

高温高压流動沸騰水、水蒸気による
ジルカロイの腐食

1966 年 10 月

日本原子力研究所

Japan Atomic Energy Research Institute

日本原子力研究所は、研究成果、調査結果の報告のため、つぎの3種の研究報告書を、それぞれの通しナンバーを付して、不定期に公刊しております。

- | | | |
|---------|----------------------------------|-----------------|
| 1. 研究報告 | まとまった研究の成果あるいはその一部における重要な結果の報告 | JAERI 1001-3999 |
| 2. 調査報告 | 総説、展望、紹介などを含め、研究の成果、調査の結果をまとめたもの | JAERI 4001-5999 |
| 3. 資料 | 研究成果の普及、開発状況の紹介、施設共同利用の手引など | JAERI 6001-6999 |

このうち既刊分については「JAERI レポート一覧」にタイトル・要旨をまとめて掲載し、また新刊レポートは「原研びよりお」でその都度紹介しています。これらの研究報告書に関する頒布、版権、複写のお問合せは、日本原子力研究所技術情報部（茨城県那珂郡東海村）あてお申し越しください。

Japan Atomic Energy Research Institute publishes the nonperiodical reports with the following classification numbers:

1. JAERI 1001-3999 Research reports,
2. JAERI 4001-5999 Survey reports and reviews,
3. JAERI 6001-6999 Information and Guiding Booklets.

Any inquiries concerning distribution copyright and reprint of the above reports should be directed to the Division of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, Japan.

JAERI 1116 高温高压流動沸騰水、水蒸気によるジルカロイの腐食
正 誤 表

ページ	行 な ど	誤	正
2	Fig. 2	○ △ Water line	○ △ Water line
4	左上から 4	ZrFe ₂ この部分でが	ZrFe ₂ がこの部分で
"	右上から 23	C/S	c/s

高温高压流動沸騰水、水蒸気によるジルカロイの腐食

要　　旨

2種のジルカロイ-2と1種のジルカロイ-4を280°C, 64気圧の沸騰水と400°C, 64気圧の水蒸気中で腐食させた結果、ストリンガーの多い試料程その場所で局部腐食が進み腐食され易い。また水は静止よりは流動補給が、そして溶存酸素の多い程腐食が多い。腐食の差は反応速度係数の差によるもので、律速過程は変らず、また反応速度係数の差も主に腐食表面の形態学的な相異に起因することが酸化膜のインピーダンス測定や、光学、電子顕微鏡観察結果から推定された。

1966年8月

日本原子力研究所東海研究所

材料試験炉部照射課

野村 末雄, 伊藤 昇

Corrosion of Zircaloy-2 and 4 in High Temperature and High Pressure Boiling Water and Steam

Summary

Two kinds of Zircaloy-2 and one kind of Zircaloy-4 were corroded in 280°C boiling water and 400°C steam at pressure 64kg/cm² G.

Remarkable corrosion was observed where a stringer was located, and the corrosion was larger in the flowing condition of water or steam than in the stagnant. Further, it was increased with increasing oxygen content of the water or steam.

By the weight gain-time curves for the three kinds of specimens, it was indicated that the difference in weight gain was caused by the difference in the reaction rate constants of the different specimens, although the time dependency of weight gain was constant. The difference in the reaction rate constant was considered as due to the morphological difference of the corroded specimen surfaces, by the impedance measurement and optical-and electron-microscopic observation of the surface oxide films of the specimens.

Aug., 1966

SUEO NOMURA, NOBORU ITO

Division of Japan Material Testing Reactor
Tokai Research Establishment, Japan Atomic Energy Research Institute

目 次

1. 緒 言.....	1
2. 試料および実験方法.....	1
2.1 試 料.....	1
2.2 実験方法.....	1
3. 実験結果と考察.....	2
3.1 水条件の影響.....	2
3.2 材料と合金組織の影響.....	2
3.3 表面, 断面の観察.....	3
3.4 表面酸化膜のインピーダンス測定.....	4
4. 結 論.....	10
参考文献.....	10

Contents

1. Introduction.....	1
2. Materials and experimental method	1
2.1 Materials	1
2.2 Experimental method.....	1
3. Results and discusstion.....	2
3.1 Effect of water condition	2
3.2 Effects of impurity and texture	2
3.3 Observations of surface and cross section	3
3.4 Measurement of the impedance of the surface oxide film	4
4. Conclusion	10
Reference	10

1. 緒 言

ジルカロイ-2, -4 は現在水冷却型原子炉燃料の被覆材料として広く用いられているジルコニウム合金で原子炉用材料として優れた性質を持っているが、高温高圧の水や水蒸気中で用いる時には腐食が問題とされ、特にジルカロイ試片に見られるストリンガーが腐食促進因子であるといわれている*. これらのジルコニウム合金の耐

食性試験は一般に静止水中でおこなわれ、実際の原子炉内の条件とはかなり異なっている。そこで放射線がないこと以外はなるべく実際に近い条件で腐食試験をおこない、水の流動（補給）、溶存酸素濃度、合金組織等が腐食に及ぼす影響を検討した。

2. 試料および実験方法

2.1 試 料

用いた試料は市販のジルカロイ-2の2種とジルカロイ-4の1種でその化学組成を TABLE 1 に示した。ジルカロイ-2のうち1種はいわゆる“ストリンガー（ロール方向の条痕）”を有するやや良くなき製品で、これを(A)とし、ストリンガーのない良質のものを(B)とした。ジルカロイ-4もストリンガーは少ない。試験片は厚さ1mmの板から 20×50mm の大きさに切って使用し、試験前に硝酸-弗酸混液で表面を化学研磨してから用いた。

2.2 実験方法

実験に用いた装置は Fig. 1 のとおりで、蒸溜器からの蒸溜水をさらにイオン交換樹脂を通して水の比抵抗を 2 MΩ·cm 以上とし、この水をボイラの水位が一定を保つように絶えず補給した。この送水量は約 12cc/min である。送入された純水は予熱器でほぼ 275°C に加熱され、ボイラ内に入り 280°C となり沸騰する。沸騰した蒸気は上昇してさらに加熱器を通り、反応塔に入りて 400°C に加熱された後圧力調節弁を通って外に排出される。ボイラ内には水面、水面下、水面上の3位置

に試片が挿入できるようになっており、圧力は 64kg/cm² G に調節した。試験は約 100 日おこなったが、途中定期的に試験片を取り出して秤量すると共に、その1部は新しい試験片と取り換えた。また溶存酸素が少ない水の場合の試験は、脱酸素樹脂塔を通して水中の溶存酸素を 0.02ppm 以下にしてから送水したが、この時にはあらかじめ系全体をアルゴンガスで置換しておいてから実験をおこなった。定期的に取り出した試験片は断面の顕微鏡観察、表面のレプリカによる電子顕微鏡観察、および表面酸化膜のインピーダンス測定を WANKLYN 等の方法¹⁾に従って、1N-H₂SO₄ 液中に試験片を一昼夜つけてから高周波ブリッヂを用いておこなった。また比較のためにオートクレーブによる上記流动系と同温度でほぼ同圧力の静止水、水蒸気中の腐食試験をおこなったが、もちろんこの場合には試験中に純水の補給はない。

