

JAERI - M  
90-061

アロイ800Hのクリープ特性に及ぼす  
試験雰囲気及び時効の影響

1990年3月

渡辺 勝利・田辺 龍彦\*・辻 宏和・平賀啓二郎\*  
坂井 義和\*・中島 甫・白石 春樹\*

JAERI-Mレポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。  
入手の間合わせは、日本原子力研究所技術情報部情報資料課（〒319-11茨城県那珂郡東海村）あて、お申しこしてください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-11茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布をおこなっております。

JAERI-M reports are issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Information Division, Department of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1990

---

編集兼発行 日本原子力研究所  
印 刷 (株)原子力資料サービス

アロイ800 H のクリープ特性に及ぼす試験雰囲気及び時効の影響

日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部

渡辺 勝利・田辺 龍彦\*・辻 宏和・平賀啓二郎\*

坂井 義和\*・中島 甫・白石 春樹\*

(1990年2月23日受理)

高温工学試験研究炉 (HTTR) の制御棒被覆材料として使用予定の Fe 基合金アロイ800 H のクリープ特性に及ぼす HTGR 一次冷却材雰囲気の影響及び高温履歴の影響を定量的に評価することを目的として、一連のクリープ試験 (試験温度: 750 ~ 900 °C, 最長試験時間: 3552 時間) を行い、以下のような結果を得た。

- (1) HTGR ヘリウム中と大気中で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも有意な差は認められなかった。また、今後の中性子照射効果の検討のために行った、遠隔操作型試験機による純アルゴンガス中での試験結果とも有意な差は認められなかった。
- (2) 1120 °C で1時間の溶体化処理を施した材料、その溶体化処理材に700 °C で530時間の時効処理を施した材料及び溶体化処理材に1050 °C で3時間の時効処理を施した材料の間で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも顕著な差は認められなかった。
- (3) 本研究で得られたクリープ破断強度は、既存データのばらつき範囲内に収まっており、本合金の特性は比較的安定したものであるといえる。

JAERI-M 90-061

Effects of Environment and Aging on  
Creep Properties of Alloy 800H

Katsutoshi WATANABE, Tatsuhiko TANABE\*, Hirokazu TSUJI  
Keijiro HIRAGA\*, Yoshikazu SAKAI\*, Hajime NAKAJIMA  
and Haruki SHIRAISHI\*

Department of Fuels and Materials Research  
Tokai Research Establishment  
Japan Atomic Energy Research Institute  
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received February 23, 1990)

A series of creep tests were conducted at temperatures ranging from 750 to 900°C on a Fe-base heat-resistant alloy, Alloy 800H, which would be used for the cladding material of the neutron absorber rods of the High-Temperature Engineering Test Reactor. The maximum rupture life was 3552 h. In those tests the effects of environment and aging on its creep properties were studied. The obtained results are as follows:

- (1) No significant difference in creep rupture strength, creep ductility and creep deformation resistance was observed between in HTGR helium and in air. The creep rupture strength in HTGR helium and in air had no difference from that obtained in pure argon with a remote controlled creep testing machine which would be used for the evaluation of irradiation effect, neither.
- (2) There was no notable difference in creep rupture strength, creep ductility and creep deformation resistance among three different heat treated materials, i.e., solution annealed at 1120°C for 1 h, solution annealed at 1120°C for 1 h and then aged at 700°C for 530 h, and solution annealed at 1120°C for 1 h and then aged at 1050°C for 3 h.

---

\* National Research Institute for Metals, Science and Technology Agency

- (3) The creep rupture strength obtained in the present work was situated within the scatter range of the available data in literature.

Keywords: Alloy 800H, HTGR, HTGR Coolant, Aging, Neutron Absorber Rod, Creep

## 目 次

1. 緒 言 .....	1
2. 実験方法 .....	1
2.1 供試材料及び試験片 .....	1
2.2 試験条件 .....	2
3. 実験結果及び考察 .....	2
3.1 クリープ特性 .....	2
3.1.1 試験雰囲気の影響 .....	2
3.1.2 時効の影響 .....	4
3.2 クリープ試験後の試験片観察と解析 .....	4
3.2.1 金属組織 .....	4
3.2.2 炭素分析 .....	5
3.2.3 X線回折 .....	5
3.2.4 X線マイクロアナライザーによる元素分析 .....	5
3.3 既存データとの比較 .....	6
4. 結 言 .....	7
謝 辞 .....	7
参考文献 .....	7
付 録 .....	29

## Contents

1. Introduction .....	1
2. Experimental methods .....	1
2.1 Materials and specimens .....	1
2.2 Test conditions .....	2
3. Results and discussion .....	2
3.1 Creep properties .....	2
3.1.1 Effect of test environment .....	2
3.1.2 Effect of aging .....	4
3.2 Observations and analysis of crept specimens .....	4
3.2.1 Metallographic features .....	4
3.2.2 Carbon analysis .....	5
3.2.3 X-ray diffraction .....	5
3.2.4 Characteristic X-ray images .....	5
3.3 Comparison of creep rupture data obtained in the present work with available ones .....	6
4. Conclusions .....	7
Acknowledgements .....	7
References .....	7
Appendix .....	29

## 1. 緒 言

我が国の高温ガス炉 (High-Temperature Gas-Cooled Reactor, HTGR) 開発においては、原子炉出口冷却材温度 950 °C の高温工学試験研究炉 (High-Temperature Engineering Test Reactor, HTTR) を最初に建設することが予定されている<sup>(1)</sup>。HTGR の制御棒被覆材料としては、Ni 基の耐熱合金及び Fe 基の耐熱合金が候補として挙げられてきた<sup>(2)</sup> が、HTTR においては、主として中性子照射効果に対する配慮から、Fe 基のアロイ 800H を使用することが予定されている<sup>(3)-(4)</sup>。制御棒被覆材の使用条件から判断して、この合金の中性子照射効果即ち中性子照射による引張特性及びクリープ特性の変化の挙動を把握しておくことが最も重要な課題となる。そこで、日本原子力研究所、材料応用工学研究室では、この合金の中性子照射効果を調べるための一連の研究を行っている<sup>(5)-(6)</sup>。その他、制御棒被覆材は、HTGR の一次冷却材 (微量の不純物を含有するヘリウムガス) 中にあること、運転履歴次第では短時間ながら高温状態を経験する可能性のあること、高温の黒鉛ブロック及び B<sub>4</sub>C/C 焼結体と近接ないしは接触することなどにも注意を払う必要がある<sup>(5)</sup>。

HTTR で使用を予定しているアロイ 800H は、比較的特性のよく知られた汎用合金であり、科学技術庁金属材料技術研究所ではこの合金のクリープデータシート<sup>(6)</sup>を刊行している。この合金の特性及び制御棒被覆材としての使用条件から判断して、上に述べた課題の一次冷却材雰囲気や高温履歴はこの合金の特性に格段の変化をもたらすものではないと予想されるが、高度の信頼性を要求される原子力構造物に使用するに当たっては、こうした効果の定量的な評価をしておくことは不可欠である。

本研究は、上に述べた課題のうち、アロイ 800H のクリープ特性に及ぼす HTGR 一次冷却材雰囲気の影響及び高温履歴の影響を定量的に評価することを目的として、溶体化処理材及び 2 種類の時効処理を施した材料 (700 °C で 530 時間及び 1050 °C で 3 時間) を用いて HTGR 一次冷却材相当の雰囲気中及び大気中で一連のクリープ試験を行ったものである。また、今後、中性子照射効果を定量的に評価するに当たって必要となることから、純アルゴンガス中での試験を遠隔操作型の試験機を用いて行った結果についても併せて比較検討した。

なお、HTGR の制御棒被覆材として最も注意を払うべき中性子照射の効果については、本研究に供した材料と同一ヒートの材料で調べている。その結果については別に報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材料及び試験片

供試材料は、汎用の Fe 基合金アロイ 800H で、その化学組成を Table 1 に示す。1120 °C で 1



## 1. 緒 言

我が国の高温ガス炉 (High-Temperature Gas-Cooled Reactor, HTGR) 開発においては、原子炉出口冷却材温度 950 °C の高温工学試験研究炉 (High-Temperature Engineering Test Reactor, HTTR) を最初に建設することが予定されている<sup>(1)</sup>。HTGR の制御棒被覆材料としては、Ni 基の耐熱合金及び Fe 基の耐熱合金が候補として挙げられてきた<sup>(2)</sup> が、HTTR においては、主として中性子照射効果に対する配慮から、Fe 基のアロイ 800H を使用することが予定されている<sup>(1)-(4)</sup>。制御棒被覆材の使用条件から判断して、この合金の中性子照射効果即ち中性子照射による引張特性及びクリープ特性の変化の挙動を把握しておくことが最も重要な課題となる。そこで、日本原子力研究所、材料応用工学研究室では、この合金の中性子照射効果を調べるための一連の研究を行っている<sup>(1)-(4)</sup>。この他、制御棒被覆材は、HTGR の一次冷却材 (微量の不純物を含有するヘリウムガス) 中にあること、運転履歴次第では短時間ながら高温状態を経験する可能性のあること、高温の黒鉛ブロック及び B<sub>4</sub>C/C 焼結体と近接ないしは接触することなどにも注意を払う必要がある<sup>(5)</sup>。

HTTR で使用を予定しているアロイ 800H は、比較的特性のよく知られた汎用合金であり、科学技術庁金属材料技術研究所ではこの合金のクリープデータシート<sup>(6)</sup>を刊行している。この合金の特性及び制御棒被覆材としての使用条件から判断して、上に述べた課題の一次冷却材雰囲気や高温履歴はこの合金の特性に格段の変化をもたらすものではないと予想されるが、高度の信頼性を要求される原子力構造物に使用するに当たっては、こうした効果の定量的な評価をしておくことは不可欠である。

本研究は、上に述べた課題のうち、アロイ 800H のクリープ特性に及ぼす HTGR 一次冷却材雰囲気の影響及び高温履歴の影響を定量的に評価することを目的として、溶体化処理材及び 2 種類の時効処理を施した材料 (700 °C で 530 時間及び 1050 °C で 3 時間) を用いて HTGR 一次冷却材相当の雰囲気中及び大気中で一連のクリープ試験を行ったものである。また、今後、中性子照射効果を定量的に評価するに当たって必要となることから、純アルゴンガス中での試験を遠隔操作型の試験機を用いて行った結果についても併せて比較検討した。

なお、HTGR の制御棒被覆材として最も注意を払うべき中性子照射の効果については、本研究に供した材料と同一ヒートの材料で調べている。その結果については別に報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材料及び試験片

供試材料は、汎用の Fe 基合金アロイ 800H で、その化学組成を Table 1 に示す。1120 °C で 1

時間の溶体化処理を施した素材，その溶体化処理材に 700 °C で 530 時間の時効処理を施した素材及び溶体化処理材に 1050 °C で 3 時間の時効処理を施した素材の 3 種類の素材からクリープ試験片を採取した。

Photo. 1 に，各々の熱処理後の組織写真を示す。Photo. 1 からわかるように，結晶粒度は ASTM No.5 である。溶体化処理は十分になされており，未固溶の残留相は認められない。700 °C で 530 時間の時効処理を施した材料では，結晶粒界及び粒内の両方に析出物が観察される。また，1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料では，主として結晶粒界に沿って析出物が観察される。いずれの条件における時効材においても粗大化した析出物はほとんど観察されない。析出物の量は，700 °C で 530 時間の時効処理を施した材料の方が，1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料よりも多い。

大部分のクリープ試験は，直径 6 mm，標点間距離 30 mm の平滑丸棒型試験片を用いて行った。一部の試験については直径 4 mm，標点間距離 20 mm 及び直径 3 mm，標点間距離 30 mm の平滑丸棒型試験片を用いて行った。(Table 3 参照)

## 2.2 試験条件

試験温度は，750，800，850 及び 900 °C の 4 水準とした。

応力は，各試験温度で最長試験時間が 3000 時間程度になるように配慮して，2～3 水準とした。

試験雰囲気は，HTGR の一次冷却材を模擬した不純ヘリウムガス（以下，HTGR ヘリウムと呼ぶ。）中，純アルゴンガス（> 99.995 %）中及び大気中である。ヘリウムガス中の不純物組成は，これまでの HTGR 開発の経験をもとにして，Table 2 に示す値に制御しながら，循環式ループで供給した。ここで用いた不純ヘリウムガスは，一般に便宜のため He-2' と呼ばれている標準仕様のものである。ヘリウム流量は，不純物の反応による消耗が試料表面において局所的な不純物組成の割合の変化を生じないように配慮し，300 ml/min とした。なお，純アルゴンガス中での試験は，今後の中性子照射効果の評価のための予備的試験であり，ホットセル内に設置した遠隔操作型のクリープ試験機を用いて，雰囲気槽を真空掃引後にボンベから純アルゴンガスを供給した上で封じこめる方法で行った。

試験条件をまとめて Table 3 に示す。

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 クリープ特性

#### 3.1.1 試験雰囲気の影響

Fig. 1 に，3 種類の雰囲気中で得られた溶体化処理材の付加応力-破断時間線図を示す。いずれの温度水準においても，3 種類の雰囲気間にクリープ破断強度の差は見られない。

時間の溶体化処理を施した素材，その溶体化処理材に 700 °C で 530 時間の時効処理を施した素材及び溶体化処理材に 1050 °C で 3 時間の時効処理を施した素材の 3 種類の素材からクリープ試験片を採取した。

Photo. 1 に，各々の熱処理後の組織写真を示す。Photo. 1 からわかるように，結晶粒度は ASTM No.5 である。溶体化処理は十分になされており，未固溶の残留相は認められない。700 °C で 530 時間の時効処理を施した材料では，結晶粒界及び粒内の両方に析出物が観察される。また，1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料では，主として結晶粒界に沿って析出物が観察される。いずれの条件における時効材においても粗大化した析出物はほとんど観察されない。析出物の量は，700 °C で 530 時間の時効処理を施した材料の方が，1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料よりも多い。

