

技術資料

UDC 539.422 : 669.14

破壊事故とその解析*

——回転体と圧力容器について——

渡 辺 十 郎**

Fracture and Its Analysis —— Case Studies on Rotating Mass
and Pressure Vessels ——

Juro WATANABE

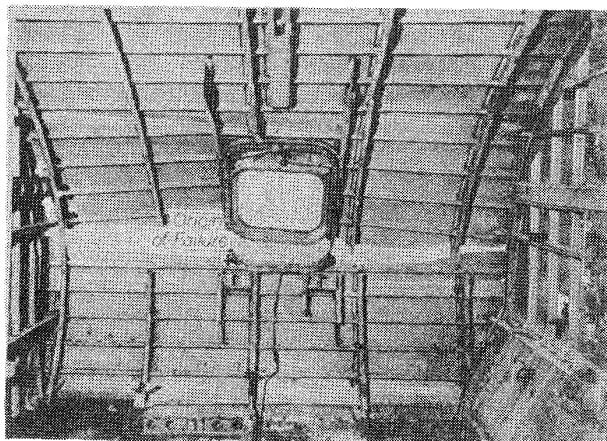
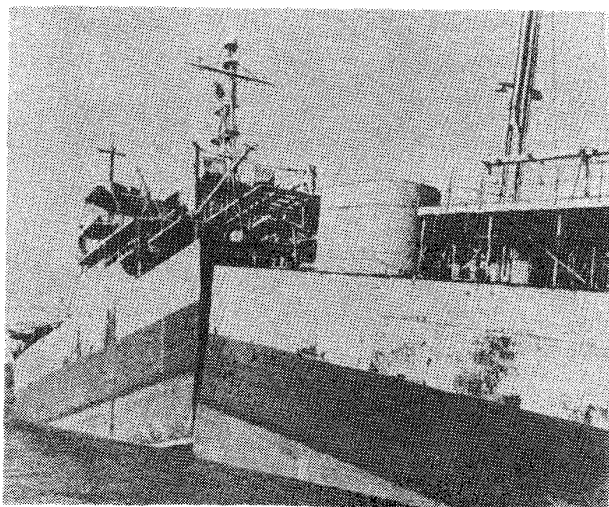
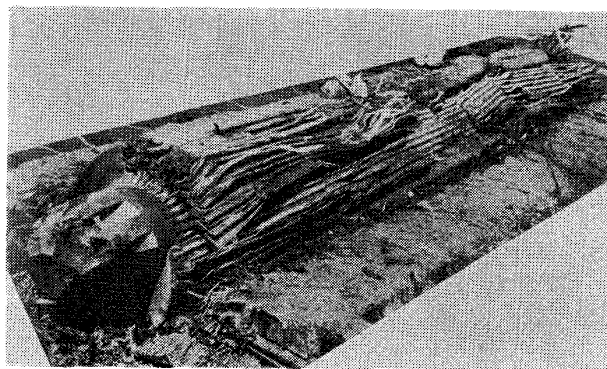
1. 緒 言

機械部品や構造物の大部分は安全に運転され、その信頼性は実証されている。したがって現在用いられている設計、材料および製造法などは、一般的に言つて、満足すべきものと言えよう。しかしながら、数は少ないにしろ時々発生する破壊事故は、我々の知識がまだ不十分なことを示している。

破壊事故を詳細に検討、研究することは、設計、材料、製造、検査あるいは使用条件について、我々の知識が不足している部分を明らかにし、さらに事故の再発を防ぐための貴重な情報を与える。したがって、破壊事故の解析は機械材料の改良、開発のために最も重要であり、かつ、有効であることは歴史的事実と言つてよからう。

