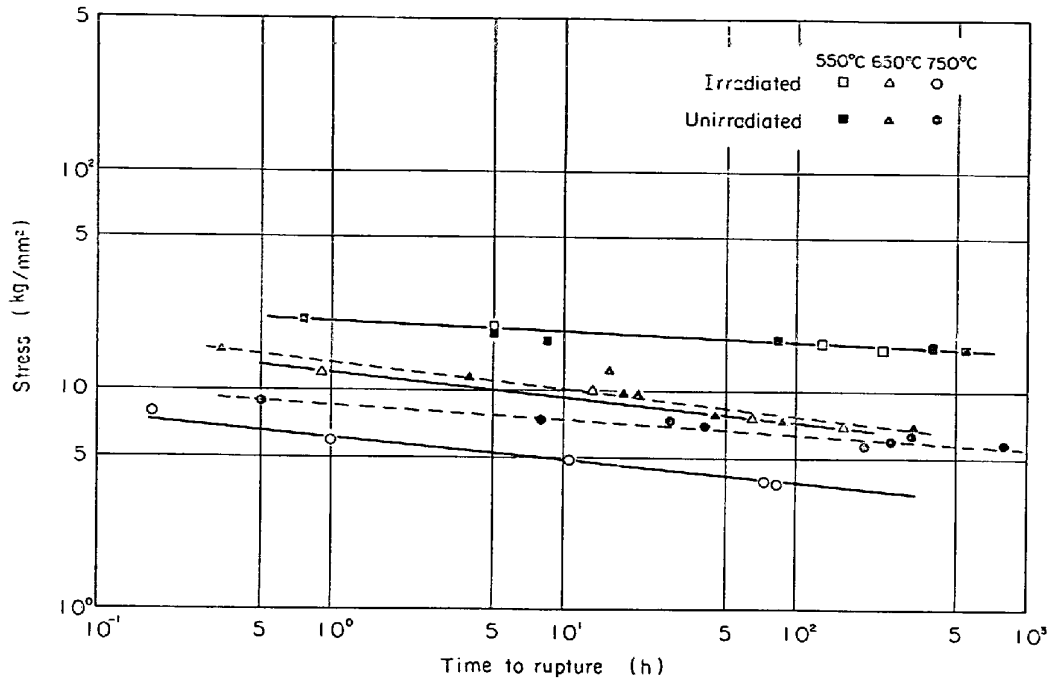


Fig. 4. Stress vs rupture life for type 316 stainless steel.

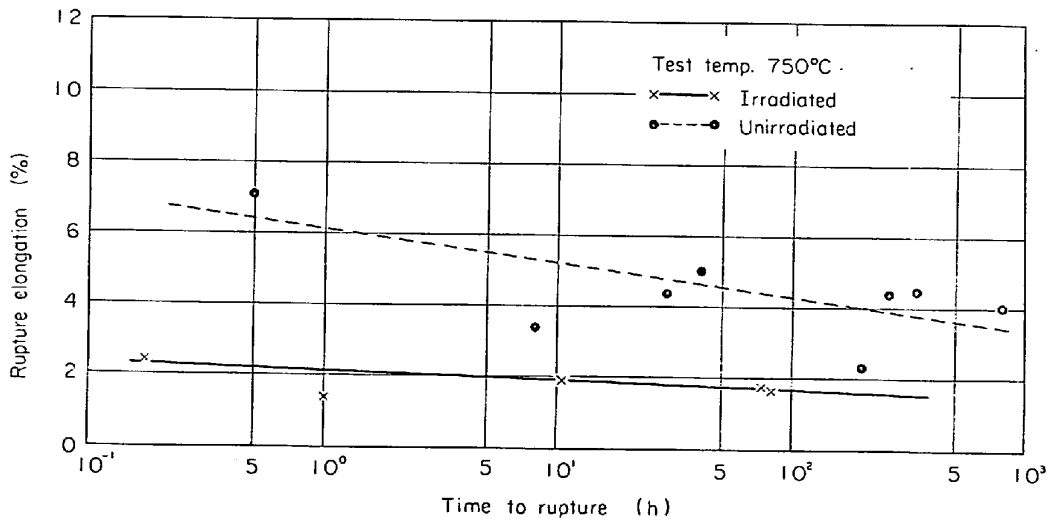
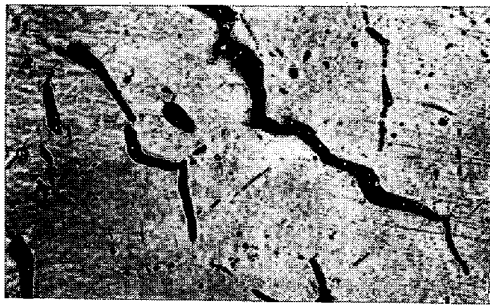