大部分のクリープ試験は，直径 6 mm，標点間距離 30 mm の平滑丸棒型試験片を用いて行った。一部の試験については直径 4 mm，標点間距離 20 mm 及び直径 3 mm，標点間距離 30 mm の平滑丸棒型試験片を用いて行った。(Table 3 参照)

## 2.2 試験条件

試験温度は，750，800，850 及び 900 °C の 4 水準とした。

応力は，各試験温度で最長試験時間が 3000 時間程度になるように配慮して，2～3 水準とした。

試験雰囲気は，HTGR の一次冷却材を模擬した不純ヘリウムガス（以下，HTGR ヘリウムと呼ぶ。）中，純アルゴンガス（> 99.995 %）中及び大気中である。ヘリウムガス中の不純物組成は，これまでの HTGR 開発の経験をもとにして，Table 2 に示す値に制御しながら，循環式ループで供給した。ここで用いた不純ヘリウムガスは，一般に便宜のため He-2' と呼ばれている標準仕様のものである。ヘリウム流量は，不純物の反応による消耗が試料表面において局所的な不純物組成の割合の変化を生じないように配慮し，300 ml/min とした。なお，純アルゴンガス中での試験は，今後の中性子照射効果の評価のための予備的試験であり，ホットセル内に設置した遠隔操作型のクリープ試験機を用いて，雰囲気槽を真空掃引後にポンベから純アルゴンガスを供給した上で封じこめる方法で行った。

試験条件をまとめて Table 3 に示す。

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 クリープ特性

#### 3.1.1 試験雰囲気の影響

Fig. 1 に，3 種類の雰囲気中で得られた溶体化処理材の付加応力-破断時間線図を示す。いずれの温度水準においても，3 種類の雰囲気間にクリープ破断強度の差は見られない。

溶体化処理材で得られた全データを、Larson-Miller パラメータを用いて表示した図を Fig. 2 に示す。750 °C の HTGR ヘリウム中でのデータ (▼印) にやや低い強度を示したものがあるが、有意な差であるとは断定しがたい。溶体化処理材で得られた全データを総合的に判断して、3 種類の雰囲気間にクリープ破断強度の差は無かったと判断できる。また、Fig. 2 には、Table 3 に示したように、3 種類の寸法 (直径 6 mm, 直径 4 mm 及び直径 3 mm) の試験片のデータが混在しているが、そうした寸法の差もクリープ破断強度には影響を及ぼしていないといえる。

Fig. 3 に、HTGR ヘリウム中及び大気中で得られた 2 種類の時効材の付加応力-破断時間線図を示す。いずれの温度水準においても、2 種類の雰囲気間にクリープ破断強度の差は見られない。1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料が、750 °C でやや低いクリープ破断強度を示す傾向が見られるが、有意な差であるとは断定しがたい。

2 種類の時効材で得られた全データを、Larson-Miller パラメータを用いて表示した図を Fig. 4 に示す。時効材においても雰囲気間にクリープ破断強度の差は無かったと判断できる。また、1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料が、850 °C でもやや低いクリープ破断強度を示す傾向が見られるが、やはり有意な差であるとは断定しがたい。

Fig. 5 に、3 種類の雰囲気中で得られた溶体化処理材のクリープ破断伸びを破断時間の関数として示す。データのばらつきが大きいためから統一的な解釈は困難であるが、大気中における 800 °C 及び 900 °C でのクリープ破断伸びが小さいという傾向を指摘できる。この原因は、試験雰囲気の違いに依るといよりも、試験片寸法の差に依ると考えられる。Table 3 に示したように、Fig. 5 中のデータの多くは直径 6 mm の試験片で取得したものであるが、クリープ破断伸びが小さいという傾向を示した大気中における 800 °C 及び 900 °C でのデータは、直径 3 mm の試験片で取得したものである。しかも、直径が 3 mm の場合にも標点間距離の 30 mm は一定としたため、試験片標点間部の形状は相似ではなく、細い径の試験片においては、相対的に標点間距離を長くした効果があった。一般に、標点間距離を長くすると、破断部近傍のくびれを伴う局部的に大きな伸びの効果が全体伸びに寄与する割合が減少するため、破断伸びは小さくなる。このような効果が Fig. 5 中のデータには現われているものと思われる\*。

Fig. 6 に、HTGR ヘリウム中及び大気中で得られた 2 種類の時効材のクリープ破断伸びを破断時間の関数として示す。この図に示されているデータは、Fig. 3 のデータに対応している。すなわち、破断時間が 1200 ~ 1400 時間の 4 データは 900 °C、その他のデータは 750 °C におけ

\* 日本工業規格ではクリープ試験片については次のように規定されている。

クリープ試験においては<sup>1)</sup>、直径 10 mm を標準試験片とし、場合によっては 6 mm, 8 mm または 12 mm を使用してもよい。また、クリープ破断試験においては<sup>2)</sup>、直径 6 mm を標準試験片とし、場合によっては 4 mm, 8 mm, 10 mm または 12 mm を使用してもよい。標点間距離は、いずれの試験片においても直径の 5 倍とする。

したがって、本研究で用いた試験片のうち、直径 3 mm の物はこの規定外の形状の物である。別途行った中性子照射の効果を調べる試験では、照射容積の制約から試験片寸法を小さくする必要があったため直径を細くした。一方で、遠隔操作性を考慮して標点間距離は 30 mm とした。本研究で用いた直径 3 mm の試験片は、そうした中性子照射の効果を調べるために用いた試験片形状に一致させてある。なお、現在進めている HTTR の設工認対応用の照射後クリープデータ取得においては、直径 4 mm、標点間距離 20 mm として、この規定を満足する試験片を用いている。

るものである。なお、Fig. 6 のデータは Table 3 からわかるように、いずれも直径 6 mm の試験片で取得したものである。この図で、試験雰囲気の違いに起因するクリープ破断伸びの差は見られない。

Fig. 7 に、HTGR ヘリウム中及び大気中で得られた溶体化処理材の定常クリープ速度を付加応力の関数として示す。800 °C では、HTGR ヘリウム中における定常クリープ速度の方が大気中のそれよりもやや大きく、逆に 900 °C では、大気中における定常クリープ速度の方が HTGR ヘリウム中のそれよりもやや大きいという傾向が見られる。しかしながら、いずれのデータも最適直線からのずれはわずかであり、試験雰囲気の違いに起因する定常クリープ速度の顕著な差は認められない。

### 3.1.2 時効の影響

溶体化処理材及び時効材の付加応力-破断時間線図を Fig. 8 に示す。1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料が、750 °C 及び 850 °C でやや低いクリープ破断強度を示す傾向が見られるが、有意な差であるとは断定しがたい。

本研究で取得した全データを、3 種類の熱処理別に Larson-Miller パラメータを用いて最適曲線を求めた結果を Fig. 9 に示す。700 °C で 530 時間の時効処理を施した材料は、溶体化処理材とほとんど差の無いクリープ破断強度を示しているのに対して、1050 °C で 3 時間の時効処理を施した材料は、それらよりもやや低いクリープ破断強度を示している。しかしながら、その差は極めてわずかなものであり、1050 °C で 3 時間という高温履歴がこの材料のクリープ破断強度という面で、重大な特性の劣化をもたらしたというわけではない。

溶体化処理材及び時効材のクリープ破断伸びを破断時間の関数として、試験温度別に Fig. 10 に示す。いずれの試験温度においても、時効材のクリープ破断伸びが、溶体化処理材のそれよりもやや大きいという傾向が見られる。しかしながら、その差は極めてわずかなものであり、また、900 °C、大気中の溶体化処理材のデータは直径 3 mm の試験片で取得したものであることなどを考慮すると、3 種類の熱処理間でクリープ破断延性に有意な差があったとは断定しがたい。

溶体化処理材及び時効材の定常クリープ速度を付加応力の関数として Fig. 11 に示す。700 °C で 530 時間の時効処理を施した材料が、750 °C 及び 850 °C でやや大きい定常クリープ速度を示す傾向が見られる。しかしながら、いずれのデータも最適直線からのずれはわずかであり、熱処理条件の違いに起因する定常クリープ速度の顕著な差は認められない。

## 3.2 クリープ試験後の試験片観察と解析

### 3.2.1 金属組織

光学顕微鏡を用いて、クリープ試験後の破断材の組織観察を行った。その典型例を Photo. 2 ~ Photo. 5 に示す。いずれも破断部近傍の結晶粒は、大きな変形を生じており、この材料が十分な延性を有していたことと対応している。試験温度が 750 °C 及び 800 °C の場合、破断部近傍で局部的に再結晶組織が観察された。試験温度が 850 °C 及び 900 °C の場合には、試験片平行部にも再結晶組織が観察され、とりわけ、900 °C では Photo. 3 及び Photo. 5 に見られるように、ほぼ

全域が再結晶組織となっていた。結晶粒界及び粒内に観察される析出物は、試験温度の上昇に伴って粗大化する傾向が見られた。このような様相は、HTGR ヘリウム中及び大気中で差は無かった。

透過型電子顕微鏡を用いて、クリープ試験後の破断材の組織観察を行った。その典型例を Photo. 6 に示す。微細な析出物が粗に分布し、サブグレインの形成が認められる。サブグレインの形成という現象は、この材料が十分な延性を有していたことと対応しており、試験温度が低い場合には、サブバウンダリで転位の合体、消滅が生じて延性を向上させ、試験温度が高い場合には、再結晶にまで進むものと思われる。また、Photo. 7 に示すように、局所的には微細な析出物が密に分布して、転位との反応も生じていた。

### 3.2.2 炭素分析

クリープ試験後の破断材を用いて含有炭素量の分析を行った。分析に供した試料は、破断部から 5～10 mm 程度離れた部分の平行部から採取した。Fig. 12 に、その分析結果を示す。この図で、上の図と下の図は全く同一のデータを表示しているが、上の図では試験温度の区別が、下の図では熱処理条件の区別ができるように記号を定めてある。

Fig. 12 からわかるように、HTGR ヘリウム中及び大気中でクリープ試験を行ったいずれの試料も含有炭素量は試験前と比較してわずかに増加しており、軽微な浸炭が生じていたことがわかる。また、試験時間が長い程浸炭量は多くなる傾向が見られる。

Fig. 12 の上の図からわかるように、HTGR ヘリウム中、900℃の条件下のものは、その他のものと比較してやや強い浸炭が生じていた。ただし、3.1 で述べたように、この条件において、そうしたやや強い浸炭傾向に起因するクリープ破断強度の変化やクリープ破断延性の変化は認められなかった。

Fig. 12 の下の図からわかるように、熱処理条件の差は、浸炭挙動に差をもたらしていない。

### 3.2.3 X線回折

クリープ試験後の破断材を用いて電解抽出残渣のX線回折を行った。得られた回折図形の典型例を Fig. 13 及び Fig. 14 に示す。HTGR ヘリウム中及び大気中でクリープ試験を行ったいずれの試料においても、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{MnCr}_2\text{O}_4$  及び  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  の 3 種類が同定された。これらのうち、酸化物は試料表面の酸化膜であり、炭化物は試料内部の析出物である。なお、このX線回折結果は、試験雰囲気、熱処理条件、試験温度及び応力水準といった差に依存せず、すべての試料に対して同様であった。

### 3.2.4 X線マイクロアナライザーによる元素分析

クリープ試験後の破断材を用いてX線マイクロアナライザーによる元素の面分析を行った。得られた結果の典型例を Photo. 8 及び Photo. 9 に示す。

表面には O、Cr、Mn、Si、Al 及び Ti の各元素が偏析していた。特に、Mn は最も外表面側に偏析し、O 及び Cr は Mn の偏析層とその直下（合金内部側）にも偏析していることから、X線回折結果と併せて考えると、 $\text{MnCr}_2\text{O}_4$  が最も外表面側に存在し、その直下（合金内部側）に  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  が存在していると判断できる。この様子は、HTGR ヘリウム中及び大気中でクリープ試

験を行ったいずれの試料においても同様であり、また、ハステロイ XR の HTGR ヘリウム中での腐食挙動として報告されている<sup>9)</sup>様子とも同様のものである。Photo. 8 と Photo. 9 の比較からわかるように、試験温度と試験時間がほぼ等しい場合には、表面に形成される酸化膜は、大気中でクリープ試験を行った試料における方が HTGR ヘリウム中でクリープ試験を行った試料におけるよりも厚かった。なお、試験雰囲気と同じ場合には、試験温度が高い程、試験時間が長い程、表面に形成される酸化膜は厚かった。

いずれの試料においても、内部における析出物は、Cr 及び C が富化しているものが大部分で、その他に Ti, C 及び N が富化しているものも存在した。X線回折結果と併せて考えると、Cr 及び C が富化している析出物は、 $Cr_{23}C_6$  であると判断できる。Ti, C 及び N が富化している析出物は、Ti (CN) と思われるが、その量はわずかであり、X線回折では認められなかった。

ところで、アロイ 800H に関する温度-時間-析出物線図 (TTP 線図) には、Orr<sup>10)</sup> によって提案されたものや Degischer ら<sup>11)</sup> によって提案されたものがある。

Orr によって提案された TTP 線図は次のようなものである。600 °C では、 $M_{23}C_6$  が主であり、700 ~ 900 °C では、 $M_{23}C_6$  よりも TiC が安定となるが、通常  $M_{23}C_6$  と TiC が共存している。また、 $Ti+Al > 0.6$  mass% の場合には、 $\gamma'$  相 ( $Ni_3(Al, Ti)$ ) ができる可能性がある。

一方、Degischer らによって提案された TTP 線図は次のようなものである。800 ~ 900 °C では、 $M_{23}C_6$  と Ti (CN) が共存している。900 °C では 100 時間以上で Ti (CN) が主たる析出物となる。

