

JAERI-M
82-015

緩慢に加圧されるジルカロイ管の
高温変形挙動

1982年3月

鈴木元衛

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

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。
入手の問合せは、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）で複写による実費頒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 Section, Division
of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun,
Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1982

編集兼発行 日本原子力研究所
印 刷 山田軽印刷所

緩慢に加圧されるジルカロイ管の高温変形挙動

日本原子力研究所東海研究所安全工学部

鈴木 元衛

(1982年1月29日受理)

加圧水型軽水炉の冷却材喪失事故における燃料被覆管の、その温度および圧力が過渡変化する条件下での変形挙動に関する予備的見通しを得るために、ジルカロイ-4管の破裂試験を大気中および99.97%アルゴンガス雰囲気中で行った。管は直接通電加熱によって様々な温度まで加熱、保持され破裂するまで緩慢に加圧された。破裂円周方向歪は、概して大気中より99.97%アルゴンガス中の方が大きいが、両雰囲気中とも1100 K付近で最大となった。大気中でテストした管の中には、軸方向に拡大した長いふくれ変形を生じたものがある。これは歪速度に対する冷却の効果、超塑性、形状的塑性不安定、および表面酸化皮膜によって生じた応力、のいづれの性質や考えによっても説明されないことがわかった。この変形の原因は、材料組織の異方性にあるかもしれない。しかし、この性質に立脚した定性的分析すら、異方性に関するデータが不十分なため、不可能である。

High Temperature Deformation Behavior of
Gradually Pressurized Zircaloy-4 Tubes

Motoye SUZUKI

Division of Reactor Safety,
Tokai Research Establishment, JAERI

(Received January 29, 1982)

In order to obtain preliminary perspectives on fuel cladding deformation behavior under changing temperature and pressure conditions in a hypothetical loss-of-coolant accident of PWR, a Zircaloy-4 tube burst test was conducted in both air and 99.97% Ar atomospheres. The tubes were directly heated by AC-current and maintained at various temperatures, and pressurized gradually until rupture occurred. Rupture circumferential strains were generally larger in Ar gas than in air and attained a maximum around 1100 K in both atomospheres. Some tubes tested in air produced axially-extended long balloons, which proved not to be explained by such properties or ideas as effect of cooling on strain rate, superplasticity, geometrical plastic instability and stresses generated by surface oxide layer. A cause of the long balloon may be obtained in the anisotropy of the material structure. But even a qualitative analysis based on this property can not be made due to insufficient data of the anisotropy.

Keywords: Loss-of-coolant, Zircaloy-4, Gradual Pressurization, Balloon, Surface Oxide Layer, High Temperature

目 次

1. 緒言	1
2. 実験	1
3. 結果	2
4. 考察	3
4.1 応力及び歪速度	3
4.2 変形形態解析	4
4.2.1 超塑性	5
4.2.2 ジオメトリー解析	6
4.2.3 表面の酸化膜	7
4.2.4 異方性	8
5. 結論	8
謝辞	9
参考文献	10

Contents

1. Introduction	1
2. Experiment	1
3. Results	2
4. Discussion	3
4.1 Stress and Strain Rate	3
4.2 Deformed Shape Analysis	4
4.2.1 Superplasticity	5
4.2.2 Geometrical Analysis	6
4.2.3 Surface Oxide Layer	7
4.2.4 Anisotropy	8
5. Conclusion	8
Acknowledgement	9
References	10

1. 緒 言

加圧型軽水炉の冷却材喪失事故（LOCA）においては、燃料集合体を構成する燃料棒のジルカロイ被覆管は高温に加熱され、かつ、内外圧差の増大により、ふくれ変形すると想定される。このふくれ変形は、核分裂生成物を封じ込める第一の壁としての被覆管の機能に対してのみならず、炉心全体の熱水力挙動に対しても重大な影響を与える。したがって、今まで、この変形挙動を調べるために、単一の管や模擬燃料集合体を用いて、多数の実験が行なわれてきた。^{(1)~(7)}これららの実験においては、被覆管のある値の初期内圧あるいは初期内ガス容積に対して、様々な昇温速度を与えて加熱したり、様々な温度レベルに保持したりするといった試験条件が通常与えられている。たしかに、こうしたパラメーターの組合せは、急激な系圧力の低下と急速な被覆管の昇温とが想定されているLarge Break LOCAにおいて被覆管の温度とその受ける差圧の経時変化の本質的特徴を表現している。しかし、別のタイプ、すなわち被覆管の温度および内外圧力差が同時にかつ徐々に変化していくという経過も、中小破断の冷却材喪失事故においては考えられることである。このような、彼々に変化する条件下でのふくれ変形の様相には、先に述べた初期内圧ないしガス体積一定という条件下で明らかにされた変形挙動と比較して、何らかの未知の側面があることも考えられる。したがって、このような漸次変化をする過渡状態でのふくれ変形挙動に関する予備的見通しを得るために、本研究では単一のジルカロイ被覆管を用いて実験を行った。被覆管は、ほぼ一定温度に加熱保持され徐々に加圧された。この実験により、ジルカロイ管の高温変形性に関する何らかの示唆を求めることが可能であり、さらに、著者らが開発しているふくれ変形解析計算コードBALBURの評価のためのデータをも得られるものである。

2. 実 験

試料は、PWR用ジルカロイ-4管であり、外径10.72mm、肉厚0.62mmである。合金組成をTable 1に示す。この被覆管は、軸長中央部170mmが、試料両端の電極より交流電流を直接通電することによりジュール加熱される。

試験装置の概略図をFig.1に示す。上部電極は、試料上端を密封しており装置フレームに固定することも、試料の中心軸方向に上下運動が可能なようにさせることもできる。下部電極は、装置フレームに固定され中心孔が付けられている。この中心孔を通して試料内部は一たん真空中に引かれたのち、加圧器からのアルゴンガスで加圧される。試料加圧速度は、加圧器と試料内空間の間を結ぶガスピープの中間に設けられた流量微調節可能な制御バルブによってコントロールされる。さらに試料内部には、長さ160mm、直径7mmの両端を太くしたアルミナの棒を入れられる。この棒は、試料の内部空間のガス体積を減少させることによって、試料破裂の際の噴出ガスの総運動量を減少させる目的を持つ。この棒と試料内面との半径ギャップは1.24mm

1. 緒 言

加圧型軽水炉の冷却材喪失事故（LOCA）においては、燃料集合体を構成する燃料棒のジルカロイ被覆管は高温に加熱され、かつ、内外圧差の増大により、ふくれ変形すると想定される。このふくれ変形は、核分裂生成物を封じ込める第一の壁としての被覆管の機能に対してのみならず、炉心全体の熱水力挙動に対しても重大な影響を与える。したがって、今まで、この変形挙動を調べるために、単一の管や模擬燃料集合体を用いて、多数の実験が行なわれてきた。^{(1)~(7)}これららの実験においては、被覆管のある値の初期内圧あるいは初期内ガス容積に対して、様々な昇温速度を与えて加熱したり、様々な温度レベルに保持したりするといった試験条件が通常与えられている。たしかに、こうしたパラメーターの組合せは、急激な系圧力の低下と急速な被覆管の昇温とが想定されているLarge Break LOCAにおいて被覆管の温度とその受ける差圧の経時変化の本質的特徴を表現している。しかし、別のタイプ、すなわち被覆管の温度および内外圧力差が同時にかつ徐々に変化していくという経過も、中小破断の冷却材喪失事故においては考えられることである。このような、彼々に変化する条件下でのふくれ変形の様相には、先に述べた初期内圧ないしガス体積一定という条件下で明らかにされた変形挙動と比較して、何らかの未知の側面があることも考えられる。したがって、このような漸次変化をする過渡状態でのふくれ変形挙動に関する予備的見通しを得るために、本研究では単一のジルカロイ被覆管を用いて実験を行った。被覆管は、ほぼ一定温度に加熱保持され徐々に加圧された。この実験により、ジルカロイ管の高温変形性に関する何らかの示唆を求めることが可能であり、さらに、著者らが開発しているふくれ変形解析計算コードBALBURの評価のためのデータをも得られるものである。

2. 実 験

試料は、PWR用ジルカロイ-4管であり、外径10.72mm、肉厚0.62mmである。合金組成をTable 1に示す。この被覆管は、軸長中央部170mmが、試料両端の電極より交流電流を直接通電することによりジュール加熱される。

試験装置の概略図をFig.1に示す。上部電極は、試料上端を密封しており装置フレームに固定することも、試料の中心軸方向に上下運動が可能なようにさせることもできる。下部電極は、装置フレームに固定され中心孔が付けられている。この中心孔を通して試料内部は一たん真空中に引かれたのち、加圧器からのアルゴンガスで加圧される。試料加圧速度は、加圧器と試料内空間の間を結ぶガスピープの中間に設けられた流量微調節可能な制御バルブによってコントロールされる。さらに試料内部には、長さ160mm、直径7mmの両端を太くしたアルミナの棒を入れられる。この棒は、試料の内部空間のガス体積を減少させることによって、試料破裂の際の噴出ガスの総運動量を減少させる目的を持つ。この棒と試料内面との半径ギャップは1.24mm

であり、棒上端と上部電極の内面との軸方向の差、すなわち上下スキマは約20mmあり、この長さは、試料がふくれ変形によって収縮する量より充分大きいものである。

試料の温度は、素線直径0.1mmのPt/Pt-13%Rh熱電対を試料外表面にスポット溶接して計測し、かつ制御する。実験は、雰囲気を大気ないしは99.97%アルゴンガスとし、次のような順序により行った。(Fig. 2 参照)

試料内部を1気圧のアルゴンガスで満たしたのち、試料は40K/sec以上の昇温速度で所定の温度レベルまで加熱し、この温度レベルで破裂が起こるまで保持する。この温度レベルを、以下で保持温度(maintained temperature, Tm)と呼ぶこととする。保持温度は、約10K程度のゆらぎを伴う。試料が保持温度まで加熱された瞬間、制御バルブを開き、アルゴンガスによる加圧を開始する。試料被覆管は、次第に高まる内圧によって徐々にふくれ変形を進め、遂には破裂する。この変形過程は、試料の一方方向のみにシルエットをモータードライブカメラによって連続的に撮影することによって記録される。Fig. 2に、一回の実験における温度、内圧、変形の典型的な経過を模式的に示した。内圧の上昇経過は、破裂が近づくと多少直線からズレるが、これは試料のふくれ変形によりガスの存在する空間容積が著しく増大したためである。簡単な実験計画表をTable 2に示す。