Fig. 5. Rupture elongation vs rupture life for type 316 stainless steel.

Table 2. Values of stress dependence  $n$  for irradiated and unirradiated stainless steel.

Type of stainless steel	He content (atom fraction)	Temp. (°C)	$n$ irradiated	$n$ unirradiated	Reference
316	$7.5 \times 10^{-6}$	550	21	21	from authors
		650	8.9	9.7	
		750	24	10	
304	$40 \times 10^{-6}$	600	13	8.5	from KING <sup>4)</sup>
		700	5.8	8.5	
316	$1.5 \times 10^{-6}$ $40 \times 10^{-6}$	700	7.5	6.0	from GARR <sup>5)</sup>



Stress 7 kg/mm<sup>2</sup>  
Rupture life 0.17 hr  
7.5 × 10<sup>-6</sup> He



Stress 9 kg/mm<sup>2</sup>  
Rupture life 40 hr  
NoHe

Photo. 1. Light photomicrographs of samples tested at 750°C.

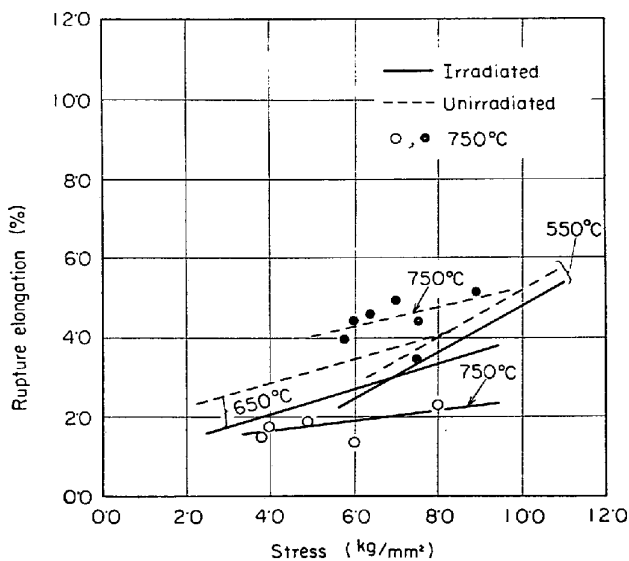
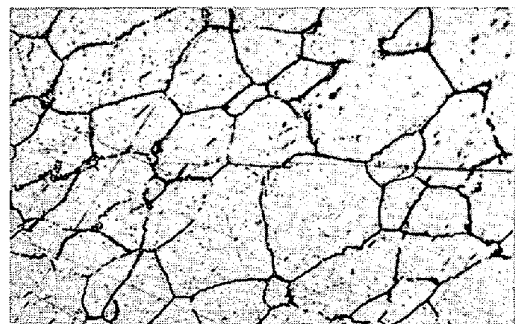


Fig. 6. Rupture elongation versus stress for type 316 stainless steel.

差が生じているのが、他の温度と違っている。

以上照射により He を含んだときの AISI 316 型ステンレス鋼のクリープ破断特性を要約すれば、クリープ試験温度が低い 550°C のとき破断伸びがわずかに減少するが破断寿命では差がなく、温度が高くなるにつれて He の効果は顕著となって破断寿命・破断応力および破断伸びに大きな低下をもたらす。

He を含むときクリープ破断特性が低下する点を検討するため、顕微鏡により破面近傍の観察をおこなった。Photo. 1 は 750°C クリープ試験を実施したものであり、照射材は非照射材に比べてクラックが大きく連なっていることがわかる。この場合の破壊はくさび型クラックによる粒界破壊であり、He の存在はクラックの生成および進展をはやめ、早期に破壊にいたらせていると思われる。Photo. 2 は 550°C クリープ試験のもので、Photo. 1 のような粒界にそつたクラックは認められず He の存在による違いはない。



