

JAERI-Research

JP0150745

2001-041



水素吸収被覆管の円周方向機械特性評価

2001年8月

北野 剛司*・更田 豊志・上塙 寛

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

本レポートは、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。
人手の問合せは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越し下さい。なお、このほかに財團法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 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行っております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 〒319-1195, Japan.

水素吸収被覆管の円周方向機械特性評価

日本原子力研究所東海研究所安全性試験研究センター原子炉安全工学部

北野 剛司*・更田 豊志・上塙 寛

(2001年7月2日受理)

反応度事故条件における高燃焼度燃料の破損は、燃料ペレットと被覆管の機械的相互作用(PCMI)によって生じることがNSRR実験において示されている。PCMI破損発生の主要因の一つは燃焼の進行に伴う被覆管の延性低下であり、これに対しては炉内滞在中に生成し、被覆管外周に集積した水素化物層(水素化物リム)の存在が大きく影響している。本研究では、水素化物リム生成が被覆管の円周方向機械特性に与える影響を評価するために、人工的に水素化物リムを生成させた被覆管の改良リング引張試験を実施した。室温における試験の結果、水素化物リムは脆く、変形初期において亀裂が生じるため、水素化物リムを持つ試験片の破断歪みは、水素化物リム厚さの増加とともに著しく減少することがわかった。一方、高温条件(573K)における破断歪みは、リム部の厚さのみならず水素化物密度にも依存して変化した。水素化物密度の低いリムを有する試験片は、水素化物リムの厚さには関係なく大きな破断歪み値を示した。このことは、温度上昇に伴うリム部の延性-脆性遷移に起因するものと思われる。すなわち、水素化物密度の低いリムは573Kにおいては脆性ではなく延性である可能性がある。この結果、比較的厚い水素化物リムが生成している試験片でも、水素化物密度が低い場合には、破断歪みは大きくなると考えられる。

東海研究所：〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根2-4

*原子燃料工業株(2001年3月迄 外来研究員)

Evaluation of Mechanical Properties of Hydrided Cladding
by Using Modified Ring Tensile Test

Koji KITANO*, Toyoshi FUKETA and Hiroshi UETSUKA

Department of Reactor Safety Research
Nuclear Safety Research Center
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received July 2, 2001)

Results from the pulse irradiation tests at NSRR have indicated that failure of high burn-up fuel rod under Reactivity Initiated Accident conditions occurs due to pellet/cladding mechanical interaction (PCMI). One of primary factors resulting in the PCMI failure is degradation of cladding ductility at high burn-up. The degradation is influenced by hydride in the peripheral region of cladding tube, hydride rim, accumulated due to temperature gradient in the radial direction during reactor operation. In the present study, we performed modified ring tensile test on cladding tube samples with artificially made hydride rim in order to evaluate the influence of hydride rim on mechanical properties of cladding in hoop direction.

It was clarified that fracture strain reduces with hydride rim thickness at room temperature because cracks could generate in brittle hydride rim region at the beginning stage of deformation. At elevated temperature (573 K), fracture strain varied depending not only on thickness of hydride rim but also on hydride density in rim region. The specimen with hydride rim of low hydride density showed larger fracture strain regardless of the hydride rim thickness. This may be attributed to ductile-brittle transition of hydride rim region with temperature increase. The rim of low hydride density could be not brittle but ductile at 573 K. Thus it is considered that fracture strain of the specimen with thick hydride rim becomes larger when the hydride density in rim region is low.

Keywords: High Burn-up, Reactivity Initiated Accident, Fuel Failure, Cladding, Mechanical Properties, Ring Tensile Test, Hydride, Zircaloy-4

* Nuclear Fuel Industries Co. (Guest research engineer until March, 2001)

目 次

1. 緒論	1
2. 試験方法	2
2.1 試験片	2
2.2 引張試験方法	2
2.3 試験片観察	3
3. 試験結果	3
3.1 室温試験	3
3.1.1 荷重一変位曲線	3
3.1.2 外観観察及び金相観察	4
3.1.3 機械特性と水素化物リム厚さとの関係	5
3.2 高温試験	6
3.3 室温高速加圧バースト試験との比較	8
4. 結論	9
謝辞	10
参考文献	10

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental Procedure	2
2.1 Test Sample	2
2.2 Tensile Test Procedure	2
2.3 Test Sample Observation	3
3. Result and Discussion	3
3.1 Room Temperature Test	3
3.1.1 Load–Strain Curve	3
3.1.2 Visual Observation and Metallography	4
3.1.3 Relation between Mechanical Properties and Hydride Rim	5
3.2 Elevated Temperature Test	6
3.3 Comparison with High-pressureization-rate Burst Test	8
4. Conclusions	9
Acknowledgement	10
References	10

1. 緒論

経済性向上や放射性廃棄物低減などの様々な利点を有することから、軽水炉燃料の高燃焼度化が各国で進められている。高燃焼度化に伴って燃料の炉内滞在時間は長くなることから、燃料被覆管の腐食・水素吸収が進行し、被覆管の機械特性は劣化する。このため、高燃焼度燃料の異常過渡並びに事故時の安全性を確認する必要があり、実炉において照射された高燃焼度燃料を用いたランプ試験、パルス照射実験、被覆管機械特性試験等が各国で計画・実施されている。

反応度事故時の燃料挙動を調べるために原研の NSRR⁽¹⁾及びフランスの Cabri ナトリウムループ⁽²⁾において、高燃焼度燃料を対象としたパルス照射実験が実施されている。これらの実験的研究によって、燃焼度の増大に従って低い投入エネルギーでペレット/被覆管機械的相互作用 (pellet / cladding mechanical interaction : PCMI) により燃料破損に至ることが確認された。NSRR 実験において破損した燃料を調べた結果、被覆管の円周方向の残留歪みは極めて小さく、被覆管の著しい延性低下が破損要因の一つであった。そして、その延性低下に対しては炉内滞在中に生成し、半径方向の温度勾配により被覆管外周に偏在した水素化物層（水素化物リム）の存在が大きく影響している可能性が示された (Fig. 1)。

円周方向の被覆管機械特性に及ぼす水素化物リムの影響を調べるため、人工的に水素を吸収させ、外周部に水素化物を偏在させた被覆管を用いた高速加圧バースト試験が実施された⁽³⁾。高速加圧バースト試験における水素偏在被覆管の破損状態は外観、断面金相及び残留歪み量とも NSRR パルス照射実験における破損燃料被覆管のそれとよく一致し、水素化物リム生成が高燃焼度被覆管の延性低下の主要因であることが確認された。しかし、高速加圧バースト試験では膨れなどの変位と内圧との関係が得られないため、試験結果から異常過渡時や事故時の被覆管の変形過程を予測することはできない。さらに、実炉燃料を用いた照射後試験を考えた場合、バースト試験では比較的長い試料を必要とするため、燃料ペレットの除去が容易でなく、試料調整が困難という欠点もある。そこで、試料調整が簡単なリング引張試験により円周方向荷重が作用した被覆管の機械特性を評価することが求められてきた。しかしながら、従来のリング引張試験では曲げモーメントが生じるため、PCMI により発生する円周方向荷重を再現できず、また、リング試験片にゲージ部がなく、かつ、試験治具とリング試

験片との摩擦もあるため変形範囲が不明で伸びを定量的に評価することができないという問題があった。そこで、有限要素法による弾塑性解析とリング試験片ゲージ部寸法をパラメータとした試験を通して、円周方向荷重が作用した被覆管の機械特性を定量的に評価できる改良リング引張試験方法を開発した。⁽⁴⁾

本報告では、改良リング引張試験方法を用いて、人工的に水素化物リム生成させた被覆管に対して試験を実施することにより、被覆管の延性低下の主要因である水素化物リム生成が機械特性に与える影響を定量的に評価した。

2. 試験方法

2.1 試験片

試験対象には内径 8.36 mm、外径 9.50 mm の PWR17×17 タイプ低スズ ジルカロイ-4 被覆管を用い、アルゴンと水素の混合ガスにより 573 K において水素添加処理を行い、外周に水素化物が偏在した被覆管試料を作製した。

円周方向単軸応力下の機械特性を評価するために、水素添加処理が完了した試料及び、その処理を施していない非水素添加試料をワイヤー放電加工機により Fig. 2 に示すようなゲージ部付きリング試験片に加工した。寸法形状に関して、ゲージ平行部長さが 3 mm と 4 mm の二種類のリング試験片を用いたが、どちらのリング試験片からも同じ機械特性が得られることを確認している⁽⁴⁾。ゲージ長さ（標点間距離）は 3 mm とした。

2.2 引張試験方法

試験装置の概略を Fig. 3 に示す。半円状引張治具（ハーフマンドレル）を用いてリング引張試験を行った。リング試験片ゲージ部に円周方向荷重が作用するように、ゲージ部をハーフマンドレルの頂上にセットし、ゲージ部の半径方向に引張荷重を与えた。また、テフロンテープをハーフマンドレルに巻き付け、ハーフマンドレルとリング試験片との間の摩擦を低減した。ただし、二ヶ所あるゲージ部のうち一ヶ所のみに変形を集中させるため、上部のハーフマンドレルのみ摩擦を低減した。引張試験は 1

$\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の一定の歪み速度で実施した。温度条件は室温および 573 Kとした。

2.3 試験片観察

引張試験終了後、リング試験片の外観観察を行った。次にリング試験片横断面の金相試験を実施して、横断面の破断形態を観察するとともに、水素化物の析出状態を観察し、水素化物リム厚さを測定した。水素化物リム厚さ測定に関しては、エッチングにより明らかに組織が変化している試験片外周部分を水素化物リムとして、その厚さを測定した。また、試験片全体の水素量分析を実施した。水素化物リム厚さと試験片全体の水素量の関係を Fig. 4 に示す。水素化物リム厚さと水素量とは必ずしも比例していないことがわかる。573 K で試験した試験片については走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscope : SEM)による破断面観察、水素化物リム層の硬度試験を実施した。