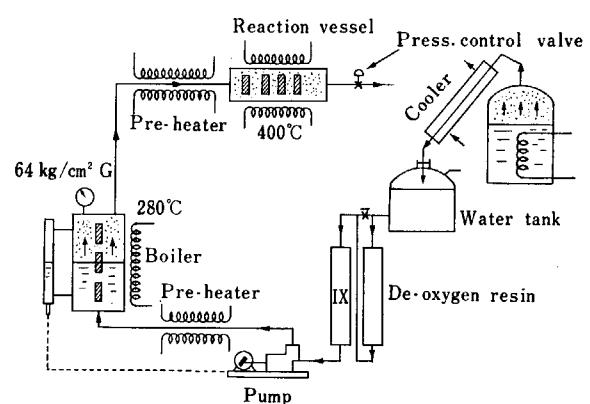


Fig. 1 Schematic diagram of experimental apparatus

TABLE 1 Chemical composition of samples

	Sn	Fe	Cr	Ni	N	O	H	C	Zr
Zry-2 (A)	1.400	0.119	0.122	0.063	0.0021	0.0752	0.002	0.002	Bal.
Zry-2 (B)	1.470	0.136	0.106	0.055	0.0052	0.107	0.0009	0.0027	Bal.
Zry-4	1.450	0.145	0.110	0.002	0.002	0.067	0.0019	0.008	Bal.

* ストリンガーとは製造時の原因によってジルカロイ表面に見られるロール方向の条痕を総称する。

3. 実験結果と考察

3.1 水条件の影響

ジルカロイ-2(A)とジルカロイ-4について試験片をボイラの水面上(蒸気相)、水面、水面下(沸騰水中)の各位置におき、これらの水条件の差が腐食に与える影響を見たが、Fig. 2 に示すようにこれらの試験片の間に腐食の差は少なく、特に時間的な変化はほとんど同じで初期の腐食量にやや差が見られるにすぎない。

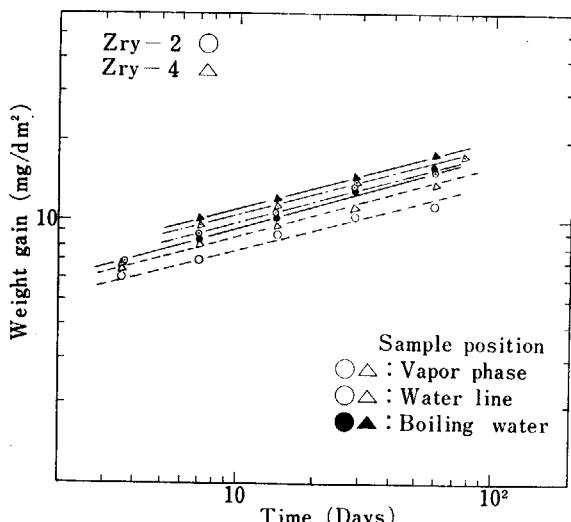


Fig. 2 Corrosion of Zry-2 (A) and Zry-4 at various position in boiler at 280°C, 64 kg/cm² G

一般にジルコニウムやその酸化物の高温純水に対する溶解度はきわめて低いので、高温高圧純水、水蒸気中のジルコニウムとその合金の腐食は重量增加 ΔW (mg/dm²) で表わされ、その時間的変化は次式で最もよく表わされる²⁾³⁾。

$$\log \Delta W = \log K + n \log t \quad (1)$$

ここで K は常数、 n は指数、 t は時間(日); 従って Fig. 2 の結果は水条件の差によって K はやや異なるが n は同じ、すなわち反応速度係数* にやや差はあるが反応の律速過程は同じであることを示している。

つぎにジルカロイ-2(A)を280°Cの脱気した静止水と流動沸騰水中で腐食させた結果は Fig. 3 のように腐食は静止水中で最も少なく、脱酸素しない流動沸騰水中で最も多い。そしてこの場合も水条件の差によって(1)式の n は変らず K に差がみられる。同様の実験を400°Cの水蒸気中でおこなった結果が Fig. 4 で 280°Cの場合とほぼ同数の結果が得られ、 K の差がさらに著しくなる。

3.2 材料と合金組織の影響

ジルカロイ-2の(A), (B)とジルカロイ-4についてその耐食性比較試験をおこなった結果を Fig. 5, 6 に示した。

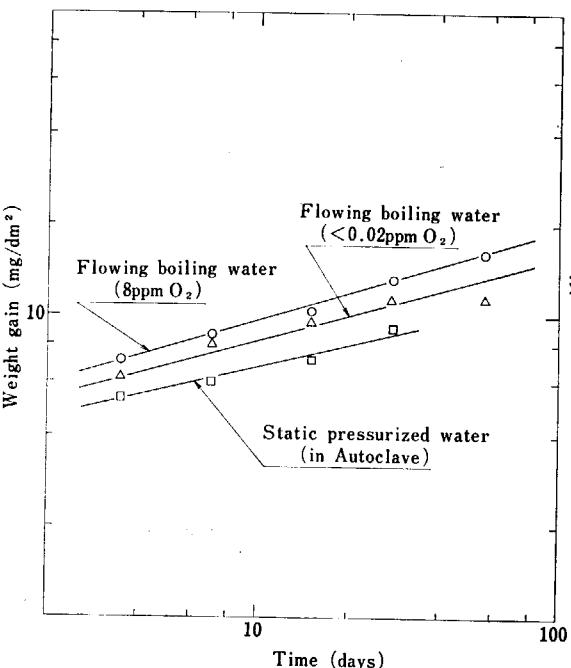


Fig. 3 Corrosion of Zry-2 (A) in flowing boiling water and stagnant pressurized water at 280°C, Ca 64 kg/cm² G

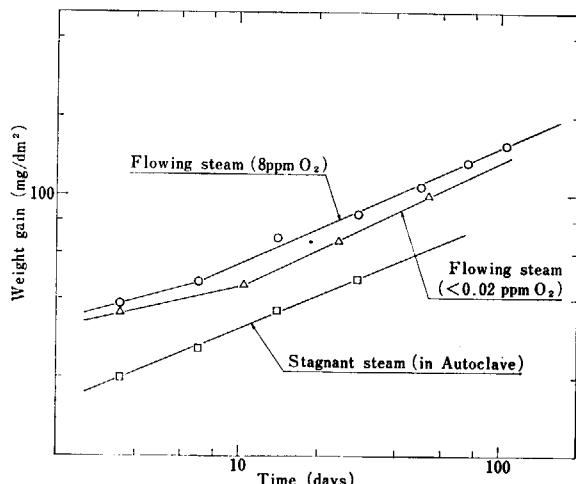


Fig. 4 Corrosion of Zry-2 (A) in flowing steam and stagnant steam at 400°C, Ca 64 kg/cm² G