本研究で得られた結果は、上に述べたように、750 ~ 900 °C のいずれの試験温度の場合にも  $M_{23}C_6$  が主であり、わずかに Ti (CN) も認められるというものであった。すなわち、Orr によって提案された TTP 線図とも、Degischer らによって提案された TTP 線図とも様子が異なっている。これは、無応力時効によって求められた TTP 線図がクリープ試験材に対して適用できないということを示唆しているようにも思えるが、本研究の範囲内では、断定できない。なお、本研究における供試材料では、 $Ti+Al = 0.6$  mass% (Table 1 参照) であることから  $\gamma'$  相 ( $Ni_3(Al, Ti)$ ) ができるかどうかの境界となっているが、透過型電子顕微鏡による観察でも X線回折結果でも  $\gamma'$  相 ( $Ni_3(Al, Ti)$ ) の存在は認められなかった。X線マイクロアナライザーによる元素の面分析の結果では、Al 及び Ti は試料の表面で富化していることから、試料内部における Al と Ti の含有量が低下していたと思われ、これが本研究において、 $\gamma'$  相 ( $Ni_3(Al, Ti)$ ) が析出しなかった原因の 1 つに挙げられる。

### 3.3 既存データとの比較

本研究における供試材料であるアロイ 800 H は、比較的特性のよく知られた汎用合金であり、科学技術庁金属材料技術研究所ではこの合金のクリープデータシート<sup>12)</sup>を刊行している。

Fig. 15 は本研究で取得したデータを上記のクリープデータシートに記載されているデータと比較したものである。本研究で取得したものと及びクリープデータシートに記載されているものの全データより求めた最適直線から大きくずれているデータは存在しない。すなわち、本研究で得られたクリープ破断強度は、既存データのばらつき範囲内に収まっており、本合金の特性は比較的安定したものであるといえる。

## 4. 結 言

HTTR の制御棒被覆管材料として使用予定の Fe 基合金アロイ 800H のクリープ特性に及ぼす HTGR 一次冷却材雰囲気の影響及び高温履歴の影響を定量的に評価することを目的として、一連のクリープ試験を行い、以下のような結果を得た。

- (1) HTGR ヘリウム中と大気中で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも有意な差は認められなかった。また、今後の中性子照射効果の検討のために行った、遠隔操作型試験機による純アルゴンガス中での試験結果とも有意な差は認められなかった。
- (2) 1120℃ で 1 時間の溶体化処理を施した材料、その溶体化処理材に 700℃ で 530 時間の時効処理を施した材料及び溶体化処理材に 1050℃ で 3 時間の時効処理を施した材料の間で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも顕著な差は認められなかった。
- (3) 本研究で得られたクリープ破断強度は、既存データのばらつき範囲内に収まっており、本合金の特性は比較的安定したものであるといえる。

上記の結果から、本合金の許容応力体系の構築に当たり、HTGR ヘリウム雰囲気の影響を無視して、大量に存在する大気中のデータを活用することが可能と判断した。

また、現在進めている中性子照射後のクリープ試験に関しては、試験雰囲気、試験機及び試験片形状の差といった要因によるクリープ破断強度の差は無視しうる程度のものであり、クリープ破断強度に及ぼす中性子照射の効果を純粹に抽出しえているものと判断した。

## 謝 辞

本研究の遂行に当たり、御指導、御討論を頂いた日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部長近藤達男氏に深く感謝の意を表します。また、金属組織観察等で日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部材料応用工学研究室鈴木富男氏にはたいへんお世話になった。ここに深く感謝の意を表します。

## 参 考 文 献

- (1) 日本原子力研究所：高温工学試験研究の現状（1988）



## 4. 結 言

HTTR の制御棒被覆管材料として使用予定の Fe 基合金アロイ 800H のクリープ特性に及ぼす HTGR 一次冷却材雰囲気の影響及び高温履歴の影響を定量的に評価することを目的として、一連のクリープ試験を行い、以下のような結果を得た。

- (1) HTGR ヘリウム中と太空中で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも有意な差は認められなかった。また、今後の中性子照射効果の検討のために行った、遠隔操作型試験機による純アルゴンガス中での試験結果とも有意な差は認められなかった。
- (2) 1120℃ で 1 時間の溶体化処理を施した材料、その溶体化処理材に 700℃ で 530 時間の時効処理を施した材料及び溶体化処理材に 1050℃ で 3 時間の時効処理を施した材料の間で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも顕著な差は認められなかった。
- (3) 本研究で得られたクリープ破断強度は、既存データのばらつき範囲内に収まっており、本合金の特性は比較的安定したものであるといえる。

上記の結果から、本合金の許容応力体系の構築に当たり、HTGR ヘリウム雰囲気の影響を無視して、大量に存在する大気中のデータを活用することが可能と判断した。

また、現在進めている中性子照射後のクリープ試験に関しては、試験雰囲気、試験機及び試験片形状の差といった要因によるクリープ破断強度の差は無視しうる程度のものであり、クリープ破断強度に及ぼす中性子照射の効果を純粹に抽出しえているものと判断した。

## 謝 辞

本研究の遂行に当たり、御指導、御討論を頂いた日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部長近藤達男氏に深く感謝の意を表します。また、金属組織観察等で日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部材料応用工学研究室鈴木富男氏にはたいへんお世話になった。ここに深く感謝の意を表します。

## 参 考 文 献

- (1) 日本原子力研究所：高温工学試験研究の現状（1988）

## 4. 結 言

HTTR の制御棒被覆管材料として使用予定の Fe 基合金アロイ 800H のクリープ特性に及ぼす HTGR 一次冷却材雰囲気の影響及び高温履歴の影響を定量的に評価することを目的として、一連のクリープ試験を行い、以下のような結果を得た。

- (1) HTGR ヘリウム中と太気中で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも有意な差は認められなかった。また、今後の中性子照射効果の検討のために行った、遠隔操作型試験機による純アルゴンガス中での試験結果とも有意な差は認められなかった。
- (2) 1120℃ で 1 時間の溶体化処理を施した材料、その溶体化処理材に 700℃ で 530 時間の時効処理を施した材料及び溶体化処理材に 1050℃ で 3 時間の時効処理を施した材料の間で、クリープ破断強度、クリープ破断延性及びクリープ変形抵抗のいずれにも顕著な差は認められなかった。
- (3) 本研究で得られたクリープ破断強度は、既存データのばらつき範囲内に収まっており、本合金の特性は比較的安定したものであるといえる。

上記の結果から、本合金の許容応力体系の構築に当たり、HTGR ヘリウム雰囲気の影響を無視して、大量に存在する大気中のデータを活用することが可能と判断した。

また、現在進めている中性子照射後のクリープ試験に関しては、試験雰囲気、試験機及び試験片形状の差といった要因によるクリープ破断強度の差は無視しうる程度のものであり、クリープ破断強度に及ぼす中性子照射の効果を純粹に抽出しえているものと判断した。

## 謝 辞

本研究の遂行に当たり、御指導、御討論を頂いた日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部長近藤達男氏に深く感謝の意を表します。また、金属組織観察等で日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部材料応用工学研究室鈴木富男氏にはたいへんお世話になった。ここに深く感謝の意を表します。

## 参 考 文 献

- (1) 日本原子力研究所：高温工学試験研究の現状（1988）

- (2) 日本原子力研究所：高温ガス炉研究開発の現状（1986）
- (3) K. Watanabe, T. Kondo and Y. Ogawa : Nucl. Technol. 66 (1984) p. 630
- (4) H. Tsuji, H. Nakajima and T. Kondo : in Proc. of a Specialists Meeting on High Temperature Metallic Materials for Gas-Cooled Reactors, Cracow/Poland, 1989 (IAEA, Vienna) p. 81
- (5) 日本原子力研究所：多目的高温ガス炉研究会議研究開発専門部会 実験炉材料ワーキンググループ報告書（制御棒材料について）（1985）
- (6) 科学技術庁金属材料技術研究所：NRIM CREEP DATA SHEET No.27A（1983）
- (7) 日本工業規格 JIS Z 2271（1978）
- (8) 日本工業規格 JIS Z 2272（1978）
- (9) M. Shindo and T. Kondo : in Proc. of Inter. Conf. on Gas-Cooled Reactors Today, Bristol/UK, 1982 (BNES) Vol. 2, p. 179
- (10) J. Orr : in Proc. of Petten Int. Conf. on Alloy 800H, Petten/The Netherland, 1978 (North-Holland Publishing Co. Amsterdam) p. 25
- (11) H. P. Degischer and H. Aigner : in Proc. of Inter. Colloquium on stainless steels, Saint-Etienne/France, 1982, p. 16

Table 1 Chemical composition of specimen material (mass%).

C	Mn	Si	S	Cr	Fe	Cu	Ni	Al	Ti
0.06	0.8	0.4	0.004	21.22	41.8	0.13	33.18	0.24	0.36

The values of the table are quoted from the certified report of inspection by the manufacturer.

According to the result of carbon analysis in the present work, the value of carbon content is 0.0725 mass%.

Table 2 Impurity levels in the test environment (Pa).

H <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	CO	CO <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>
30	0.3	10	0.1	1.5

Table 3 Test matrix.

Heat treatment	Diameter of specimen	Environment	Test temperature	Stress MPa	Frequency
Solution annealed (at 1120°C for 1h + WQ)	6 mm	HTGR helium	750°C	98 MPa	2
				69 MPa	2
				54 MPa	1
			800°C	54 MPa	2
				44 MPa	2
				44 MPa	2
			850°C	39 MPa	2
				34 MPa	2
				29 MPa	1
	900°C	25 MPa	2		
		20 MPa	1		
		78 MPa	2		
	4 mm	Argon (>99.995%)	800°C	69 MPa	2
				49 MPa	2
			900°C	39 MPa	2
	6 mm	Air	750°C	98 MPa	1
				69 MPa	1
			800°C	69 MPa	1
59 MPa	1				
3 mm	800°C		49 MPa	1	
			29 MPa	1	
	900°C	25 MPa	1		
20 MPa		1			
78 MPa		1			
Solution annealed (at 1120°C for 1h + WQ) + Aged (at 700°C for 530h)	6 mm	HTGR helium	750°C	59 MPa	1
				44 MPa	1
			850°C	34 MPa	1
		900°C	25 MPa	1	
		Air	750°C	78 MPa	1
				69 MPa	1
			59 MPa	1	
		900°C	25 MPa	1	
		Solution annealed (at 1120°C for 1h + WQ) + Aged (at 1050°C for 3h)	6 mm	HTGR helium	750°C
59 MPa	1				
850°C	44 MPa				1
34 MPa	1				
900°C	25 MPa			1	
Air	750°C			78 MPa	1
				59 MPa	1
	900°C			25 MPa	1

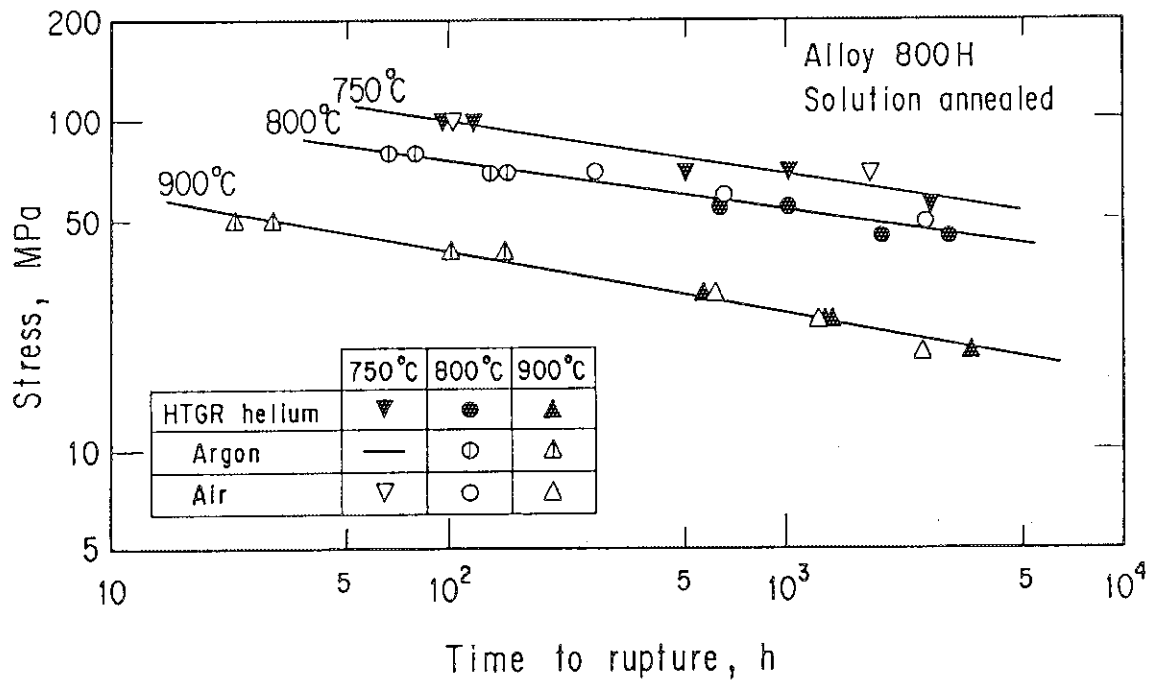


Fig. 1 Relation between applied stress and time to rupture for solution annealed Alloy 800H.