3. 試験結果

3.1 室温試験

3.1.1 荷重一変位曲線

ここでは、代表例として水素化物リム厚さが 0 μm (非水素添加試料)、50 μm 、100 μm の三種類の試験片を選び、その破断挙動を比較する。荷重一変位曲線を Fig. 5 に示す。変形初期は、マンドレル径とリング試験片内径とのギャップのためにリング試験片が円形から梢円形状にたわむ領域あり、荷重一変位の関係は曲線となっている。その後、荷重一変位は直線的な比例関係となる。この範囲は弾性領域であり、水素化物リム生成の影響は認められない。しかしながら、降伏点付近から最大荷重点にかけてそれぞれの変形挙動は異なる。厚さ 50 μm の水素化物リムを持つ試験片は最大荷重点到達後も水素化物リムを持たない試験片とほぼ同様の変形挙動を示すが、くびれ変形の途中で破断しており、その破断点変位は小さくなっている。一方、厚さ 100 μm の水素化物リムを持つ試験片の最大荷重は他の試験片に比べて若干小さく、さらに、最大荷重点到達後直ちに破断しており、その破断点変位は非常に小さくなっている。

3.1.2 外観観察及び金相観察

各試験片の試験後外観写真を Photo. 1 に示す。水素化物リムを持たない試験片については、平行部の塑性変形量は大きく、引張方向に対して 45 度の傾きをもったせん断変形に沿って破断している。厚さ 50 μm の水素化物リムを持つ試験片でも、45 度の傾きをもったせん断変形に沿って破断しているが、平行部の塑性変形量はかなり小さくなっている。さらに、厚さ 100 μm の水素化物リムを持つ試験片では、平行部の塑性変形は観察できず、引張方向に対して垂直に破断している。

Photo. 2 にそれぞれの試験片横断面の金相を示す。破断形態に注目すると、水素化物リムを持たない試験片と厚さ 50 μm の水素化物リムを持つ試験片は比較的滑らかな破面を示しており、すべり面が分離して破断に至ったと考えられる。一方、厚さ 100 μm の水素化物リムを持つ試験片では波状の破面を示しており、破断のメカニズムが他の試験片とは異なっている。

外観および横断面に見られる破断形態から、それぞれの試験片の破断メカニズムは次のように考えられる。水素化物リムを持たない試験片では、すべりによるせん断変形が進行して、平行部が局所的に収縮する（くびれ変形）。そして、すべり面の応力が破断応力に達したときに破断する。この形態は延性破断の一つであるせん断型破断の特徴である。厚さ 50 μm の水素化物リムを持つ試験片では、まず脆性を示す水素化物リムにおいて亀裂が生じる。この場合、亀裂は浅く、また、金属部は延性を保っているので亀裂先端は鈍化する。そのため、直ちに破断することではなく、くびれ変形が始まる。しかし、亀裂により変形部の断面積は減少しているので、局所的収縮が進まないうちに変形部の応力が破断応力に達して破断する。その結果、その破断点変位は水素化物リムを持たない試験片より小さくなる。さらに、厚さ 100 μm の水素化物リムを持つ試験片でも、まず水素化物リムにおいて亀裂が生じるが、この場合、亀裂深さは 100 μm と大きいため、くびれ変形が始まると同時に亀裂部断面の応力が破断応力に達して、引張方向に垂直に破断する。したがって、破断点変位は非常に小さくなる。このように水素化物リム厚さの増加に伴い被覆管の円周方向荷重を受ける被覆管の破断点変位は小さくなる。すなわち、水素化物リム厚さの増加に伴い被覆管の延性が低下すると言える。

3.1.3 機械特性と水素化物リム厚さとの関係

水素化物リム厚さの増加に伴い、破断に至るまでのメカニズムが変化することがわかった。そこで、水素化物リム厚さと機械特性との関係を整理した。

(1) 延性

延性と水素化物リム厚さとの関係を定量的に評価するために、延性を示す機械特性として破断歪み（破断に至るまでの塑性歪み量）を選び、破断歪みと水素化物リム厚さとの関係を整理した。結果を Fig. 6 に示す。非水素添加試験片（水素化物リム厚さ 0 μm ）は約 35 % の破断歪みを示しているが、水素化物リム厚さの増加に伴いほぼ直線的に減少し、約 100 μm では 5 % 程度となっている。破断歪みが減少するメカニズムは前項で述べた通りであり、室温での破断歪みは水素化物リム厚さに依存している。

(2) 引張強度

引張強度と水素化物リムの厚さとの関係を Fig. 7 に示す。水素化物リムをもつ試験片の引張強度は非水素添加試験片に比べて若干高く、水素化物リム厚さによらず一定となっている。Photo. 2 からわかるように、水素化物リムをもつ試験片では、リム以外の内側においても、若干、水素化物が析出している。その部分は水素化物析出により硬化するので、水素化物リムをもつ試験片の引張強度は非水素添加試験片に比べて若干高くなるものと考えられる。また、水素化物リムは脆いため Fig. 5 に示す荷重-変位曲線の弾性領域で、すでに亀裂が生じていると考えられる⁽⁵⁾。しかしながら、本試験の水素化物リム厚さの範囲（約 100 μm 以下）では、最大荷重までは水素化物リムに生じた亀裂が内側へ進展せず、水素化物リムを含む平行部全体で変形が進むので、引張強度は水素化物リム厚さによらず一定になると考えられる。ただし、水素化物リムがさらに厚くなると引張強度も減少することが予測される。

(3) 破断真応力

破断部分の断面積を測定して、破断真応力を求め、水素化物リム厚さとの関係を整理した。Fig. 8 に破断真応力と水素化物リム厚さとの関係を示す。非水素添加試験片

の破断真応力は 1100 MPa 程度であるが、水素化物リム厚さの増加とともに破断真応力は低下し、50 μm で 800 MPa 程度と引張強度と同等になっている。水素化物リム厚さ 50 μm 以上では顕著な変化は認められず、800 MPa でほぼ一定となっている。

3.2 高温試験

573 K における試験結果についても、室温試験と同様に水素化物リム厚さと機械特性との関係について整理した。

(1) 延性

水素化物リム厚さと破断歪みとの関係を Fig. 9 に示す。なお、図中には試験片全体の水素量分析値および室温の試験結果も示している。573 K における破断歪みは室温に比べて若干大きくなっている。ただし、水素量が 570 ppm および 577 ppm の試験片は厚さ約 100 μm の水素化物リムを持つにもかかわらず、30～35% と非常に大きな破断歪みを示している。試験片全体の水素量と破断歪みとの関係を Fig. 10 に示す。破断歪みは水素量の増加とともに減少しており、573 K における破断歪みは水素化物リム厚さだけではなく、水素量にも依存することがわかる。

そこで、この原因を明らかにするために水素化物リム 100 μm、水素量 577 ppm の試験片（試験片 I）と 水素化物リム厚さ 90 μm、水素量が 1052 ppm の試験片（試験片 II）との違いについて詳しく調べた。試験片の外観を Photo. 3 に示す。試験片 I には 100 μm の水素化物リムが存在するにもかかわらず、くびれ変形が進んでいる。一方、試験片 II はほとんど塑性変形していない。横断面金相を Photo. 4 に示す。試験片 I の水素化物リムは塑性変形しており亀裂は観察できない。試験片 II については室温と同様に破断部分以外にも亀裂を観察することができる。また、試験片 I の水素化物リムでは水素化物の析出密度が比較的低いのに対して、試験片 II の水素化物リムでは析出密度は高くなっていることがわかる。亀裂発生の有無はこの水素化物密度の違いに関係していると考えられる。そこで、水素化物密度の違いを定量化するために、水素化物リムの室温硬度試験を実施した。Table 1 に試験結果を示す。非水素添加試験片、試験片 I、試験片 II のすべてについて肉厚中央部はほぼ同等の硬度を示しており、水素化物析出の影響がないことがわかる。試験片 I と試験片 II の水素化物リムの硬度は、

それぞれの試験片の肉厚中央部より大きくなっている、水素化物リムの機械特性が内部の領域とは異なることが定量的に確認できる。さらに、試験片 I と試験片 II とを比較すると、水素量 1052 ppm の試験片 II の水素化物リムの方が硬度は大きくなっている。一般に硬い材料は脆い性質をもつため、試験片 II のように水素化物密度の比較的高い水素化物リムは 573 K においても脆性破断して亀裂が生じると考えられる。一方、水素量 577 ppm の試験片 I のように水素化物密度の比較的低いリムでは高温において延性が増加し、亀裂は生じないと考えられる。そこで、水素化物リムの破断面の SEM 観察を実施して破断形態を調べた。Photo. 5 に SEM 破断面を示す。比較のために非水素添加試験片の破断面も示す。非水素添加試験片の破断面には延性破断の特徴であるディンプルが観察される。水素量 577 ppm の試験片 I の水素化物リムについてもディンプルが観察でき、延性破断している。ただし、ディンプルは非水素添加試験片に比べて小さくなっている。水素量 1052 ppm の試験片 II の水素化物リム層は劈開破面を示しており、脆性破断している。

このように水素化物密度による延性-脆性の違いが 573 K でのみ観察できることから、延性-脆性の性質を分ける水素化物密度（延性-脆性しきい水素化物密度）が存在し、温度とともにそのしきい水素化物密度は大きくなると考えられる。つまり、室温では、延性-脆性しきい水素化物密度が小さいため、本試験で用いた試験片の水素化物リムはすべて脆性となり、その結果、破断歪みは水素化物密度には依存せず、水素化物リム厚さのみに依存した。一方、573 K における延性-脆性しきい水素化物密度は室温に比べて大きいため、比較的水素化物密度の小さい水素化物リムは延性を示し、他の試験片の水素化物リムは脆性を示す。その結果、破断歪みに水素化物密度依存性が現れたと考えられる。

(2)引張強度

引張強度と水素化物リム厚さの関係を Fig. 11 に示す。室温と同様に、高温の引張強度は水素化物リム厚さ、および、リム部の水素化物密度に依存せず、約 550 MPa で一定となっている。