* 詳密には反応速度係数は $K^{1/n}$ となる。

腐食はつねにジルカロイ-2(A), ジルカロイ-4, ジルカロイ-2(B)の順に大きく、特に400°Cでその差が著しい。そしてFig.3とFig.5, Fig.4とFig.6の比較から、水条件の差の方がここで使用した試料では材料組織や組成の差よりも腐食に大きい影響を与えることがわかる。またジルカロイ-2(A)と(B)の差の方がジルカロイ-4と-2(B)との差よりも大きいので、化学組成の僅かな差よりは、組成はほぼ同じでも製造加工行程の差に伴う合金組織の差の方が腐食に大きい影響を与えることが判る。

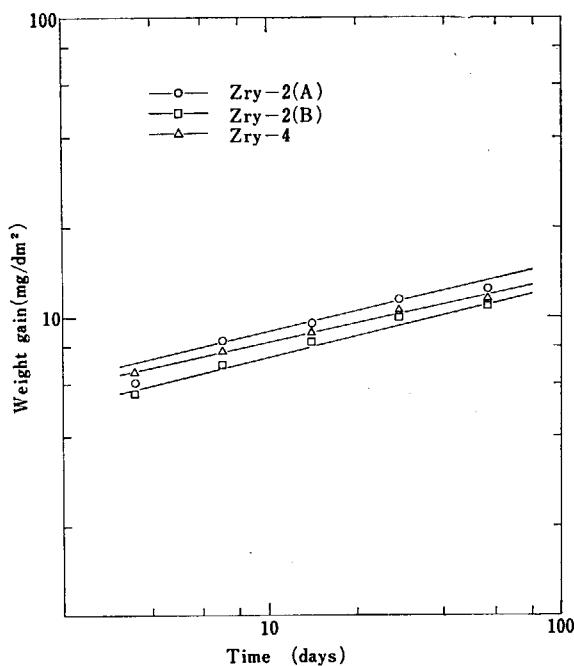


Fig. 5 Corrosion of Zry-2(A), (B) and Zry-4 in flowing boiling water (<0.02 ppm O₂) at 280°C, 64 kg/cm² G

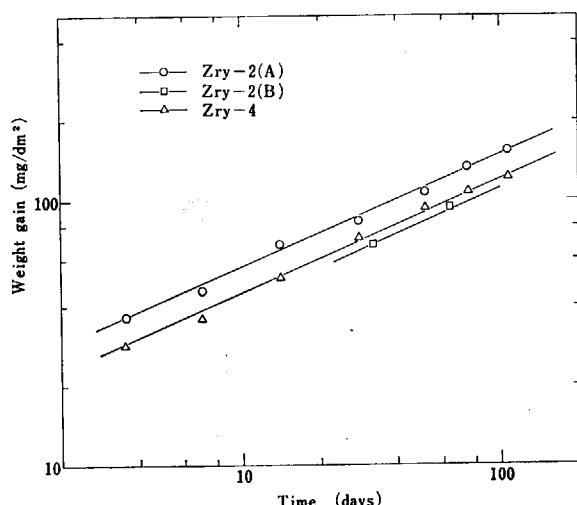


Fig. 6 Corrosion of Zry-2(A) and Zry-4 in flowing steam at 400°C, 64 kg/cm² G

3.3 表面、断面の観察

水温が280°Cの場合、この実験ではどの試片も表面に黒色の密着性保護被膜をつくり、表面状態の差はみかけ上ほとんどないが、400°Cの場合には試験片の種類によって表面にかなり変化がみられ、特にジルカロイ-2(A)には多くの白点線の発生が見られた。Photo. 1は14日腐食後の試片表面で、白点はいわゆる“ストリンガー”部分に発生し、局部腐食の原因となる。Photo. 2はこれらの試片の断面でジルカロイ-2(A)では著しい局部侵入がみられる。よく観察するとこの局部腐食には試片内の空隙(ポイド)を通って進むものと、金属組織の第2相の選択腐食によると思われるものとの2種類がみられる⁴⁾。この内ポイドは地金の溶解、凝固時に混入または発生したガスによるもので、一方第2相については化学組成からSn, Fe等とZrとの化合物が考えられる。Photo. 3はジルカロイ-2の(A), (B)の表面をX線マイクロアナライザーによってSnとFeを走査した結果の1例であるが、Snがほぼ均一に分散しているのに対してFeはかなり偏折がみられ、特にストリンガーの近くで著しい。ZrFe₂の分布を見るために3種の試料を5%HF-3%HNO₃水溶液で化学エッチした結果は、Photo 4のようにストリンガーの多い試料ほどZrFe₂の粗大分散が見られ、腐食試験結果とも一致する。しかしながら

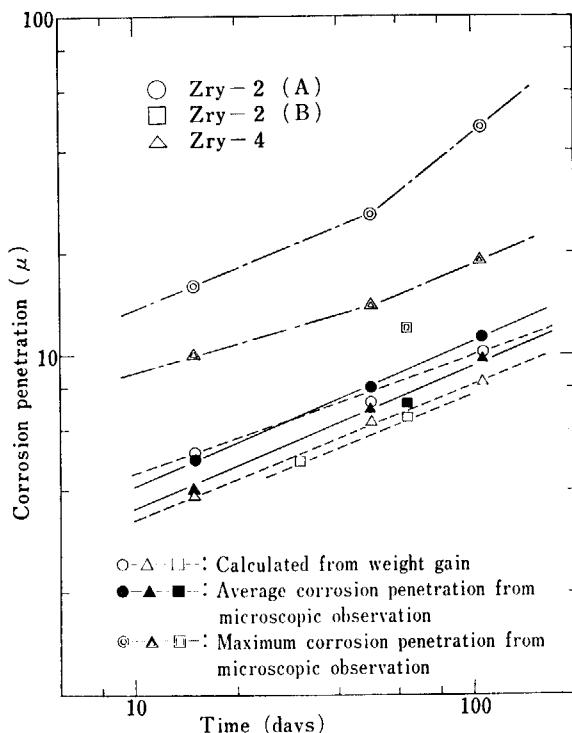


Fig. 7 Corrosion penetration in Zircaloys in high pressure flowing steam at 400°C, 64 kg/cm² G

ら、これらの結果だけではボイドと $ZrFe_2$ 相のいずれがどれほど局部腐食に大きく寄与するかは明らかでなく、特にジルカロイの地金が冷却凝固する時にガスボイドがあると、 $ZrFe_2$ この部分で折出し易いことは状態図からも考えられ、Photo. 3 もこれを示しているのでいずれの効果であるかを明らかにすることは難かしい。Fig.7 は Photo. 2 等の断面観察結果を数量的にまとめたもので、ジルカロイ-2 の(A) では平均値のほぼ 3 倍、ジルカロイ-4 ではほぼ 2 倍の局部侵入深さが認められ、ジルカロイ-2 の(B) はジルカロイ-4 よりやや少ない。この結果と Photo. 2, 4 の結果を併せて考えると、 $ZrFe_2$ の量や分散度の差から予想されるよりもジルカロイ-2 (A) とジルカロイ-4 の腐食の差が大きいので局部腐食を支配するのはむしろボイドであろうと思われる。Photo 5, 6 はジルカロイ-2 の(A), (B) を 400°C の水蒸気中で腐食した時の表面の 2 段レプリカ法による電子顕微鏡写真で、(A) と (B) にそれ程大きい差はみられず、いずれもかなり早い段階すなわち 2 日ですでに粒界を中心に酸化膜の割れが見られ、これが日と共に発達していくが (A) の方が (B) より割れの成長がやや早くしかも深くて表面の荒れがひどいようである。

