

高温ガス炉近似ヘリウム雰囲気中における Inconel 617 のクリープ破断特性

美野 和明*・北川 正樹*²・大友 暁*・深川 宗光*³

Creep Rupture Properties of Inconel 617 in Simulated HTR-Helium Atmosphere

Kazuaki MINO, Masaki KITAGAWA, Akira OHTOMO, and Munemitsu FUKAGAWA

Synopsis:

A study has been made of the effect of a simulated HTR (High Temperature Gas-cooled Reactor) coolant atmosphere on the creep-rupture properties of Inconel 617 at 1173K.

Carburization during creep in helium accelerated the growth of surface cracking, and led to losses in rupture life and ductility. This was characterized by the early onset of tertiary creep, and which was explained in terms of the reduction of net cross-sectional area by surface cracking. Similar premature failure was observed also in air. But the effect of air atmosphere diminished for the test durations longer than 1 Ms, when the internal cracks became dominant in the rupture processes. With increasing the amount of carburization the matrix strengthening became significant and increased the rupture life. For the test durations of 3 to 4 Ms the rupture life in helium became superior to that in air when the increase in bulk carbon contents exceeded 0.15%.

The variation of rupture mode, increased amount of carburization and coarsening of carbide in long-term creep test were discussed to predict the creep strength in a simulated HTR helium under lower stresses.

1. 緒 言

1973 年度にわが国で高温還元ガス利用による直接製鉄技術、いわゆる“原子力製鉄”の研究開発¹⁾が工業技術院の大型プロジェクトとして取りあげられて以来、微量の不純物ガスを含むヘリウム中における耐熱合金の適合性に関する研究がわが国でも盛んに行われてきた²⁾。主として中間熱交換器用材料を対象とした研究が多く、試験用ガスは次の2種類に大きく分類される。1つは高温ガス冷却型原子炉(略して、高温ガス炉, HTR)と熱交換器を循環する一次ヘリウムであり、欧米で運転実績のある実験炉のガス組成を参考にして近似組成を推定している²⁾。他は各種熱利用系へ流れる二次系ヘリウムであり、ガス組成は不明であるが、二次系の純化能力およびリーク速度によつてはかなり高純度になりうる。

前述の大型プロジェクトにおける 1.5 MWt 高温熱交換器³⁾およびこれ以前に行われた日本鉄鋼協会の小型ヘ

リウムテストループ⁴⁾の研究開発では市販純度のヘリウムを用いており、どちらかと言えば二次系ヘリウムに近い。諸外国ではほとんど検討されなかつた脱炭およびこのような雰囲気中におけるクリープ特性に関して、多くの知見ををこれらの研究から得ている。脱炭によるクリープ強度の低下は Inconel 617 に限らず、程度の差はあるが、Hastelloy X および SSS 113 MA 合金でも認められており⁵⁾、この種の合金では共通性がある。さらに、このような環境効果を高温強度設計に反映させる方法も Inconel 617 で試みられている⁶⁾。

一方、一次系(HTR 近似)ヘリウムを対象とした研究はこれらと比べれば、もちろん多い。近似ガスの組成、温度、合金の種類などが試験機関により異なり、それらが微妙に雰囲気特性さらにはクリープおよび破断強度に関する感受性を変えている²⁾⁷⁾。これらの中で浸炭性ヘリウムの影響は最も注目されており、重要な研究課題であろう。現在までの研究によると、大気中と比べてヘリウ

昭和 56 年 4 月本会講大演会にて発表 昭和 56 年 4 月 1 日受付 (Received Apr. 1, 1981)

* 石川島播磨重工業(株)技術研究所 (Research Laboratory, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Kyoto-ku 135-91)

*² 石川島播磨重工業(株)技術研究所 Ph. D (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

*³ 石川島播磨重工業(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

ム中では 3 次クリープの開始が早いことが Hastelloy X⁸⁾⁹⁾および Inconel 617¹⁰⁾などで確かめられているが、その原因は明らかでない。一方、欧州では西独を中心にしてこの種類の実験が精力的に行われているが、雰囲気の影響は顕著でなく、特にクリープ強度に対してはほとんどその影響がないようである¹¹⁾。

そこで本論文では Inconel 617 について 浸炭性の HTR 近似ヘリウム中でのクリープ破断強度の低下およびその原因をまず明らかにする。ついで、クリープ破断強度と浸炭量の関係を実験で求め、これらの結果を基にして、低応力・長時間側での HTR 近似ヘリウム雰囲気の影響を考察する。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

市販の Inconel 617 棒材(直径 1.3×10^{-2} m)を供試材として実験を行った。主要な化学成分は C : 0.067, Si : 0.15, Mn : 0.01, Cr : 22.33, Co : 12.50, Mo : 8.99, Al : 1.05, Ti : 0.36 (質量 %) で表され、金属組織は結晶粒度が ASTM No. 3 の固溶化熱処理状態を示している。この材料からゲージ長さ 3×10^{-2} m, 直径 3×10^{-3} m (一部, 6×10^{-3} m) のクリープ試験片を採取した。

2.2 試験雰囲気ヘリウムガス組成

Table 1 に示す不純物ガスをヘリウムに添加した混合ガスを用いた。このガス組成はわが国で用いられている数種の HTR 近似ヘリウム²⁾の中では CH_4 量が多く、浸炭ポテンシャルが高いものに相当する。しかし、酸化ポテンシャルを高める H_2O , CO_2 を少なくした点で異なる。このような混合ガスの熱力学的検討は岡田ら¹²⁾により解説されている。本試験ガスは熱力学的には 1173 K で炭素活量が 1 よりはるかに高く、しかも酸化ポテンシャルが極めて低いため、Cr, Mn は酸化せず、Al, Ti, Si の酸化物だけが安定である。

2.3 各種雰囲気中でのクリープ試験方法

大気中試験は直荷重型クリープ試験機、真空およびヘリウム中での試験は雰囲気チェンバー外熱式のレバー型クリープ試験機を用い、主に 1173 K で各試験を行った。試験片への荷重伝達用プルロッドはチェンバーと O リングでシールされており、O リングの締め付け強さに