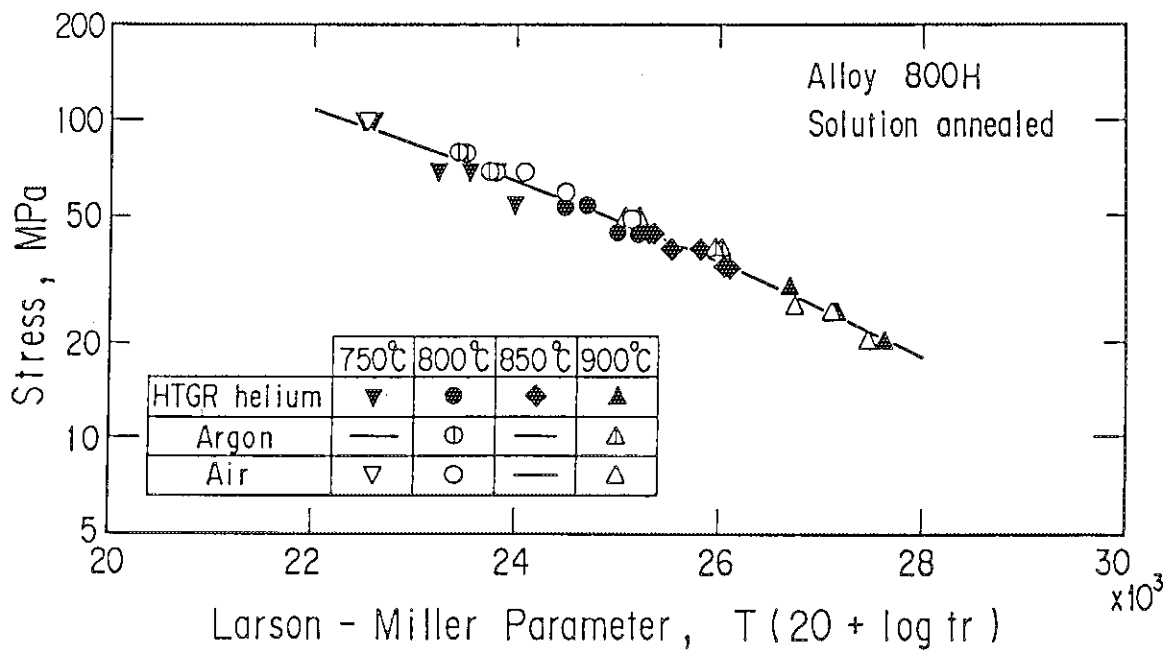


Fig. 2 Relation between applied stress and Larson-Miller Parameter for solution annealed Alloy 800H.

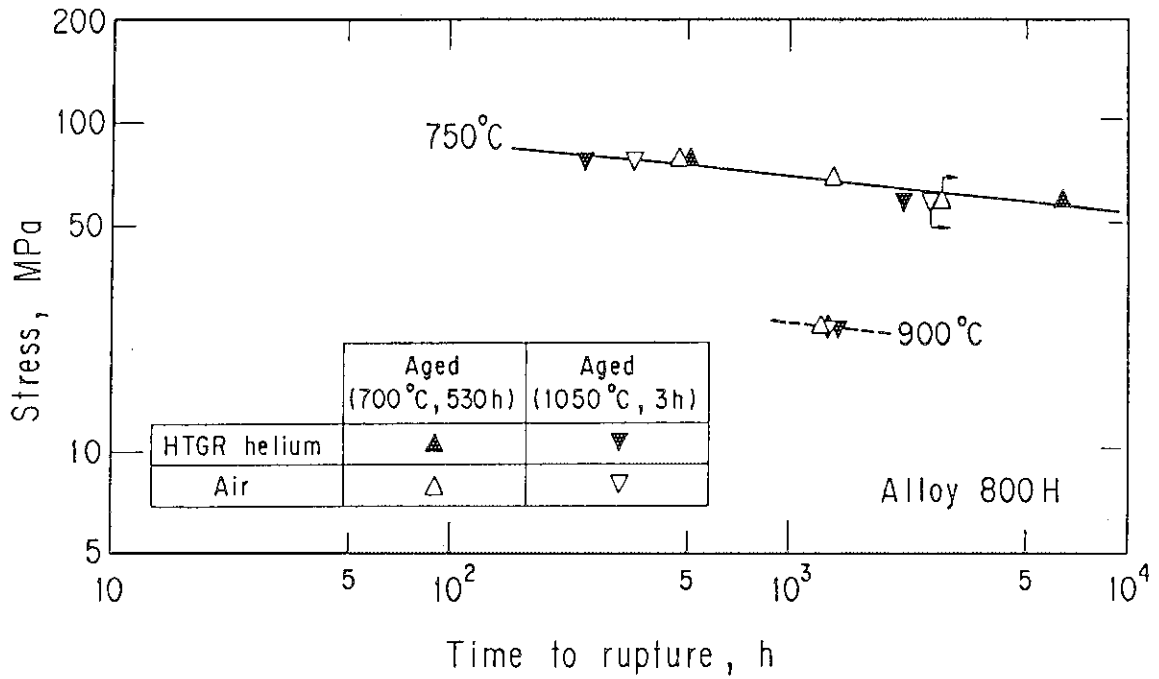


Fig. 3 Relation between applied stress and time to rupture for aged Alloy 800H.

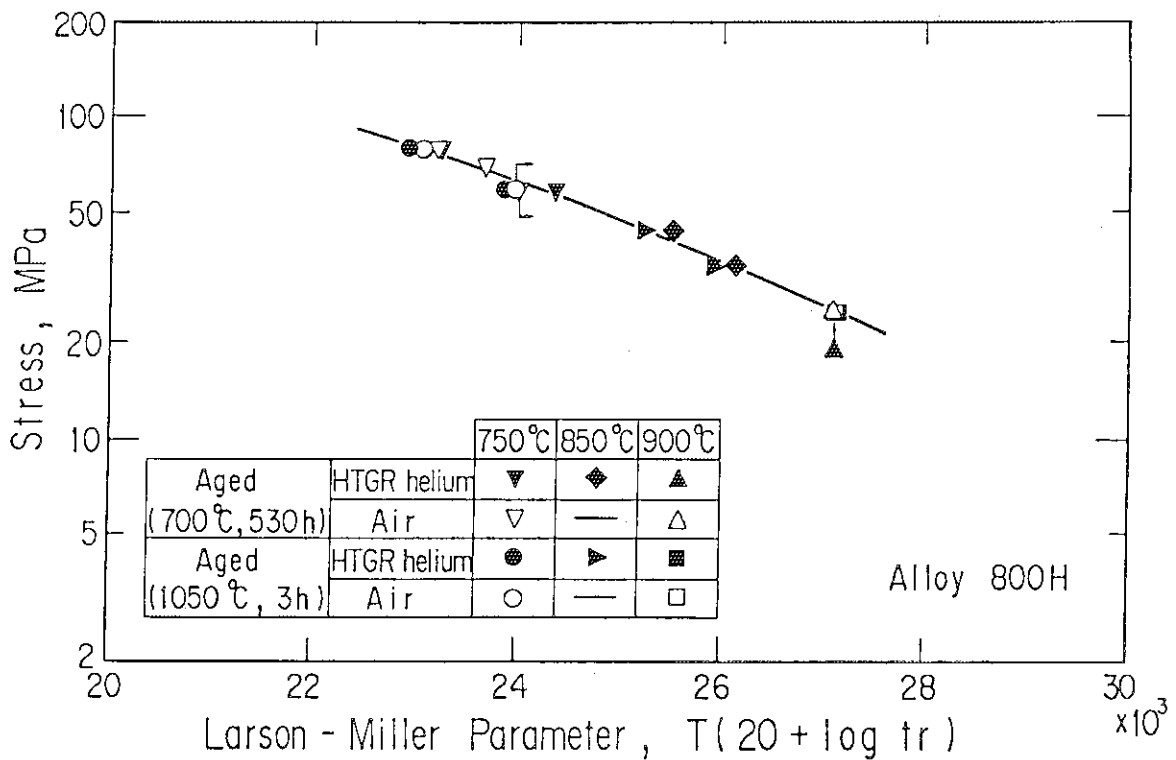


Fig. 4 Relation between applied stress and Larson-Miller Parameter for aged Alloy 800H.

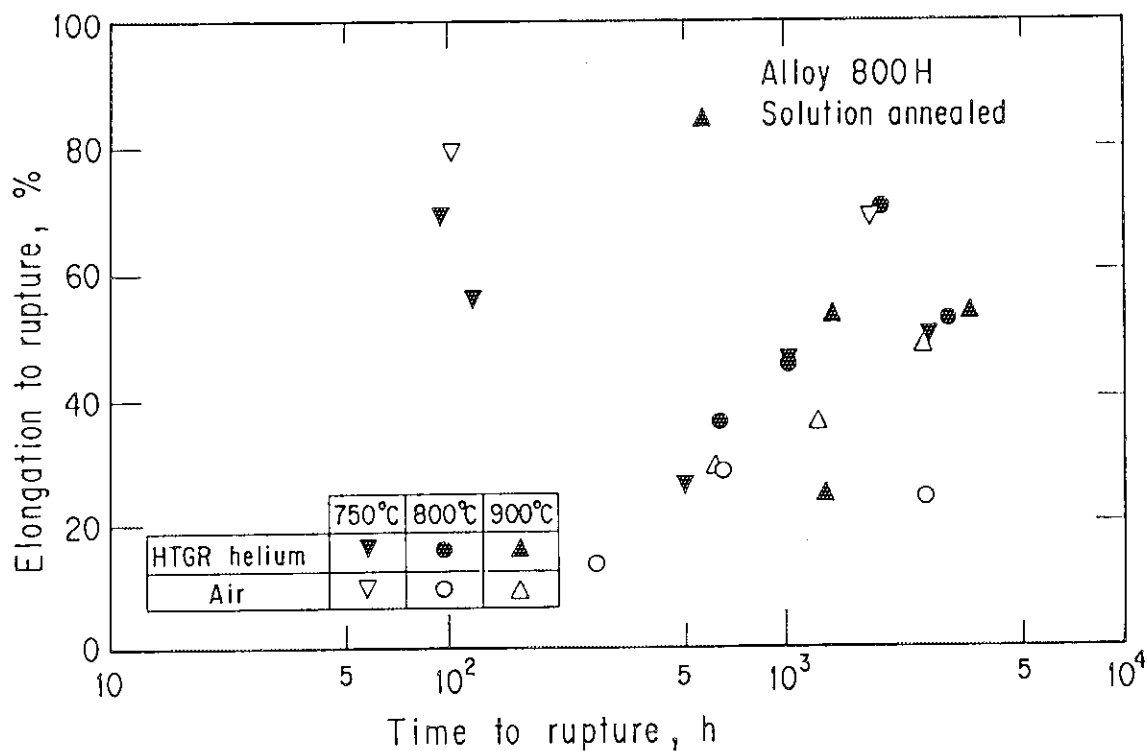


Fig. 5 Elongation to rupture versus time to rupture for solution annealed Alloy 800H.

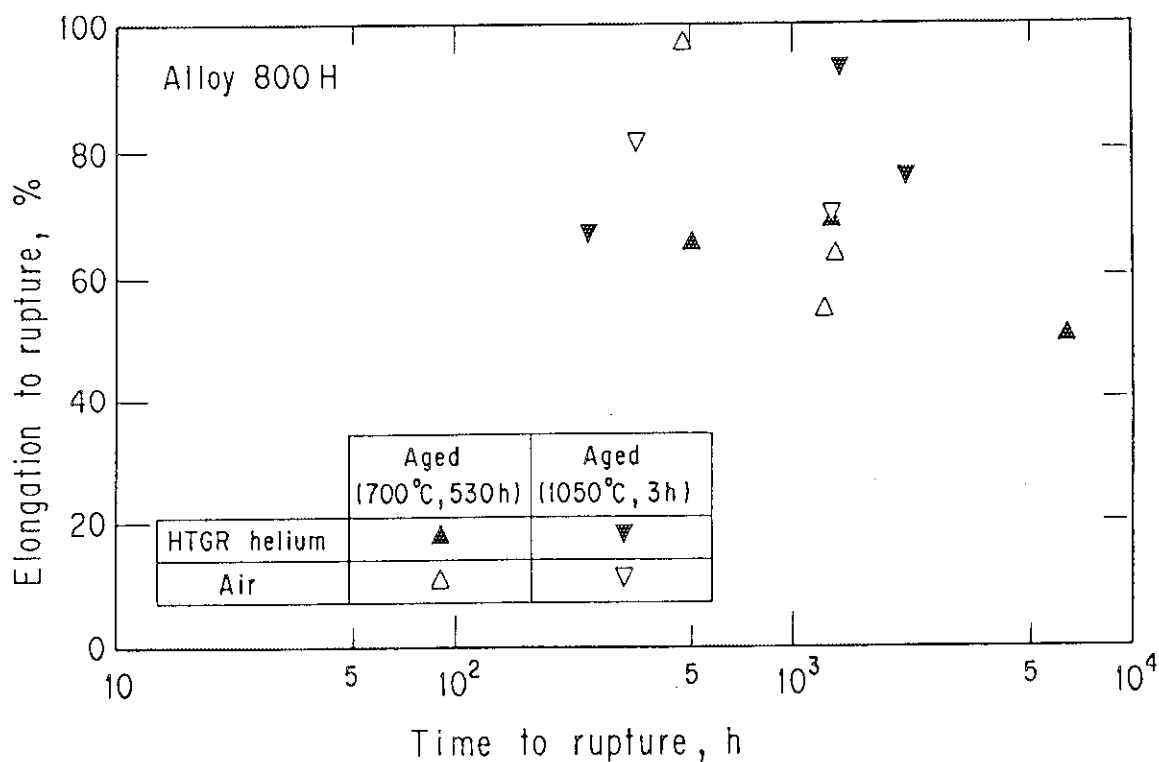


Fig. 6 Elongation to rupture versus time to rupture for aged Alloy 800H.