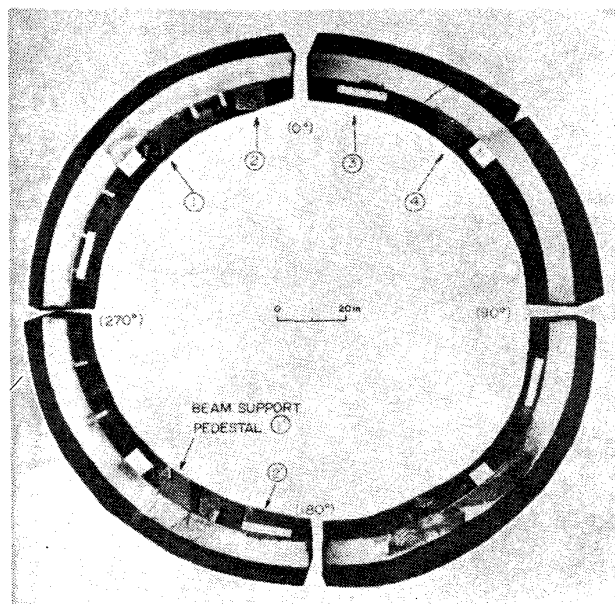
主な事例を挙げれば、第2次大戦中あるいは戦後にお

ける溶接構造船の破壊についての研究は、その設計と使用材料についての顕著な発達をもたらした¹⁾²⁾ (写真1)。1950年のCommetジェット機の空中爆発事故とそれに続く調査、研究は、今日の完全なジェット旅客機の開発をもたらした³⁾ (写真2)。また1950年代の蒸気タービ

写真2 Commet機の空中爆発の起点³⁾写真1 溶接構造船の脆性破壊²⁾写真3 Pittsburgタービン発電機の破壊状況⁴⁾

* 昭和52年12月2日受付 (Received Dec. 2, 1977)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所 工博 (Muroran Works, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chazu-machi Muroran 051)

写真 4 脱硫用リアクターの脆性破面⁷⁾

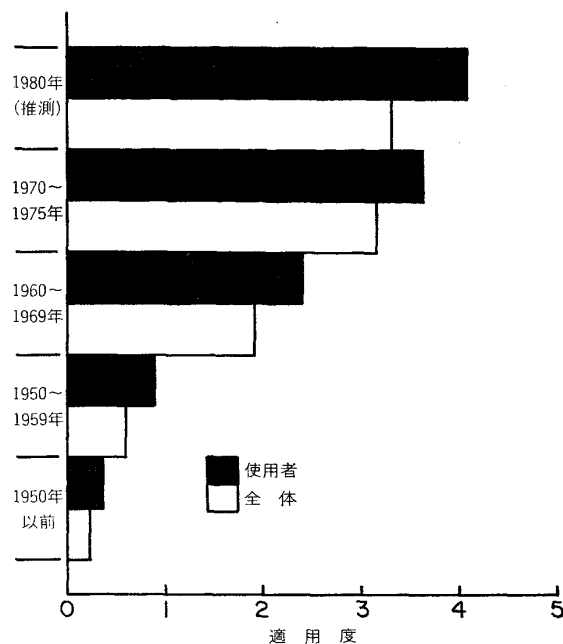
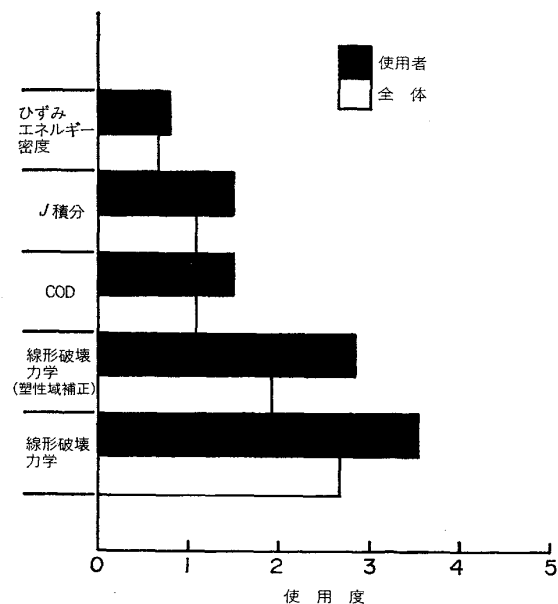
ン軸および発電機軸の破壊は、この種鍛鋼品の製鋼、検査方法などに画期的な改善をうながし、現在の原子力発電用大型鍛鋼品の安定した供給を可能とした⁴⁾⁵⁾ (写真 3)。アメリカの Point Pleasant Bridge の事故は 1967 年 12 月 15 日に 46 人の貴重な人命を奪ったが、その後 AASHTO (American Association of State Highway and Transportation Officials) の Material Toughness Requirements が 1973 年に制定されるようになった⁶⁾。1974 年に起きた高温高圧水素サービス用圧力容器の破壊とそれに続く広範囲な調査と研究は、この種の容器の設計、製造、検査および運転についての貴重な情報をもたらした⁷⁾ (写真 4)。