(3)破断真応力

破断真応力と水素化物リム厚さの関係を Fig. 12 に示す。非水素添加試験片の破断

真応力は 1100 MPa 程度であり、水素化物リム厚さ 30 μm 以上では約 550 MPa と引張強度とほぼ同等になっている。引張強度と同様に 570 ppm と 577 ppm の試験片の破断真応力は他に比べてわずかに大きくなっている。試験片全体の水素量と破断歪みとの関係を Fig. 13 に示す。水素化物リムの性状によって亀裂発生の有無が異なるため、破断真応力に関しても水素量依存性が観察できる。

3.3 室温高速加圧バースト試験との比較

高速加圧バースト試験⁽³⁾より得られた円周方向破断歪み（残留歪み）と水素量の関係を Fig. 14 に示す。高速加圧バースト試験における円周方向破断歪みは非水素添加試験片では約 8 %、水素偏在被覆管では約 1 %と本試験結果に比べて小さい値が得られる。高速加圧バースト試験の特徴としては歪み速度が大きいこと、および、作用する応力状態が多軸であることが挙げられ、一般に、これらの条件下では材料の強度が上昇し、破断に至るまでの伸びは小さくなる。このため、高速加圧バースト試験における円周方向破断歪みは本試験より得られた破断歪みに比べて小さくなる。また、本試験は歪み速度制御で行っているため、破断真応力に達しても引張荷重が低下し、一定の歪み速度が達成されるので急速に破断に至ることはなく、水素化物リム厚さに応じた破断歪みが得られる。一方、荷重制御試験である高速加圧バースト試験では、Fig. 14 からわかるように、水素量に依存せず塑性歪みは 1 %程度でほぼ一定となっている。本試験においても破断真応力は水素化物リム厚さ 50 μm 以上で一定となっていることから、高速加圧バースト試験と同様に一定の割合で引張荷重が増加するような荷重制御でリング引張試験を実施した場合、破断真応力に到達した時点で直ちに破断に至ることが予測できる。つまり、水素化物リム厚さ 50 μm をしきい値として、その厚さ以上では破断歪みが一定になると考えられる。本試験で用いた試験片の水素化物リム厚さ範囲では破断真応力と引張強度が同等になっていることから、最大荷重点までは破断しないので、その破断歪みは均一伸び（均一塑性歪み）と等しく 5 %程度になるとと考えられる⁽⁴⁾。ただし、さらに水素化物リムが厚くなると、破断歪みはさらに減少すると予測できる。

4. 結論

人工的に水素化物リムを生成させた被覆管試料を用いて改良リング引張試験を実施し、高燃焼度被覆管の延性低下の主要因である水素化物リム生成が機械特性に与える影響を明らかにした。

水素化物リムは脆いため変形初期で亀裂が生じ、破断に至るまでの試験片の変形量は、その亀裂深さに応じて異なってくる。このため、水素化物リム厚さの増加に伴い破断歪みは減少し、室温における非水素添加試験片の破断歪みは約35%、厚さ100 μm の水素化物リムを持つ試験片の破断歪みは約5%となる。また、水素化物リムに生じた亀裂は最大荷重点までは内側に進展しないので、引張強度には水素化物リム生成の影響は認められず、約800MPaで一定となる。破断真応力は非水素添加試験片において約1100MPaであり、水素化物リム厚さ50 μm 程度までは、その厚さの増加とともに破断真応力は低下する。厚さ50 μm 以上では破断真応力は約800MPaと引張強度と同等になることから、バースト試験のような応力制御条件の試験では厚さ50 μm をしきい値として、それ以上の水素化物リムをもつ試験片の破断伸びは5%程度で一定となると考えられる。

573Kにおける破断歪みは室温に比べて若干大きくなる。ただし、水素化物密度の低いリムをもつ試験片では、水素化物リム厚さが約100 μm に達するにもかかわらず、30%以上の破断伸びを示した。延性-脆性のしきいとなる水素化物密度があり、室温ではそのしきい水素化物密度が小さいために、すべての水素化物リムは脆性を示し、変形初期で亀裂が生じる。しかし、573Kではしきい水素化物密度が大きくなるために、密度の低い水素化物リムは延性を示して亀裂が生じず、その結果、厚さが約100 μm の水素化物リムをもつ試験片においても30%以上の破断伸びを示すと考えられる。さらに、破断真応力についても水素化物密度の影響が認められたことから、しきい水素化物密度を明らかにすることは今後の課題であると考えられる。

本リング引張試験では、被覆管の基礎的機械特性を評価する観点から、一般的な引張試験と同様に歪み速度制御による試験を実施した。同時に、被覆管の健全性や安全性評価の観点からは、荷重制御によるリング引張試験を実施して円周方向の機械特性を評価することも重要であると考えられる。また、本リング引張試験からは単軸応力下の機械特性が得られるが、実際の使用環境では被覆管には多軸応力が作用する。こ

のため、本試験結果から PCMI 荷重が作用した被覆管の変形挙動を予測する場合、応力状態の影響を明らかにする必要がある。

謝 辞

本研究の実施にあたって貴重なご助言をいただきました米国ペンシルヴァニア州立大学 Donald A. Koss 教授並びに燃料安全研究室 永瀬文久副主任研究員、 笹島栄夫副主任研究員に深く感謝します。また、引張試験や外観観察の実施などについては原子力エンジニアリング(株) 永井敦也氏にご協力をいただきました。

参 考 文 献

- (1) T. Fuketa, F. Nagase, K. Ishijima and T. Fujishiro, "NSRR/RIA Experiments with High-Burnup PWR Fuels", Nuclear Safety, Vol.37, 328, (1996).
- (2) F. Schmitz and J. Papin, "High Burnup Effects on Fuel Behavior Under Accident Conditions: the Tests CABRI REP-Na", Nucl. Mater., Vol.270, 55, (1999).
- (3) 永瀬文久, 大友隆, 上塙寛, JAERI-Research 98-064, (1998).
- (4) 北野剛司, 更田豊志, 笹島栄夫, 上塙寛, JAERI-Research, in preparation
- (5) M. Kuroda, K. Yoshioka, S. Yamanaka, H. Anada, F. Nagase and H. Uetsuka, J. Nucl. Sci. Technol., 37, 670, (2000)