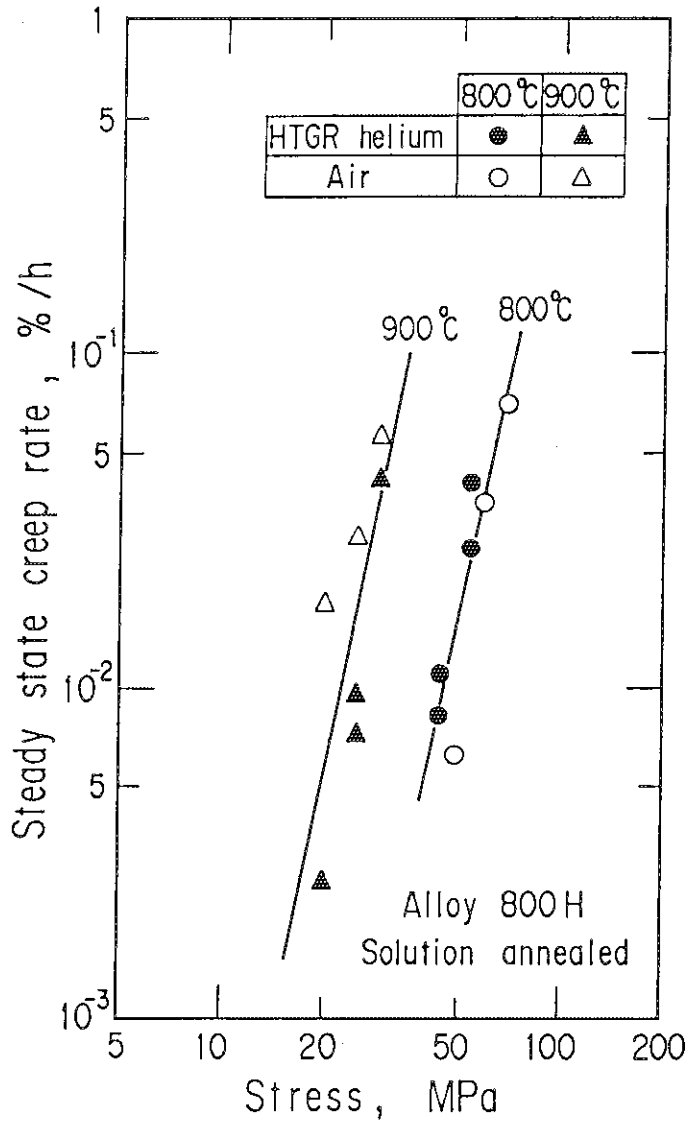


Fig. 7 Steady state creep rate as a function of applied stress for solution annealed Alloy 800H.

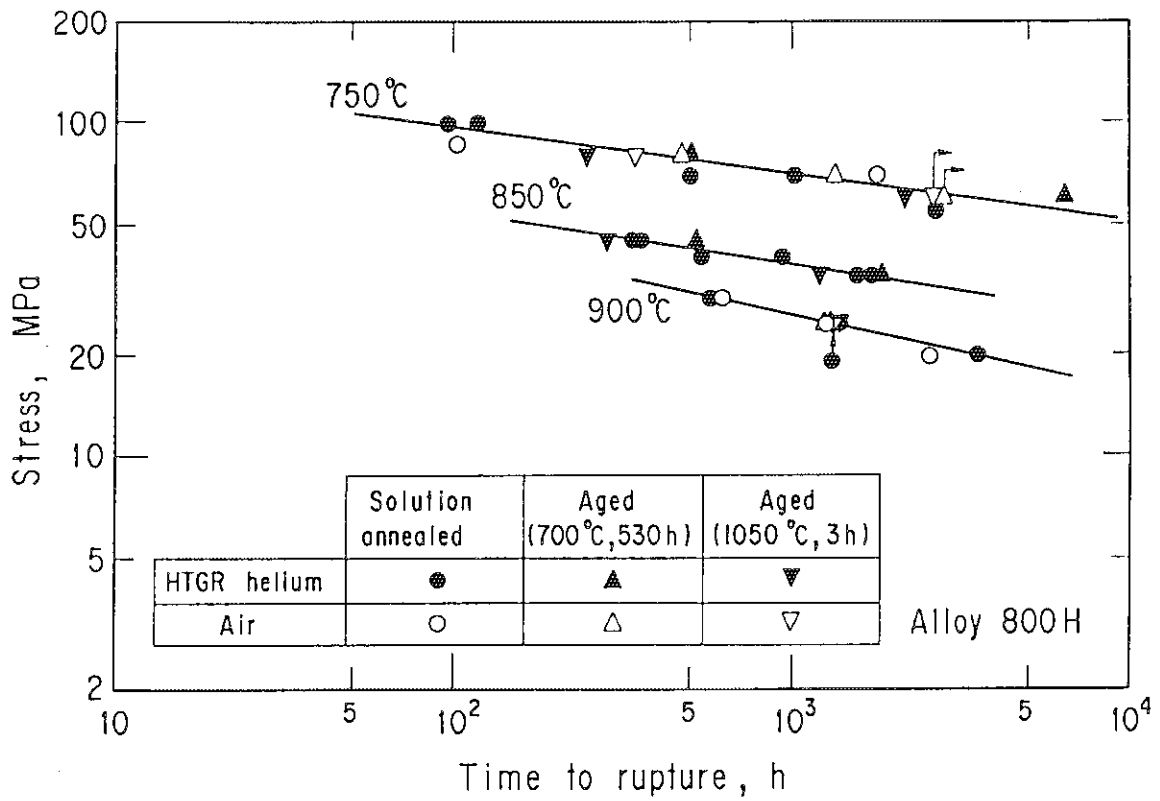


Fig. 8 Relation between applied stress and time to rupture for solution annealed Alloy 800H and aged ones.

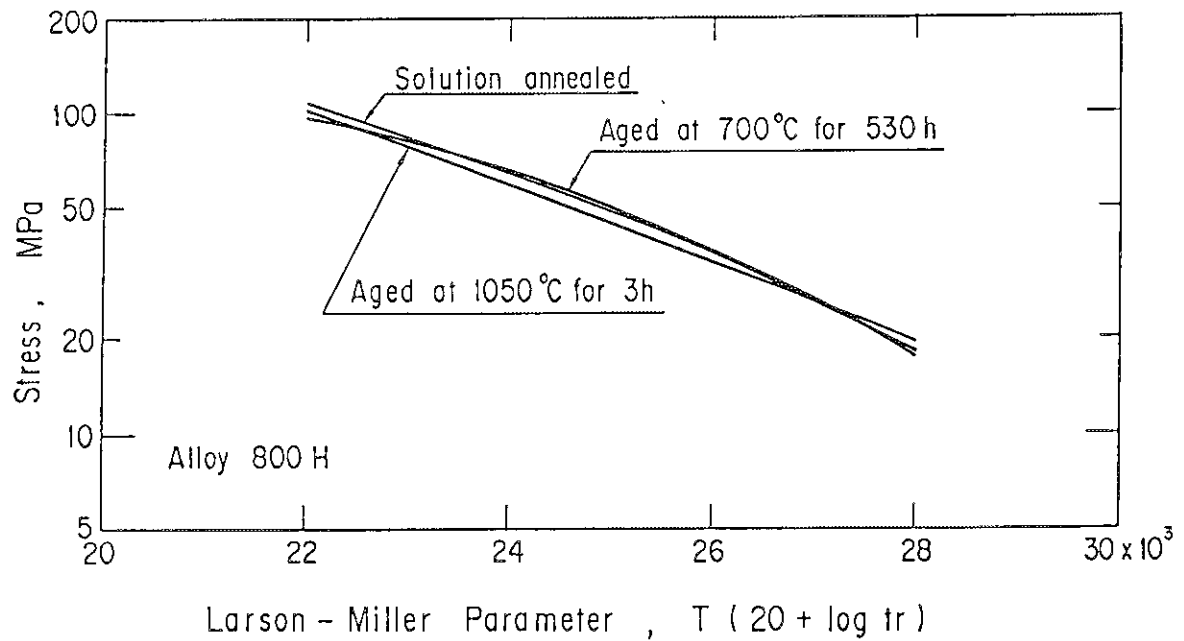


Fig. 9 Relation between applied stress and Larson-Miller Parameter for solution annealed Alloy 800H and aged ones.

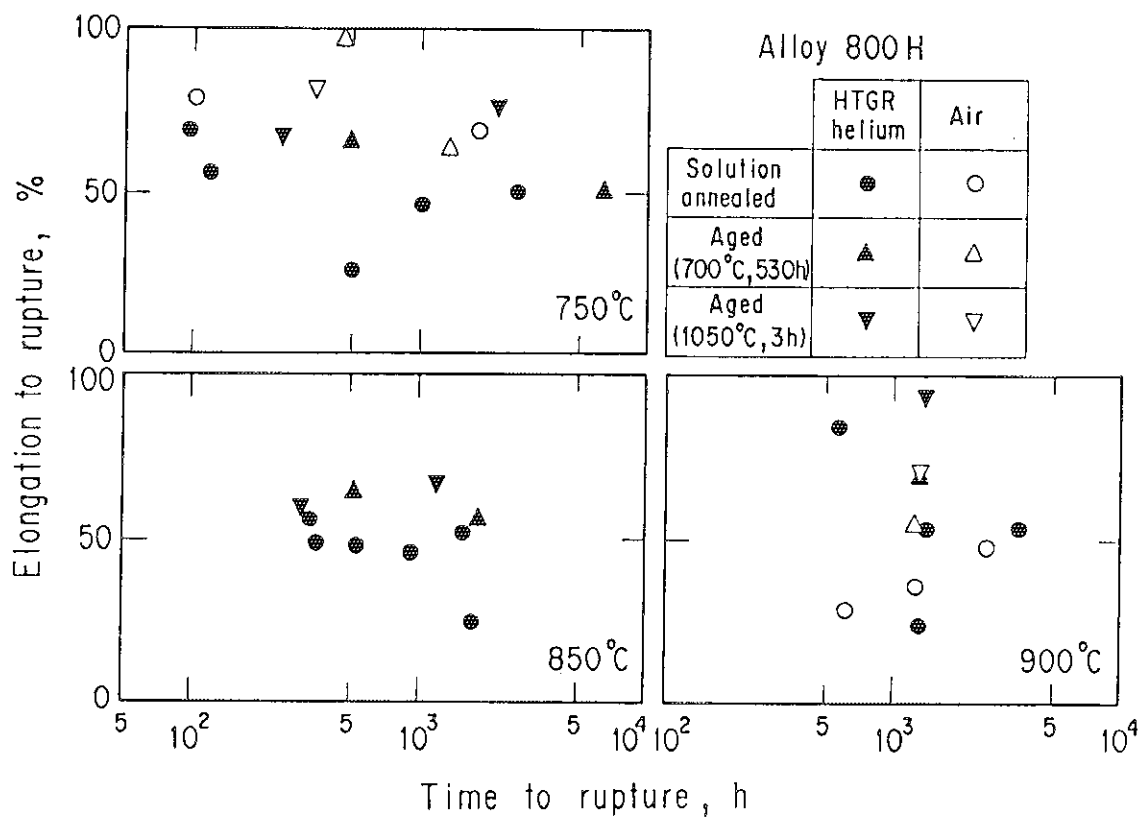


Fig. 10 Elongation to rupture versus time to rupture for solution annealed Alloy 800H and aged ones.

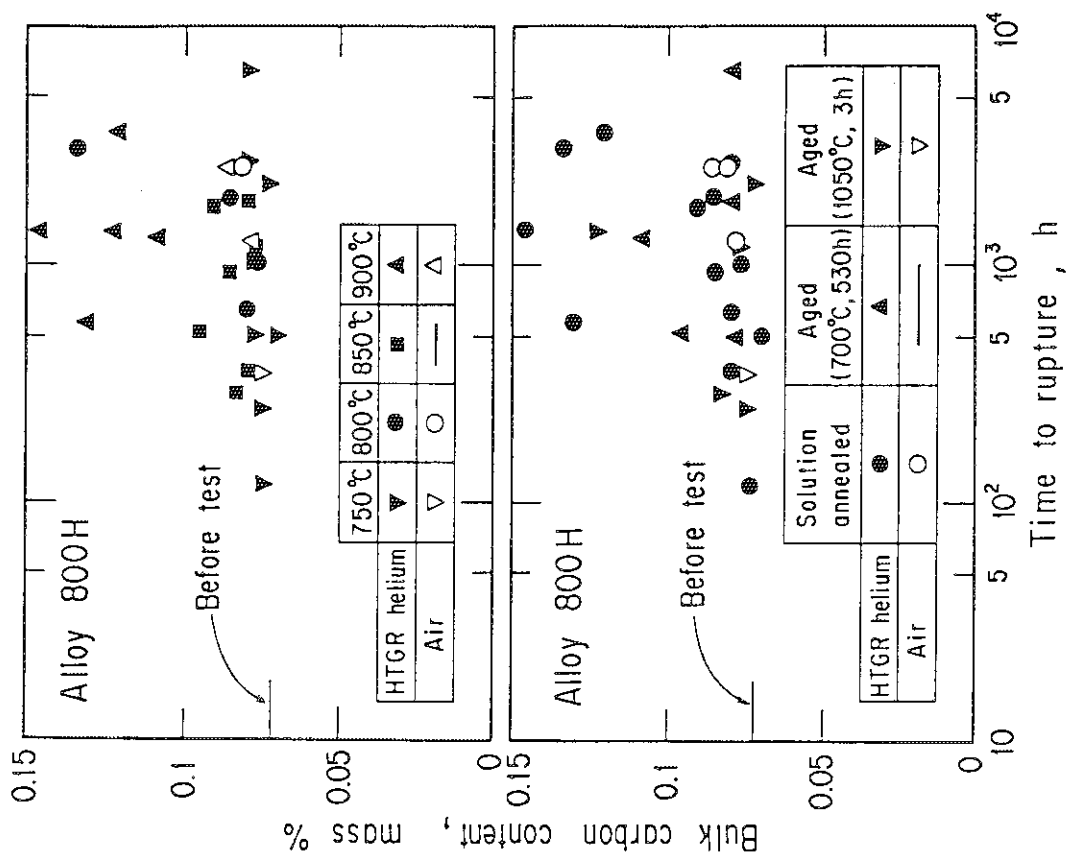


Fig. 12 Bulk carbon content versus time to rupture for crept Alloy 800H.