3.4 表面酸化膜のインピーダンス測定

腐食試片表面の酸化膜が“割れ”のない平行板コンデンサーとみなしえる時には、この酸化膜の電気容量 C と膜厚 di との間には次式が成立する*。

$$C = \epsilon A / 4\pi d_i \quad (2)$$

ただし ϵ : 酸化膜の誘電率**, A : 表面積***とする。したがってもし酸化膜中に割れや不均一な部分があると C が大きい値を示して実際よりも小さい膜厚 d_i (これを有効膜厚 effective thickness¹⁾ と呼ぶことがある) を与える。それ故、酸化膜を均一と考えて重量増加から得た膜厚 dw と C の実測から得た有効膜厚 di とが一致すれば酸化膜は割れのない均一なものと考えてよく、また dw が di よりも大きい程酸化膜は割れや不均一部分が多くて荒れた表面をもつことになる。280°C の腐食試片では dw と di は Fig.8 にみられるようにかなりよく一致するが、400°C の場合には Fig.9 のように両者の一致は悪く、特に流動水蒸気中ではある時間後差が著しくなる。今、酸化膜の密度を S とすると重量増加 ΔW (mg/dm^2) との間には

$$dw = 3.85 \times 10^{-5} \Delta W / S \quad (3)$$

ただし $3.85 = ZrO_2/O_2$, S は ZrO_2 の密度 (g/cm^3)、が

* 一般に 1 KC における C の値を取る。

** 誘電率として 27 を用いた¹⁾。

*** 表面積として公称表面積の 1.5 倍が化学研磨面に対して与えられている¹⁾。

成立する。従って $1/C$ と ΔW を両軸としてプロットすると、 $dw = di$ ならば点は座標軸の原点を通り傾斜が $1.54 \times 10^{-4} \pi / \epsilon \cdot A \cdot S$ の一定値を持つ直線にのることが(2)と(3)から導かれる。Fig.10 は今迄のデータをプロットしたもので 280°C の腐食試片では上の関係が成立するが、400°C の静止水蒸気中の腐食試片ではこれとほぼ平行だが原点を通らない直線となり、原点からのズレと非平行性は腐食をうけ易い試料ほど大きく、平行線が横軸を切る切片の長さはストリンガーあるいは表面の（荒れ）の程度を知る目安となる。流動水蒸気中の腐食試片ではもはや平行性が全く成立せず、 $1/C$ と ΔW の間に明瞭な関係がみられない。これは表面酸化膜の割れ（荒れ）が時間と共に著しく進むことを示唆し、Photo. 5, 6 の結果もこれを支持している。

ジルカロイ-2 の(A), (B)について 400°C の流動水蒸気中での重量増加をさらに詳細に時間的に追跡したのが Fig.11 で、 $\Delta W = 50 mg/dm^2$ の附近から両者に加速腐食がみられる。この速度変化は一般に rate transition といわれ、ジルカロイを使用する場合の大きい問題点となっている。これらの腐食試片について $10^2 \sim 10^4 C/s$ の周波数で酸化膜のインピーダンスを測定し、抵抗 R と電気容量 C を求めたが、今周波数 ω すなわち直流抵抗の代りに $10^4 C/S$ における R と $10^3 C/S$ における C より(2)式を用いて求めた di とから R/di を導びくと、これは有効酸化膜の比抵抗をあらわし、一方 R/dw は酸化膜の全体的な比抵抗をあらわす。そこで静止水蒸気中の腐食試片についての同様な測定結果と一緒に図示すると Fig.12, 13 のようになり、流動水蒸気中の腐食試片では丁度 rate transition があらわれる付近で R/di が急激に減少し、一方 rate transition を示さない静止水蒸気中の腐食試片ではこのような急変はみられない。このことは rate transition 時に酸化膜自体の電気的性質が変化を受けたかあるいは酸化膜の構造に変化があったことを示唆している。比抵抗の腐食の進行に伴う変化が良質のジルカロイ-(B) よりも(A)で少なく、また一般に(A)の方が(B)よりも高い値を示す理由は不明である。また予想に反して本来一定であるべき比抵抗の内 R/dw の方が R/di よりも安定した一定値を示すのはこれらの酸化膜の抵抗が電気容量から求められる有効膜厚だけに依存するのではなく、むしろ bulky な部分も含めた全体の膜厚に依存することを示唆するものであろう。

400°C の水蒸気による腐食の場合、(1)式の n はほぼ 0.5 に近いので今簡単のために放物線酸化法則が適用できるとして C. WAGNER の放物線酸化の式⁵⁾を中心にして考えてみると、WAGNER の高温酸化においては金属を陽極、酸化膜を誘電体、気体（ここでは水蒸気）を陰極と考えた電池作用として酸化腐食を考え、酸化膜の成長速度は電流 I で置換できるとして式次をえた。

$$I = E/Re + Ri = E \cdot A \cdot \kappa \cdot n_E (n_C + n_A)/y \quad (4)$$

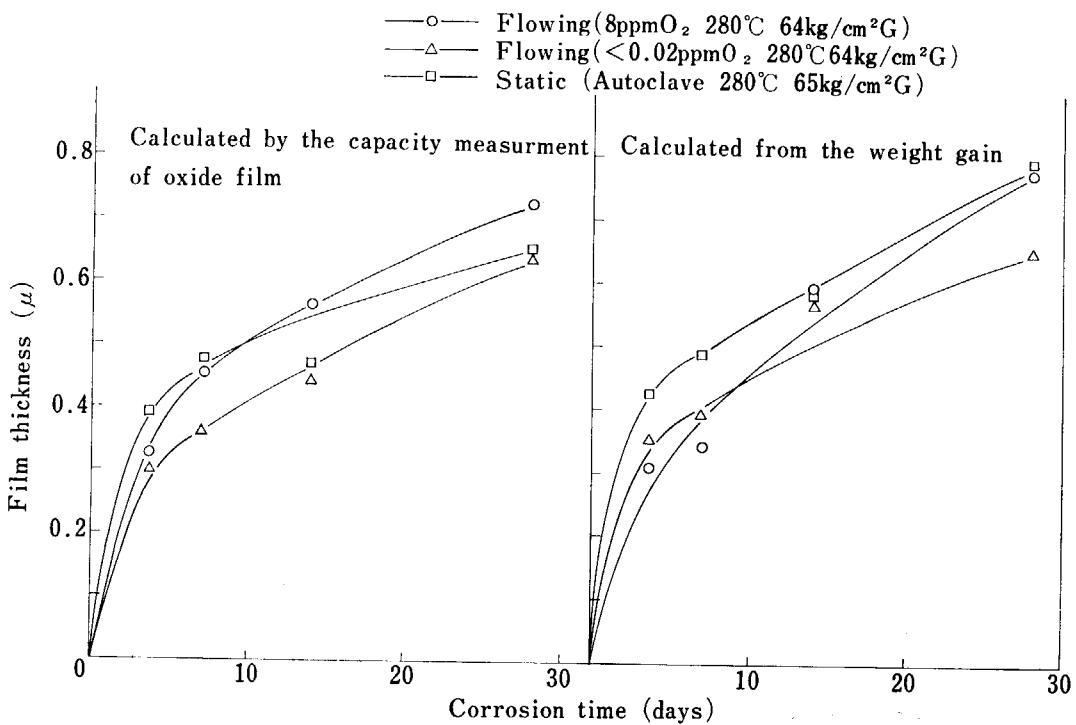


Fig. 8 Comparison of calculated oxide film thickness obtained by the two different methods (Zry-2 (A)).