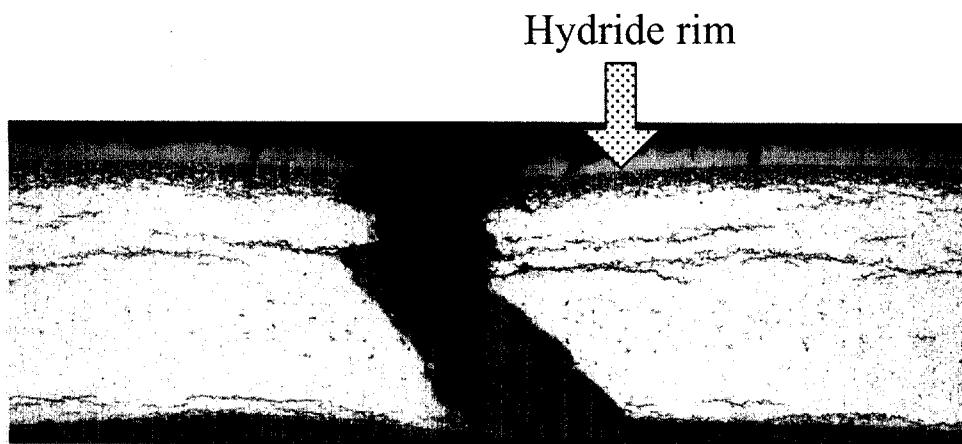


Fig. 1 Cross section of the test rod failed in the NSRR experiment HBO-1

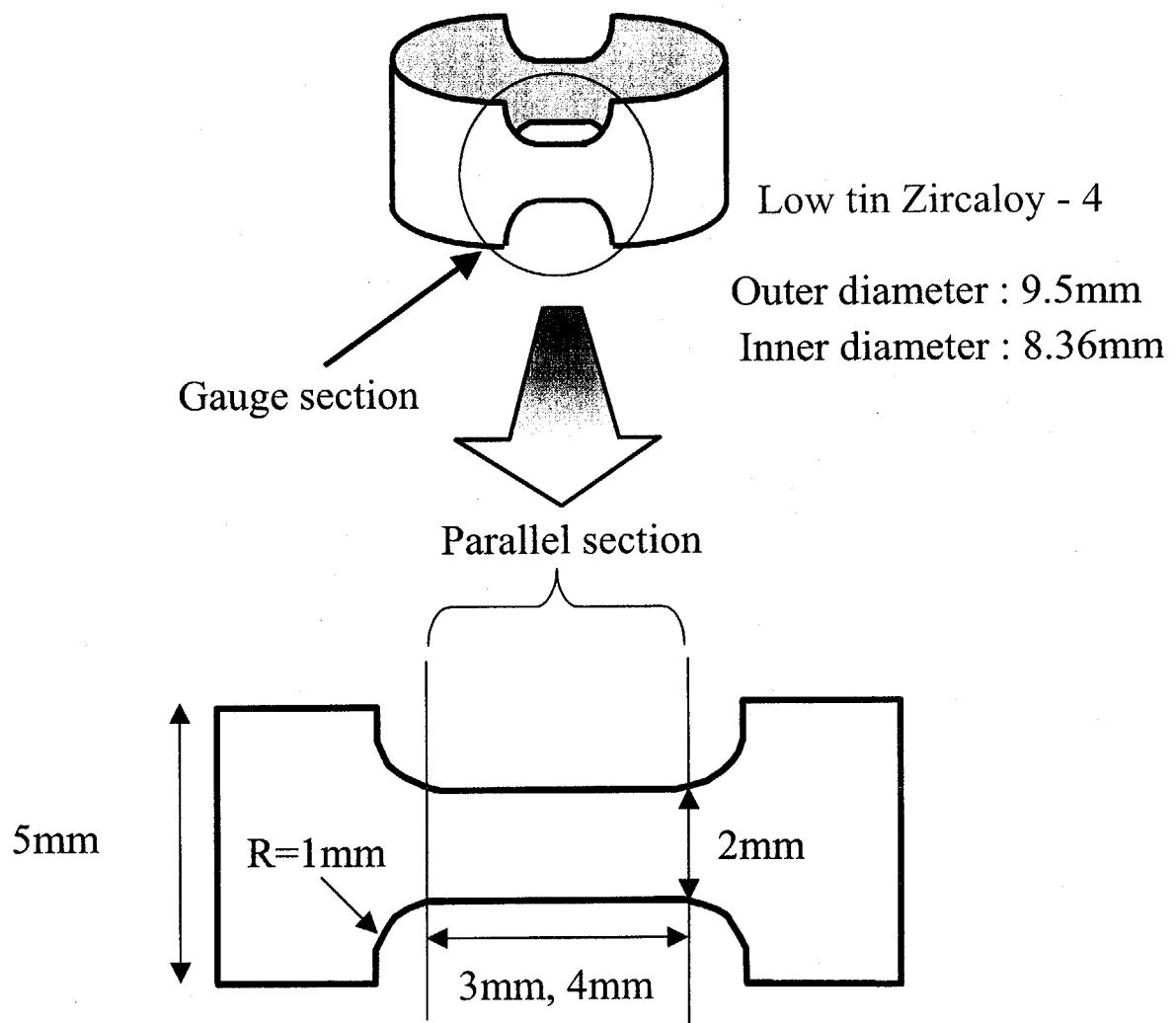


Fig. 2 Geometry of a ring specimen

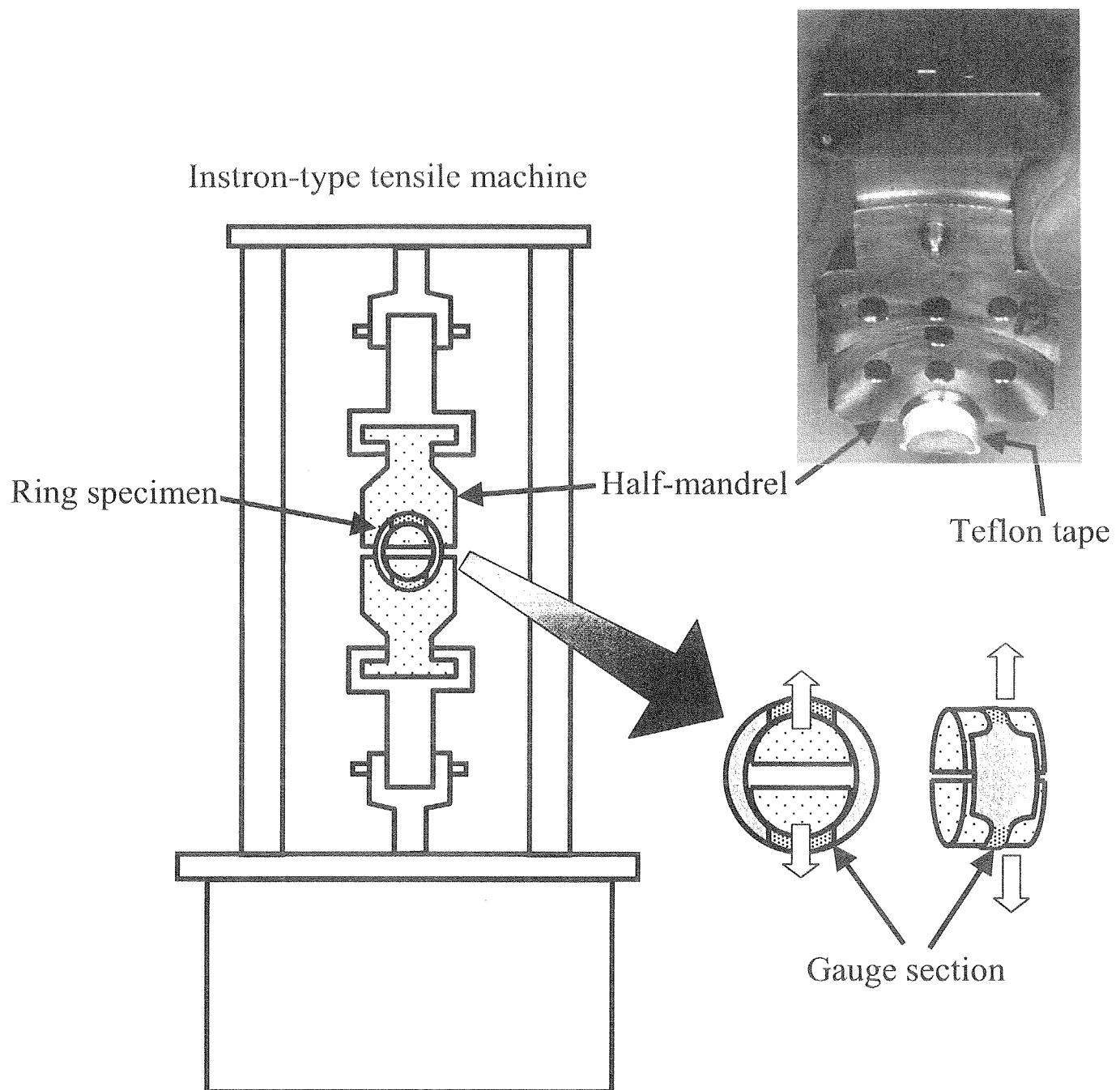


Fig. 3 Schematic of the ring tensile test apparatus

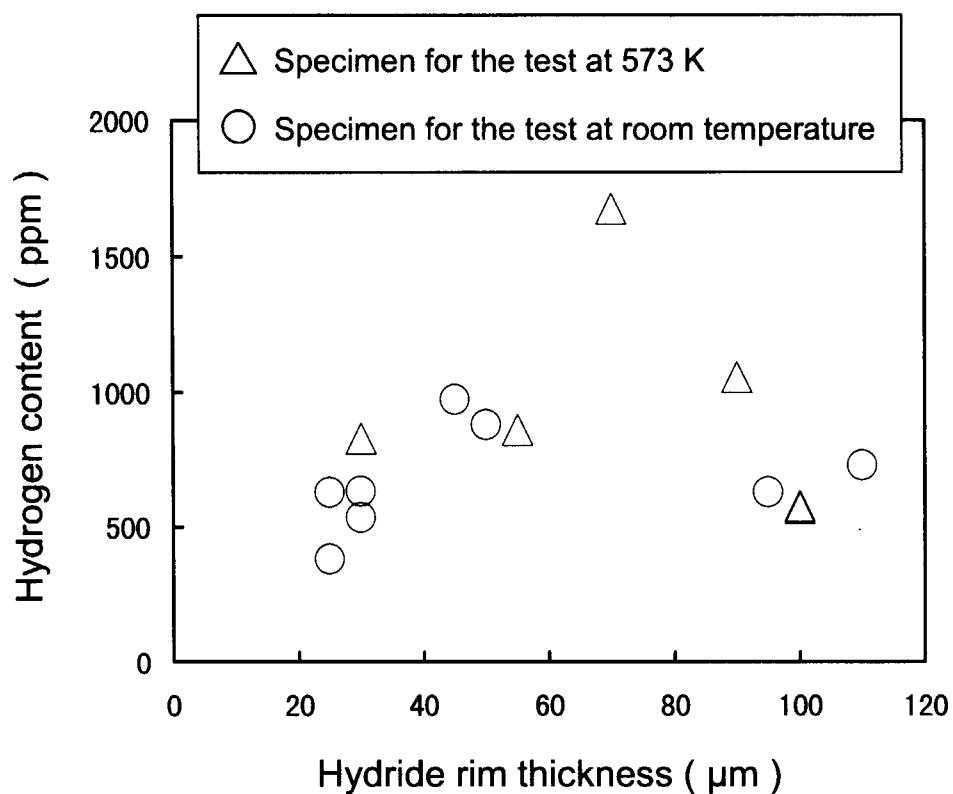


Fig. 4 Relation between hydride rim thickness and hydrogen content

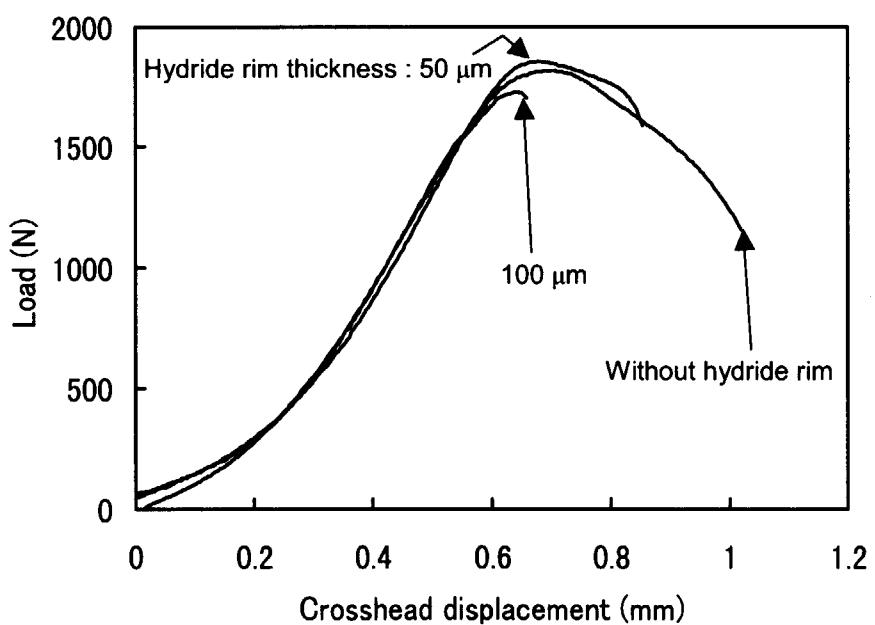