3. 結 果

Photo. 1からPhoto. 6までは、変形して破裂した試料の代表例を示している。Photo. 1～Photo. 3の試料のいくつかは、破裂開口部を含む軸方向に垂直な断面形状の写真をそれぞれの左側に付した。これらの試験後試料には、以下の特徴がみられる。

(1) 大気雰囲気中の実験では、試料の直径増大としてのふくれ変形量と表面の酸化膜に生じたクラックの数は、保持温度Tmが高まるにつれ減少する傾向にある。Photo. 7は、Photo. 1-Bに示した試料の断面の顕微鏡写真を示し、外表面酸化膜に生じたクラックと、内部金属相における $(\alpha + \beta)$ 二相組織が示されている。

Photo. 1-HおよびPhoto. 2-E, 2-Fは、少数のクラックが応力集中源となって局部的薄肉化をひき起こし、破裂に至らせたケースを示している。このような現象は他の研究例においても報告されている。^{(2), (3), (17)}これに関して、Photo. 8は、Photo. 2-Dに示した試料の断面の拡大写真であり、局所的な薄肉化をよく表している。

Photo. 1-A～1-Dに示した試料は、中心軸方向に延長したふくれ変形を起こしていて、一見「葉巻」ないしは「紡錘」形状をしている。一方、Photo. 2や3に示した加圧速度のより高い他の試料は、より局所的なふくれを起こしている。

ここで、表面酸化膜に生じたクラックのパターンを試料ごとに比較してみると、以下の特徴がうかがえる。すなわち、Photo. 1のAとB, CとD, EとF, GとH、そしてPhoto. 2のCとD, EとF, Photo. 3のDとEという、ほぼ等しいTmの試料で上端の拘束がある場合とない場合を比較してみる。すると、Photo. 1のCとD, EとF, Photo. 2のCとDのように、拘束のある場合はクラック分布パターンが軸方向に平行に直線状になる傾向があり、拘束のない

であり、棒上端と上部電極の内面との軸方向の差、すなわち上下スキマは約20mmあり、この長さは、試料がふくれ変形によって収縮する量より充分大きいものである。

試料の温度は、素線直径0.1mmのPt/Pt-13%Rh熱電対を試料外表面にスポット接して計測し、かつ制御する。実験は、雰囲気を大気ないしは99.97%アルゴンガスとし、次のような順序により行った。(Fig. 2 参照)

試料内部を1気圧のアルゴンガスで満たしたのち、試料は40K/sec以上の昇温速度で所定の温度レベルまで加熱し、この温度レベルで破裂が起こるまで保持する。この温度レベルを、以下で保持温度(maintained temperature, Tm)と呼ぶこととする。保持温度は、約10K程度のゆらぎを伴う。試料が保持温度まで加熱された瞬間、制御バルブを開き、アルゴンガスによる加圧を開始する。試料被覆管は、次第に高まる内圧によって徐々にふくれ変形を進め、遂には破裂する。この変形過程は、試料の一方のみにシルエットをモータードライブカメラによって連続的に撮影することによって記録される。Fig. 2に、一回の実験における温度、内圧、変形の典型的な経過を模式的に示した。内圧の上昇経過は、破裂が近づくと多少直線からズレるが、これは試料のふくれ変形によりガスの存在する空間容積が著しく増大したためである。簡単な実験計画表をTable 2に示す。

3. 結 果

Photo. 1からPhoto. 6までは、変形して破裂した試料の代表例を示している。Photo. 1～Photo. 3の試料のいくつかは、破裂開口部を含む軸方向に垂直な断面形状の写真をそれぞれの左側に付した。これらの試験後試料には、以下の特徴がみられる。

(1) 大気雰囲気中の実験では、試料の直径増大としてのふくれ変形量と表面の酸化膜に生じたクラックの数は、保持温度Tmが高まるにつれ減少する傾向にある。Photo. 7は、Photo. 1-Bに示した試料の断面の顕微鏡写真を示し、外表面酸化膜に生じたクラックと、内部金属相における $(\alpha + \beta)$ 二相組織が示されている。

Photo. 1-HおよびPhoto. 2-E, 2-Fは、少数のクラックが応力集中源となって局部的薄肉化をひき起こし、破裂に至らせたケースを示している。このような現象は他の研究例においても報告されている。^{(2), (3), (4)}これに関して、Photo. 8は、Photo. 2-Dに示した試料の断面の拡大写真であり、局所的な薄肉化をよく表している。

Photo. 1-A～1-Dに示した試料は、中心軸方向に延長したふくれ変形を起こしていて、一見「葉巻」ないしは「紡錘」形状をしている。一方、Photo. 2や3に示した加圧速度のより高い他の試料は、より局所的なふくれを起こしている。

ここで、表面酸化膜に生じたクラックのパターンを試料ごとに比較してみると、以下の特徴がうかがえる。すなわち、Photo. 1のAとB, CとD, EとF, GとH、そしてPhoto. 2のCとD, EとF, Photo. 3のDとEという、ほぼ等しいTmの試料で上端の拘束がある場合とない場合を比較してみる。すると、Photo. 1のCとD, EとF, Photo. 2のCとDのように、拘束のある場合はクラック分布パターンが軸方向に平行に直線状になる傾向があり、拘束のない

場合は、網状に広がる傾向がある。また、Photo. 1 の A と B, G と H, Photo. 3 の D と E のように、 T_m が低いか非常に高い場合はこうした傾向は顕著ではない。

(2) 99.99 %アルゴンガス雰囲気中での実験では、試料外表面に薄い酸化膜が生成するものの、金属光沢はある程度まで残っている。ふくれ変形量は、保持温度 T_m が高まるにつれて減少する傾向があるが、しかしこの傾向は大気雰囲気中でテストした試料に比して弱い。^{(1)~(3),(5),(6)} ふくれ変形はいづれの試料についても局所的であり、これは従来の研究結果と類似している。Photo. 4-D, 5-D および 6-D には、「オレンジの皮」⁽³⁾と呼ばれた若干の凹凸が、ふくれ変形した部分にみられる。これらの試料は、いづれも ~1250 K 以上に加熱されている。Fig. 3 は、試験雰囲気が空気ないしアルゴンガスにおけるそれぞれの試料の温度、内圧、直徑変化の履歴を示し、Photo. 9 と 10 は、それらの試料が変形過程にある際のシルエットをそれぞれ示している。Fig. 3 からは、次のような特徴がうかがわれる。

(1) 試験雰囲気によらず、試料のふくれ変形している部分の温度は破裂が近づくと降下するが、他の部分の温度は上昇する傾向にある。

(2) 直径増大経過のカーブのパターンには、雰囲気の違いにもかかわらず相似性がみられる。一方、Fig. 4 と 5 は、それぞれ破裂周方向歪の、保持温度および破裂温度に対する依存性を示したものである。ここで、試料温度は多くの場合破裂の瞬間が迫った時およびその瞬間に、かなりの程度低下するので、破裂温度は保持温度より低くなる。したがって Fig. 4 には、プロットしたデータ点に短い垂直線を附加して、それぞれの破裂温度を示した。この場合の破裂温度とは、破裂開口に最も近い熱電対の指示である。また、上部電極を固定した場合のデータは、プライムを付することによって示した。

Fig. 4 から、次のことが見出される。

(1) 破裂円周方向歪は、1100 K 付近が最大であり、それ以上の保持温度に対しては減少していく。

(2) 加圧速度と、軸方向拘束の効果は明瞭にはうかがわれない。

(3) アルゴン雰囲気中の方が変形量が大きい。

さらに、Fig. 5 より次のことが見出される。

(1) 破裂圧力は、保持温度が高まるにつれ減少する。

(2) 保持温度が同程度ならば、破裂圧力は加圧速度の増大とともに上昇する。

(3) 試験雰囲気の差は、破裂圧力の保持温度依存性にはほとんど影響しない。

4. 考 察

4.1 応力及び歪速度

ある一定の初期内圧をかけて密封し、一定の昇温速度で加熱した模擬燃料棒の破裂歪量は、破裂温度に対して強い依存性を示し、また、破裂圧力は昇温速度の大小にかかわらず、ほぼ破裂温度の上昇とともに直線的に減少する。^{(3),(7),(9),(15)} すなわち、従来の研究例においては、破裂歪量は

場合は、網状に広がる傾向がある。また、Photo. 1 の A と B, G と H, Photo. 3 の D と E のように、 T_m が低いか非常に高い場合はこうした傾向は顕著ではない。

(2) 99.99 %アルゴンガス雰囲気中での実験では、試料外表面に薄い酸化膜が生成するものの、金属光沢はある程度まで残っている。ふくれ変形量は、保持温度 T_m が高まるにつれて減少する傾向があるが、しかしこの傾向は大気雰囲気中でテストした試料に比して弱い。ふくれ変形はいづれの試料についても局所的であり、これは従来の研究結果と類似している。^{(1)~(3),(5),(6)} Photo. 4-D, 5-D および 6-D には、「オレンジの皮」⁽³⁾と呼ばれた若干の凹凸が、ふくれ変形した部分にみられる。これらの試料は、いづれも ~1250 K 以上に加熱されている。Fig. 3 は、試験雰囲気が空気ないしアルゴンガスにおけるそれぞれの試料の温度、内圧、直径変化の履歴を示し、Photo. 9 と 10 は、それらの試料が変形過程にある際のシルエットをそれぞれ示している。Fig. 3 からは、次のような特徴がうかがわれる。

(1) 試験雰囲気によらず、試料のふくれ変形している部分の温度は破裂が近づくと降下するが、他の部分の温度は上昇する傾向にある。

(2) 直径増大経過のカーブのパターンには、雰囲気の違いにもかかわらず相似性がみられる。一方、Fig. 4 と 5 は、それぞれ破裂周方向歪の、保持温度および破裂温度に対する依存性を示したものである。ここで、試料温度は多くの場合破裂の瞬間が迫った時およびその瞬間に、かなりの程度低下するので、破裂温度は保持温度より低くなる。したがって Fig. 4 には、プロットしたデータ点に短い垂直線を附加して、それぞれの破裂温度を示した。この場合の破裂温度とは、破裂開口に最も近い熱電対の指示である。また、上部電極を固定した場合のデータは、プライムを付することによって示した。