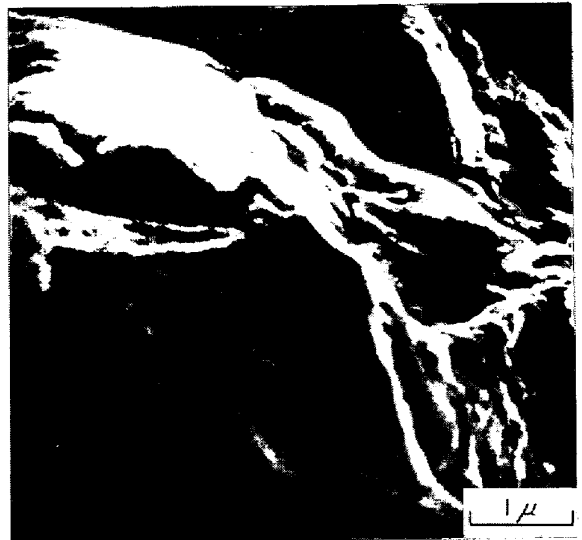
7.5 × 10<sup>-6</sup> He, stress 16.5 kg/mm<sup>2</sup>, rupture life 130 hr  
Photo. 2. Light photomicrograph of sample tested at 550°C

750°C での試験で破面近傍の観察に差が認められたので、走査電顕をもちいて破面にほぼ垂直方向からの観察をおこなった。その結果 Photo. 3 にみられるように粒界破壊の様相がはつきりし、照射材は非照射材に比較して塑性変形が少なく破壊に費やされたエネルギーが小さいこと、クラックの発生の核となつたボイドの数も多いたことがわかる。550°C 試験の場合は Photo. 4 のごとくクラックは粒内を横切っており、破壊は粒内でおこっている。以上の破面観察から、含まれた He の破壊に対する影響は、高温側で粒界破断が顕著になつたときクリープ破断特性を低下させるのに寄与していることがわかる。

透過電顕により注入された He の挙動を検討したが、クリープ試験 750°C の場合でもクリープ破断後に気泡を認めることができなかった。そこで気泡を観察可能とするために、クリープ破断後 900°C、2 hr の焼鈍をおこない気泡を成長させて透過電顕観察をおこなった。Photo. 5 にその結果を示す。写真左は 750°C、6 kg/mm<sup>2</sup> クリープ破断試験終了後のものであり、転位のセル形成が認められセルの屈折点に気泡は存在しやすいと考えられるが、この点にも認められない。写真右はクリープ破断後上述の熱処理をほどこしたもので、転位の多

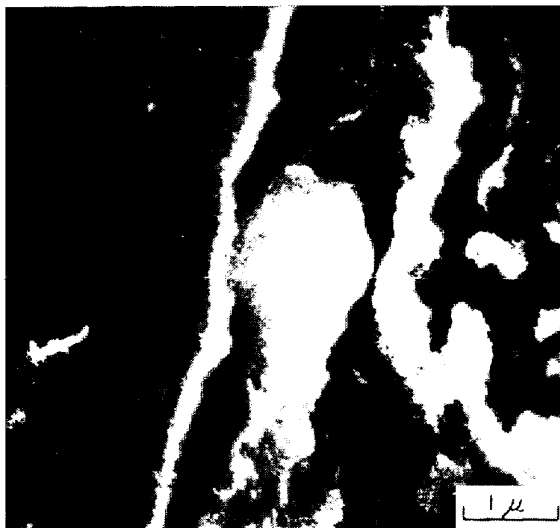


$7.5 \times 10^{-6}$  He  
Stress  $6 \text{ kg/mm}^2$ , rupture life 1 hr



no helium  
Stress  $8.9 \text{ kg/mm}^2$ , rupture life 5 hr

Photo. 3. Scanning electron photomicrographs of samples tested at  $750^\circ\text{C}$ .



$7.5 \times 10^{-6}$  He  
Stress  $16.5 \text{ kg/mm}^2$ , rupture life 130 hr

Photo. 4. Scanning electron photomicrograph of sample tested at  $550^\circ\text{C}$ .