Fig. 5 Load-displacement curves at room temperature

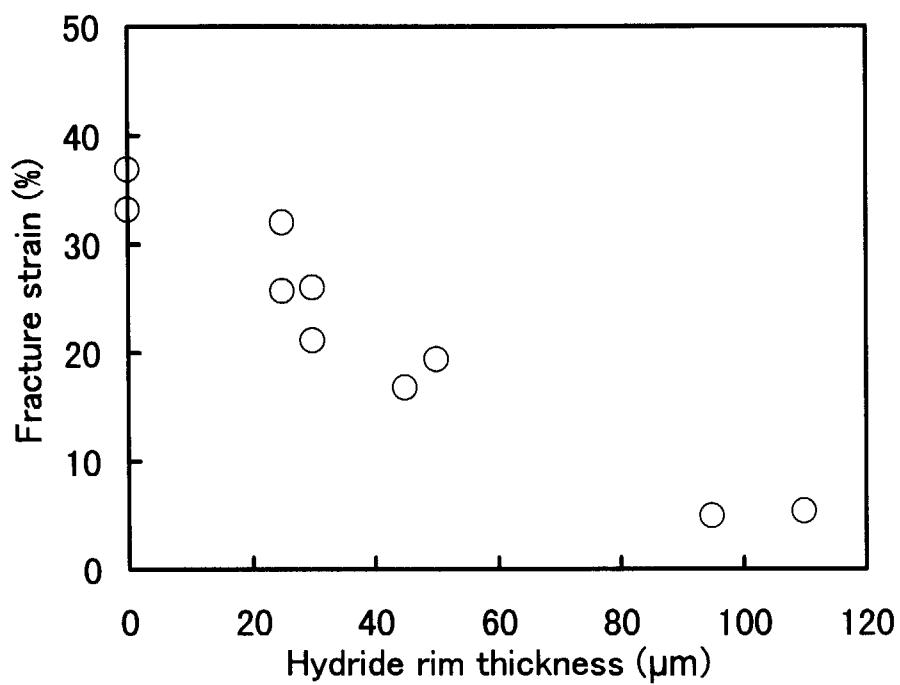


Fig. 6 Fracture strain as a function of hydride rim thickness at room temperature

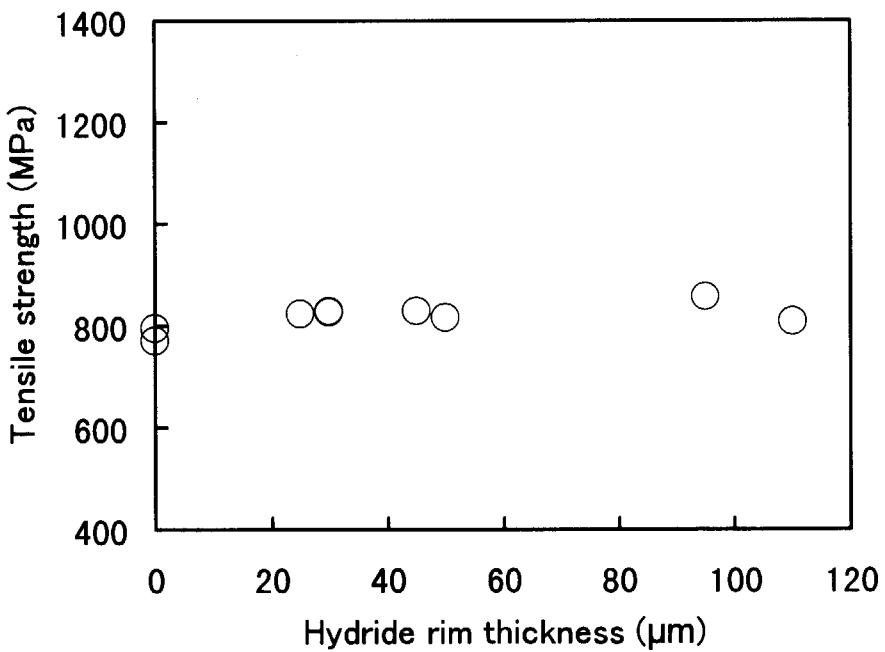


Fig. 7 Tensile strength as a function of hydride rim thickness at room temperature

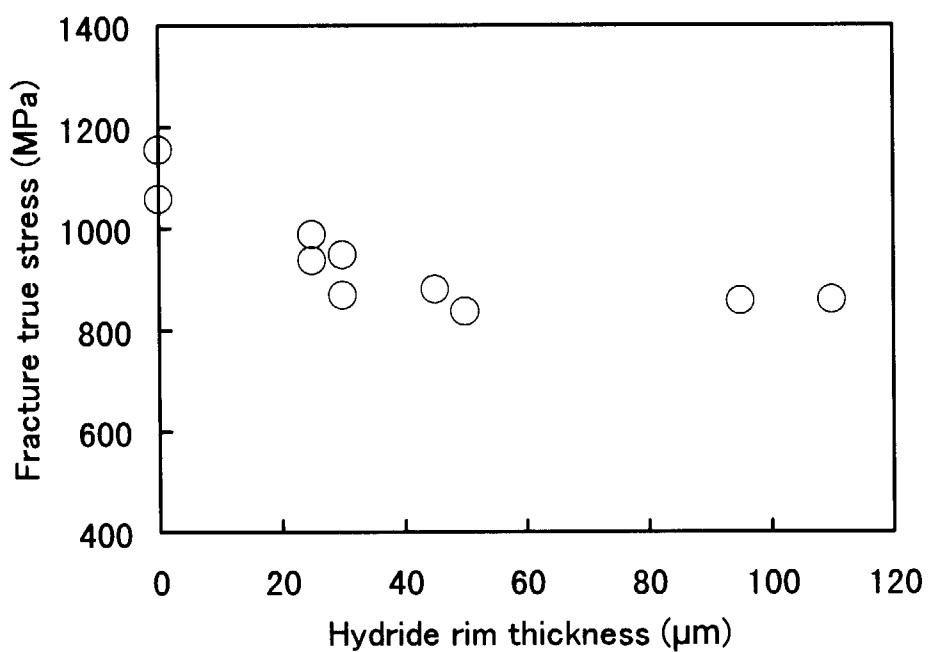


Fig. 8 Fracture true stress as a function of hydride rim thickness at room temperature