より少し変わるが、プルロッドと O リング間に約 6 N の摩擦力が生じる。ヘリウム中試験ではこの値を加算して負荷した。真空中ではプルロッドの断面積にかかる大気圧、45 N をさらに加算した。

真空中クリープ試験は 3×10^{-3} Pa の真空度で行った。ヘリウム中試験はあらかじめ容器に調合した Table 1 の組成の混合ヘリウムを雰囲気チェンバー内に送り込み、回収しない方式で行った。Fig. 1 はチェンバー出口と入口のガス組成比の流量依存性を示したものである。入口ガス組成はチェンバーを加熱する前の出口ガスで計測した。流量が少ないと、 H_2 は増加し、 CO および CH_4 は減少している。熱平衡状態でのガス組成は HTR ガスのように C, O, H 原子を含むガス (例えば CO_2 , H_2) の分圧が小さいと、ほぼ H_2 および CO だけで表され、他は極めて少ない¹²⁾¹³⁾。 H_2 の増量および CH_4 の減量はガス反応により熱平衡状態に近づく傾向を示しているが、 CO の減量は逆の傾向を示している。

チェンバー内のガス-ガスおよびガス-金属の反応によるガス組成変化を無視できる程度にまで小さくするには、チェンバー内の流量を 3×10^{-6} m³/s (流速に換算すると 1×10^{-2} m/s) 以上にする必要がある。本実験ではこのような高流速で行う代わりに、ガス吹出管を試験片近傍まで導入し、 $(3 \sim 5) \times 10^{-6}$ m³/s の流量で行った。

石英管中での加熱試験では出口ガス組成の変化がほとんどないが、後出の Fig. 6 に示すように 1173 K での浸炭量はクリープ試験機チェンバー内で加熱したものと同程度であり、上述の小流量の試験法は適当であると考えられる。

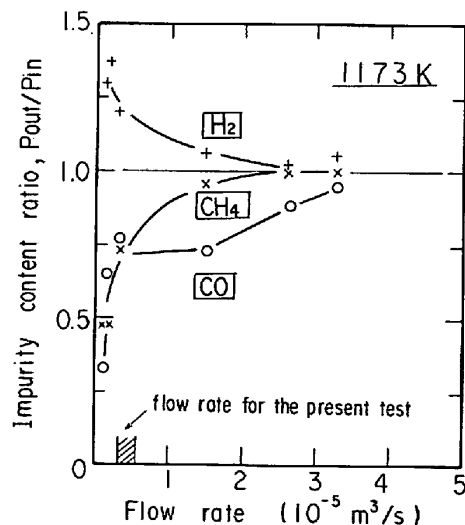


Fig. 1. Influence of flow rate through the test section on outlet gas compositions at 1173 K (Inlet gas : He-270 ppm H_2 -90 ppm CO -40 ppm CH_4).

Table 1. Impurity contents in simulated HTR helium for the present test.

Impurity	H_2	CO	CH_4	H_2O	CO_2	N_2
ppm by vol.	270	90	40	*	*	†

* not intentionally added. (less than 1ppm by vol.)

† not measured

3. 実験結果および考察

3.1 各種雰囲気中におけるクリープ破断強度

直径 $3 \times 10^{-3} \text{ m}$ の試験片を用いて、1173K の HTR 近似ヘリウム、真空および大気中でクリープ試験を行い、試験雰囲気の影響を検討した。Fig. 2 に応力 88.2 MPa におけるクリープ曲線を示す。定常クリープ段階は雰囲気による有意差が認められないが、3次クリープの開始が真空中に比べて大気さらにヘリウム中では早い。その結果、これらの雰囲気中では破断時間が短縮している。

Fig. 3 は真空中に対するヘリウムおよび大気中のクリープ破断時間の比ならびに各雰囲気における破断紋りが試験時間（応力）とともに変化する様子を示したものである。破断強度におよぼす大気の影響は試験時間が 1 Ms より長くなると消失している。一方、ヘリウム中では 0.8 Ms 付近で破断時間比が最小の 0.45 になっている。破断紋りは各雰囲気とも試験時間が長くなるにつれて減少するが、ある時間を境に変化が緩やかになる傾向を示す。長時間側での破断紋りの低下はヘリウム、大気、真空の順に大きい。

クリープ破断特性におよぼす雰囲気の影響は試験片が細いほど顕著であることが予想され、以上の基礎試験では直径 $3 \times 10^{-3} \text{ m}$ の試験片を用いた。しかし、実用的に重要となる長時間試験では大気中クリープ試験で一般に採用される直径 $6 \times 10^{-3} \text{ m}$ の試験片の方が大気中強度と比較する上で都合がよい。Fig. 4 はこの太い試験片を用いて破断特性を比較したものである。試験時間は 1 Ms 以上であるため、すでに Fig. 3 で示したように大気と

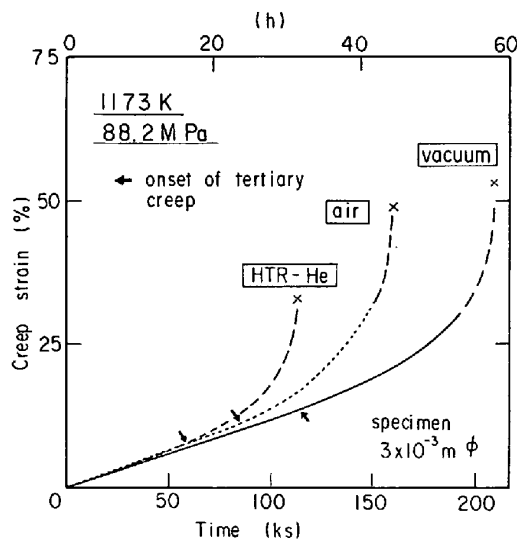


Fig. 2. Creep curves in helium, air and vacuum at 1173 K, 88.2 MPa.