くは回復している。

気泡は移動合体して大きくなると考えてよいが、この写真でも認められない。このことは気泡が存在しなかつたのではなく、透過電顕で観察可能である大きさよりも小さかつたとするのが妥当である。なぜならば、照射中の冷却が不十分で In が融けたような温度上昇があつたものは、照射後の透過電顕観察で  $100 \text{ \AA}$  程度の気泡を認めることができたからである。この場合、照射中に試料局部が  $900^\circ\text{C}$  以上になつたとも考えられるが、 $900^\circ\text{C}$

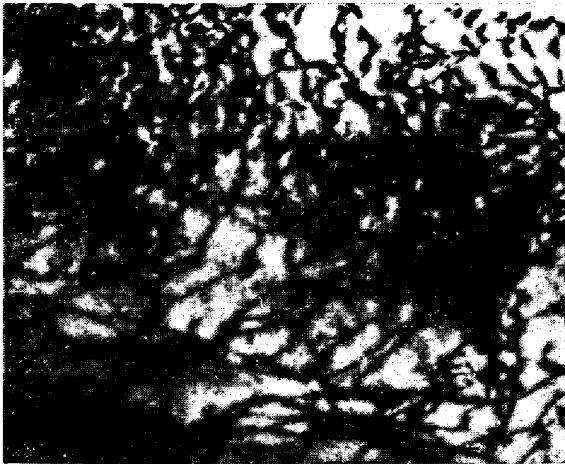
以下であつても照射中に高温になつてゐるときの  $\alpha$  粒子の挙動は、低温照射後に高温熱処理の場合と異なることを示しており、今後に詳細な検討がなされるべき問題であらう。

#### 4. 考 察

##### 4.1 クリープ破断特性

各試験温度におけるクリープ破断におよぼす He の影響は Fig. 4 からわかるように異なる。そこで LARSON-MILLER の式で整理したものが Fig. 7 である。このときもちいた常数は 20 とした。その結果  $7.5 \times 10^{-6}$  He が含まれたとき、破断時間を 10 hr と仮定すれば、ほぼ  $600^\circ\text{C}$  以上の温度で差が現われてくることがわかるが、あとで述べるように破面の観察から He は粒界により強く影響を与えているから、 $600^\circ\text{C}$  以上の試験温度で破断に対する粒界の寄与程度を詳細に検討する必要がある。He が含まれたときの応力依存性については Table 2 からわかるように明らかでない。

破断伸びは Fig. 6 にみられるように試験温度を一定とすれば、応力に対してほぼ一定の傾向をもつこと、また  $550^\circ\text{C}$  でも照射による差が認められる点で He が含まれたときに注意しなければならない。応力に対して一定の傾向をもつことは He による脆化が存在する He の量だけで決まるとしている PFEIL ら<sup>6)</sup> の熱中性子照射による結果と一致する。参考までに彼らにより与えられた関係から、 $750^\circ\text{C}$  における本研究の  $7.5 \times 10^{-6}$  He 量



750°C, 6 kg/mm², rupture life 1 hr



Same to the life and 900°C/2 hr annealing

Photo. 5. Electron photomicrographs of samples containing  $7.5 \times 10^{-6}$  atom fraction helium.

での破断伸びの減少率を求めてみると約 23% となり、Fig. 6 から求まる約 55% に比べかなり小さい。この点は彼らの求めた関係が Ti により炭化物を微細に析出させ気泡をこれに捕え強度の低下を防いだこと、および引張試験の結果であるため歪速度が違うことを考えればうなずける。試験温度を一定とすれば、この破断伸びの減少率が応力に依存していないことから、温度により破断伸びの減少率がどのように変化するかを絶対温度で表わした試験温度 ( $T$ ) と融点 ( $T_m$ ) で整理し Fig. 8 にまとめた。同図には参考として KRAMMER ら<sup>7)</sup>による  $4 \times 10^{-5}$  He 量の引張試験結果もあわせて掲げた。図から融点の半分以上の温度になると脆化が著しくなる傾向が認められる。なお、両者の曲線の違いは、He 量の違いで