これらは近代工業の発展の過程で得られた数多くの教訓の中のほんの数例を示したもので、破壊事故の徹底的な調査、研究の重要性は繰返し強調するに値しよう。

一方最近の破壊力学の進歩は、破壊事故の解析をより定量的なものとし、それに関与する諸因子、例えば設計、材料、製造条件および使用条件などの因果関係をより明確にできるようになった。本技術資料では、いくつかの例題について、破壊事故の破壊力学を利用した解析を紹介したい。

2. 破壊事故の解析と破壊力学の適用

この 10 年間の破壊力学の進歩は目ざましく、またその実際問題への適用も広範囲になつてきた。アメリカの 700 人の設計者、技術者および科学者に、破壊力学の適用についてのアンケートが送られ、その結果得られた 235 の回答を集計したものが発表されている⁸⁾。図 1 は設計への破壊力学の適用度を示したもので、度合を 0 (最低) から 5 (最高) までのスケールで評価したものである。1975 年までにすでにかなり高い水準に達したもの

図 1 設計への破壊力学の適用度⁸⁾図 2 脆性破壊問題の解析研究に使用される手法の利用度⁸⁾

が、1980 年にはさらに広範囲の適用が予測されている。図 2 は脆性破壊問題の解析、研究に使用されている手法の利用度を示したもので、今のところ USA では、線形破壊力学の使用度が最も高いことがわかる。

破壊力学の進歩とその内容については本特集号の諸論文で理解されようが、その進歩の状況をふまえて USA では “Case Studies in Fracture Mechanics” の収集が行なわれている⁹⁾。そのような収集をしたこと自体およびその内容は非常に示唆に富んだものである。すなわちそのような収集は、設計および破壊解析の手助けになり、

種々の機械部品、構造物の効率的な設計と、それらの安全性の向上に直ちに役立つことは疑いのないことである。一方、破壊力学の研究者、科学者に将来必要な研究分野や方向について有益な指針を与える。

破壊事故の解析ないし Case Studies は、往々にして研究論文としては不完全な場合もあり、その他にも公表するには種々の障碍がともなうことがあるが、情報の交換によつて得られる利益は非常に大きい。我国においても同様の試みがなされることが期待される。

破壊事故の解析に破壊力学を適用することによつて、次のような諸点が解明されるであろう。

- (1) 事故に関与した要因の抽出
- (2) それらの要因の関与度の定量的判定。破壊力学を適用することの最大の利点は、材料、設計、製造および使用などの諸因子の役割、相互関係をより定量的に明らかにできる点である。
- (3) 事故の対策

破壊事故は多種多様であり、同じような因子が関与しているとしても、関与の度合が異なる場合が多い。したがつて、事故解析を担当する人々は、豊富な経験を持つことが望ましいし、そのために前述のような Case Studies の収集を通じての情報の交換が非常に有用である。

3. 破壊事故の解析例

本稿においては、重要な機械要素であり、また破壊力学の適用の点からも興味のある回転体および圧力容器について、それぞれ3例を紹介する。

表 1 1950 年代の USA における回転軸材の破壊¹⁾

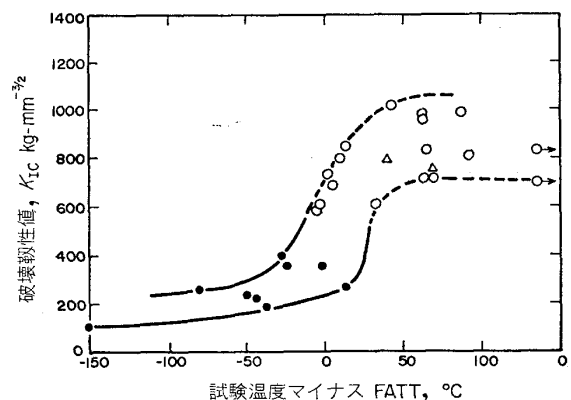
ローター名	種 別	事故発生 年 月 日	設計回転数 (RPM)	破壊回転数 (RPM)
Arizona	発電機軸	54. 3. 4	3 600	3 400
Cromby	発電機軸	54. 9. 27	3 600	3 780
Pittsburg	発電機軸	56. 3. 18	3 600	3 920
Ridgeland	蒸気ター ビン軸	54.12.19	1 800	1 955