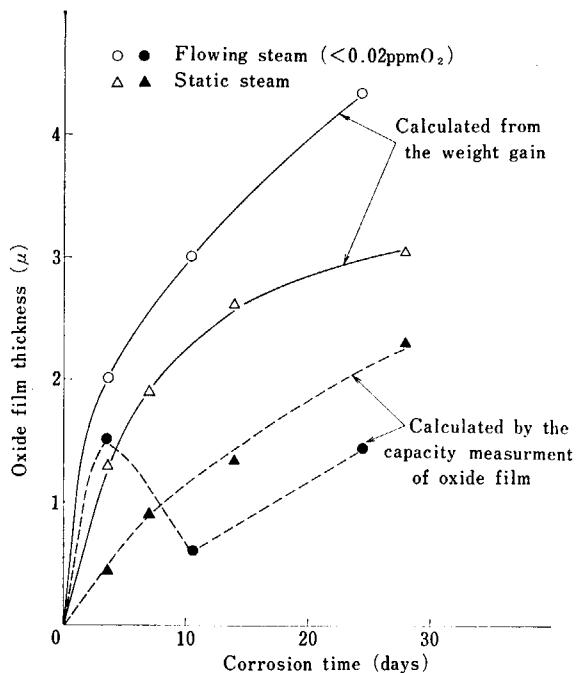


Fig. 9 Comparison of calculated film thickness obtained by the two different methods (Zry-2 (A))

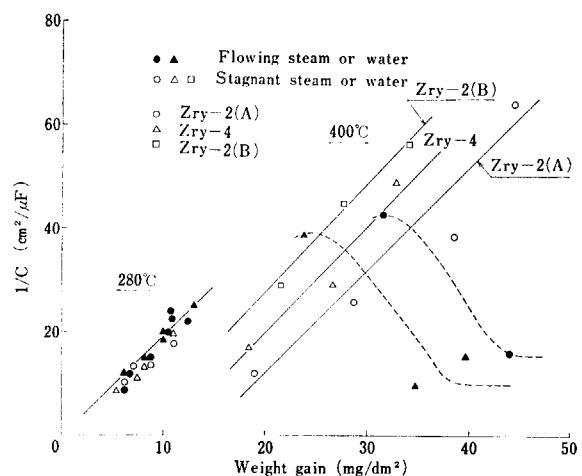


Fig. 10 $1/C$ VS. weight for Zry-2 and Zry-4 in flowing and stagnant steam or water

ただし E は電池の起電力、 Re は酸化膜の電子抵抗でインピーダンス測定から得られる R (ただし ∞ C/S) に対応する。 Ri は酸化膜のイオン抵抗で A は表面積、 κ は比電気伝導度で dw/R と近似してよい。 n_E , n_C , n_A はそれぞれ電子、カチオン、アニオンすなわちここでは電子、 Zr^{+4} , O^{-2} またはアニオン空孔の輸率である。 y は酸化膜の厚みで dw または di で置換できる。

(4)の右辺から y を除いたものは単位厚さ当りの電流すなわち酸化反応速度係数に相当し、これに電流を酸化物の量に換算するために必要な恒数(ファラディ常数、化学当量、密度等)を乗ずると反応速度係数が数値計算から求められるようになる。一方この節のはじめに(1)式から導いた $K^{1/n}$ は実験的な反応速度係数であるから、

$$K^{1/n} \propto E \cdot A \cdot \kappa \cdot n_E \quad (5)$$

が成立する筈である。ここで E , n_E , n_C , n_A はこの実験に用いた試料や腐食条件ではほぼ一定であると考えてよいから(5)は

$$K \propto A \cdot \kappa \quad (6)$$

と書き換える。さてこの節のはじめに述べたように試料や腐食条件によって(1)式の n はほとんど変らず、常に K に差がみられたので腐食の差は A と κ の変化によつて説明されることになる。

試料による腐食の差は Photo. 2, 5, 6 や Fig. 7, 9, 10 によって考察すると、局部侵入による腐食や酸化膜の割れに伴う表面積 A の増加が支配的な因子と考えられ、 κ は Fig. 13 にみられるように試料による差はそれ程みられない*, 従って腐食の差は主に反応表面積 A の差によると考えてよい。一方腐食条件による腐食の差は Fig. 7, 8, 9, 10 や Photo. 5, 6 から考えると局部侵入や酸化膜の割れによる表面積 A の差にも起因するが、Fig. 13 から静止水蒸気中と流動水蒸気中で酸化膜の κ に常に差がみられるので腐食条件によって生成する酸化膜の κ に差が生じ、これが反応速度係数の変化をおこすと考えられる。Fig. 13 にみられるように静止水蒸気中の腐食試片の酸化膜の R/dw は流動水蒸気中のそれより常に大きく、従って $\kappa (=dw/R)$ は常に小さい。これは(1)の反応速度係数 K が静止水蒸気中で常に小さいことを意味するが、事実 Fig. 4 にみられるように静止水蒸気中では(1)式の K は流動水蒸気中よりも常に小さい値を示している。

しかしながら、試料、腐食条件のいずれが異なる場合にも腐食反応の表面積の差が腐食の差に大きい影響を持つ。

* Fig. 12 では $\kappa (di/R)$ にかなり差がみられるが前述のように κ として di/R よりも dw/R がよく、したがって Fig. 13 がよい。

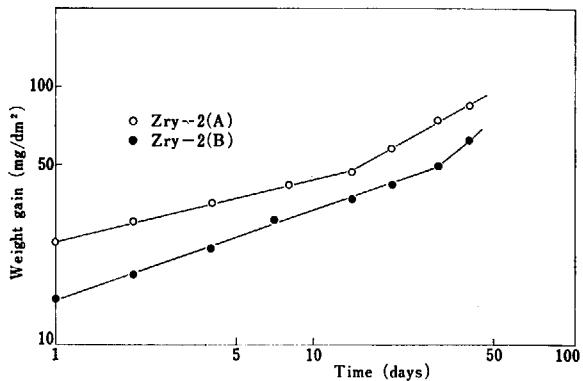


Fig. 11 Corrosion of Zry-2 (A) and Zry-2 (B) in flowing steam at 400°C, 64 kg/cm² G