Fig. 4 から、次のことが見出される。

(1) 破裂円周方向歪は、1100 K 付近が最大であり、それ以上の保持温度に対しては減少していく。

(2) 加圧速度と、軸方向拘束の効果は明瞭にはうかがわれない。

(3) アルゴン雰囲気中の方が変形量が大きい。

さらに、Fig. 5 より次のことが見出される。

(1) 破裂圧力は、保持温度が高まるにつれ減少する。

(2) 保持温度が同程度ならば、破裂圧力は加圧速度の増大とともに上昇する。

(3) 試験雰囲気の差は、破裂圧力の保持温度依存性にはほとんど影響しない。

4. 考 察

4.1 応力及び歪速度

ある一定の初期内圧をかけて密封し、一定の昇温速度で加熱した模擬燃料棒の破裂歪量は、破裂温度に対して強い依存性を示し、また、破裂圧力は昇温速度の大小にかかわらず、ほぼ破裂温度の上昇とともに直線的に減少する。^{(3),(7),(9),15} すなわち、従来の研究例においては、破裂歪量は

1100K付近と1420K付近に極大があり、1200K付近に極小が現れる。ところが本実験においてはFig.4にみられるように、破裂歪量には、1100K付近の極大および1200K付近の極小がみられない。1420K付近に極大が現れるか否かは、Fig.4からは判断できない。極大、極小がみられないのは、試料を高温に保持した上で加圧していく実験条件によるものと思われる。

また、Fig.5より破裂圧力には加圧速度依存性がみられる。この依存性に試験雰囲気による差がみられないことは、破裂圧力を決めるのは破裂直前におけるメタル相のごく局所的かつ急速な塑性変形によると考えれば説明がつく。また、加圧速度依存性は、加圧速度の増大に伴って局部的な塑性不安定性が増加し、不安定箇所の局部的な塑性変形、すなわち歪速度の非常に大きな塑性変形によってメタルの抵抗力を増し内圧の増加に対抗することによって結果として破裂圧力が高い側へ移動するものと考えられる。さらにこの歪速度をある一定値以上にする内圧さえ加われば、そのときの加圧速度の大小によらずに、内圧に対抗するメタルの応力はその一定値以上の歪速度においては、単に温度の関数となり、したがって破裂圧力は温度のみに依存するようになるであろう。この状態が、従来の研究例にみられるところの、初めから高い内圧をかけた試料の破裂圧力の温度依存性を生み出す条件と考えられる。

4.2 変形形態解析

さて観察された現象の中で最も注目すべき特徴は、試験雰囲気の効果である。大気中のテストでは、充分な酸素供給があるため、ジルカロイの表面酸化膜の厚み増加速度は温度に依存し、高温になるにつれて高くなる。試料の塑性的なふくれ変形は、大気中で加熱されている場合、Photo. 8 からもわかるように表面酸化膜に発生したクラックの幅を広げることによって進行する。酸化膜が厚ければそれだけクラックの発生が抑えられ、その数も減り、したがって小数のクラックに応力が集中して局部的な肉厚減少が起こり、結果として破裂円周方向歪はアルゴン雰囲気中よりも小さくなる。それに対して、大気中で低い温度において生成した薄い酸化膜には、多数のクラックが発生し(Photo. 1-A~D)，それらによって試料ジルカロイ管の円周方向延びは分かれられる。ところで、このクラックの形状ないしは分布のパターンが、試料の拘束の有無によって異った様相を呈すことを「結果」の章に述べた。この現象は、軸方向の拘束の有無によって試料にかかる応力分布が異なり、そうした応力分布に対応した塑性変形が起きることによって生じるものと思われる。すなわち、最も典型的なケースである Photo. 1-E と 1-F に示した試料を比較すると、直径増加はほぼ同程度であるが、クラックパターンには明らかな差がみられる。ただし推定される応力分布の差は、拘束の有無が試料の異方性、軸方向温度分布、次に述べる表面酸化膜の効果、歪分布等と複雑に相互作用し合った過程において生じたものであり、したがって内圧を受ける円筒体の単純な応力解析の結果とクラックパターンとを直ちに結びつけて考えることは困難である。また、試料の軸方向歪量は総量で 0 ~ ± 2 % 程度であり、軸方向拘束の有無やふくれ変形量との間に明確な相関は認められなかった。一方、ふくれ変形の形状で非常に興味深いことは、Photo. 1-A および 1-B に見られるような「葉巻」ないしは「紡錘」状の形態が生じることである。これらの形態とは対照的に、アルゴンガス(1)~(3),(5),(6) 中で変形した試料はいづれも、従来報告されている実験結果と同様な形を示している。こ

ここで、Photo. 1-A, 1-B に示される形態の生成について、他の場合と比較しつつ検討してみよう。

試料被覆管の塑性的ふくれ変形の初期の段階では、直径が中心軸対称に増大する。これに引き続いて、軸方向高さの中央部と上部電極との間に生じる温度のやや高い部分が優先的にふくれ始め、結果としてたとえば Photo. 4-A に示されたような局部ふくれを生じる。ここで、軸方向の温度勾配が生じるのは、上下両電極への熱伝導、雰囲気への伝熱とその自然対流、および周囲への放射熱伝導の三者の組み合わされた効果であると推定される。仮に、「葉巻」あるいは「紡錘」状の形態が、局所ふくれが抑えられ均一変形の段階が引き延ばされた結果であると見なすならば、最初に考えるべき事は、試料の温度分布である。その理由は、温度の高低は歪速度に強く影響するからである。

Fig. 3 に示されたように、大気中およびアルゴンガス中いづれでも大変形した部分は、必ず、冷却の増大による温度低下を伴っている。Rose らは、こうした「長いふくれ」を、「熱的安定化メカニズム」に起因するものと結論している。⁽⁴⁾ すなわち、ふくれている部分における温度低下をその一環としたところの、直径の増大に対する負の帰還効果のことであり、言いかえれば、ふくれている部分のクリープ変形速度を低下させ、結果として局所変形を抑制する効果のことである。さらにこのメカニズムは、次のことを意味していると著者は考える。すなわち、「長いふくれ」は、温度の不均一が軸方向および円周方向に発生しても、それは部分的にしか発生することができず、かつそうした不均一は短時間しか続かないという場合に生ずる。このメカニズムは、軸方向に一様にふくれが分布した形状の生成に関して有力な説明と言える。「葉巻」ないしは「紡錘」状の変形は、既に生成している太い一様なふくれに対して、破裂直前に局所的な少量のふくれがつけ加わった結果であると見なすことも可能である。

本実験においては、Photo. 9 に示したシルエットからわかるように、大気中で試験した試料においては、紡錘状の形態は破裂直前に現われる所以あり、またそのような変形の最終段階に至るまでに、公称歪量として約 70% の均一変形が既に生じている。しかし、そのような「紡錘」状形態が生じるまでの期間にも、Fig. 3 に典型的に示されるように、10K 程度の温度の軸方向の不均一（温度勾配ではない）が存在する。数十秒間も続くような 10K 程度の不均一は、「長いふくれ」という観察結果とは異って変形の大きな局所的不均一を生むであろう。その理由は、1120K 付近におけるジルカロイ-4 のクリープ速度は、10K 程度の温度変化に対して 15~30% の変化を生じるからである。⁽¹²⁾ それゆえに、「長いふくれ」や「紡錘」状の形態を、ただ単に「熱安定化メカニズム」にのみ帰因させるのは疑問である。もちろん、「熱安定化メカニズム」の寄与も多少はあるであろうが、以降の考察においては、妥当な説明を求めて、ジルカロイ-4 被覆管のいくつかの物性について検討する。

4.2.1 超塑性

1100K 付近の $(\alpha + \beta)$ 二相領域において、ジルカロイは、 $3 \times 10^{-3} / \text{sec}$ 以下の歪速度に対して超塑性を示す。^{(8), (9), (10)}

Garde らは、ジルカロイ-4 の全歪量は温度に依存し、その最大値は 1123K 付近にあると報告している。また彼らは、このことが、柔かい β 相より体積占有率の大きなより硬い α 相粒子

を、 β 相が包みこんだ二相組織における粒界すべりによるものとしている。本実験においては、はっきりと変形したと言える段階、すなわち円周方向の公称歪が30%以上の段階においては、歪速度は 10^{-2} /sec 程度となり、この歪速度では超塑性は生じているとしても塑性変形の支配的メカニズムにはなり得ない。もし超塑性が原因ならば、アルゴン中でも「葉巻」が起こるであろう。したがって、この組織上の特徴は、考察している変形現象にほとんど手がかりを与えない。

4.2.2 ジオメトリー解析

円筒の局部ふくれの開始を、その形状的塑性不安定に關係づけて考える仕方がある。すなわち、局部ふくれは、次に示される塑性不安定条件が満たされたとき起きるのである。

$$\frac{d \dot{\epsilon}_\theta}{d z} / \frac{d \epsilon_\theta}{d z} + \dot{\epsilon}_z > 0 \quad (1)$$

ここで z : 中心軸方向の表現

$\epsilon_\theta, \dot{\epsilon}_\theta$: 円周方向歪および歪速度

$\dot{\epsilon}_z$: 中心軸方向歪速度

であり、いづれも薄肉円筒殻についてである。軸方向の外力が無い場合、不等式(1)は、次の形に簡単化される。

$$\epsilon_\theta > \frac{n}{2} \quad (2)$$

ただし、これは塑性変形領域における応力-歪の関係式が次の形となっていることを仮定した結果である。すなわち、

$$\sigma_e = K \epsilon_e^n \dot{\epsilon}_e^m \quad (3)$$

ここで、

σ_e : 相当応力、

K : 応力係数、

ϵ_e : 相当歪、

$\dot{\epsilon}_e$: 相当歪速度、

n : 加工硬化指数、

m : 歪速度依存性指数、である。

MATPRO-11においては、ジルカロイ-4の加工硬化指数 n は、1090Kから1190Kの温度範囲において0.01から0.05の値となると記載されている。⁽¹⁹⁾ これらの値を不等式(2)に代入すると、塑性不安定、すなわち局所的なふくれ変形が開始するときの円周方向歪 ϵ_θ^* の値は、0.005から0.025の間にあることとなる。しかし一方、Photo. 10にも示されたように、大気中で加熱された試料被覆管は、公称歪70%程度、真歪にして53%程度の段階まで、ほとんど均一にふくれ変形する。控え目に見積って $\epsilon_\theta^* = 0.3$ (30%真歪) としても、指数 n の値は0.6にもなり、これはMATPRO-11記載の値と著しくかけ離れている。また、Fig. 3に示されたデータにおける