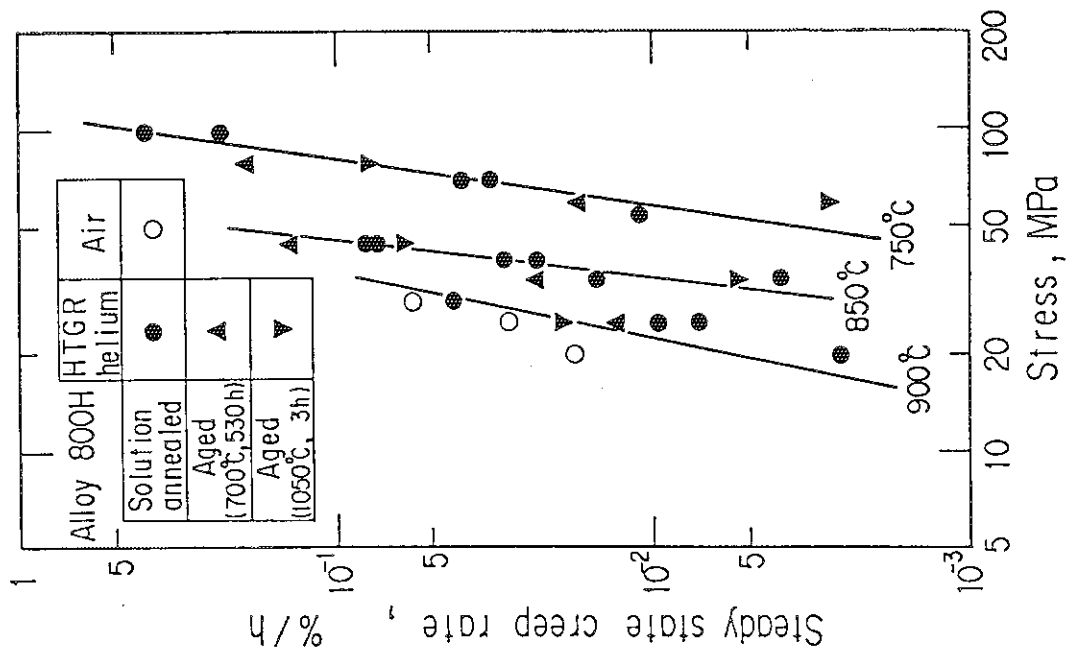


Fig. 11 Steady state creep rate as a function of applied stress for solution annealed Alloy 800H and aged ones.

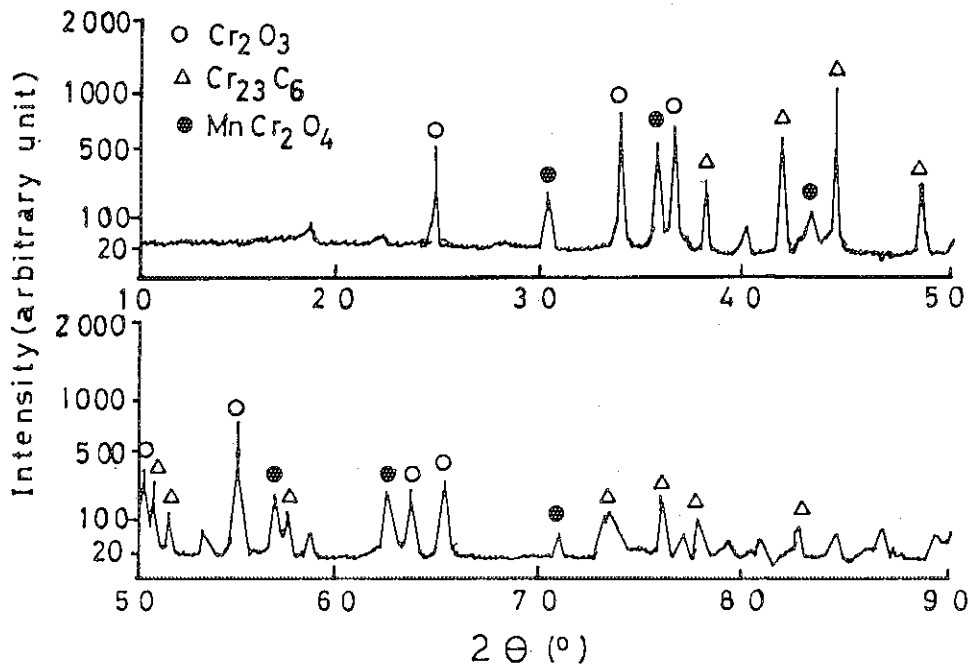


Fig. 13 Typical X-ray diffraction pattern of electrolytically extracted residue of Alloy 800H ruptured in HTGR helium under a stress of 25 MPa at 900°C.

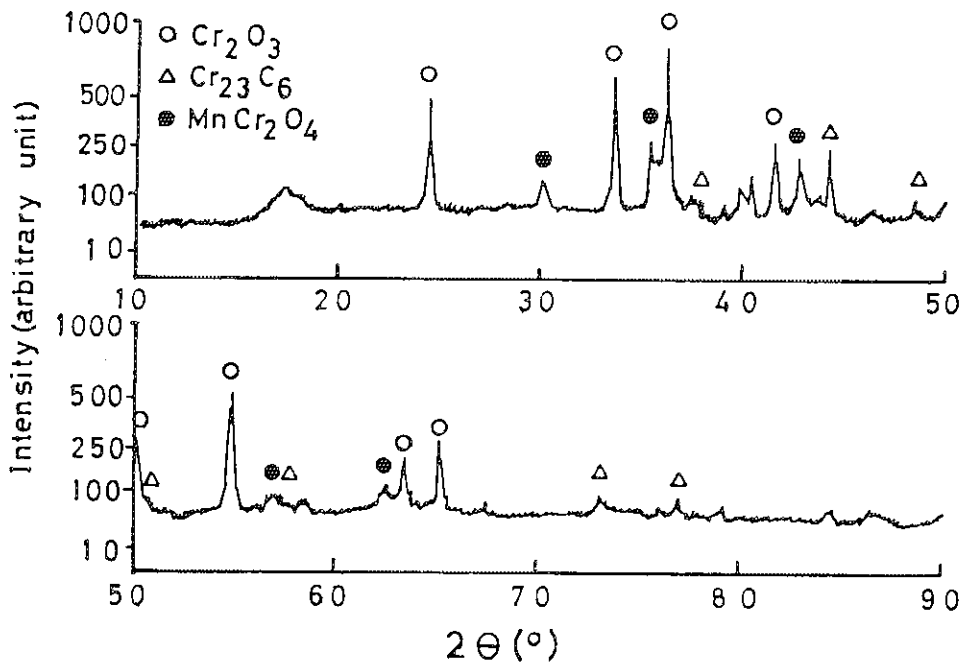


Fig. 14 Typical X-ray diffraction pattern of electrolytically extracted residue of Alloy 800H ruptured in air under a stress of 25 MPa at 900°C.

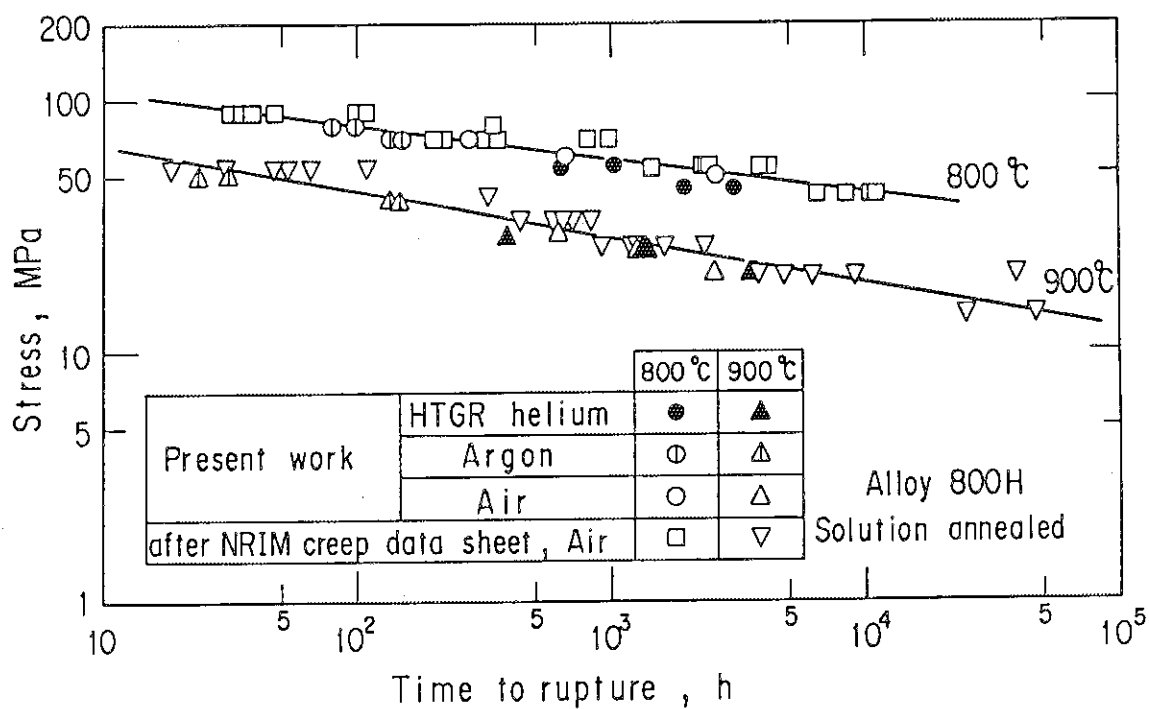


Fig. 15 Comparison of creep rupture data obtained in the present work with those in NRIM CREEP DATA SHEET<sup>(6)</sup> for Alloy 800H.

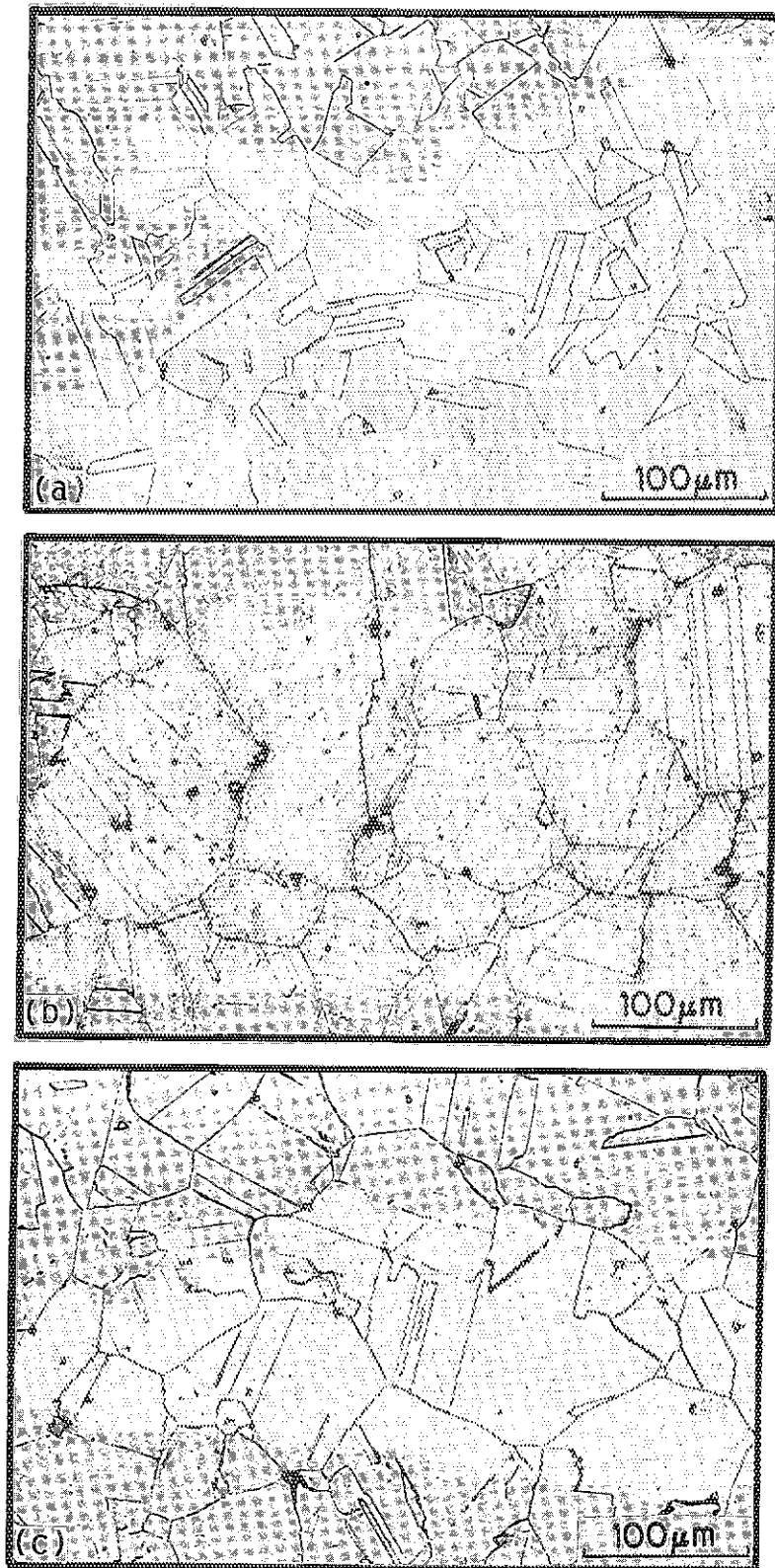


Photo. 1 Optical microstructures of specimen materials.  
(a) Solution annealed  
(b) Aged at 700°C for 530h  
(c) Aged at 1050°C for 3h