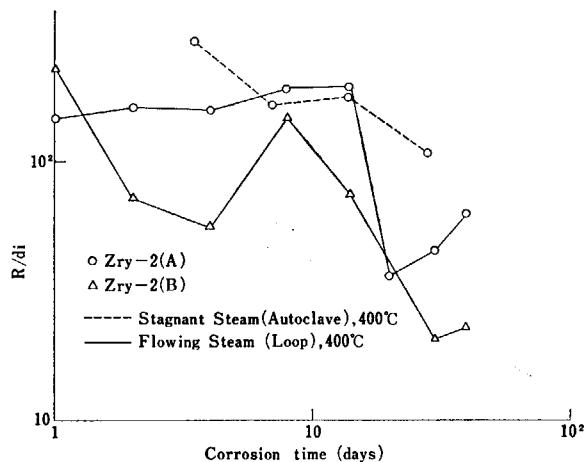


Fig. 12 Change of specific resistance of effective oxide film

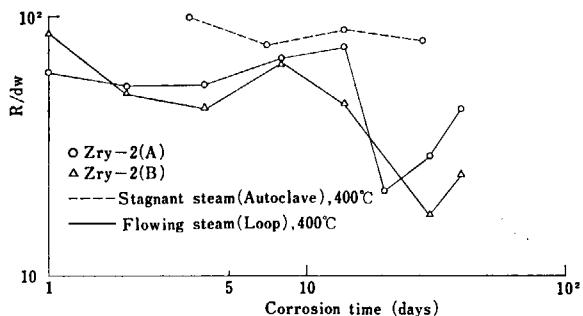


Fig. 13 Change of specific resistance of gross oxide film

つことは上記の観察結果から明らかであるので、表面積の差を生ずる原因となるストリンガーに伴う局部侵入や酸化膜の割れ等のいわゆる“morphological”な問題が腐食反応速度を決める重要な因子であることは間違いない。従って今後この方面の研究がさらに望まれる。

4. 結論

ストリンガーの多いジルカロイ-2と少ないものおよびジルカロイ-4を280°C, 64気圧の沸騰水; 400°C, 64気圧の静止, 流動水蒸気中等で腐食させた結果次の結論が得られた。

(i) 沸騰水の水面, 水面上, 水面下においても腐食にはほとんど差はない。

(ii) ストリンガーの多い試料程腐食され易く, ジルカロイ-2でもストリンガーの多いものはストリンガーの少ないジルカロイ-4より腐食が多く金属組織の差が腐食に与える影響は大きい。

(iii) 水蒸気の場合, 静止よりは流動(補給)の方がまた溶存酸素が多い程腐食が大きい。

(iv) ストリンガーの所で局部腐食が進むが, これはストリンガーボイドや ZrFe₂相の選択腐食に起因し, これによる局部的な侵入深さは平均腐食侵入深さの3倍に達するものがある。

(v) 酸化膜のインピーダンス測定から求めた有効膜厚 di と重量増加から求めた平均膜厚 dw の比較から di と dw が等しい程酸化膜に割れが少なく均一である。

(vi) インピーダンス測定から得た電気抵抗 R を dw で割ると酸化膜の見かけの比抵抗が得られるがこれは酸化の rate transition の時に急激に減少する。

(vii) 腐食の差は反応速度係数 K の差として観測され, 温度が同じならば試料や水条件によって腐食の時間的依存性は変わらない。そして反応速度係数の差は主に表面積の差あるいは試片表面の Morphological な差に原因すると考えられるが, 水条件によっては酸化膜の比伝導度にも差が生じ, これが影響する。

最後にこの実験に協力をいたいた現在材料試験炉部照射課(当時材料研究室)の伊丹宏治, 堀長, 岡川誠吾の諸氏と材料研究室木村孝氏に謝意を表する。

参考文献

- 1) J.N. WANKLYN and D.R. SILVESTER ; *J. Electrochem.*, **105**, 647 (1958).
- 2) D.E. THOMAS ; “第1回ジェネーブ会議報告”, Vol. 9, p/ 537 (1953).
- 3) B. LUSTMAN and F. KERZE JR ; “Metallurgy of Zirconium” McGraw-Hill Book Co., (1955)
- 4) J. G. GOODWIN, L. S. RUBENSTEIN et al. ; WAPD-212 (1959).
- 5) C. WAGNER ; *Z. Phys. Chem.*, B-21, 25, 42 (1933) : B-25, 71 (1934) : B-32, 447 (1936)

This is a blank page.

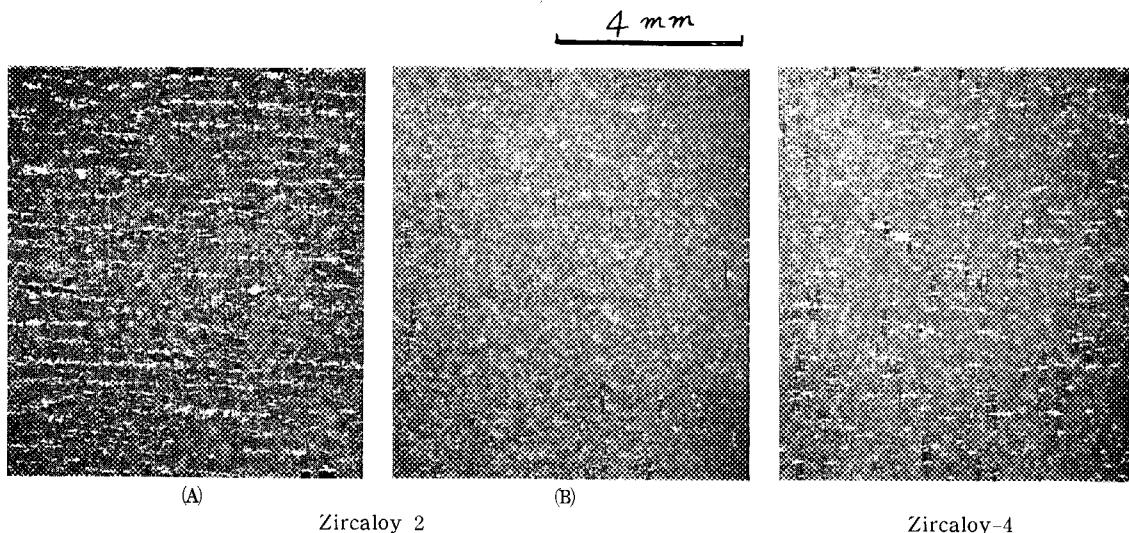


Photo. 1 Surface views of Zircaloy specimens corroded in steam at 400°C for 14 days