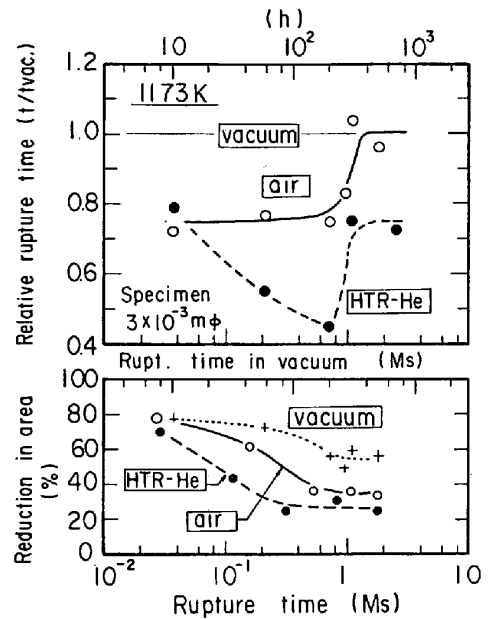


Fig. 3. Variation of relative rupture time and reduction in area with rupture time at 1173 K.

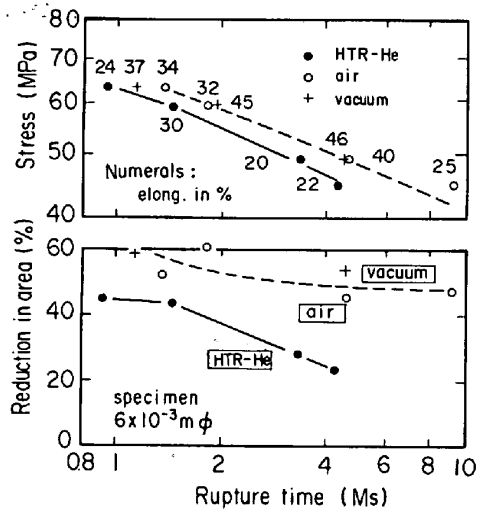


Fig. 4. Stress rupture curves in various atmospheres at 1173 K.

真空中の破断時間は同じである。しかし、ヘリウム中の破断時間は真空あるいは大気中と比べて、Fig. 3 の 1~2Ms における破断時間比である 0.75 とほぼ同比率で短縮している。Fig. 4 と Fig. 3 の破断紋りを破断時間が重複している 1~2Ms の試験範囲で比較すると、真空中では直径が異なっても 50~60% で同等であるが、ヘリウムおよび大気中では細い試験片の破断紋りは太いものより約 20% 小さいことがわかる。

ヘリウム中でのこれらの破断強度低下はすべて Fig. 2 で示したような 3次クリープの早期加速によるものである。この現象は Fig. 5 に示すように 1173K だけでなく、1073 および 1273K でも起こっている。なお、試

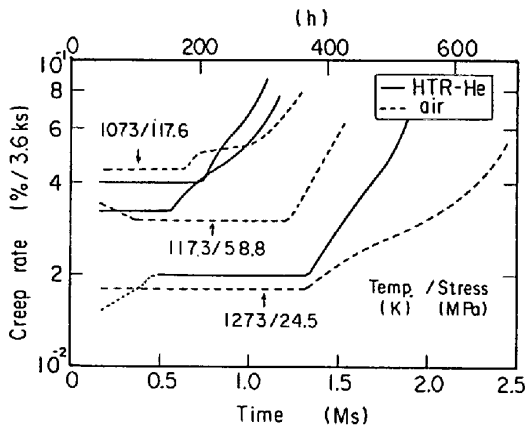


Fig. 5. Effect of helium atmosphere on $\dot{\epsilon}$ vs t curves at various temperatures (Specimen diameter: 3×10^{-3} m for 1073 K, 6×10^{-3} m for 1173 and 1273 K).

試験片直径は 1073K だけが 3×10^{-3} m, 他は 6×10^{-3} m である。

3.2 HTR 近似ヘリウム中における浸炭

前節で述べたヘリウム中におけるクリープ破断特性の劣化原因を考案する前に, 本試験ガス中で期待した浸炭現象が実際に起こっていることを確認するとともに, ガス組成を特徴づける浸炭速度を求めた。

1173K での加熱時間と直径 6×10^{-3} m の試験片における平均炭素増量の関係を Fig. 6 に示す。図中, 三角印は無応力下でクリープ試験機のチェンバー, 白丸印は石英管内で加熱したものであり, 放物線則にしたがって浸炭量が増大している。クリープ破断試験片における浸炭速度(図中, 黒丸印)は無応力下と比べて大きい, これはおそらく表面クラックによる実表面積の増大によるものであろう。なお, 破断試験片は直径が約 5.5×10^{-3} m まで細くなっているが, 断面積で補正した。

1173 K のヘリウム中で加熱した試験片における炭素分布曲線の一例を Fig. 7 に示す。加熱時間は 0.9 Ms であり, 6×10^{-3} m の丸棒試験片における平均炭素増量

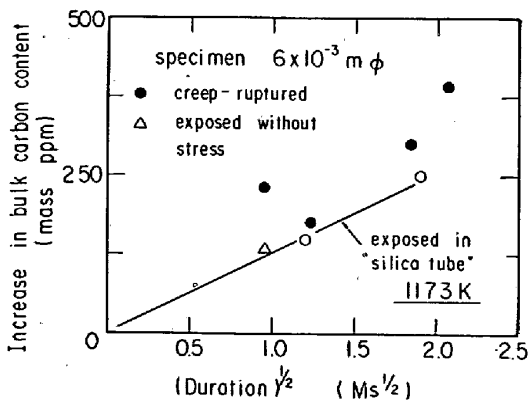


Fig. 6. Carburization rate at 1173 K in helium.