大気中とアルゴン雰囲気中での直径増大カーブの類似性を考慮すると、 n の値が大気中の試験において著しく増大すると考えるのは困難である。したがって、形状的塑性不安定の考え方は、現象に対する適切な説明ではない。

4.2.3 表面の酸化膜

Botek らは、次のような主張をしている。⁽¹⁶⁾ すなわち1100K付近の高温の相域においてジルカロイの酸化膜は、その下の金属相にポアソン効果に起因する圧縮応力を発生するのでボイド生成と内部ネッキングが妨げられ、結果として破断までの全歪量が増大する。Chung らは、また次の事を報告している。⁽³⁾ すなわち、内圧のかかったジルカロイ管を一定の昇温速度で加熱していくとき、管はふくれ変形し破裂するが、この破裂円周歪は1120K以下では真空中より水蒸気中加熱の場合の方が大きく、それ以上の温度では逆に小さくなる。Botek らは、この結果を彼らの前述の結論に対する支持を与えるものと見なしている。しかし本研究においては、Fig. 4 に見られるように、アルゴンガス中での試験の方が大気中においてより、概してより大きな破裂円周歪を生み出している。

表面酸化膜のもう一つの効果は、酸化膜-金属界面近くの金属相に、酸化膜が引張応力を生み出すことである。この応力は、酸化膜誘起応力と呼ぶこととするが、酸化物と金属との体積差に由来するものである。しかし、次の考察が明らかにするように、この応力は問題としているふくれ変形挙動にそれ程影響を与えない。

酸化膜の生成したジルカロイの塑性歪量は、非塑性的な堅い酸化膜によって非常に少く抑えられるので、もし大量の引張歪が発生したとするならば、その歪の大部分は酸化膜に生じたクラックの底部の幅の増大によって担われることになり、このことはPhoto. 7 および 8 に示される様に本実験において観察されている。この事実に基づいて、前述の酸化膜誘起応力の評価を以下に行う。

この応力は、次式によって見積られる。⁽³⁾

$$\sigma_{ox} = \frac{E(R-1) T_{ox}}{DR} \quad (4)$$

ここで、 E : 酸化膜のヤング率

R : パイリング・ベッドウォース比

D : 円筒の直径

T_{ox} : 酸化膜の厚さ、である。

1123Kにおいて、 $E = 1.6 \times 10^5 \text{ MPa}$, $R = 1.56$, $D = 13.4 \text{ mm}$ (30%公称歪), そして $T_{ox} = 10 \mu\text{m}$ と仮定すれば、この応力 σ_{ox} は、約 43 MPa と見積られる。一方、 2 MPa の内圧によって生まれる円周方向応力は、約 54 MPa であるので、酸化膜誘起応力は、内圧によって生じた応力と比肩する程の大きさである。しかし、この誘起応力は本来、クラックが幅を拡大していくとき、言い換えれば管の直径が増大していくつあるときには、急速に減衰し消滅する性格のものである。その理由を次に述べる。

(4)式をヤング率 E で割った式

$$\sigma_{ox}/E = (R - 1) T_{ox}/DR \quad (5)$$

の値は、前述と同じ R , D , T_{ox} の値を用いれば約 2.7×10^{-4} となる。したがって、クラック底部直下の金属相の歪が 3×10^{-4} 増大すれば、この応力は十分打ち消されてしまう。言い換えると、酸化膜誘起応力は次の不等式が成立しない限り発生しない。

$$(R - 1) T_{ox}/DR - \delta\epsilon_\theta > 0, \quad (6)$$

ここで、 $\delta\epsilon_\theta$ は、内圧による管の歪のある一定時間における増加量である。 $10 \mu\text{m}$ の厚みの酸化膜が生成されるのに要する時間は、⁽¹⁹⁾ 10秒以下であり、また、明確に観測しうるふくれ変形の過程においては、試料管の周方向歪速度は $10^{-4} \sim 10^{-2} / \text{sec}$ の範囲にあるので、10秒間における歪増加量は、 $10^{-3} \sim 10^{-1} / \text{sec}$ の範囲となり、この量は 2.7×10^{-4} をはるかに越え、したがって酸化膜誘起応力を消し去って余りあるものとなる。結局、表面酸化皮膜によって付加的に発生する可能性のある応力は、軸方向に拡大したふくれを作るだけの効果を持ち得ないと評価することができる。

4.2.4 異方性

ジルカロイ管のもう一つの注目すべき性質に、異方性がある。1120 Kまでのジルカロイが α 相ないしはほとんどが α 相であるところの温度域において、軽水炉用ジルカロイ管は歪状態に依存した強い異方性を示す。^{(20), (21)} 前述したクラックの幅程度の長さの範囲において、クラックの生成しないアルゴン雰囲気中の変形と比較して応力と歪はクラックの近傍、周囲において不均一に分布していることは確かである。そのような不均一な応力-歪状態において、強い異方性を持つジルカロイ管は、管の直径の数倍程度までの長さの範囲における平均的(巨視的)応力分布に有意な変化を起こすであろう。そして、その結果、「葉巻」状や「紡錘」状の形状が生成するとも考えられる。しかし、この異方性に立脚したメカニズムの分析は、定性的にすら不可能である。その理由は、ジルカロイの異方性に関する測定データが不充分だからである。

5. 結論

ジルカロイ-4 管を交流電流によって加熱し、様々な温度レベルに保持しつつ、破裂するまで徐々に加圧した。試験雰囲気は、大気および 99.97% アルゴンガスのいづれかである。結果は、以下のようにまとめられる。

- (1) 破裂円周方向歪は、両試験雰囲気中ともに、1120 K付近で最大となり、さらに高温域では減少していく傾向にある。また、この歪は、大気中よりアルゴンガス中での試験の方が一般に大きくなる。
- (2) 破裂圧力は、加圧速度の増加とともに増大する。
- (3) 大気中で変形破裂した試料の中には、「葉巻」ないしは「紡錘」状形状の、軸方向に拡大したふくれ変形を示すものがあり、一方、アルゴンガス雰囲気中では、局所ふくれ変形

$$\sigma_{ox}/E = (R - 1) T_{ox}/DR \quad (5)$$

の値は、前述と同じ R , D , T_{ox} の値を用いれば約 2.7×10^{-4} となる。したがって、クラック底部直下の金属相の歪が 3×10^{-4} 増大すれば、この応力は十分打ち消されてしまう。言い換えると、酸化膜誘起応力は次の不等式が成立しない限り発生しない。

$$(R - 1) T_{ox}/DR - \delta\epsilon_\theta > 0, \quad (6)$$

ここで、 $\delta\epsilon_\theta$ は、内圧による管の歪のある一定時間における増加量である。 $10 \mu\text{m}$ の厚みの酸化膜が生成されるのに要する時間は、⁽¹⁹⁾ 10秒以下であり、また、明確に観測しうるふくれ変形の過程においては、試料管の周方向歪速度は $10^{-4} \sim 10^{-2} / \text{sec}$ の範囲にあるので、10秒間における歪増加量は、 $10^{-3} \sim 10^{-1} / \text{sec}$ の範囲となり、この量は 2.7×10^{-4} をはるかに越え、したがって酸化膜誘起応力を消し去って余りあるものとなる。結局、表面酸化皮膜によって付加的に発生する可能性のある応力は、軸方向に拡大したふくれを作るだけの効果を持ち得ないと評価することができる。

4.2.4 異方性

ジルカロイ管のもう一つの注目すべき性質に、異方性がある。1120 Kまでのジルカロイが^{(20), (21)} α 相ないしはほとんどが α 相であるところの温度域において、軽水炉用ジルカロイ管は歪状態に依存した強い異方性を示す。前述したクラックの幅程度の長さの範囲において、クラックの生成しないアルゴン雰囲気中の変形と比較して応力と歪はクラックの近傍、周囲において不均一に分布していることは確かである。そのような不均一な応力-歪状態において、強い異方性を持つジルカロイ管は、管の直径の数倍程度までの長さの範囲における平均的(巨視的)応力分布に有意な変化を起こすであろう。そして、その結果、「葉巻」状や「紡錘」状の形状が生成するとも考えられる。しかし、この異方性に立脚したメカニズムの分析は、定性的にすら不可能である。その理由は、ジルカロイの異方性に関する測定データが不充分だからである。

5. 結論

ジルカロイ-4管を交流電流によって加熱し、様々な温度レベルに保持しつつ、破裂するまで徐々に加圧した。試験雰囲気は、大気および99.97%アルゴンガスのいづれかである。結果は、以下のようにまとめられる。

- (1) 破裂円周方向歪は、両試験雰囲気中ともに、1120 K付近で最大となり、さらに高温域では減少していく傾向にある。また、この歪は、大気中よりアルゴンガス中での試験の方が一般に大きくなる。
- (2) 破裂圧力は、加圧速度の増加とともに増大する。
- (3) 大気中で変形破裂した試料の中には、「葉巻」ないしは「紡錘」状形状の、軸方向に拡大したふくれ変形を示すものがあり、一方、アルゴンガス雰囲気中では、局所ふくれ変形

がみられた。

このような、軸方向に拡大したふくれ変形の成因を説明するために、歪速度に対する冷却の効果、超塑性、形状的塑性不安定性、表面酸化皮膜によって生じる応力、そして異方性について、それぞれ考察した。可能な説明は、異方性によって得られるかもしれないが、しかし、定性的な分析すら、データの不足により不可能である。

謝 辞

実験装置および試料の調製に多大の御援助をいただきました燃料安全研究室長の川崎了氏に、深く感謝の意を表します。また、現象の分析に有効なアドバイスを下さった市川達生氏にも、深く感謝の意を表します。

がみられた。

このような、軸方向に拡大したふくれ変形の成因を説明するために、歪速度に対する冷却の効果、超塑性、形状的塑性不安定性、表面酸化皮膜によって生じる応力、そして異方性について、それぞれ考察した。可能な説明は、異方性によって得られるかもしれないが、しかし、定性的な分析すら、データの不足により不可能である。

謝 辞

実験装置および試料の調製に多大の御援助をいただきました燃料安全研究室長の川崎了氏に、深く感謝の意を表します。また、現象の分析に有効なアドバイスを下さった市川達生氏にも、深く感謝の意を表します。

References:

- (1) HEALEY,T.,EVANS,H.E.,DUFFEY,R.B.: J.Br.Nucl.Energy Soc., 15, p.247 (1976)
- (2) WIEHR,K.,SCHMIDT,He.: KfK-2345 (1977)
- (3) CHUNG,H.M.,KASSNER,T.F.: NUREG/CR-0344, ANL-7731 (1978)
- (4) ROSE,K.M.,MANN,C.A.,HINDLE,E.D.: Nucl.Technol.46, p.220 (1979)
- (5) HINDLE,E.D.,MANN,C.A.: UKAEA ND-R-364(s) (1980)
- (6) LORENZ,R.A.,HOBSON,D.O.,PARKER,G.W.: Nucl.Technol.11, p.502 (1971)
- (7) CHAPMAN,R.H.: ORNL/NUREG/TM-297 (1979)
- (8) GARDE,A.M.,CHUNG,H.M.,KASSNER,T.F.: Acta Meta.26, p.153 (1978)
- (9) BOČEK,M.,FAISST,G.,PETERSON,C.: J.Nucl.Mater.62, p.26 (1976)
- (10) BOČEK,M.,HOFFMAM,P.,PETERSON,C.: ASTM-STP-633, p.66 (1977)
- (11) CLAY,B.D.,REDDING,G.B.: CEGB-RD/B/N-3187 (1975)
- (12) CLENDENING,W.R.: C2/6 of 3rd SMiRT Conference, London (1975)
- (13) FRANKLIN,D.: Acta Meta.20, p.839 (1972)
- (14) LIN,E.I.H.: L9/4 of 4th SMiRT Conference, San Francisco (1977)
- (15) HAGRMAN,D.L.,REYMANN,G.A.: NUREG/CR-0497.TREE-1280.Rev.1
p.313 Revised 2/80 (1980)
- (16) BOČEK,M.,PETERSON,C.: J.Nucl.Mater.80, p.303 (1979)
- (17) HUNT,C.E.L.: AECL-6783 (1980)
- (18) SMITH,C.F.,CRANDAL,W.B.: J.Am.Ceram.Soc.47, p.624 (1964)
- (19) KAWASAKI,S.,FURUTA,T.,SUZUKI,M.: J.Nucl.Sci.Technol.15 (8)
p.589 (1978)
- (20) CHEADLE,B.A.: AECL-2627 (1966)
- (21) HUNT,C.E.L.: C2/9 of 3rd SMiRT Conference, London (1975)
- (22) STELLE,H.,STEINBERG,H.,TENCKHOFF,E.: ASTM-STP-663 p.486

Table 1 Chemical Composition of Zircaloy - 4

Element	Sn	Fe	Cr	Fe+Cr+Ni	Al	B	Cd	Co
Content(w/o)	1.46	0.22	0.10	0.32	0.0063	<0.00005	<0.00005	<0.0005
Element	Cu	Hf	Mn	Si	Ti	W	U	Pb
Content(w/o)	0.0010	0.0083	<0.001	0.0030	0.0010	<0.0010	<0.00035	<0.0010
Element	Cl	Mg	Ca	C	O	H	N	Zr
Content(w/o)	<0.0020	<0.0005	<0.0005	0.0080	0.1280	0.0020	0.0018	Bal.

Table 2 Test matrix of zircaloy-4 tubes heated
and pressurized in air and argon gas atmospheres.

○ --- Axially free tubes.

△ --- Axially restrained tubes.

		Maintained Temperature ~ 1010 ~ 1310 K		
		Air	Atmosphere	Argon
Pressurizing Rate (kPa/sec.)	5.5 ±0.3	○,△	○,△	○,△
	20 ±1.2	○,△	○,△	○,△
	60 ±4.	○,△	○,△	○,△

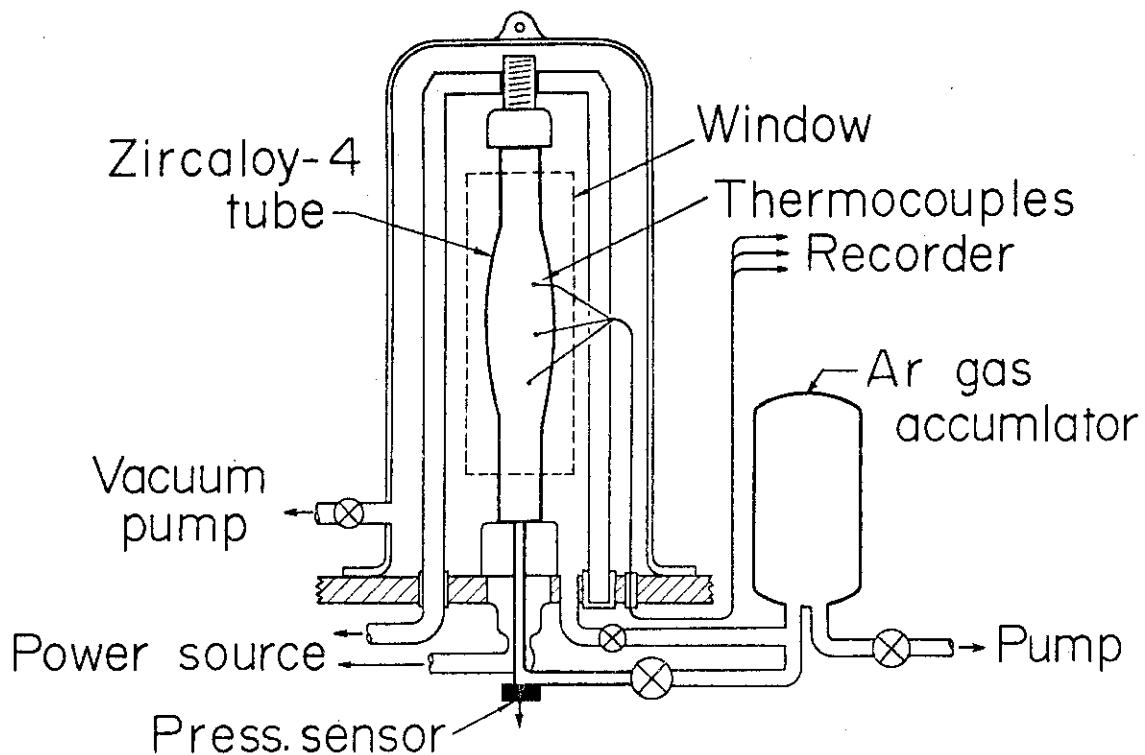
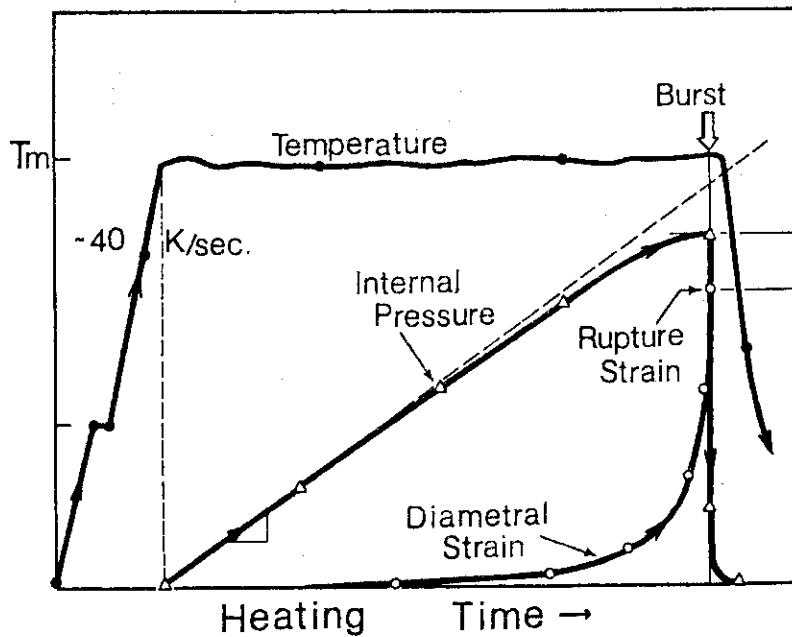


Fig.1 Schematic of test apparatus

Fig.2 Typical history of specimen tube temperature, internal pressure and diametral strain of one test run. T_m means maintained level of tube temperature.