3.1 1950 年代の USA における蒸気タービン軸およびタービン発電機軸の破壊

1954 年から 1956 年にかけて、USA において表 1 に示したような蒸気タービン軸およびタービン発電機軸の破壊が続発した。これらの事故を契機として、ASME を中心として、広範囲な調査、研究が行なわれ、その結果として、

- (1) これらの回転軸材の近代製造技術の基礎づくりが行なわれた。すなわち真空処理した塩基性電気炉鋼の全面的採用や非破壊検査技術の開発などである³⁾¹⁰⁾。
- (2) 回転体の安全解析や設計に破壊力学が導入され、その他の機械部品への破壊力学の適用を推進した¹¹⁾。

これらの破壊回転軸の材質と破壊に至るまでの経過などを表 2 に示す。これらの発電機軸は、直径約 1m、胴部長さ約 4.5m ないし 6m の円筒軸で、胴部表層部には電気巻線用のスロットが切られる。写真 3 は Pittsburg 発電機ロータの破壊後の状況を示している⁴⁾。これらのロータが製造された当時は大気炉酸性平炉鋼が主流であり、また非破壊検査技術も現在のように詳細なものではなかった。



○ ● 609mmφ, 76mm 厚さ円板, Δ 609mmφ, 432mm 厚さ円板
図 3 ノッチ付回転円板破壊試験結果を K_{IC} で整理算出した図¹¹⁾

表 2 破壊回転軸の材質と破壊に至るまでの経過¹¹⁾

ローター名	Arizona	Cromby	Pittsburg	Ridgeland
材 質	2.5%Ni-Mo-V	2.5%Ni-Mo-V	2.5%Ni-Mo-V	2.5%Ni-Mo-V
降 伏 点 (kg/mm ²)	53	62	52	60
抗 張 力 (kg/mm ²)	70	84	70	77
使 用 期 間	未 使 用	3 ケ 月	2 年	4 ケ 月
破壊時の応力				
平均応力 (kg/mm ²)	17.1	26.2	15.5	16.5
中心孔円周方向 (kg/mm ²)	35.8	43.7	16.9 ^{a)}	33.7
破壊時の材料温度 (°C)	27	71	29	88
破壊起点	水素性白点	補修ねじ部のゴースト	密集非金属介在物	水素性白点
シャルピーV破面遷移温度 (°C)	149	110	101	121~135 ^{b)}

a) 中心孔なし、中実ローター中心線の応力

b) 推定

表 3 破壊ロータの解析結果¹¹⁾

ローター名	Te ^{a)} (°C)	応 力 (kg/mm ²)	計算限界 き裂直径 (mm)	観察された 欠陥サイズ (mm)
Arizona	-122	35.8	17.8	38.1φ
Pittsburg	-72	16.9	127.6	50.8×127.0
Ridgeland	-33~-47	33.7	35.6	50.8φ
Cromby	-39	43.7	152.4	?