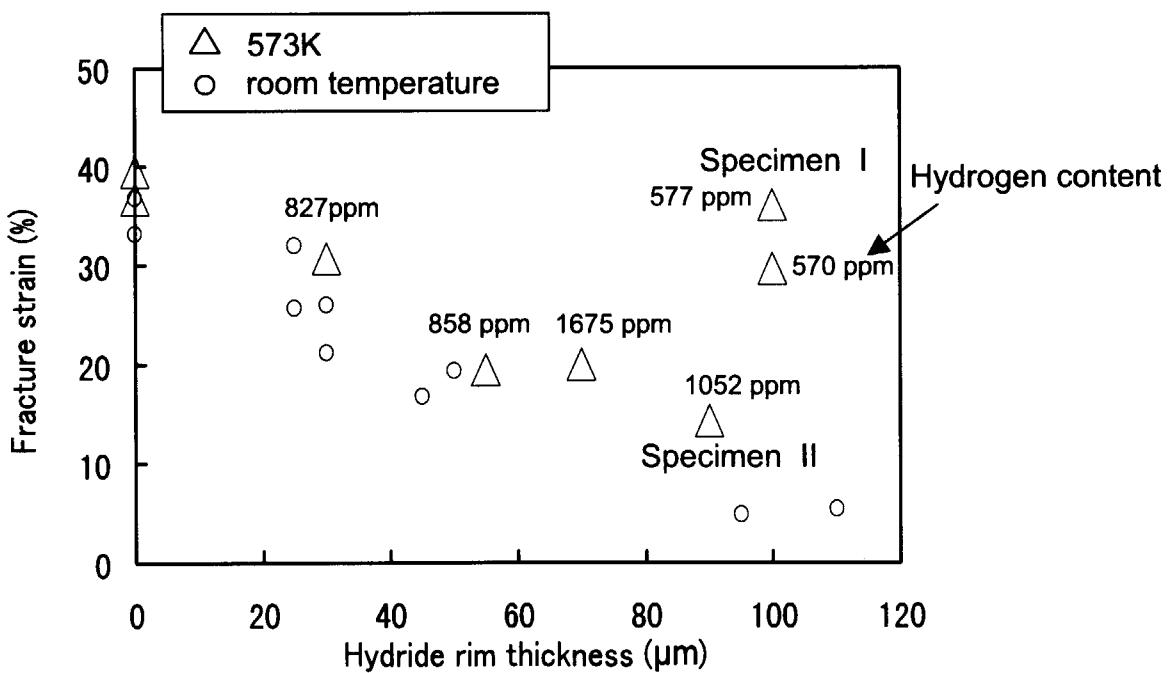


Fig. 9 Fracture strain as a function of hydride rim thickness at 573K

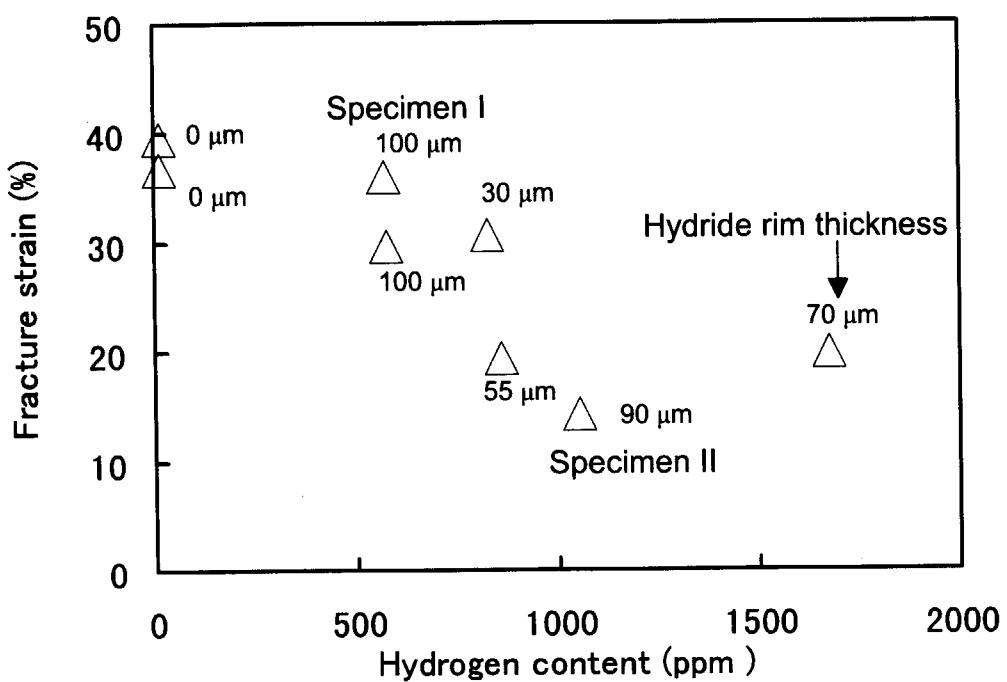


Fig. 10 Fracture true stress as a function of hydrogen content at 573 K

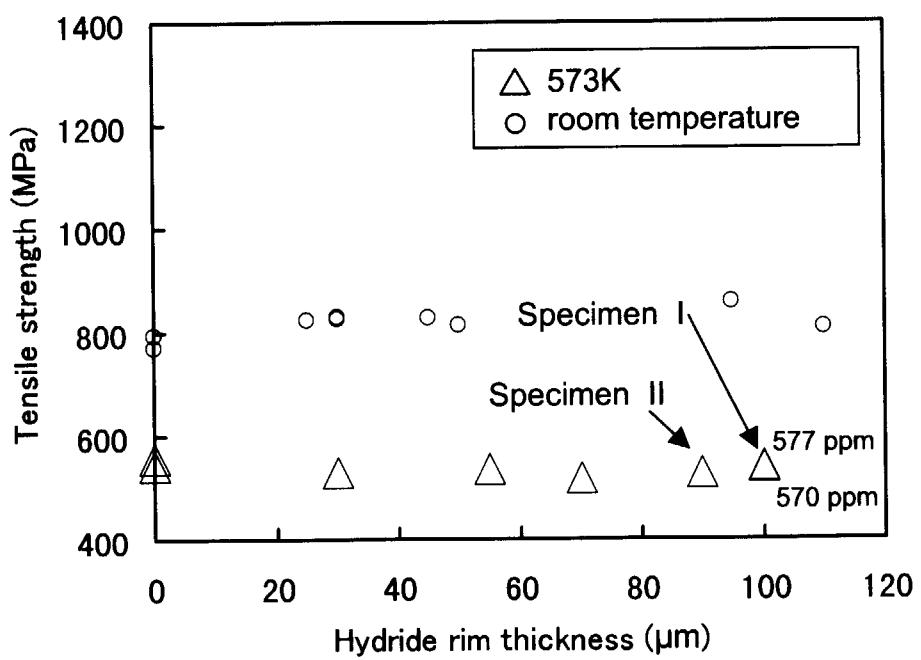


Fig. 11 Tensile strength as a function of hydride rim thickness at elevated temperature 573K

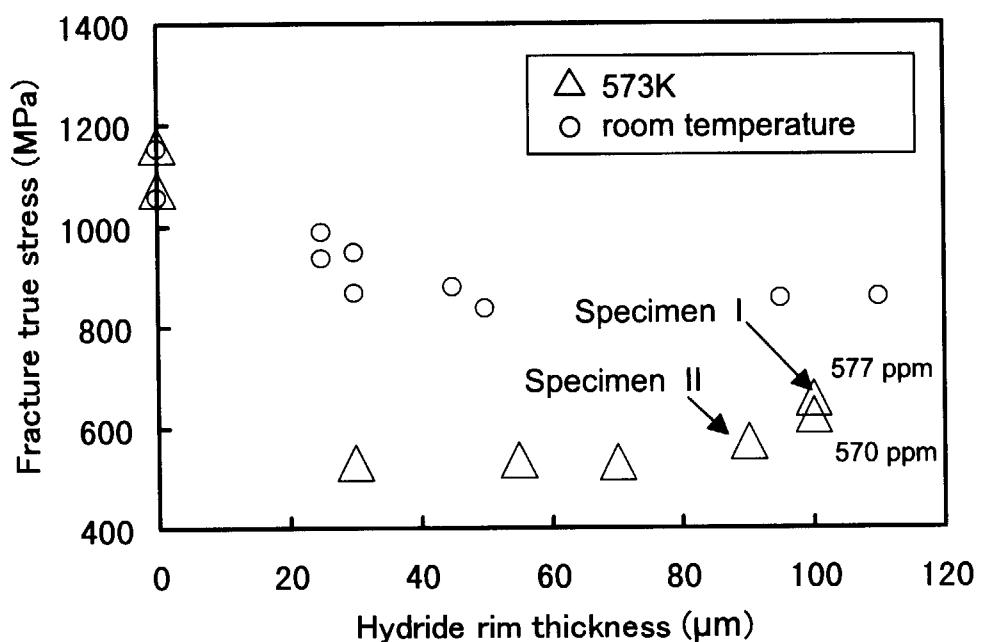


Fig. 12 Fracture true stress as a function of hydride rim thickness at elevated temperature 573K

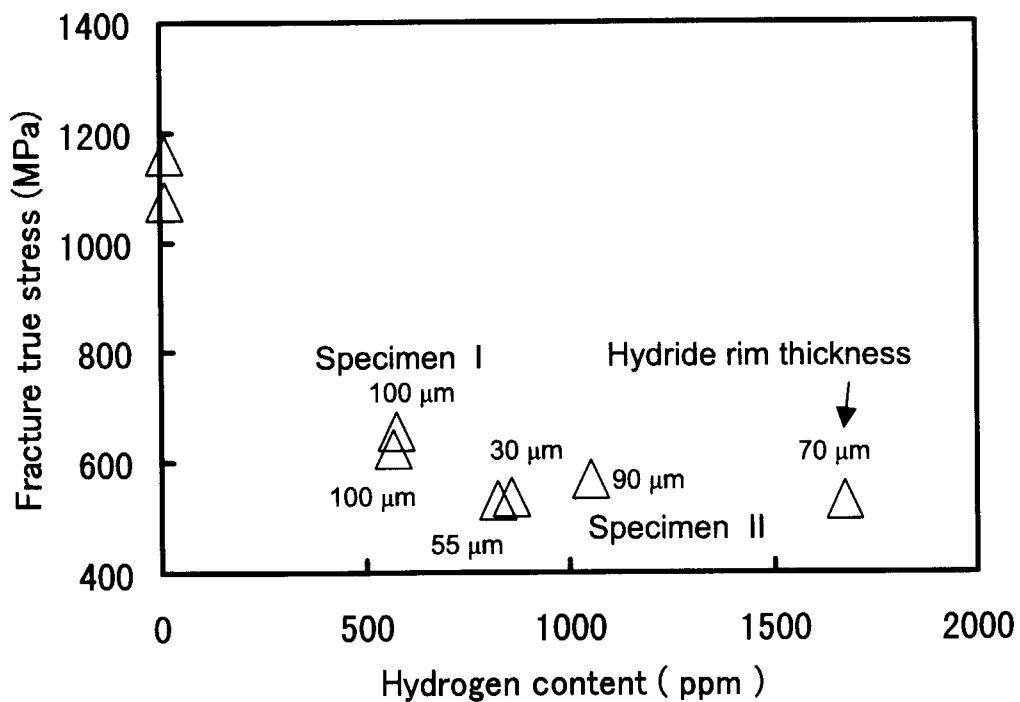


Fig. 13 Fracture true stress as a function of hydrogen content at 573K

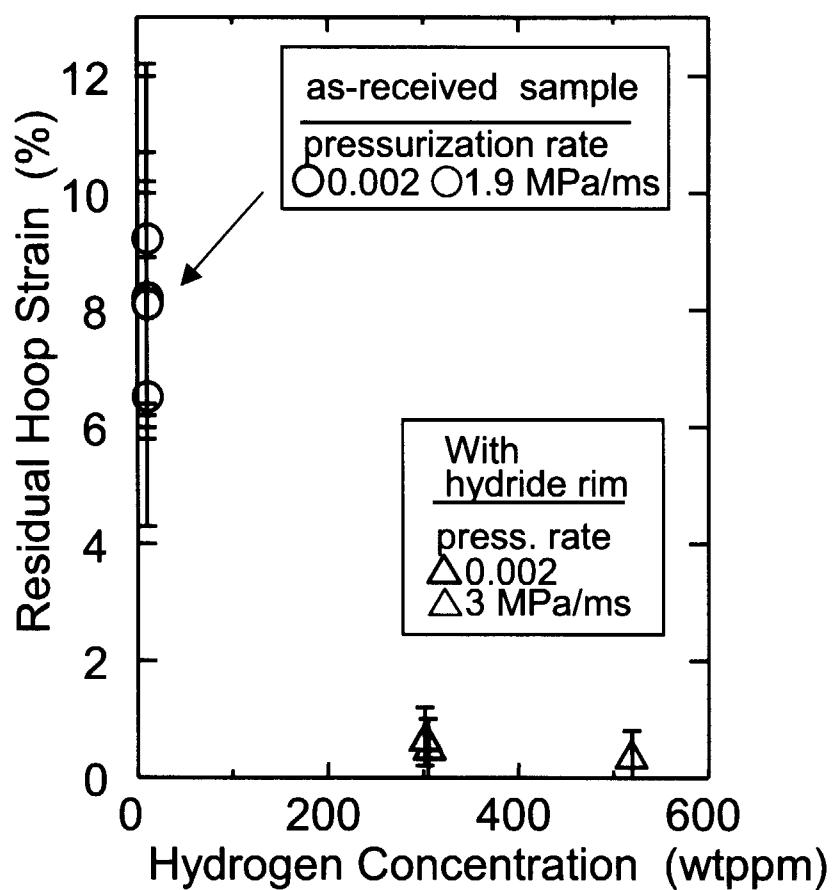
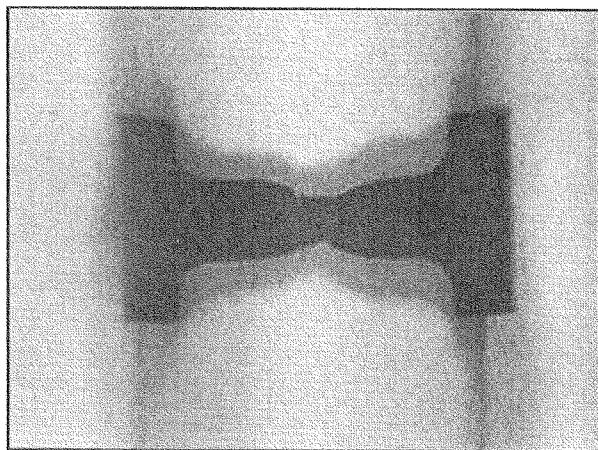
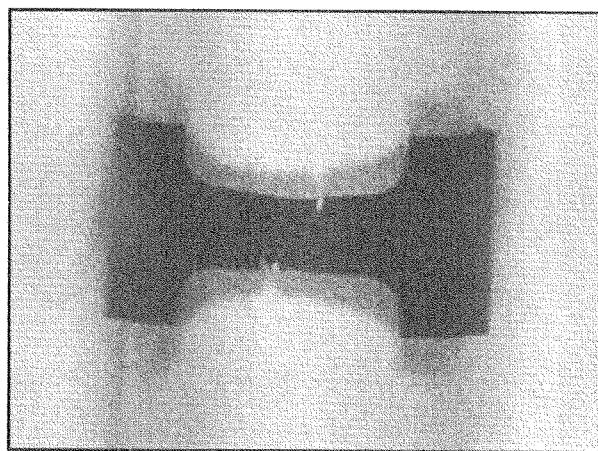