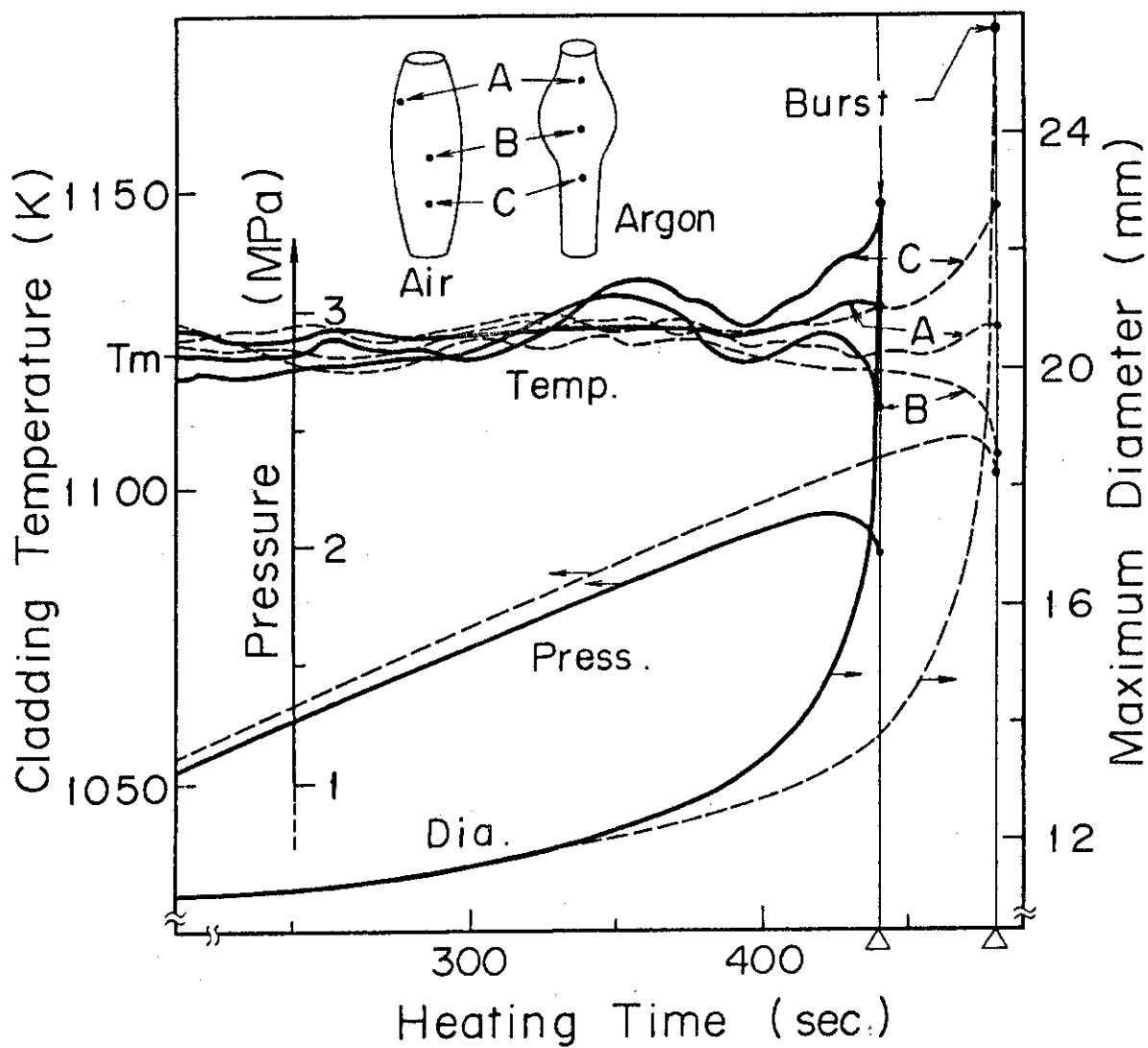


Fig.3 Histories of temperatures, internal pressures and diameter changes of zircaloy-4 tube specimens tested in air (—) and 99.97% argon gas atmospheres (---). A, B and C indicate thermocouple-hot-junction positions on the specimen surface. Axial distance between them is about 40 mm.

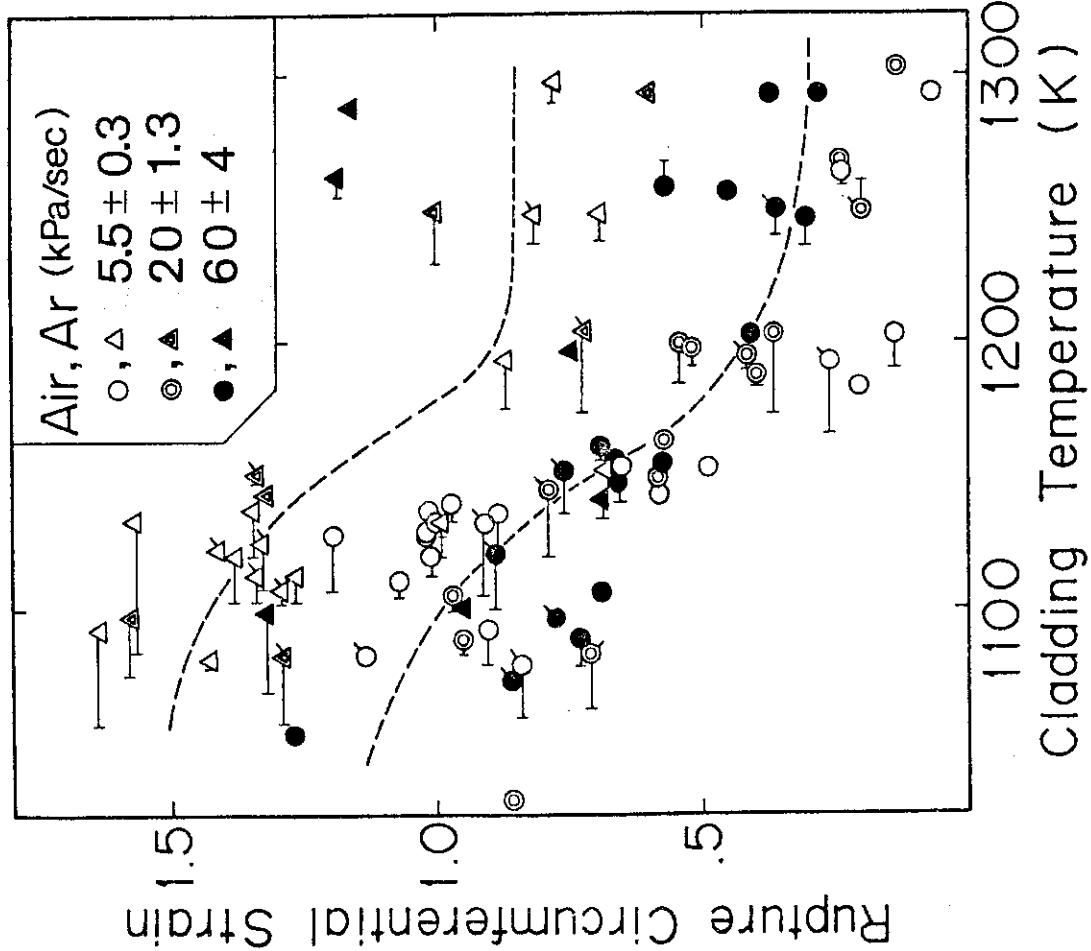


Fig. 4 Rupture circumferential strain of zircaloy-4 claddings tested in air and argon atmospheres as a function of maintained temperature T_m . Short vertical bars and primes indicate burst temperatures and application of axial restraint, respectively.

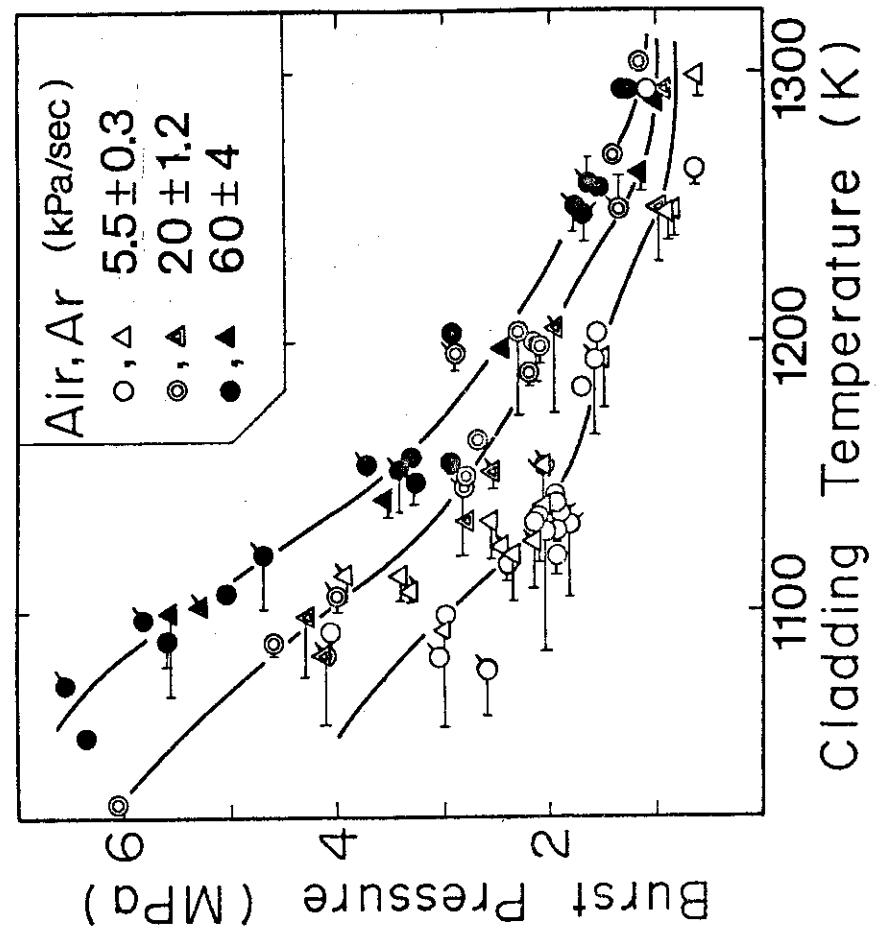


Fig. 5 Burst pressure of zircaloy-4 claddings tested in air and argon atmospheres as a function of maintained temperature T_m . Short vertical bars and primes indicate burst temperatures and application of axial restraint, respectively.