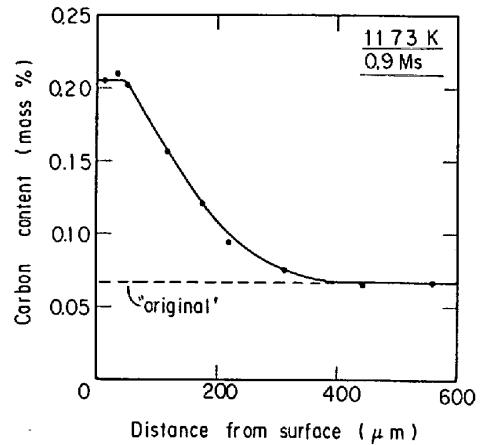


Fig. 7. Carbon content profile after exposure in helium at 1173 K for 0.9 Ms.

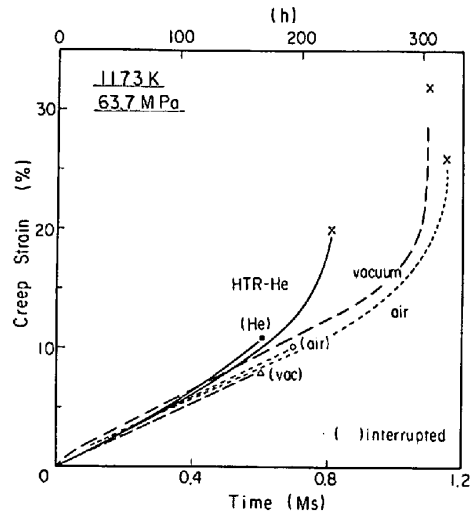


Fig. 8. Creep curves of specimens with 3×10^{-3} m in diameter tested at 1173 K, 63.7 MPa for examination of surface cracking behavior.

は 130 ppm である。なお, 加熱時間が長くなるほど表面濃度および浸炭深さは増大する。

3.3 3次クリープの早期加速原因に対する検討

浸炭性ヘリウム中で3次クリープが真空中に比べて加速する原因として, 表面クラックの早期発生・成長による有効断面積の減少がまず考えられる。そこで各種雰囲気中で中断あるいは破断させクリープ試験片における表面クラックの発生状況を比較した。Fig. 8 にその目的で行った直径 3×10^{-3} m のクリープ試験片の 1173 K, 63.7 MPa におけるクリープ曲線を示す。この試験条件では大気と真空中のクリープ曲線に著しい差異が認められないが, ヘリウム中ではわずか5%になるとすでにクリープ速度が加速し始めている。

これらの試験片縦断面を観察して, 表面クラック深さのヒストグラムを求め, Fig. 9 に示した。なお, 中断

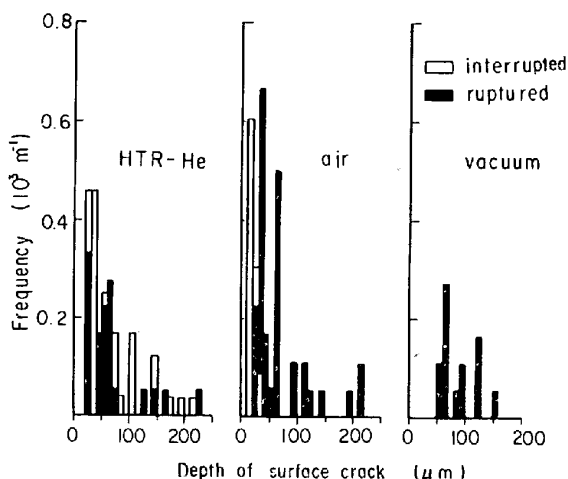


Fig. 9. Histograms of surface cracking in various atmospheres (See Fig. 8 for the test conditions).

試験片では内部クラックは光学顕微鏡で観察されなかつた。真空中の中断試験片には表面クラックが全く見られず、さらに破断時において他の雰囲気と比べて表面クラック密度が小さい。このことは真空中で表面クラックが発生しにくいことを示す。ヘリウム中では中断試験片 ($\epsilon=11\%$) と破断試験片 ($\epsilon=20\%$) でクラック分布に顕著な差がなく、中断時にすでに 220μ にも達する表面クラックが観察されている。このことは中断後は試験片を破断に至らせる主クラックが優先的に成長し、他のクラックの成長速度はこれと比べてかなり小さいことを示している。これとは対照的に、大気中では真空中と同様、中断時 ($\epsilon=10\%$) と破断時 ($\epsilon=26\%$) でクラック分布が大きく変わっており、変形が進むにつれてクラック密度が増大し、全体的にクラックが成長している。

Fig. 8 のクリープ破断試験片の破面を走査電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 1 に示す。ヘリウム中では破面の外周から最大 500μ の深さの領域で平坦な粒界破面が見られ、試験片中心部に近づくにつれて Photo. 1 (b) に示した大気中と同じ延性的破面が変わっている。なお、真空中では大気中と類似した破面を呈していた。

次に、破断試験片断面を光学顕微鏡でさらに観察した結果を述べる。ヘリウム中で浸炭を受け、平坦な破面が見られた表面近傍部では再結晶粒が観察されず、元の結晶粒界で破断している。しかし、延性破壊的な破面を呈していた中心部では Photo. 2(b) に示すように、再結晶粒界がエッチングされにくく鮮明ではないが、再結晶により微細化した結晶粒が認められる。大気中の破断試験片では Photo. 2(b) に示すように、細粒化がさらに進んだ組織を呈している。Photo. 1(b) の延性的破面はこのような微細結晶粒のクリープ破断によるものである。