生じているものと考えられるが、550°C 付近において両者の差があまりないのは He が強く影響すると考えられる粒界の破壊に対する寄与が少ないためと思われる。この点は破面近傍の組織観察における Photo. 1 および Photo. 2 の違いを考える必要がある。すなわち Photo. 1 にみられるような粒界破断、とくに He が含まれたときに顕著であるくさび型クラックの存在が Photo. 2 には認められないことであり、結果として He は粒界に大きな効果を与える。したがって Fig. 8 の equicohesion temperature 以上で急激な脆化をするのは、He 原子が粒界へ移動・成長した気泡となつて脆化を促進しているものと考えられる。

#### 4.2 He による脆化の機構

He が含まれたときには、くさび型クラックが認めら

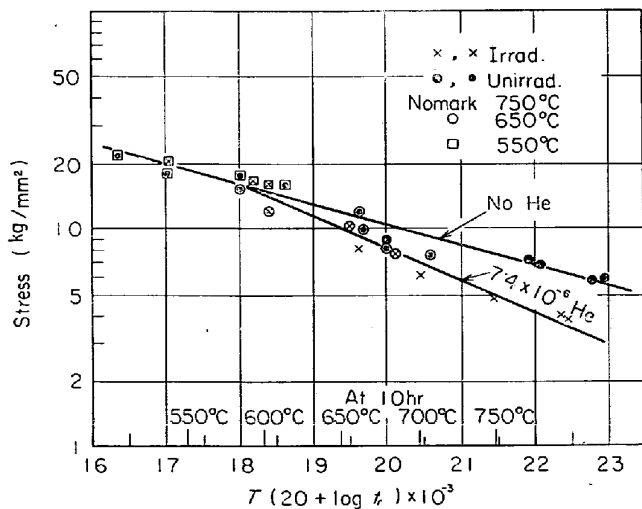


Fig. 7. Stress versus LARSON-MILLER parameter, temperature-compensated rupture life, for AISI 316 type stainless steel containing He.

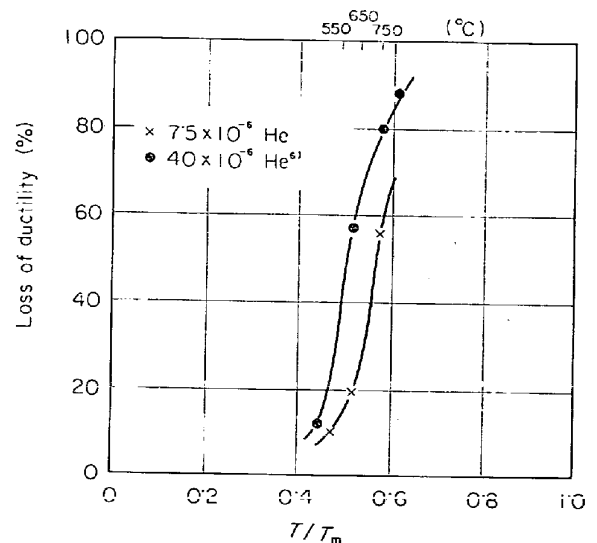


Fig. 8. Loss of ductility vs  $T/T_m$  for type 316 stainless steel containing He.

れやすい傾向をもっており、この点について考えてみる。

まず He 原子あるいは気泡の拡散が問題となるが、気泡の拡散速度  $D_b$  は GREENWOOD ら<sup>8)</sup>によれば

$$D_b = b / \pi n^4 \times \nu_b f a^2 \exp(-Q_s / kT)$$

ここで、 $n$  は気泡の大きさ、 $a$  は原子間距離、 $\nu_b$  はデバイ振動数、 $f$  はエントロピー因子、 $Q_s$  は表面拡散のエネルギー、 $k$  はボルツマン常数、 $T$  は絶対温度で与えられる。γ-Fe 中、650°C のとき、10 Å の気泡で  $D_b \approx 4 \times 10^{-14}$  cm<sup>2</sup>/sec、50 Å 気泡で  $D_b \approx 6 \times 10^{-17}$  cm<sup>2</sup>/sec と求められている。一方 He 原子の粒界への移動は ROWCLIFF ら<sup>9)</sup>によれば 650°C で  $D_{He} \approx 5 \times 10^{-16}$  cm<sup>2</sup>/sec とされる。したがって、He は原子からある大きさを持つ小さな気泡に成長したときに一番速い移動速度をもつ。本研究の温度範囲でも同様なことが成り立つとすれば、750°C でもやはりある大きさをもつ気泡が早く移動するだろう。