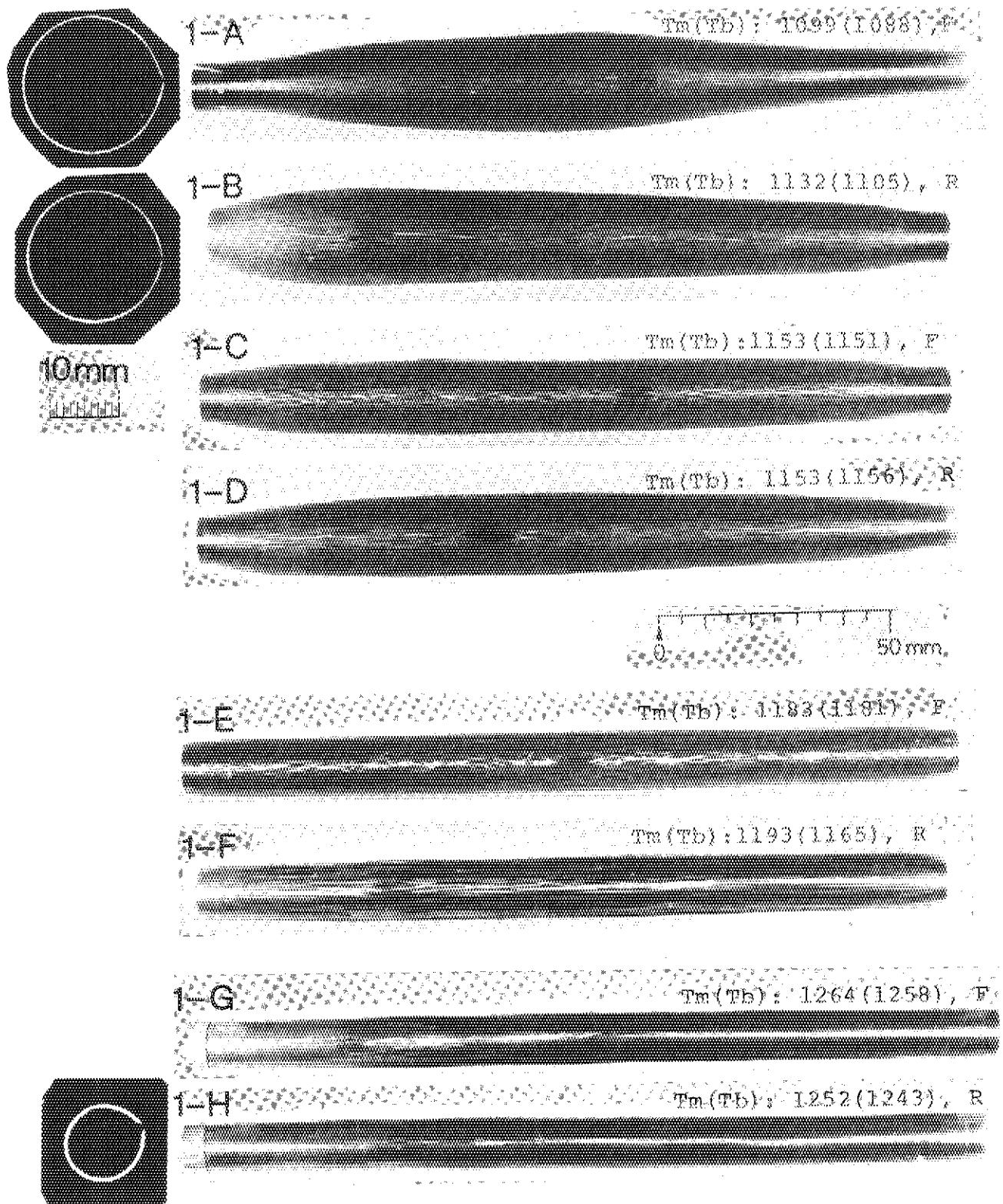


Photo.1 Overall view of ruptured zircaloy-4 specimen tubes heated and maintained at eight different levels of temperatures in air and pressurized at the rate of 5.5 ± 0.3 kPa/sec.

T_m (Tb): Maintained (burst) temperature (K).

R: Axially restricted tubes, F: Upper end free tubes.

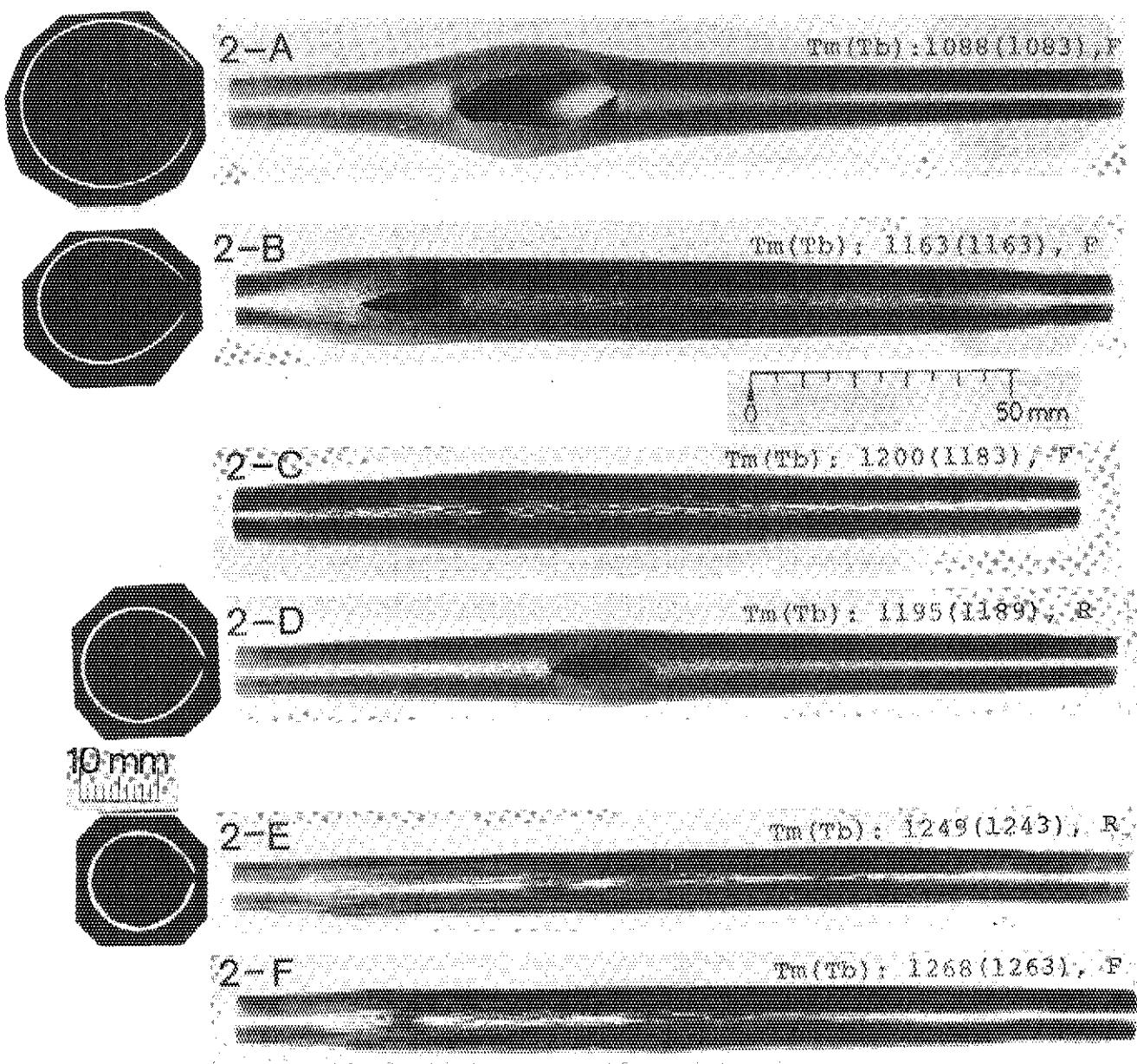


Photo.2 Overall view of ruptured zircaloy-4 specimen tubes heated and maintained at six different levels of temperatures in air and pressurized at the rate of 20 ± 1.2 kPa/sec.

T_m (T_b): Maintained (burst) temperature (K).

R: Axially restricted tubes, F: Upper end free tubes.

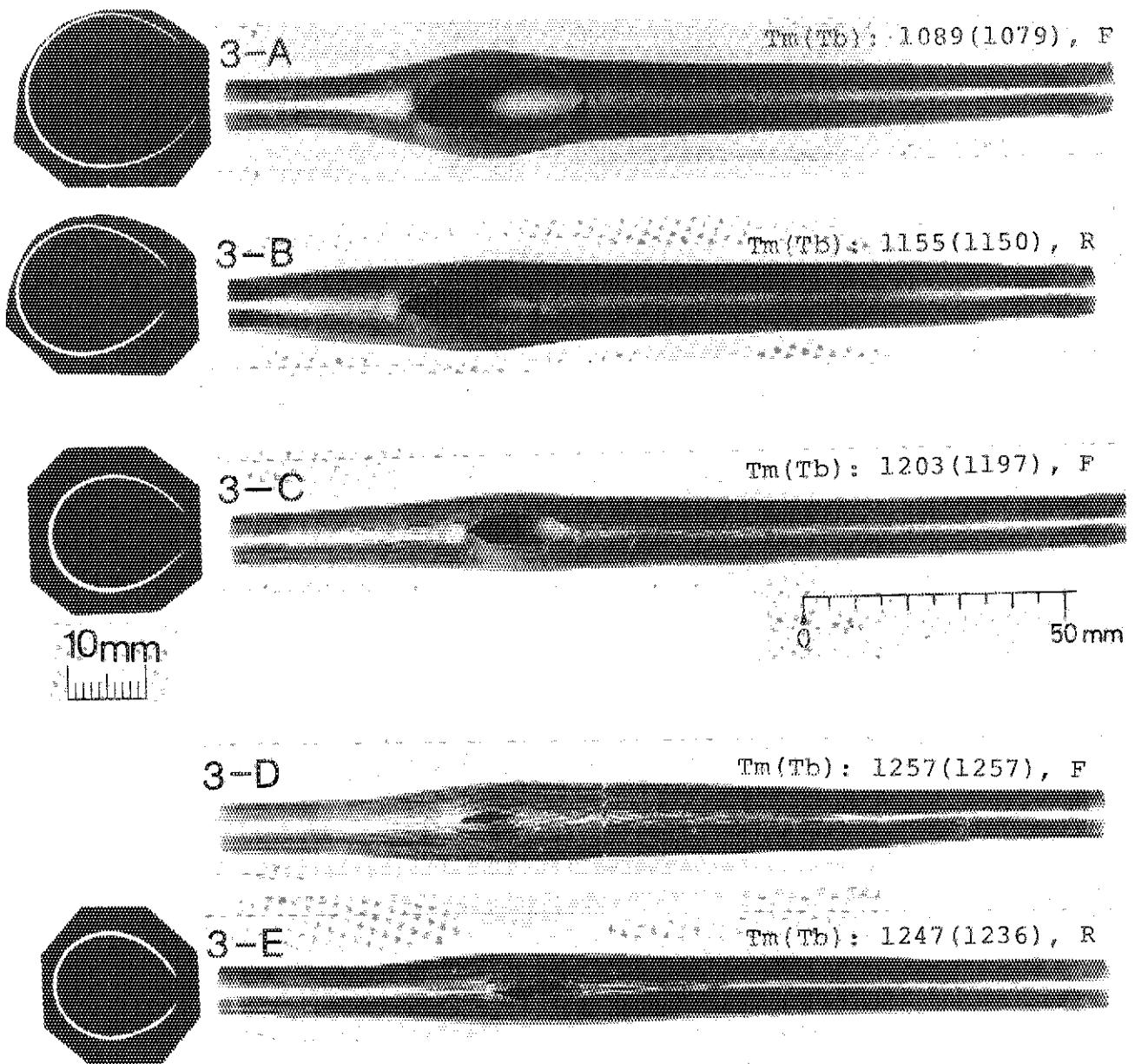


Photo.3 Overall view of ruptured zircaloy-4 specimen tubes heated and maintained at five different levels of temperatures in air and pressurized at the rate of 60 ± 4 kPa/sec.
 T_m (Tb): Maintained (burst) temperature (K).
R: Axially restricted tubes, F: Upper end free tubes.