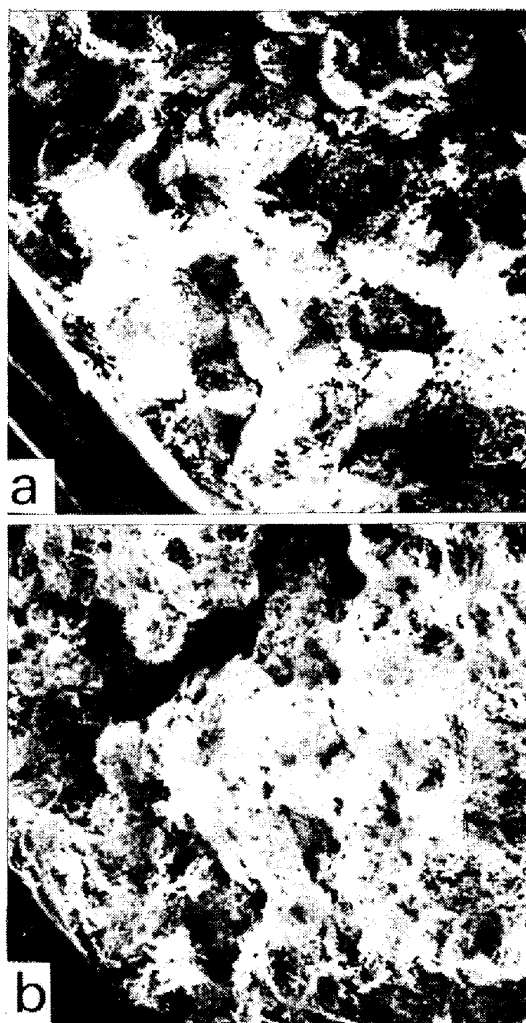


Photo. 1. Fracture surfaces of specimens tested in (a) helium and (b) air.

浸炭性ヘリウム中では大気および真空中と比べて、表面クラックの発生・成長が加速されることはすでに確認した通りである。このメカニズムについての詳しい検討は行わないが、一原因として、Photo. 2(e), (f) に示すようなクラック先端における粒界移動・再結晶がヘリウム中では浸炭により阻止され、クラックの成長が起りやすい状況になる点が挙げられよう。ここではクラックの発生がクリープ速度の加速と関係づけられるかどうかを半定量的に検討してみた。

Fig. 8 に示したヘリウム中での中断試験片の中断時 ($\epsilon=11\%$) におけるクリープ速度は $1.1 \times 10^{-7} s^{-1}$ であり、大気中のクリープ速度 $0.72 \times 10^{-7} s^{-1}$ の 1.1 倍である。これが表面クラックによる有効断面積の減少によるとして、減少分を本実験材の定常クリープ速度に対する $\dot{\epsilon}_s \propto \sigma^6$ の関係から求めると、約 7% になる。これは半径の変化量に換算すると、 50μ の減少に相当する。一方、Fig. 9 の表面クラック分布を単純に平均すると、

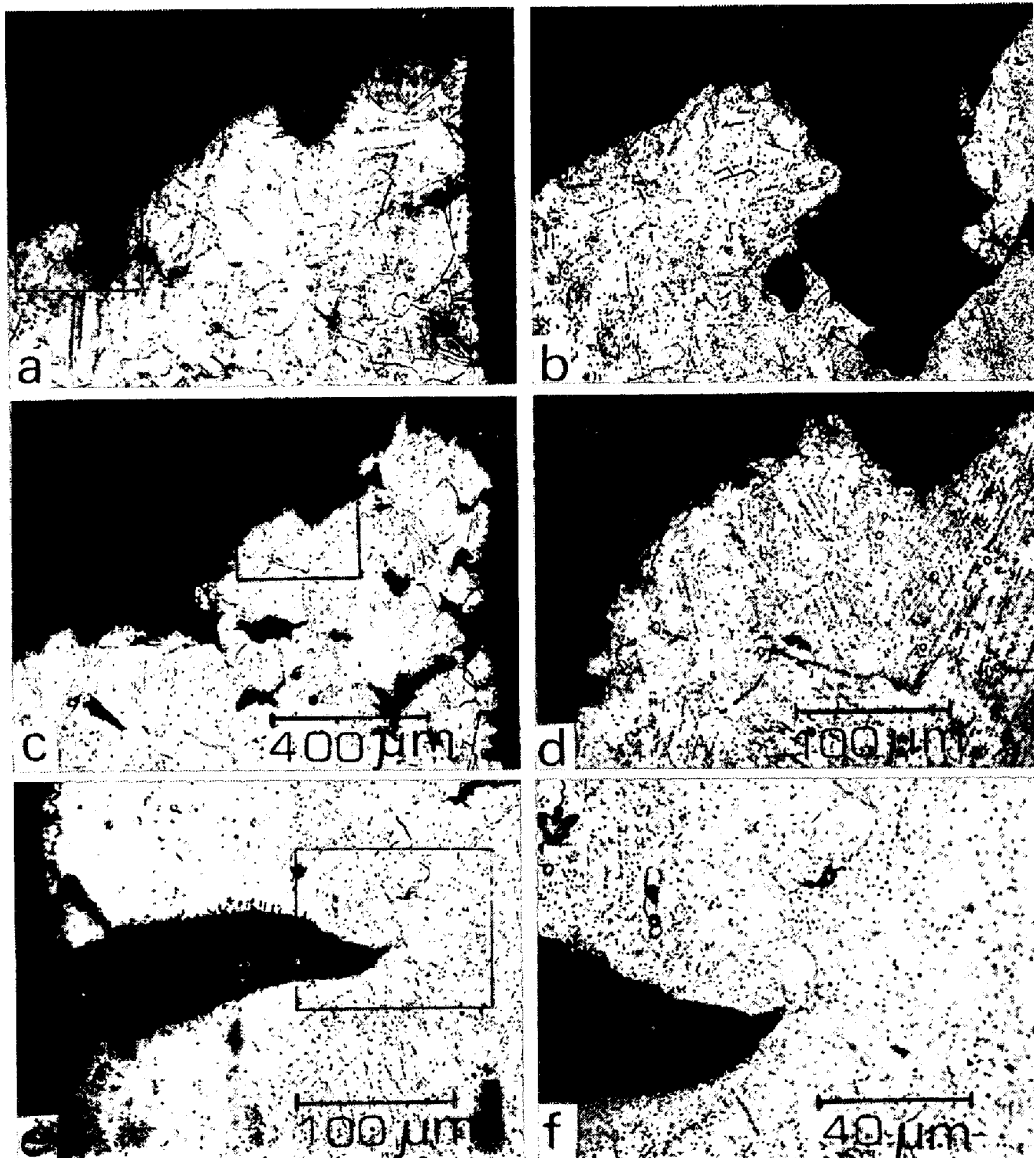


Photo. 2. Microstructures of specimens tested in (a-b) helium and (c-f) air showing severe recrystallization besides in the carburized zone formed in helium. (e-f) shows grain boundary migration ahead of surface crack.