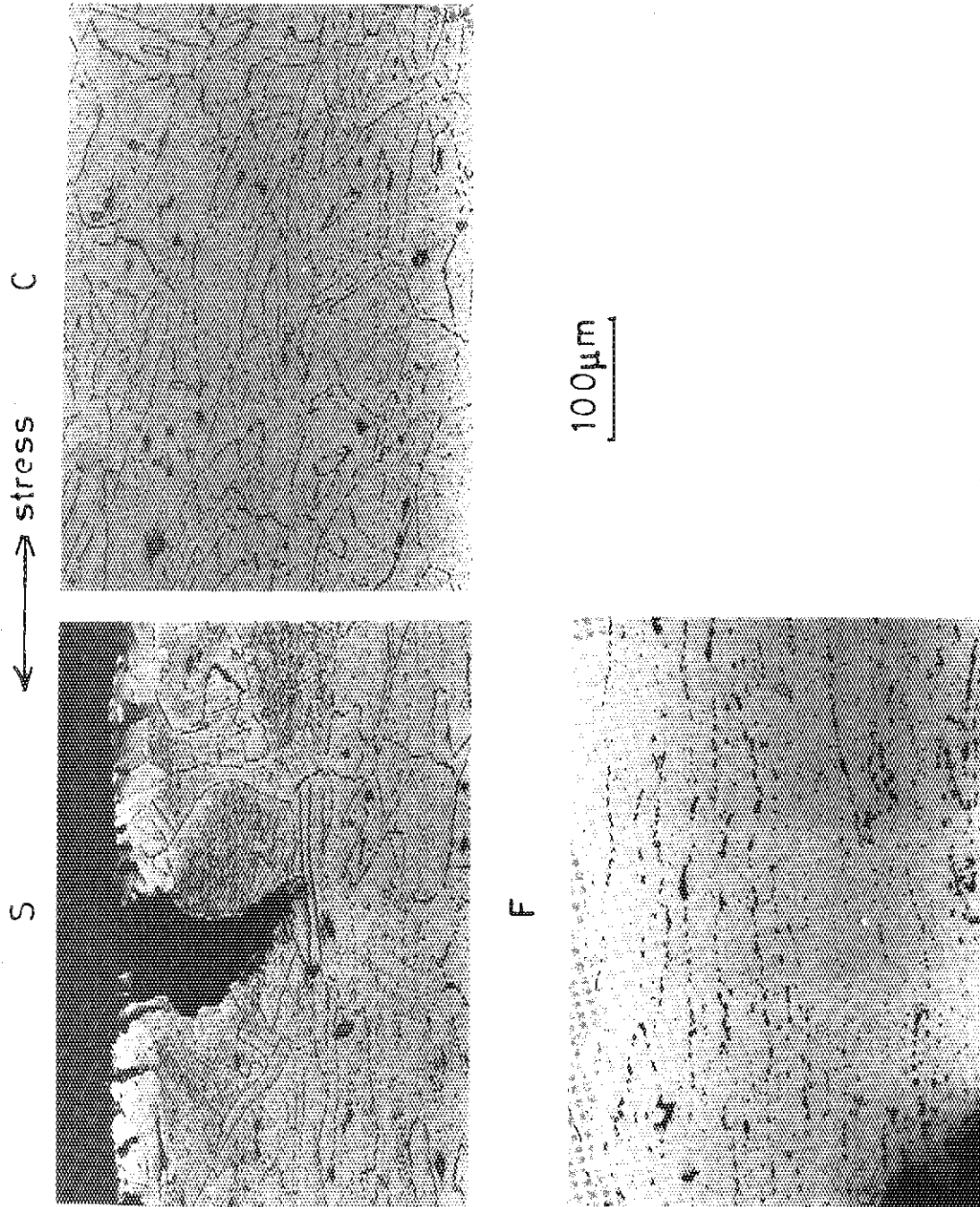


Photo. 2 Optical microstructures of solution annealed Alloy 800H ruptured in HTGR helium at 750°C under a stress of 98 MPa. ( $t_r=96h$ )  
S: Surface region F: Fracture region C: Center region



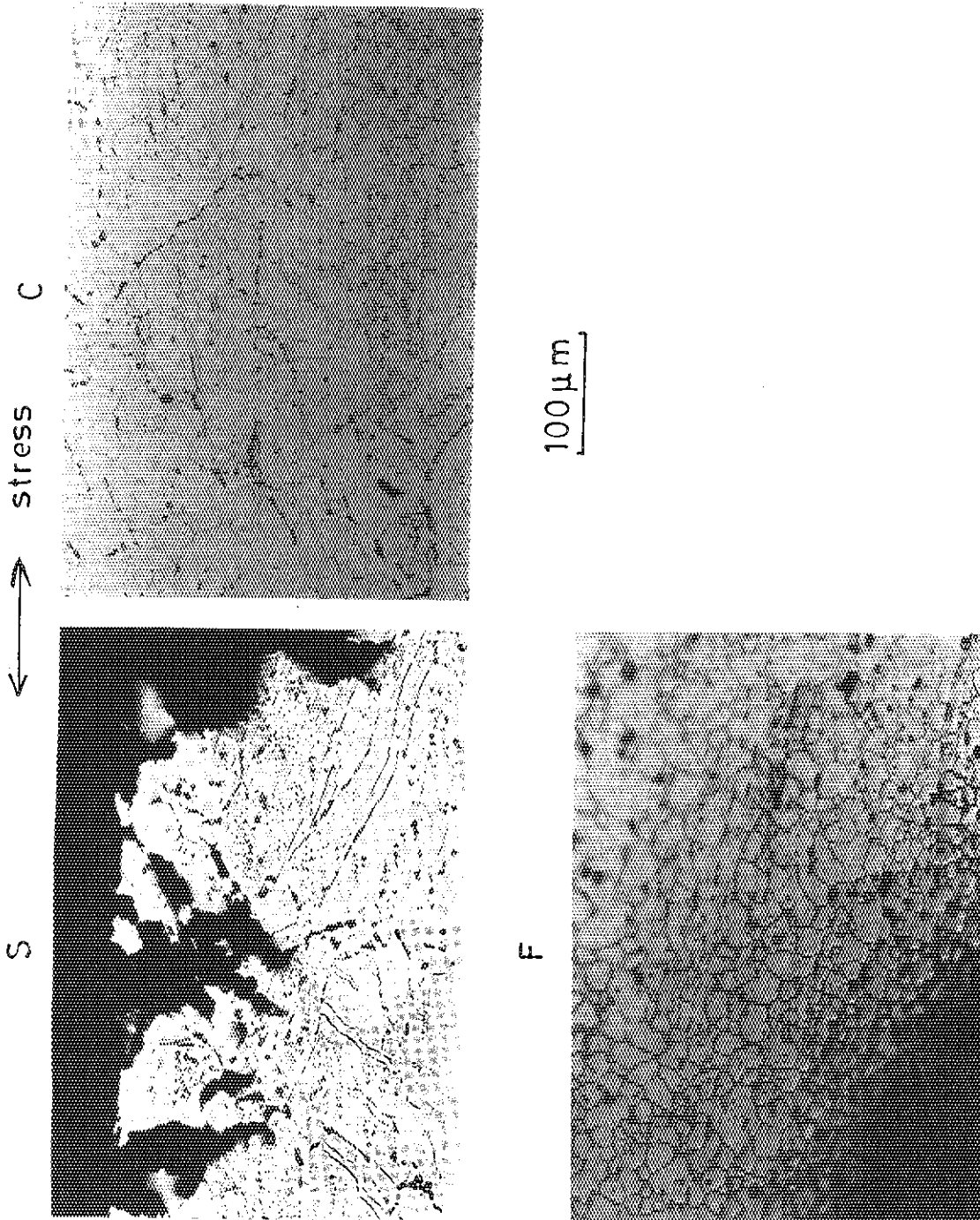


Photo. 3 Optical microstructures of solution annealed Alloy 800H ruptured in HTGR helium at 900°C under a stress of 25 MPa. ( $t_r=1384h$ )  
S: Surface region F: Fracture region C: Center region

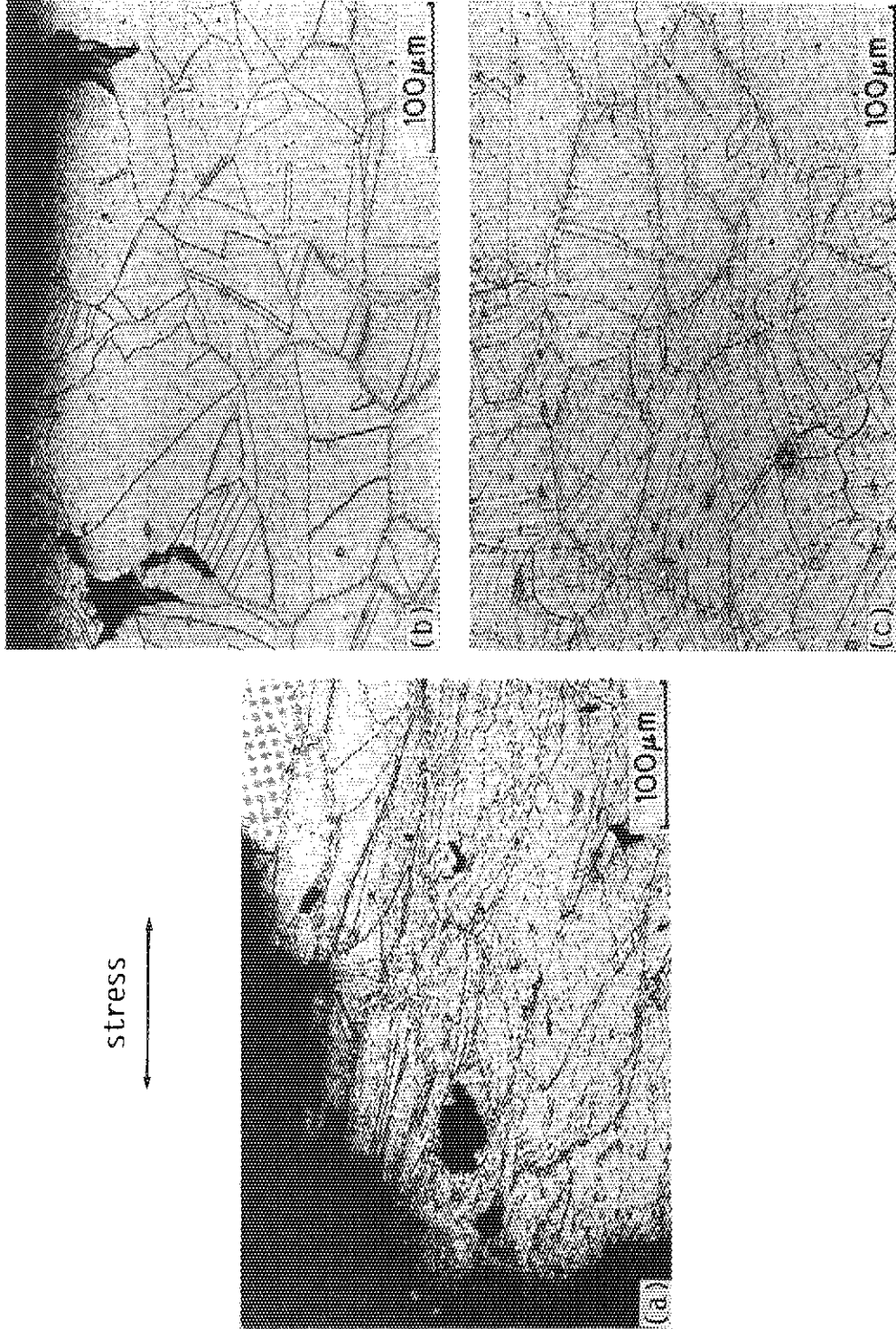



Photo. 4 Optical microstructures of solution annealed Alloy 800H ruptured in air at 750°C under a stress of 98 MPa. ( $t_r=102.8h$ )  
(a) Fracture region (b) Surface region (c) Center region



Photo. 5 Optical microstructures of solution annealed Alloy 800H ruptured in air at 900°C under a stress of 25 MPa. ( $t_r=1255.4h$ )  
(a) Fracture region (b) Surface region (c) Center region

2.5 $\mu$ m  


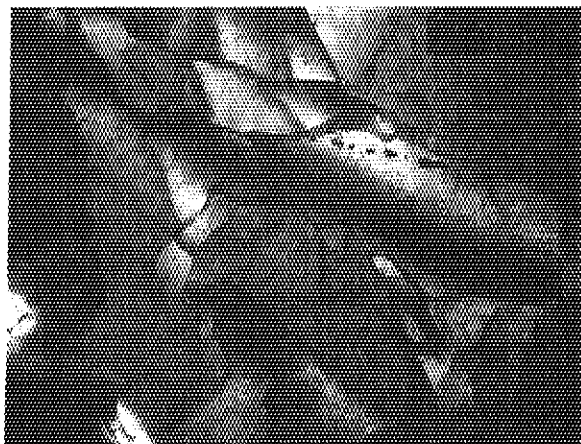


Photo. 6 Transmission electron micrograph of solution annealed Alloy 800H ruptured in HTGR helium at 850°C under a stress of 39 MPa. ( $t_r=541h$ )


0.4 $\mu$ m  




Photo. 7 Transmission electron micrograph showing the interaction between carbides and dislocations in the specimen of Photo. 6.