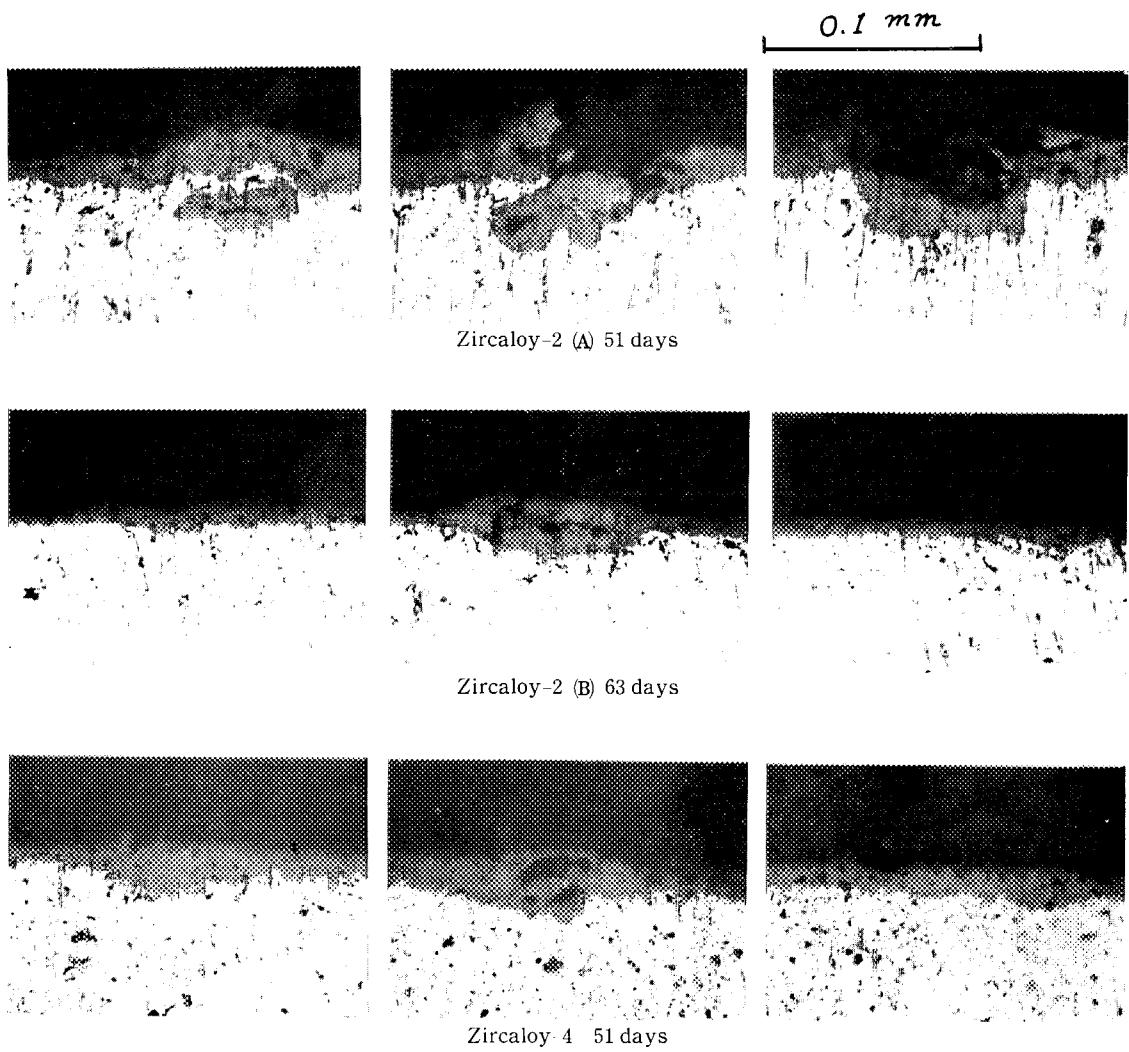


Photo. 2 Micrographs of cross sections of corroded specimens in steam at 400°C

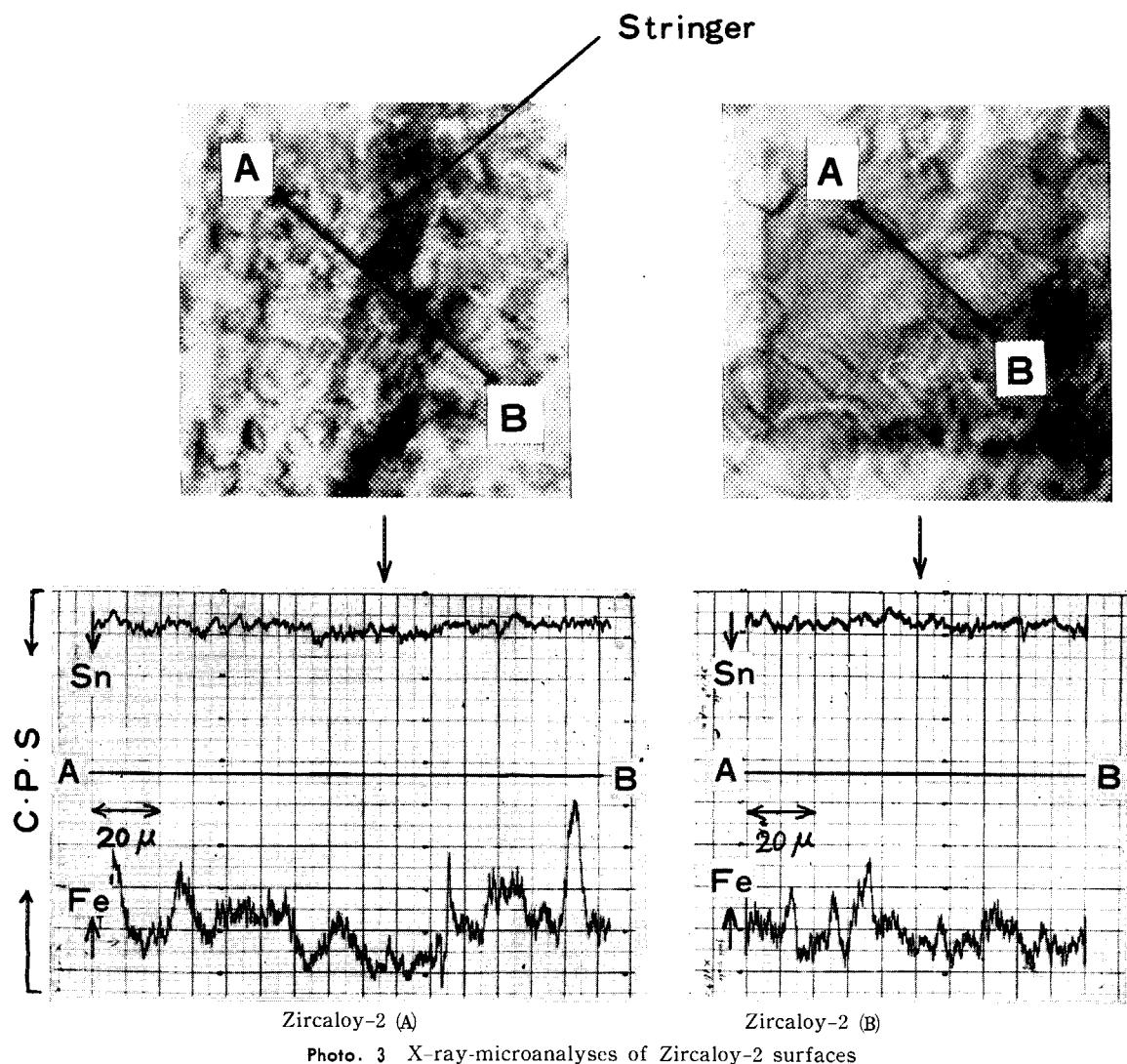
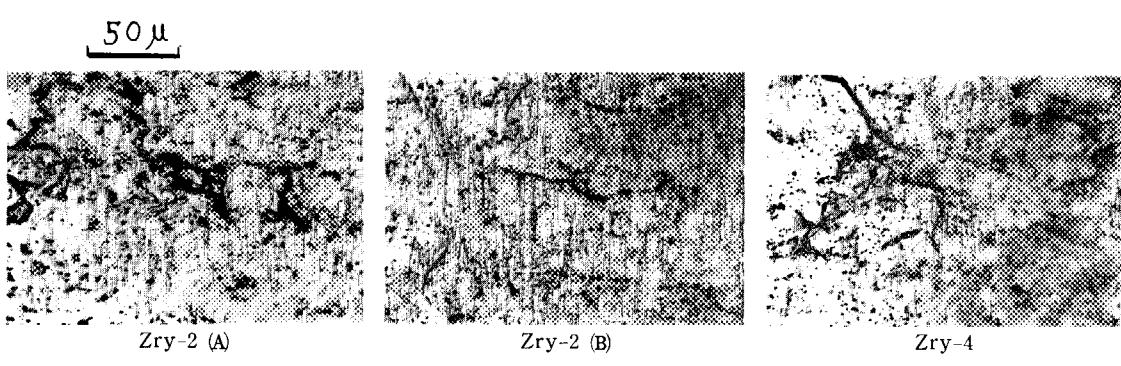