表面に抜ける粒界のうち約 1/4 に平均 60μ の深さの表面クラックが発生していることになる。これがクリープ強度に対してどの程度の有効半径の減少に相当するか明らかでないが、クリープ速度から計算した期待値に対してかなり近いと考えられよう。

以上では、本論文の目的から浸炭性ヘリウム雰囲気重点において、3次クリープの早期加速原因を考察したが、大気の影響に関してはこれと類似した点が認められる。大気中クリープでは粒界すべりにより表面の外部酸化層さらに Al の粒界酸化物が破壊されるため、(1)粒界酸化が著しく加速され、(2)それに付随して、Fig. 9 と同様、表面クラックが早期に発生することがわかっている¹⁴⁾。これを短時間試験で認められる3次クリープの

早期加速と定量的に関連づけるまで検討は行っており、ヘリウム中に対するより詳細な検討も含め、今後の課題であろう。

3.4 HTR 近似ヘリウム中での長時間クリープ破断強度の検討

3.4.1 雰囲気感受性におよぼす試験因子の影響

(1) 試験応力

表面クラックの成長が内部クラックに比べて、破壊に対して支配的であるような破壊モードを示す条件下ほど、強度におよぼす雰囲気の影響は大きい。例えば、疲労クラックは一般に表面から発生・伝播するが、クリープでは内部クラックを伴う場合が多い。STEGMAN ら¹⁵⁾ はニッケルで酸化性雰囲気の影響が疲労に比べてクリー

破断で著しく小さいのは、このようなクラック形態の差によると説明している。さらに、最近では、SUS 304 鋼の高温低サイクル疲労で、表面クラックの発生・伝播が支配的な対称ひずみ波形下では大気中での寿命が真空中と比べて短い、逆に内部クラックが重要であるような非対称ひずみ波形での寿命は大気の影響を受けない、という報告¹⁰⁾もある。

さて、本クリーブ実験でも観察されるように、高応力では内部クラックがあまり発生せずに破断するが、低応力になると内部クラックが多数、発生し、それらが連結して成長するようになる。したがって、本論文で述べてきた雰囲気感受性は低応力側で弱まることが予想される。しかし、低応力試験では雰囲気との反応時間が長くなり、表面クラックの発生・成長を加速させる雰囲気の影響が顕著になることも考えねばならないがこれについては(2)で検討する。

表面あるいは内部クラックのいずれがクリーブ破断において支配的かは、破断試験片の断面組織からおおよそ判定できる。Photo. 3 は応力 73.5 MPa で破断させた試験片の縦断面であり、真空以外の雰囲気では内部クラックより表面クラックの方が大きく、表面クラックの成長が破断と大きく係わっていると推定される。さらに高応力では内部クラックはますます少なくなり、特に、大気やヘリウム中ではほとんど観察されなくなる。逆に、低応力では内部クラックが増大し、Photo. 2(c)で示したように内部クラックの成長が破断に対して重要になる。

Fig. 3 に見られるように大気中における破断強度の低下が破断時間で 1 Ms (応力では約 65 MPa) 付近を境に長時間側でなくなるのは、このような破断モードの変化により説明される。一方、ヘリウム中において破断時

間が 0.8 Ms 付近で真空中に対する強度比が最小になるのは、短時間側では浸炭量が少ないこと、長時間側では内部クラックの寄与が増大することで説明されよう。ヘリウム中での表面クラックの成長速度はすでに述べたように大気中と比べて大きく、Photo. 2(a)で示されているように内部クラックが十分に成長する前に破断に至っているため、ヘリウム中では 63.7 MPa の応力においても強度低下が完全に回復していない。

(2) 浸炭速度

Fig. 3 あるいは Fig. 4 におけるヘリウム中の強度低下率の長時間側での値を推定するには、(1)で述べたように、次の点も検討しなければならない。すなわち、試験時間が長くなると、浸炭量が増し、浸炭が表面クラックよりかなり深くまで進展するため、短時間側とは異なつた影響が考えられる。そこで、ヘリウムガス組成による浸炭速度を変えた雰囲気中でクリーブ試験を行い、浸炭量とクリーブ破断強度の関係を調べた。

He-H₂-CH₄ 混合ガス中での 1173K, 73.5 MPa におけるクリーブ曲線におよぼすメタン量の影響を Fig. 10 に示す。水素は $K \cdot P_{CH_4} / P_{H_2}^2$ で表される炭素活量が 1173K ($K=50$) で 1 になるような量だけ添加した。試験片の直径は $3 \times 10^{-3} m$ であり、20,410 ppm メタン中での破断試験片の炭素量はそれぞれ、0.11% および 0.16% であつた。4,400 ppm メタン中では試験片の中心まで著しい浸炭が起こっており、平均炭素量はおそらく 0.3% を超えていよう。浸炭が軽微な条件下では大気中と比べて破断時間が短縮しているが、これは HTR 近似ヘリウム中での結果と全く同じである。しかし、浸炭量がある程度以上になるとクリーブ強化が認められ、クリーブ速度の低下に伴う破断時間の延長が起こっている。3次クリーブの早期加速に伴う寿命の短縮はたかだ