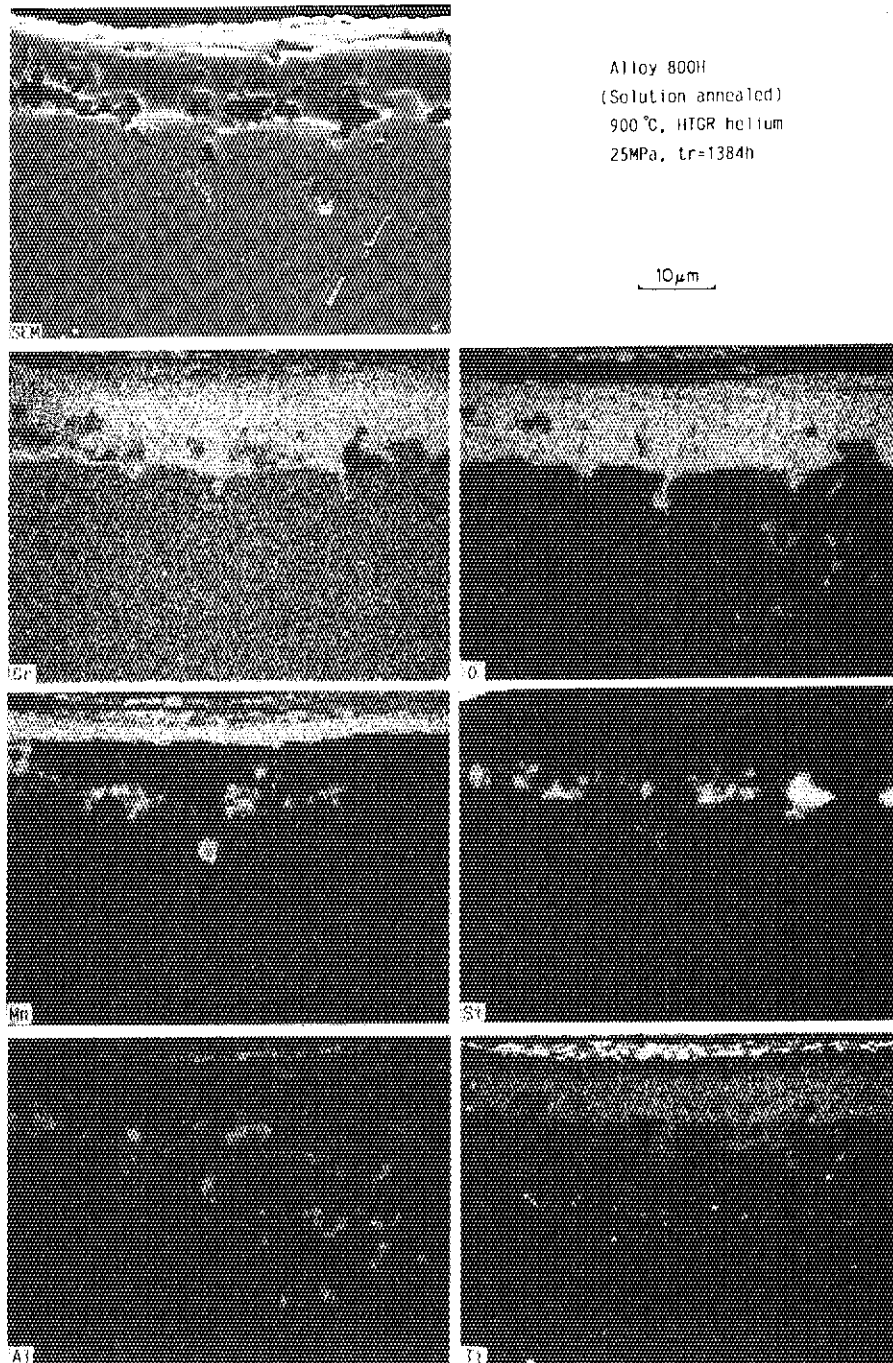


Photo. 8 Characteristic X-ray images of Cr, O, Mn, Si, Al and Ti in the surface region of solution annealed Alloy 800H ruptured in HTGR helium at 900°C under a stress of 25 MPa. ( $t_r=1384h$ ).

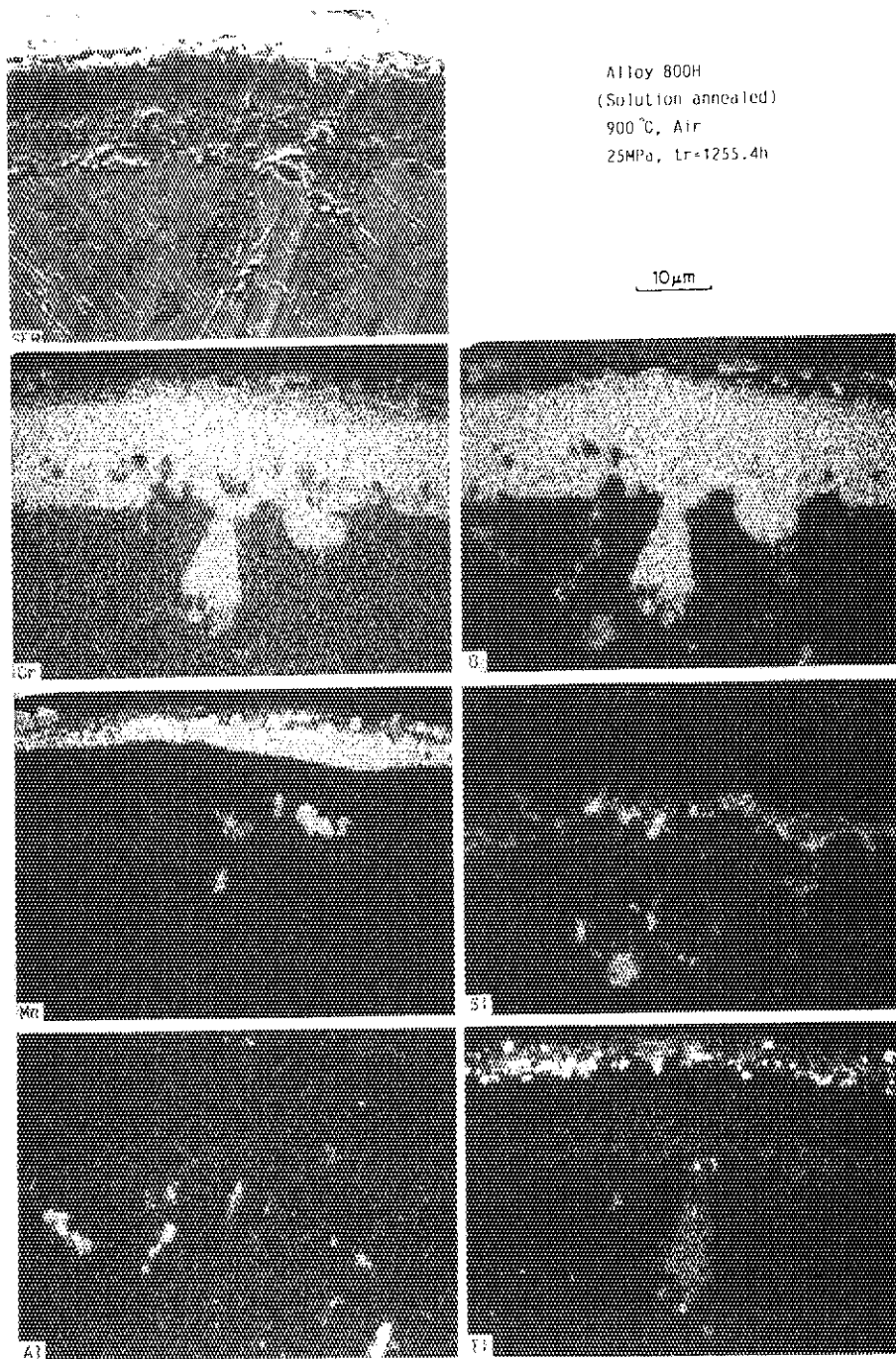


Photo. 9 Characteristic X-ray images of Cr, O, Mn, Si, Al and Ti in the surface region of solution annealed Alloy 800H ruptured in air at 900°C under a stress of 25 MPa. ( $t_r=1255.4h$ )

## 付 録

クリープ試験結果をTable A.1～Table A.3 に、また、クリープ試験後の試料の炭素分析結果をTable A.4 にまとめた。

Table A.1 Results of creep tests for solution annealed Alloy 800H.

Environment	Test temp.	Stress	Time to rupture	L-M-P	Elong. to rupture	Reduction in area	Steady state creep rate
HTGR helium	750°C	98 MPa	119 h	22587	56 %	73 %	$2.3 \times 10^{-1}$ %/h
			96 h	22491	69 %	76 %	$4.0 \times 10^{-1}$ %/h
		69 MPa	500 h	23225	26 %	58 %	$4.0 \times 10^{-2}$ %/h
			1022 h	23542	46 %	59 %	$3.2 \times 10^{-2}$ %/h
	800°C	54 MPa	2679 h	23970	50 %	39 %	$1.1 \times 10^{-2}$ %/h
			636 h	24472	36 %	64 %	$4.1 \times 10^{-2}$ %/h
		44 MPa	1014 h	24689	45 %	55 %	$2.6 \times 10^{-2}$ %/h
			3031 h	25199	52 %	59 %	$8.3 \times 10^{-3}$ %/h
	850°C	44 MPa	1920 h	24987	70 %	34 %	$1.1 \times 10^{-2}$ %/h
			338 h	25303	56 %	83 %	$8.1 \times 10^{-2}$ %/h
		39 MPa	361 h	25336	49 %	61 %	$7.5 \times 10^{-2}$ %/h
			541 h	25533	48 %	85 %	$2.9 \times 10^{-2}$ %/h
		34 MPa	936 h	25800	46 %	86 %	$2.3 \times 10^{-2}$ %/h
			1571 h	26053	52 %	91 %	$1.5 \times 10^{-2}$ %/h
	900°C	29 MPa	1739 h	26102	25 %	80 %	$4.0 \times 10^{-3}$ %/h
			574 h	26700	84 %	74 %	$4.2 \times 10^{-2}$ %/h
		25 MPa	1384 h	27148	53 %	72 %	$9.6 \times 10^{-3}$ %/h
			1318 h	27123	24 %	63 %	$7.2 \times 10^{-3}$ %/h
20 MPa	3552 h	27628	53 %	50 %	$2.6 \times 10^{-3}$ %/h		
	800°C	78 MPa	80.0h	23505	————	————	————
			66.3h	23418	————	————	————
69 MPa	149.4h	23796	————	————	————		
	133.2h	23743	————	————	————		
900°C	49 MPa	30.5h	25204	————	————	————	
		23.6h	25074	————	————	————	
	39 MPa	147.4h	26007	————	————	————	
		133.1h	25955	————	————	————	
Air	750°C	98 MPa	102.8h	22522	78.8 %	————	————
		69 MPa	1786.8h	23790	68.5 %	————	————
	800°C	69 MPa	272.8h	24077	13.3 %	————	$7.00 \times 10^{-2}$ %/h
		59 MPa	652.5h	24484	28.0 %	————	$3.64 \times 10^{-2}$ %/h
	900°C	49 MPa	2579.9h	25124	23.7 %	————	$6.29 \times 10^{-3}$ %/h
		29 MPa	621.0h	26740	28.6 %	————	$5.67 \times 10^{-2}$ %/h
		25 MPa	1255.4h	27098	35.7 %	————	$2.80 \times 10^{-2}$ %/h
20 MPa	2564.8h	27462	47.5 %	————	$1.75 \times 10^{-2}$ %/h		



Table A.2 Results of creep tests for aged (700°C, 530h) Alloy 800H.

Environment	Test temp.	Stress	Time to rupture	L-M-P	Elong. to rupture	Reduction in area	Steady state creep rate
HTGR helium	750°C	78 MPa	504 h	23228	65 %	63 %	$7.9 \times 10^{-2}$ %/h
		59 MPa	6471 h	24362	50 %	50 %	$2.8 \times 10^{-3}$ %/h
	850°C	44 MPa	523 h	25516	64 %	88 %	$6.0 \times 10^{-2}$ %/h
		34 MPa	1851 h	26133	56 %	79 %	$5.4 \times 10^{-3}$ %/h
	900°C	25 MPa	1303 h	27117	69 %	69 %	$1.9 \times 10^{-2}$ %/h
Air	750°C	78 MPa	472.0h	23199	96.8 %	————	————
		69 MPa	1350.8h	23666	63.3 %	————	————
		59 MPa	>2833 h	>23995	————	————	————
	900°C	25 MPa	1250.3h	27096	54.5 %	————	————

Table A.3 Results of creep tests for aged (1050°C, 3h) Alloy 800H.

Environment	Test temp.	Stress	Time to rupture	L-M-P	Elong. to rupture	Reduction in area	Steady state creep rate
HTGR helium	750°C	78 MPa	248 h	22913	67 %	88 %	$1.9 \times 10^{-1}$ %/h
		59 MPa	2168 h	23876	76 %	74 %	$1.7 \times 10^{-2}$ %/h
	850°C	44 MPa	287 h	25224	60 %	88 %	$1.4 \times 10^{-1}$ %/h
		34 MPa	1199 h	25921	67 %	97 %	$2.3 \times 10^{-2}$ %/h
	900°C	25 MPa	1380 h	27147	93 %	84 %	$1.3 \times 10^{-2}$ %/h
Air	750°C	78 MPa	346.2h	23061	81.3 %	————	————
		59 MPa	>2638 h	>23964	————	————	————
	900°C	25 MPa	1301.4h	27117	70.3 %	————	————

Table A.4 Results of carbon analysis for crept specimens.

Heat treatment	Dia. of specimen	Environment	Test temp.	Stress	Time to rupture	Carbon content after creep test
Sol. annealed (at 1120°C for 1h + WQ)	6 mm	HTGR helium	750°C	98 MPa	119 h	0.0738 mass%
				69 MPa	500 h	0.0704 mass%
					1022 h	0.0767 mass%
			54 MPa	2679 h	0.0797 mass%	
			800°C	54 MPa	636 h	0.0798 mass%
					1014 h	0.0770 mass%
			850°C	44 MPa	3031 h	0.1337 mass%
					361 h	0.0792 mass%
					39 MPa	936 h
			900°C	34 MPa	1739 h	0.0904 mass%
	29 MPa	574 h			0.1304 mass%	
	25 MPa	1384 h			0.1451 mass%	
	3 mm	Air	900°C	20 MPa	3552 h	0.1205 mass%
				49 MPa	2579.9h	0.0814 mass%
25 MPa				1255.4h	0.0780 mass%	
Sol. annealed + Aged (at 700°C for 530h)	6 mm	HTGR helium	750°C	78 MPa	504 h	0.0784 mass%
				59 MPa	6471 h	0.0789 mass%
			850°C	44 MPa	523 h	0.0951 mass%
				34 MPa	1851 h	0.0794 mass%
			900°C	25 MPa	1303 h	0.1085 mass%
			Sol. annealed + Aged (at 1050°C for 3h)	6 mm	HTGR helium	750°C
59 MPa	2168 h	0.0726 mass%				
850°C	44 MPa	287 h				0.0829 mass%
	34 MPa	1199 h				0.0768 mass%
900°C	25 MPa	1380 h				0.1225 mass%
Air	750°C	78 MPa			346.2h	0.0749 mass%