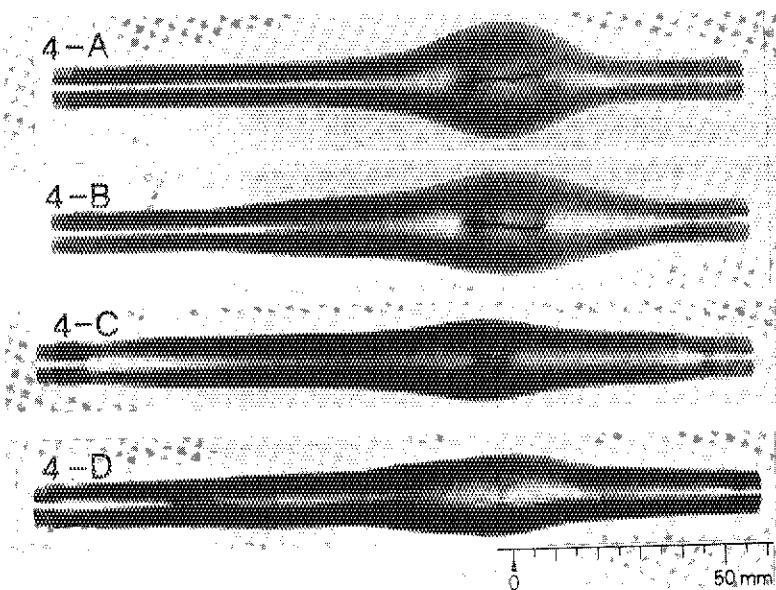


Photo.4 Overall view of ruptured zircaloy-4 specimen tubes heated and maintained at four different levels of temperatures in 99.97% argon gas and pressurized at the rate of 5.5 ± 0.3 kPa/sec.

$T_m(T_b)$: Maintained (burst) temperature (K),

Photo: 4-A , 4-B , 4-C , 4-D .

$T_m(T_b)$: 1092(1056) , 1124(1103) , 1193(1175) , 1250(1240) .

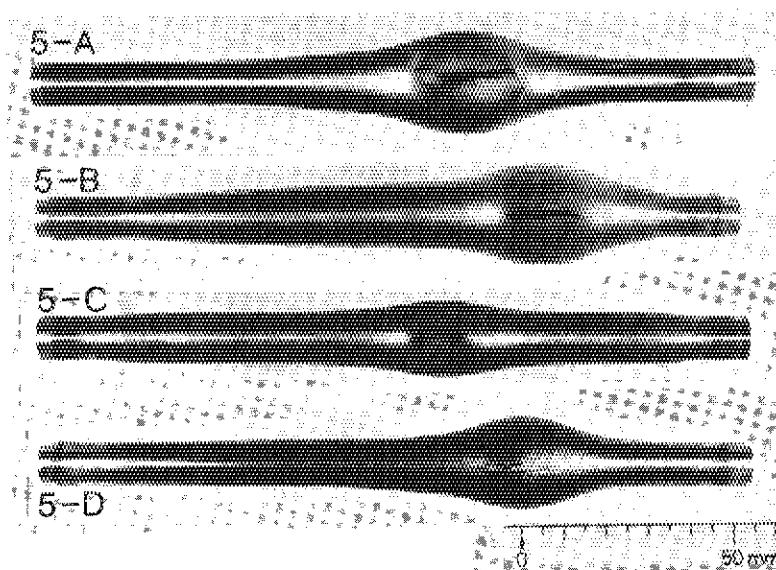


Photo.5 Overall view of ruptured zircaloy-4 specimen tubes heated and maintained at four different levels of temperatures in 99.97% argon gas and pressurized at the rate of 20 ± 1.2 kPa/sec.

$T_m(T_b)$: Maintained (burst) temperature (K),

Photo : 5-A , 5-B , 5-C , 5-D .

$T_m(T_b)$: 1083(957) , 1097(1075) , 1173(1158) , 1249(1229) .

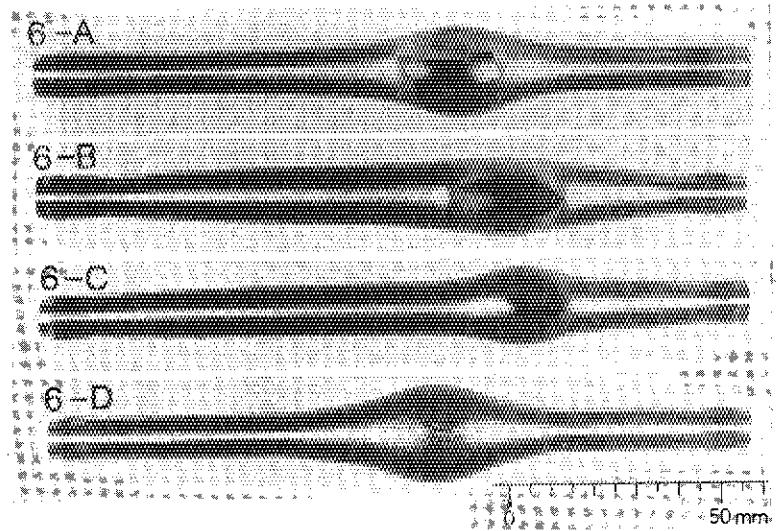


Photo.6 Overall view of ruptured zircaloy-4 specimen tubes heated and maintained at four different levels of temperatures in 99.97% argon gas and pressurized at the rate of 60 ± 4 kPa/sec.

$T_m(T_b)$: Maintained (burst) temperature.

Photo : 6-A , 6-B , 6-C , 6-D .

$T_m(T_b)$: 1101(1099), 1141(1134), 1197(1194), 1262(1255).

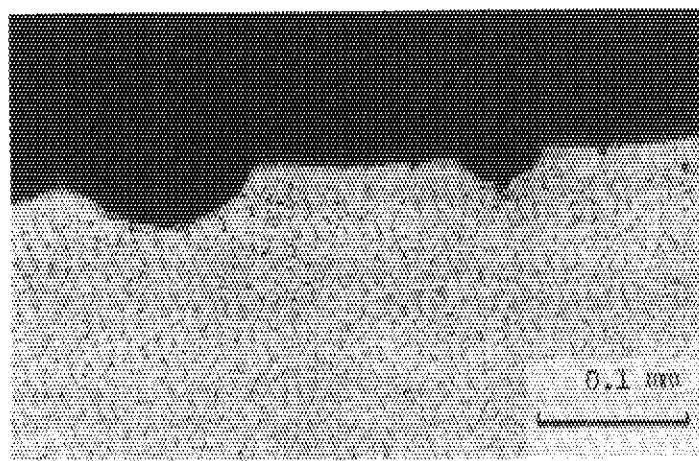


Photo.7 Structure of zircaloy-4 specimen tube maintained at a temperature of 1120 ± 10 K in air and pressurized at the rate of 5.5 kPa/sec. The two dimples are cross sections of cracks formed in the outer oxide surface. The same specimen as shown in Photo.1-B.

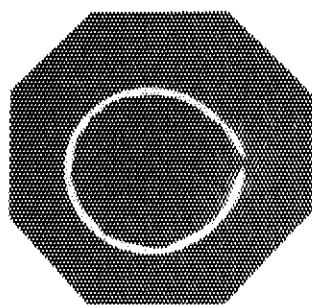


Photo.8 Cross section of ruptured zircaloy-4 specimen tube maintained at a temperature of 1249 ± 10 K in air and pressurized at the rate of 18.8 kPa/sec. The same specimen as shown in Photo.2-D.

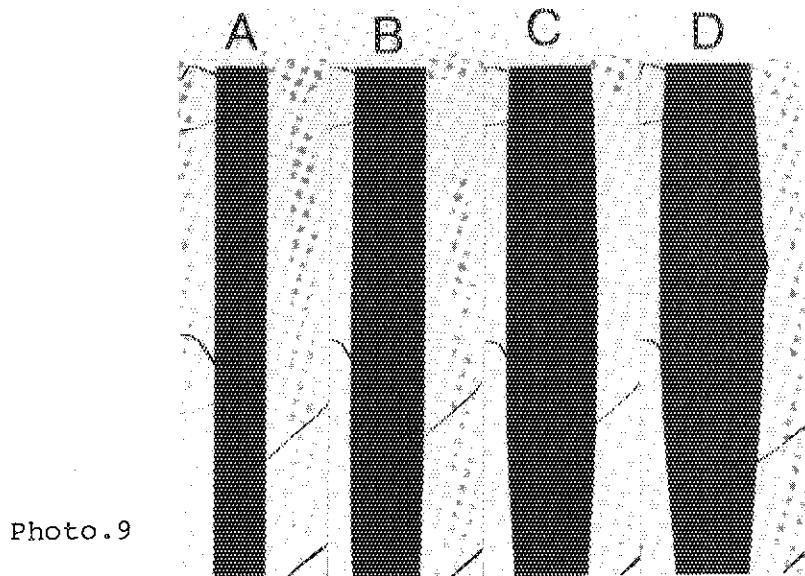


Photo.9

Silhouettes of an expanding zircaloy-4 tube maintained at a temperature of 1124 ± 10 K in air and pressurized at the rate of 5.5 kPa/sec. The thin lines are thermocouple lead silhouettes.

A: Initial state, B: 12.4sec before burst,
C: 1.7sec before burst, and D: Burst moment.

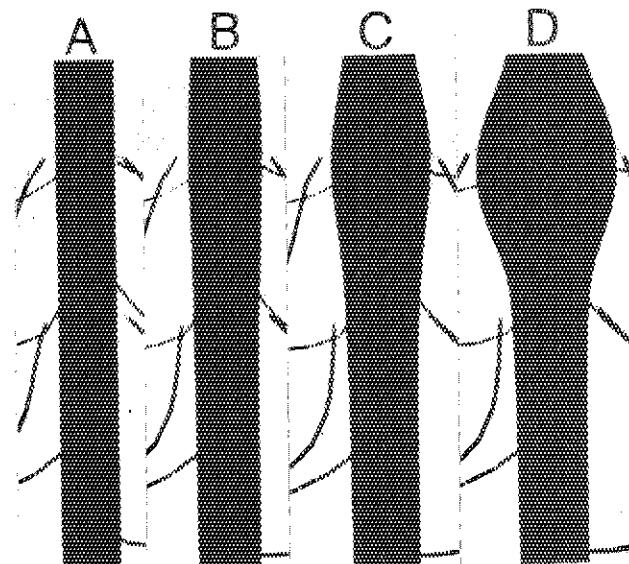


Photo.10

Silhouettes of an expanding zircaloy-4 tube maintained at a temperature of 1133 ± 10 K in 99.97%argon gas and pressurized at the rate of 5.6 kPa/sec. The thin lines are thermocouple lead silhouettes.

A: Initial state, B: 39sec before burst,
C: 6sec before burst, and D: Burst moment.