移動する気泡は転位や粒界に捕えられ再び動き出す。この駆動力は転位に対しては  $Gb^2$  ( $G$  は剛性率、 $b$  はバーガスベクトル) であるから、気泡の径によらず一定であり HARRIS<sup>10)</sup> の計算によれば  $2.9 \times 10^{-4}$  dyn であり、一方粒界に対しては  $\pi r \gamma_{gb}$  ( $r$  は半径、 $\gamma_{gb}$  は粒界の表面エネルギー) であり、Fe の  $\gamma_{gb}$  を  $780$  dyn·cm<sup>-1</sup><sup>10)</sup> とすれば半径 20 Å のとき  $4.7 \times 10^{-4}$  dyn となる。したがって、半径がこの程度になれば粒界から離れるには転位に比べて大きな力を必要とするから、気泡は転位より粒界に捕えられやすくなる。

Photo. 3 において、クラック発生の核になつたと思われるボイドが多く認められたが、粒界に捕集された気泡はこのボイドの形成に寄与すると思われる。GARR ら<sup>9)</sup>の結果では粒界炭化物に付着して観察されていることもこのことを示している。

くさび型クラックが三重点で形成される機構は ZENER<sup>11)</sup> により提案されており、このとき三重点での最大引張応力  $\sigma_{max}$  は

$$\sigma_{max} = (L/2\rho)^{1/2} \cdot \tau \quad \dots \dots \dots (3)$$

で求められる。ここで、 $L$  はすべる粒界の長さ、 $\rho$  は粒界の先端における曲率半径、 $\tau$  は粒界方向におけるせん断応力を表わす。この式から、くさび型クラックを形成するのに必要な最大引張応力はすべる粒界の長さとともに減少する。粒界に気泡が存在するときには、粒界のすべりが小さくなる傾向が認められており<sup>12)</sup>、すべる粒界の長さが減少し、その結果として最大引張応力も小さくなり、くさび型クラックが生じやすくなる。この傾向は Photo. 1 にみられる。

550°C 試験のときには、equicohesion temperature 以下であることおよび GAROFALO ら<sup>13)</sup>の 598°C クリープ試験で認められたように、粒界に炭化物の析出がおこり粒界の強さを粒内に比べて強めていることが考えられる。したがって、He の粒界へ移動してくる速度が遅いこととあいまつて、高温の場合とは違つて気泡の粒界に対する影響が少なくくさび型クラック生成が助長されないであろう。

#### 4.3 He 気泡の存在

Photo. 5 からわかるように、クリープ試験後またはその後熱処理をおこなつても He 気泡は透過電顕で認められない。そこで ROWCLIFF ら<sup>9)</sup>により求められている半径  $r$  の気泡中に存在する He 原子を求めて計算量の He が注入されたとき、どの程度 He 気泡が存在するかにつき検討する。

He 原子の数  $M$  は

$$M = 8 \pi \gamma r^3 / 3 (kT\gamma + 2\gamma b) \dots \dots \dots (4)$$

で与えられ、 $k$  はボルツマン常数、 $T$  は絶対温度、 $\gamma$  は表面エネルギー、 $b$  は Van der Waals の常数である。

ここで、750°C のときに存在する気泡の大きさを 10 Å と仮定し、 $\gamma = 1500$  dyn·cm<sup>-1</sup><sup>10)</sup>、 $b = 23.71$  cm<sup>3</sup>/mol (He) とすると、 $M \approx 100$  個となり、注入した He 量は  $\approx 4 \times 10^{14}$  個であるから、求める気泡の数は  $4 \times 10^{12}$  個となり、1 mm<sup>3</sup> 中には  $7 \times 10^{11}$  個の 10 Å の気泡が存在していたことになる。