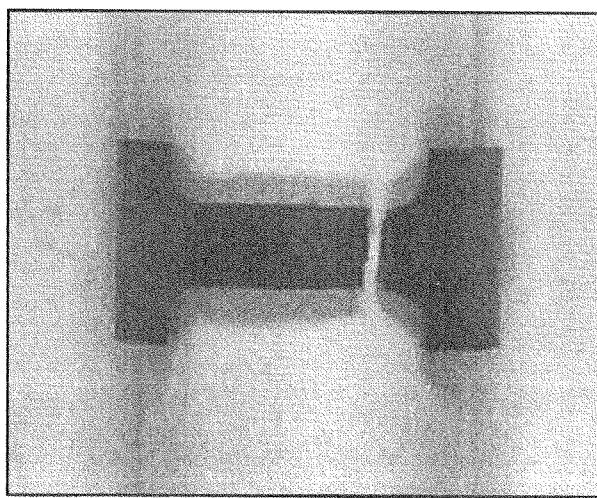
Fig. 14 Residual hoop strain measured in failed sample as a function of hydrogen concentration at room temperature⁽³⁾



Without hydride rim

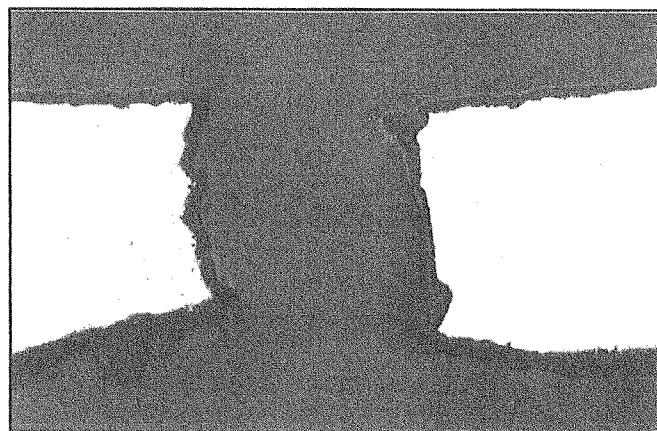


Hydride rim thickness : 50 μm

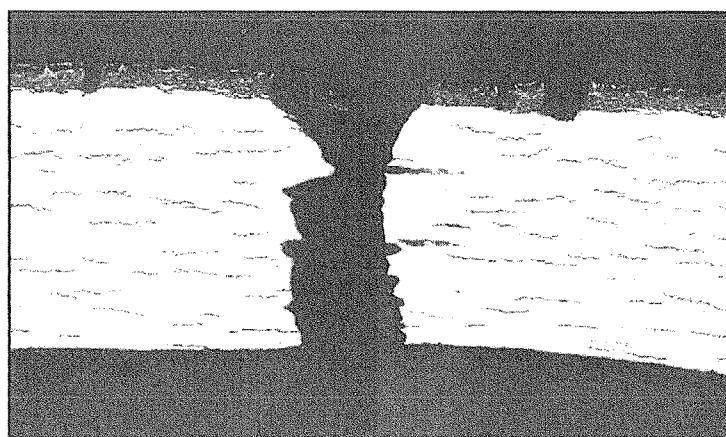


Hydride rim thickness : 100 μm

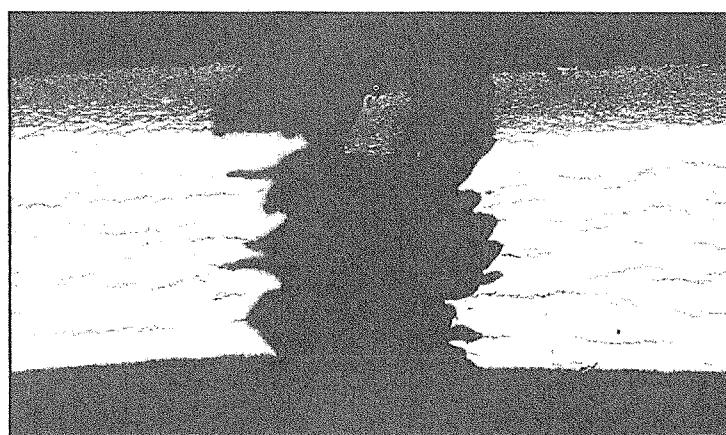
Photo. 1 Post-test appearances of the specimens shown in Fig. 5



Without hydride rim

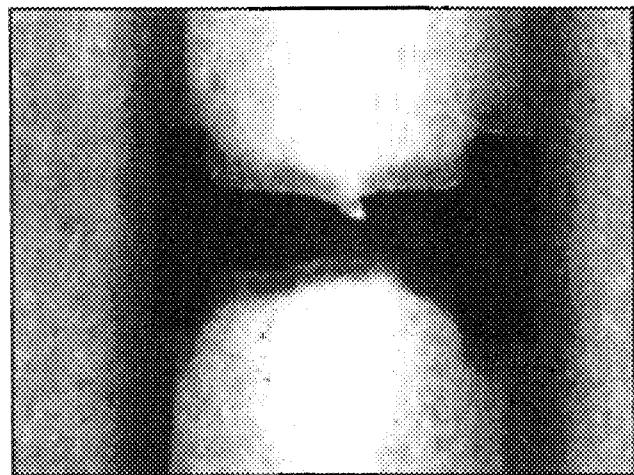


Hydride rim thickness : 50 μm



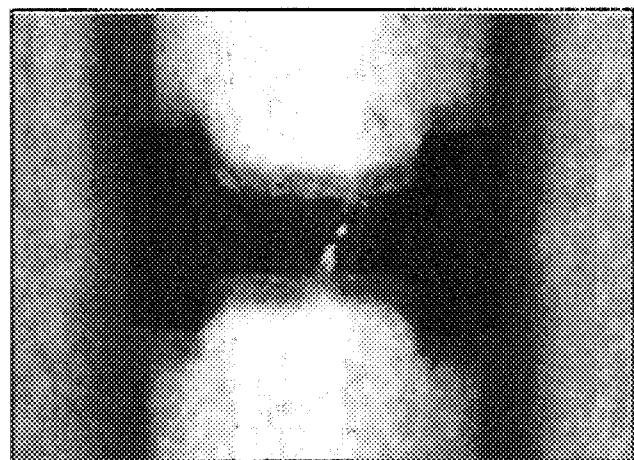
Hydride rim thickness : 100 μm

Photo. 2 Fracture profiles of the specimens shown in Fig. 4



Specimen I

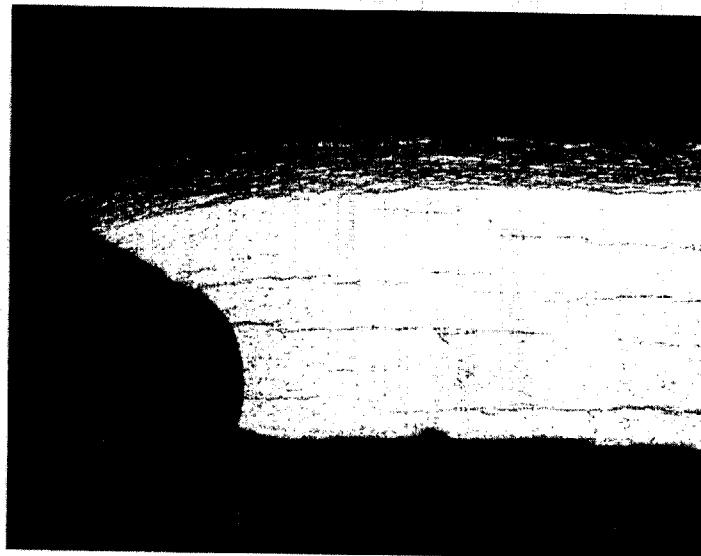
(Hydride rim thickness : 100 μm , Hydrogen content : 577 ppm)



Specimen II

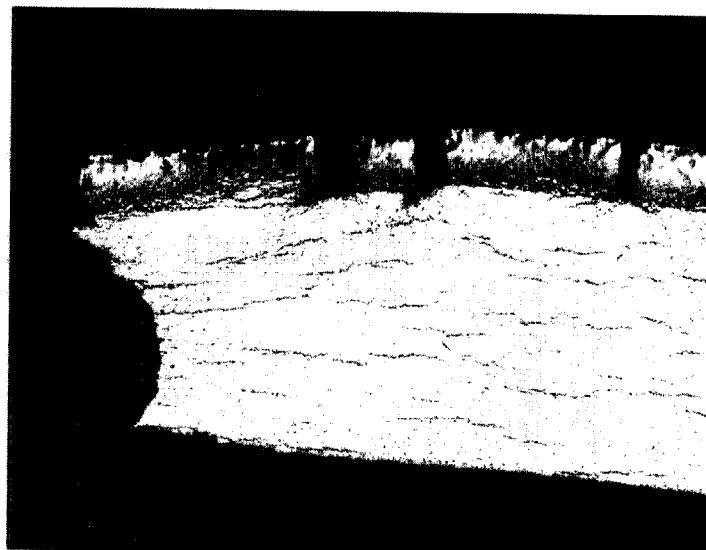
(Hydride rim thickness : 90 μm , Hydrogen content : 1052 ppm)