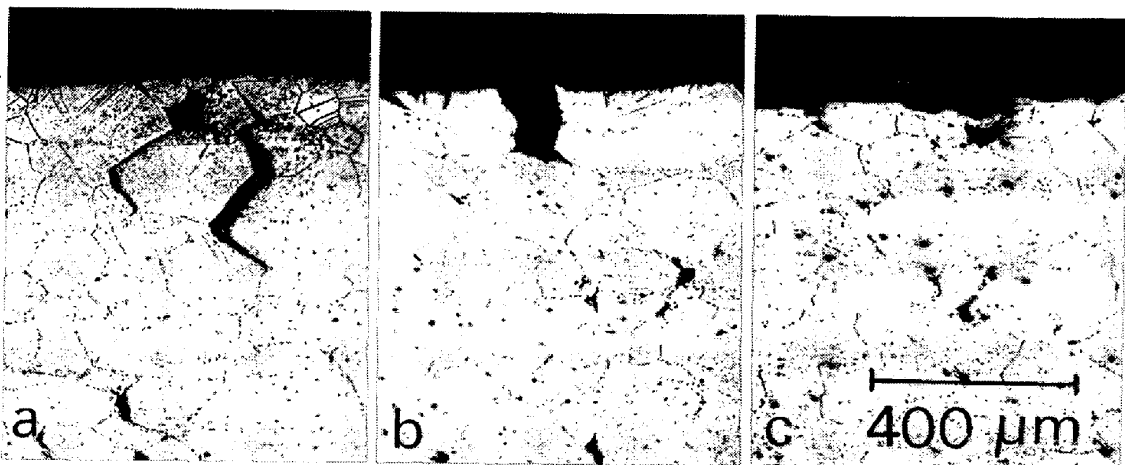


Photo. 3. A typical example of surface and internal cracks observed in (a) helium, (b) air and (c) vacuum at 1173K, 73.5 MPa.

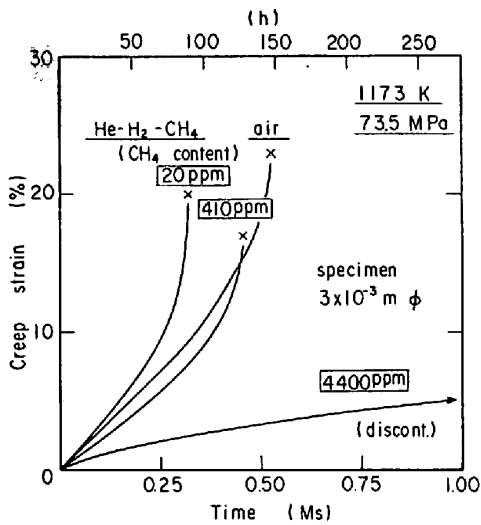


Fig. 10. Effect of the methane content in He-H₂-CH₄ mixed gas on creep curves at 1173 K, 73.5 MPa.

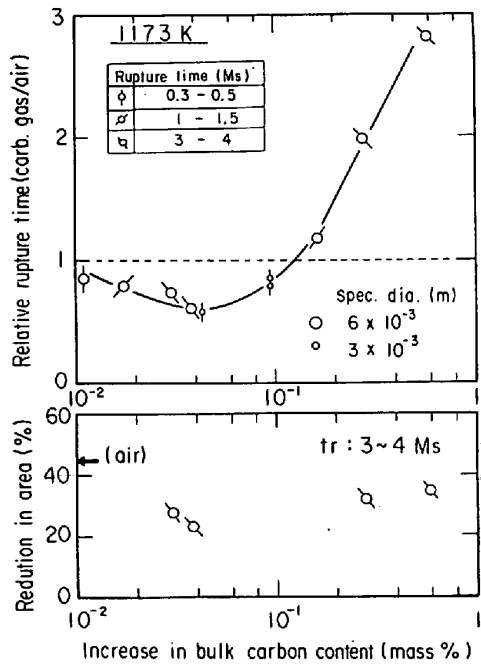


Fig. 11. Ratio of rupture time in helium to that in air and reduction in area plotted as a function of the amount of increase in bulk carbon content.

か、1/2 にすぎないが、浸炭によるクリープ速度の低下は 1/10 あるいはそれ以上に顕著である。その結果、浸炭量が多いと寿命は数倍以上に延長される。

HTR 近似ヘリウムおよび上述の He-H₂-CH₄ ガス中の大気中に対する破断時間の比を平均炭素増量で整理したのが Fig. 11 である。前節までは真空中に対する破断時間比で論じたが、ここでは実用性から大気を基準にした。強度低下は浸炭量が約 0.05% で最も著しく、破断時間は大気中の 60% になっている。しかし、浸炭量が 0.15% を超えると、破断時間は逆に延長することがわか

る。このような傾向が見られる理由はすでに Fig. 10 の説明で述べた通りである。破断絞りについても浸炭量との関係を破断時間が 3~4 Ms の試験片に対して同図に示した。大気中では約 45% の絞りを示すが、0.04% の浸炭により 20% 近くまで減少する。しかし、浸炭量が 0.3% 以上に増大しても絞りはそれ以上の値を示している。浸炭量が 0.05~0.2% の範囲における破断絞りは推測しがたいが、20% 以下に絞りが低下することが懸念される。

3.4.2 長時間クリープ破断強度の推定

Fig. 11 に示したクリープ破断強度と浸炭量の関係は破断時間が主に 3~4 Ms のデータから求めたものである。これをさらに長時間の強度に対して適用させるには、強度と浸炭組織の関係を検討する必要がある。クリープ試験時間が長くなると炭化物の凝集・粗大化が起こるとともに、浸炭量が増加して固溶化元素である Mo や Cr の固溶量を減少させるため、クリープ抵抗の劣化にもつながる。ただし、固溶量の減少は浸炭量を 0.1%、炭化物を Cr₂Mo₂C₆¹⁷⁾として計算すると、Cr が 1.5%、Mo が 0.3% であり、両者を合わせても全含有量の 1/10 にすぎない。行俊ら¹⁸⁾は Ni-Cr-Mo-W 系の合金開発で各種材料特性におよぼす合金元素の影響を調べている。この結果を参考にして、上記の固溶量の減少に伴う強度変化を推測すると、Cr 量の低減による破断強度の低下は破断時間で高々、1/2、Mo に関しては無視できよう。