Photo. 3 X-ray-microanalyses of Zircaloy-2 surfaces

Photo. 4 Distribution of $ZrFe_2$ compound on Zircaloy specimens

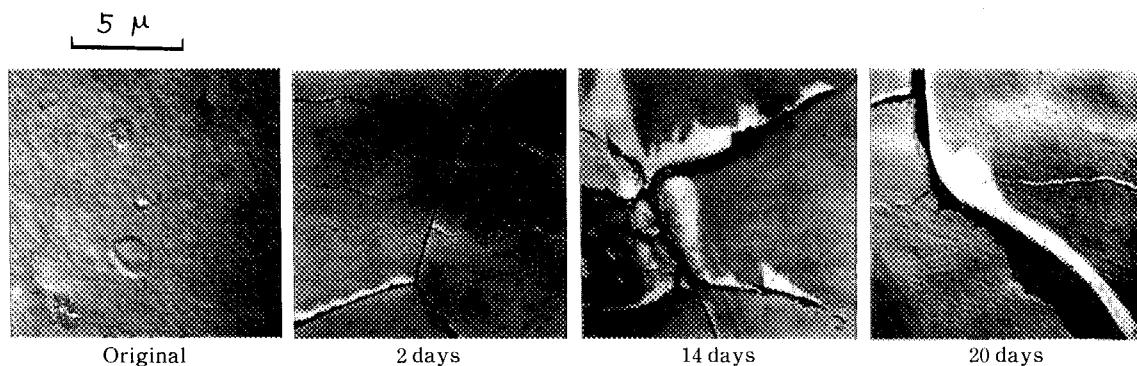
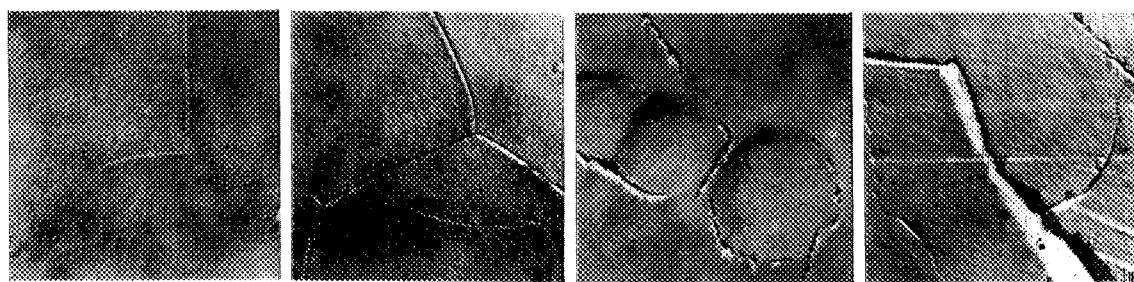


Photo. 5 Electron micrographs of Zry-2 (A) specimens corroded in steam at 400°C, 64 kg/cm² G

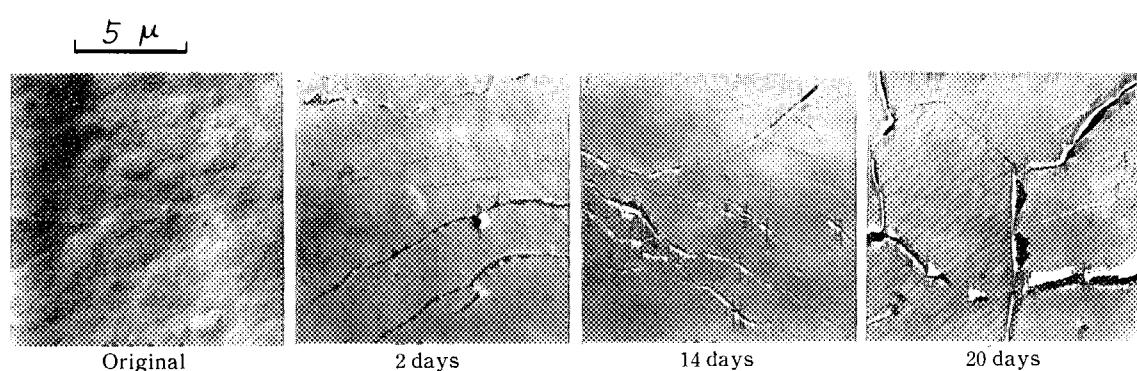
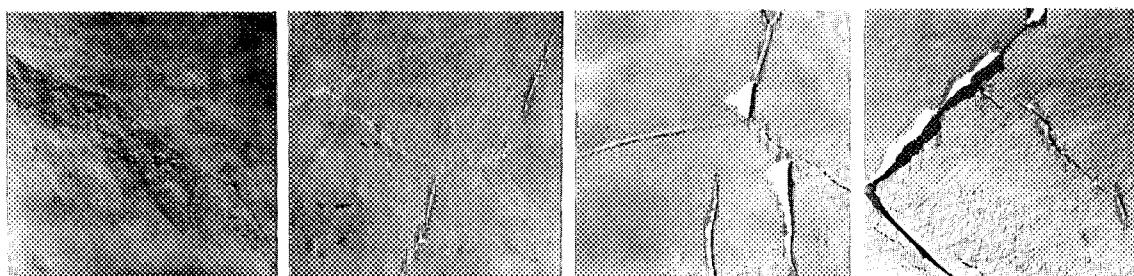


Photo. 6 Electron micrographs of Zry-2 (B) specimens corroded in steam at 400°C