Photo. 3 Post-test appearances of specimen I and specimen II shown in Fig. 9



Specimen I

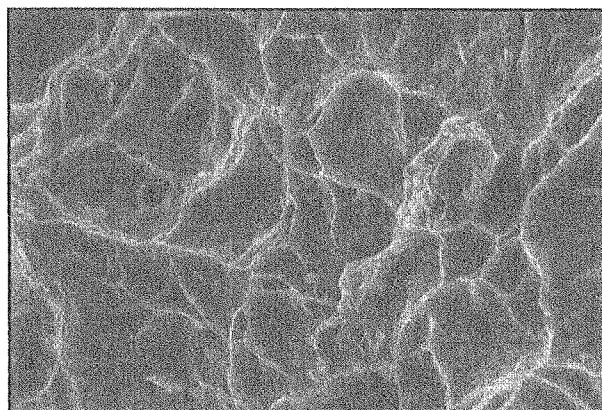
(Hydride rim thickness : 100 μm , Hydrogen content : 577 ppm)



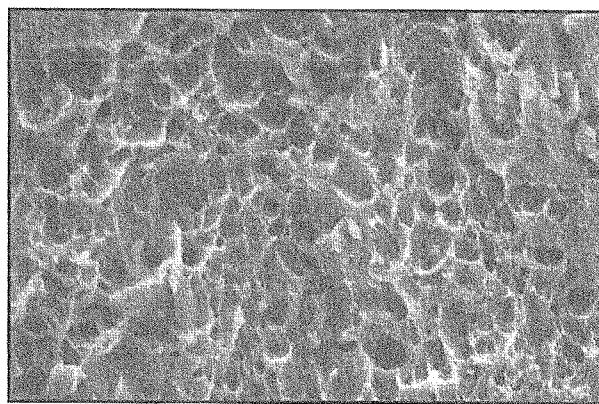
Specimen II

(Hydride rim thickness : 90 μm , Hydrogen content : 1052 ppm)

Photo. 4 Fracture profiles of specimen I and specimen II

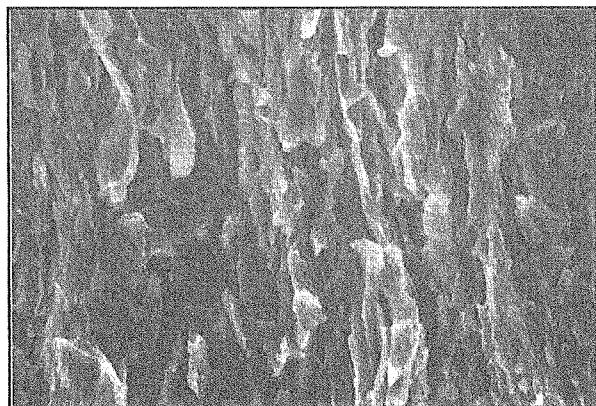


As-received specimen



Specimen I

(Hydride rim thickness : 100 μm , Hydrogen content : 577 ppm)



5 μm

Specimen II

(Hydride rim thickness : 90 μm , Hydrogen content : 1052 ppm)

Photo. 5 SEM images of fracture surface of hydride rim and an as-received specimen tested at 573K

Table 1 Comparison of hydride rim hardness of Specimen I and Specimen II

	As-received specimen	Specimen I 〔Hydrogen content〕 577 ppm	Specimen II 〔Hydrogen content〕 1052 ppm
Hydride rim (peripheral region)	227.7	252.9	297.4
Middle of thickness	229.6	235.3	237.5

(Vickers hardness)

国際単位系(SI)と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

量	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質量	モル	mol
光强度	カンデラ	cd
平面角	ラジアン	rad
立体角	ステラジアン	sr

表3 固有の名称をもつSI組立単位

量	名称	記号	他のSI単位による表現
周波数	ヘルツ	Hz	s ⁻¹
圧力、応力	ニュートン	N	m·kg/s ²
エネルギー、仕事、熱量	パスカル	Pa	N/m ²
工率、放射束	ジュール	J	N·m
電気量、電荷	ワット	W	J/s
電位、電圧、起電力	クロン	C	A·s
静電容量	ボルト	V	W/A
電気抵抗	アーチム	Ω	V/A
コンダクタンス	ジーメンス	S	A/V
磁束密度	ウェーバ	Wb	V·s
磁束密度	テスラ	T	Wb/m ²
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A
セルシウス温度	セルシウス度	°C	
光束度	ルーメン	lm	cd·sr
照度	ルクス	lx	lm/m ²
放射能	ベクレル	Bq	s ⁻¹
吸収線量	グレイ	Gy	J/kg
線量当量	シーベルト	Sv	J/kg

表2 SIと併用される単位

名称	記号
分、時、日	min, h, d
度、分、秒	°, ', "
リットル	l, L
トン	t
電子ボルト	eV
原子質量単位	u

$$1 \text{ eV} = 1.60218 \times 10^{-19} \text{ J}$$

$$1 \text{ u} = 1.66054 \times 10^{-27} \text{ kg}$$

表5 SI接頭語

倍数	接頭語	記号
10^{18}	エクサ	E
10^{15}	ペタ	P
10^{12}	テラ	T
10^9	ギガ	G
10^6	メガ	M
10^3	キロ	k
10^2	ヘクト	h
10^1	デカ	da
10^{-1}	デシ	d
10^{-2}	センチ	c
10^{-3}	ミリ	m
10^{-6}	マイクロ	μ
10^{-9}	ナノ	n
10^{-12}	ピコ	p
10^{-15}	フェムト	f
10^{-18}	アト	a

(注)

- 表1～5は「国際単位系」第5版、国際度量衡局1985年刊行による。ただし、1eVおよび1uの値はCODATAの1986年推奨値によった。
- 表4には海里、ノット、アール、ヘクタールも含まれているが日常の単位なのでここでは省略した。
- barは、JISでは流体の圧力を表わす場合に限り表2のカテゴリーに分類されている。
- EC閣僚理事会指令ではbar、barnおよび「血圧の単位」mmHgを表2のカテゴリーに入れている。

換算表

力	N(=10 ⁵ dyn)	kgf	lbf
1	0.101972	0.224809	
9.80665	1	2.20462	
4.44822	0.453592	1	

$$\text{粘度 } 1 \text{ Pa}\cdot\text{s} (\text{N}\cdot\text{s}/\text{m}^2) = 10 \text{ P(ポアズ)} (\text{g}/(\text{cm}\cdot\text{s}))$$

$$\text{動粘度 } 1 \text{ m}^2/\text{s} = 10^4 \text{ St(ストークス)} (\text{cm}^2/\text{s})$$

圧力	MPa(=10 bar)	kgf/cm ²	atm	mmHg(Torr)	lbf/in ² (psi)
力	1	10.1972	9.86923	7.50062×10^3	145.038
	0.0980665	1	0.967841	735.559	14.2233
	0.101325	1.03323	1	760	14.6959
	1.33322×10^{-4}	1.35951×10^{-3}	1.31579×10^{-3}	1	1.93368×10^{-2}
	6.89476×10^{-3}	7.03070×10^{-2}	6.80460×10^{-2}	51.7149	1

エネルギー・仕事・熱量	J(=10 ⁷ erg)	kgf·m	kW·h	cal(計量法)	Btu	ft · lbf	eV	1 cal = 4.18605 J(計量法)	
								1	= 4.184 J(熱化学)
	1	0.101972	2.77778×10^{-7}	0.238889	9.47813×10^{-4}	0.737562	6.24150×10^{18}		= 4.1855 J(15 °C)
	9.80665	1	2.72407×10^{-6}	2.34270	9.29487×10^{-3}	7.23301	6.12082×10^{19}		= 4.1868 J(国際蒸気表)
	3.6×10^6	3.67098×10^5	1	8.59999×10^5	3412.13	2.65522×10^6	2.24694×10^{25}		
	4.18605	0.426858	1.16279×10^{-6}	1	3.96759×10^{-3}	3.08747	2.61272×10^{19}	仕事率 1 PS(仏馬力)	
	1055.06	107.586	2.93072×10^{-4}	252.042	1	778.172	6.58515×10^{21}	= 75 kgf·m/s	
	1.35582	0.138255	3.76616×10^{-7}	0.323890	1.28506×10^{-3}	1	8.46233×10^{18}	= 735.499 W	
	1.60218×10^{-19}	1.63377×10^{-20}	4.45050×10^{-26}	3.82743×10^{-20}	1.51857×10^{-22}	1.18171×10^{-19}	1		

放射能	Bq	Ci	吸収線量	Gy	rad	照 射 線 量	
						C/kg	R
	1	2.70270×10^{-11}		100	1	1	3876
	3.7×10^{10}	1		0.01	1	2.58×10^{-4}	1

照 射 線 量	C/kg	R	線 量 当 量	Sv	rem
				1	100
				0.01	1

水素吸収被覆管の円周方向機械特性評価

水素吸収被覆管の機械的性質を評価するため、試験片を用いて引張り試験を行った。試験結果によると、引張り強度は約 100 MPa、引張り伸びは約 10% である。また、引張り強度に対する温度依存性は、-40°C から 100°C の範囲でほとんど変化しない。一方で、引張り伸びは -40°C で約 15%、100°C で約 5% と、温度によって大きく変化する。これは、水素吸収被覆管の構造が、温度によって変化するためである。

以上のことから、水素吸収被覆管の機械的性質は、引張り強度、引張り伸び、温度依存性など、複数の要素で評価される。