一方、浸炭による表面クラックの発生・成長の加速と浸炭組織の関係を厳密に論じるには、浸炭による加速の機構を知る必要がある。しかし、これを浸炭強化に伴う延性の低下という一般的現象として考えると、炭化物が粗大化して強化作用が弱まれば、延性も回復すると推測できる。なお、一機構として、クラック先端における粒界移動・再結晶が浸炭により起こりにくくなることが挙げられることを 3.3 節で述べた。

以上の検討結果をまとめると、長時間試験では浸炭により析出した炭化物が粗大化してクリープ強化が弱まっても、クラックの発生・成長に対してはよくなる傾向が生じるため、粗大化の影響は結局、小さいと推測できよう。ただし、Fig. 11 で浸炭量が多い領域でのクリープ強化は弱まり、右上がりの曲線部の傾きは小さくなると考える。

Fig. 11 を長時間強度に対して適用する上での修正すべき点はこのように小さいと考えられる。そこで、Fig. 11 と浸炭量の時間依存性を示した Fig. 6 を組み合わせて、HTR 近似ヘリウム中の 1173K におけるクリープ破断強度を直径 6 x 10⁻³ m の試験片に対して求め、

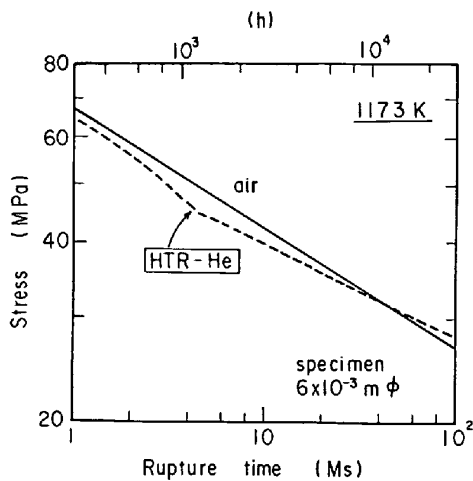


Fig. 12. Estimated long-term stress rupture curve in helium.

Fig. 12 に示した。結論としては、ヘリウム雰囲気による強度低下として、大気中での破断時間に対して 1/2 の係数を乗じれば十分であると考えられる。

4. 結 言

1173K の HTR 近似ヘリウム中で Inconel 617 のクリープ試験を行い、クリープ破断特性におよぼす浸炭性雰囲気の影響を検討した。その結果、以下に述べる知見を得た。

(1) クリープ破断強度および延性は真空、大気、ヘリウム中の順で高く、ヘリウム中で最も低下した。これらはクリープ曲線では 3 次クリープの早期加速で特徴づけられた。

(2) ヘリウム中では浸炭により表面クラックの成長が促進され、それに伴う有効断面積の減少はほぼクリープ速度の増大を説明するに十分であつた。

(3) クリープ破断に占める表面クラックの役割は低応力側で減少し、大気中では破断時間が 1 Ms を超えると真空中での強度と一致した。

(4) ヘリウム中での浸炭速度を増大させると、マトリックスのクリープ強化が顕著になり、破断時間は長くなつた。試験時間が 3~4 Ms の場合、浸炭量が 0.15% を超えると、破断時間は大気中より長くなつた。

(5) 長時間側における破断モードの変化、浸炭量の増加、炭化物の凝集・粗大化などの因子を検討し、低応

力側におけるヘリウム中での破断時間は大気中の値に 1/2 の係数を乗じれば十分であると推定した。

文 献

- 1) K. SCHIMOKAWA: Trans. ISIJ, 19 (1979), p. 291
- 2) 田辺龍彦, 平野敏幸, 吉田平太郎: 日本金属学会報, 19 (1980), p. 883
- 3) 中西武徳: 日本原子力学会誌, 21 (1979), p. 149
- 4) T. NAKADA, A. OHTOMO, R. YAMADA, K. SUZUKI, Y. NARITA, N. NAKAMURA, and K. WATANABE: IHI Engineering Review, 9(1976), p. 25
- 5) 美野和明, 山榊義和, 大友 暁, 雑賀喜規: 鉄と鋼, 64 (1978) 8, A187
- 6) M. KITAGAWA, K. MINO, H. HATTORI, A. OHTOMO, M. FUKAGAWA, and Y. SAIGA: Inter. Joint Petroleum Mechanical Engineering and Pressure Vessels and Piping Conf., ASME, Mexico City, (1976), p. 35
- 7) W. D. NIX and K. P. FUCHS: The Effect of Gaseous Environments in Gas Cooled Reactors and Solar Thermal Heat Exchangers on the Creep and Creep-Rupture Properties of Heat-Resisting Metals and Alloys, EPRI, ER-415 (1977)
- 8) T. KONDO, M. SCHINDO, and K. KIUCHI: Proc. Japan-US Seminar on HTGR Safety Technology, II New York, (1977), p. 171, BNL-NUREG 50689
- 9) 仲西恒雄, 川上春雄, 松本紀昭: 学振耐熱金属材料研究委員会報告, 21 (1980), p. 229
- 10) R. WATANABE and Y. CHIBA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 671
- 11) H. NICKEL, F. SCHUBERT, and H. SCHUSTER: Behaviour of high temperature alloys in aggressive environments, proceedings of the Petten inter. conf., The Metals Society, London, (1980), p. 105
- 12) 岡田雅年, 野田哲二: 防食技術, 29 (1980), p. 343
- 13) R. W. GURRY: Trans. AIME, 188 (1950), p. 671
- 14) 美野和明, 大友 暁, 雑賀喜規: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 1397
- 15) R. L. STEGMAN, P. SHAHINIAN, and M. R. ACTER: Trans. AIME, 245 (1969), p. 1759
- 16) 平川賢爾, 時政勝行: 材料, 28 (1979), p. 386
- 17) T. TAKAHASHI, F. FUJIWARA, T. MATSUSHIMA, M. KIYOKAWA, I. MORIMOTO, and T. WATANABE: Trans. ISIJ, 18 (1978), p. 22
- 18) 行俊照夫, 榎木義淳, 吉川州彦: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 994