つぎに 10 Å の He 気泡は試料中に均一に分布しており移動・合体して大きくなると仮定する。ステンレス鋼中の He 気泡の拡散速度は WALKER<sup>14)</sup> によれば 800°C で  $\approx 10^{-15}$  mm<sup>2</sup>/sec であり、750°C のときの 10 Å の He 気泡も同程度の拡散速度をもつとすれば、クリープ試験 100 hr 中の平均移動距離は  $\sqrt{Dt}$  ( $D$  は拡散速度、 $t$  は時間) により約  $0.02 \mu$  となる。この移動距離を半径とする体積中 ( $3 \times 10^{-14}$  mm<sup>3</sup>) に含まれる 10 Å の He 気泡の数を考えると合体しても気泡はほとんど大きくなりません。したがって透過電顕観察で容易に気泡が認められなかつたものと思われる。

粒界においては、BARNES<sup>15)</sup> により気泡が成長するための臨界応力  $\sigma_c$  は

$$\sigma_c = 0.76 \gamma / r \dots \dots \dots (5)$$

で与えられる。ここで、 $r$  は気泡の半径、 $\gamma$  は表面エネルギーを示す。 $\gamma = 1500$  dyn/cm とすれば、半径 100 Å で臨界応力  $14$  kg/mm<sup>2</sup> となり、750°C 試験をおこなつた応力に比べてかなり大きい。したがって、透過電顕観察において粒界にも気泡が認められない点も理解できる。



## 5. 結 言

サイクロトロンをもちいて $\alpha$ 線照射をおこない、 $7.5 \times 10^{-6}$  原子比 He を注入された AISI 316 ステンレス鋼のクリープ破断特性におよぼす試験温度の影響を検討した結果、次のことがわかった。

(1) クリープ試験温度が equicohesion temperature より低いときには、He の影響はクリープ破断寿命には現われないが、破断伸びにわずかながら差が認められた。

(2) equicohesion temperature 以上では、温度が高くなるにつれて He の効果は著しくなり、破断寿命・破断応力・破断伸びのすべてが減少する。

(3) 破断伸びは試験温度を一定とすれば、応力の大小によらず He により減少する。その減少する割合は equicohesion temperature を境に高温側で急激に大きくなる。

(4) クリープ破断特性を低下させる He の影響は、粒界破断を促進するほうに強く働く。

(5)  $7.5 \times 10^{-6}$  原子比 He を低い照射温度 (155°C 以下) でステンレス鋼に注入したとき、クリープ試験および試験後の熱処理をおこなつて He 気泡の観察をしても、透過電顕では観察できない大きさにしか成長していない。

サイクロトロン照射をするにあたり、多大なご指導、ご協力をいただいた名古屋大学工学部加藤敏郎教授および河野功氏をはじめとする理化学研究所サイクロトロン

研究室の方々に深く感謝の意をここに表す。

## 文 献

- 1) A. H. WAPSTRA, G. J. NIJGH, and R. Van LIESHOUT: Nuclear Spectroscopy Tables (1959), p. 29 (North-Holland Pub. Co.)
- 2) P. R. B. HIGGINS, et al.: Nature, 206 (1965), p. 1249
- 3) A. DEPINO, Jr: BNWL-SA-639 (1966)
- 4) R. T. KING and J. R. WEIR, Jr: BNWL-870 (1968)
- 5) K. R. GARR, D. KRAMMER, and C. G. RHODES: Met. Trans., 2 (1971), p. 265
- 6) P. C. PFEIL and P. J. BARTON: AERE-R-5027 (1965)
- 7) D. KRAMMER, et al.: AI-AEC-12670 (1968)
- 8) G. W. GREENWOOD and M. U. SPEIGHT: J. Nucl. Materials., 10 (1963), p. 140
- 9) A. F. ROWCLIFFE, et al.: Effects of Radiation on Structural Metals, ASTM STP 426 (1966), p. 161 (ASTM)
- 10) D. R. HARRIS: J. Brit. Nucl. Energy Soc., 5 (1966), p. 74
- 11) C. ZENER: Elasticity and Anelasticity (1948), p. 158 (University of Chicago Press)
- 12) D. KRAMMER, K. R. GARR, and A. G. PARD: Trans. AIME, 245 (1969), p. 1909
- 13) F. GAROFALO: Properties of Crystalline Solid. ASTM STP 283 (1960), p. 82 (ASTM)
- 14) G. K. WALKER: J. Nucl. Materials., 37 (1970), p. 171
- 15) R. S. BARNES: Nature, 206 (1965), p. 1307