a) 試験温度マイナス FATT

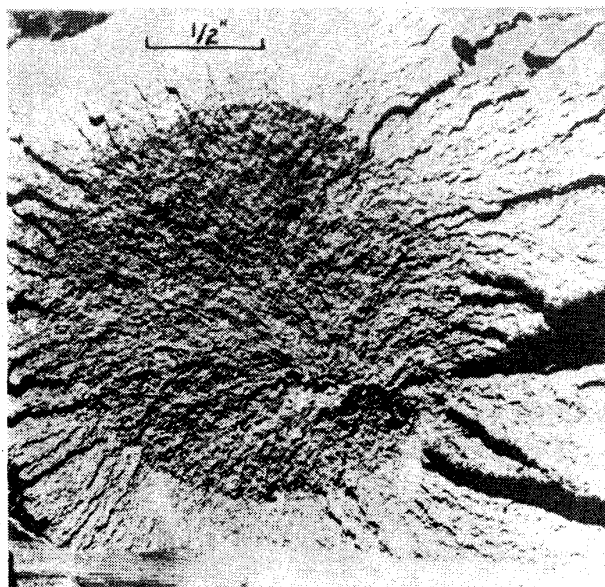
写真 5 Arizona ロータの破壊起点となった水素性白点¹¹⁾

表 2 からわかるように、これらの破壊はいずれも降伏点以下の応力で発生した脆性破壊であるが、破壊原因の定量的解析を行なうために、当時溶接構造船の破壊解析に用いられ出していた線型破壊力学が適用された。中心孔を有する円板を試験片とし、中心孔表面に切欠を付し、その部分を窒化した上で回転破壊をさせることによって破壊靱性値 K_{Ic} が測定された。測定値と Te の関係をプロットしたのが図 3 である¹¹⁾。ここに Te とは試験温度とシャルピー V 破面遷移温度 FATT との差である。

これらの破壊靱性値や表 2 のデータから、破壊ロータの解析を行なった結果が表 3 に示されている¹¹⁾。この結果によれば、破壊起点部の応力条件の決定に若干問題がある Cromby ロータ（機械的補修部の応力集中から破壊が生じたもの）を除けば、計算された限界き裂大きさと実在欠陥の大きさはかなり良く一致している。写真 5 は Arizona ロータの破壊起点となった水素白点である¹¹⁾。

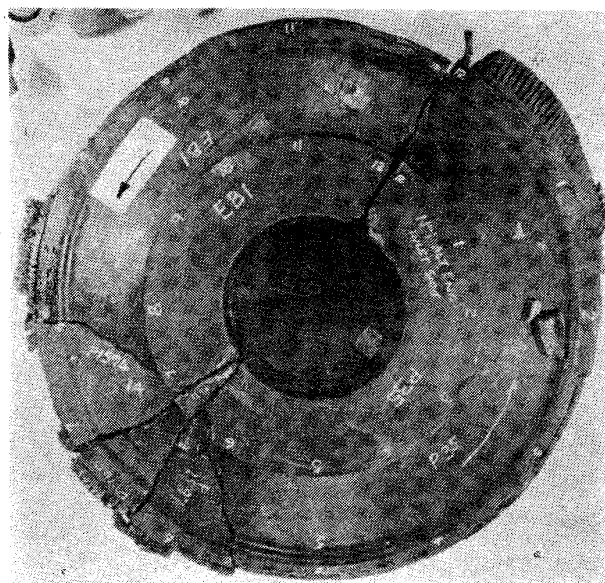
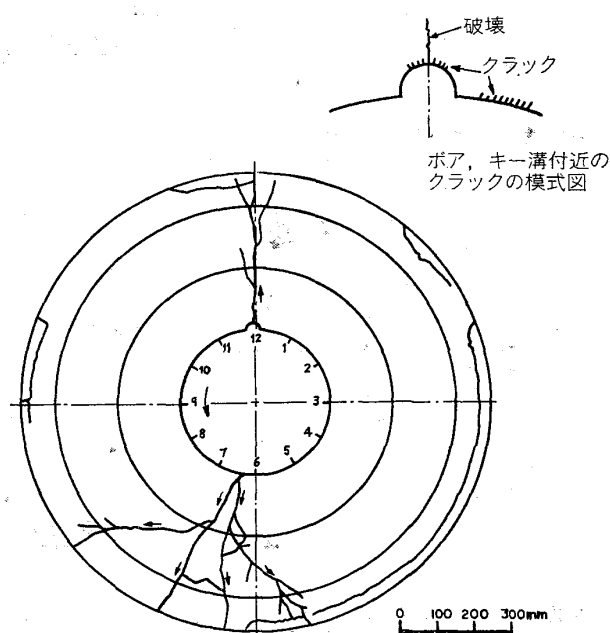
3.2 Hinkly Point-A 蒸気タービンロータの破壊¹²⁾

前記の USA における一連の回転軸の破壊から 10 年以上たった 1969 年 9 月、イギリスのコールダーホール型原子力発電所 Hinkly Point-A のタービンロータが破裂し、関係者を驚ろかせた。幸いにして事故の範囲は

一部に限られ、死者も出なかつた。

Central Electricity Generating Board による調査が行なわれ、詳しい報告が、D. KALDERON によつてなされている¹²⁾。低圧タービン軸が破壊したが、この低圧タービン軸は心棒に何枚かの翼車を焼嵌めして構成されており、その中の何枚かのディスクが破裂した。その中の 1 枚 5A/1AE の破壊状況が写真 6 に示されている。破壊は室温での過速度試験中 3 200rpm で生じた（定格回転数 3 000rpm）。

そのディスクについて、き裂の進路を示したのが図 4 である。ディスクは心棒に焼嵌めした上でキーで固定さ

写真 6 Hinkley point-A タービンディスクの破壊状況²⁾図 4 Hinkley Point-A ロータディスクの破壊状況¹²⁾

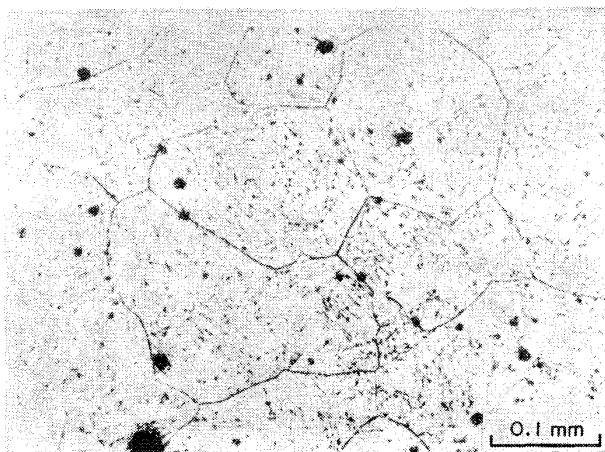
れているが、そのキー溝の底に、何らかの理由で発生した微小き裂が破壊の起点と推定された。

ディスクの化学成分は 0.3C-3Cr-0.5Mo であり、降伏点約 76 kg/mm²、引張強さ約 93 kg/mm²、伸び約 22%、絞り約 53% のものであつた。このディスクが製造された 1958/1959 年代では、イギリスではまだ真空処理がなされておらず、まだ酸性平炉鋼であつた。

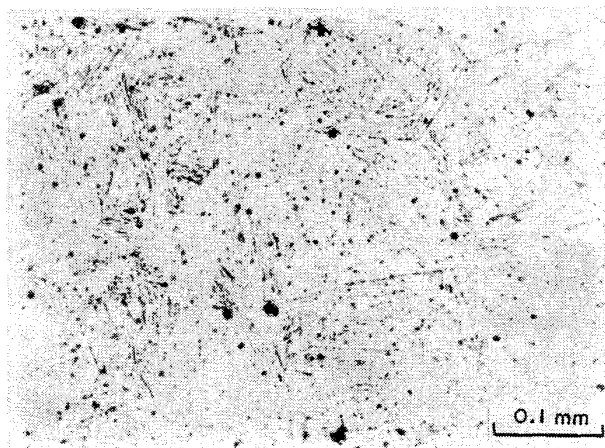
破壊機構の解明のために、破壊力学的アプローチが取られ、破壊靱性値などの測定がなされた。測定結果が表

表 4 ディスク 5A/IAE から採取した材料のシャルピー V 試験結果と破壊靱性値¹²⁾

採取位置	シャルピー V		破壊靱性 kg·mm ^{-3/2}		
	FATT °C	エネルギー (20°C)	最低	最高	試験温度
ハブ	152	1.8 kg·m	163 212	386 443	20 78~90
ウェブ	170	0.8 kg·m	127 255	283 368	20 78~90



(a)



(b)

写真 7 Hinkley Point-A 破壊ディスク材料の a) 破壊材, b) 620°C 水冷の脱脆化処理後の顕微鏡組織¹²⁾

4 に示されている。これで見ると靱性の低さが目立つが、調査の結果、これは製造中の焼戻脆化によるものであることがわかつた。写真 7 は、5A/3GE ディスク材の破損のままの状態と、620°C に再加熱後水焼入したものとの顕微鏡組織で、破損ままの状態のものでは、焼戻脆化材に特徴的な前オーステナイト粒界が顕著に認められ、また脱脆化処理前後のシャルピー V 試験結果も焼戻脆化の存在を裏付けている。

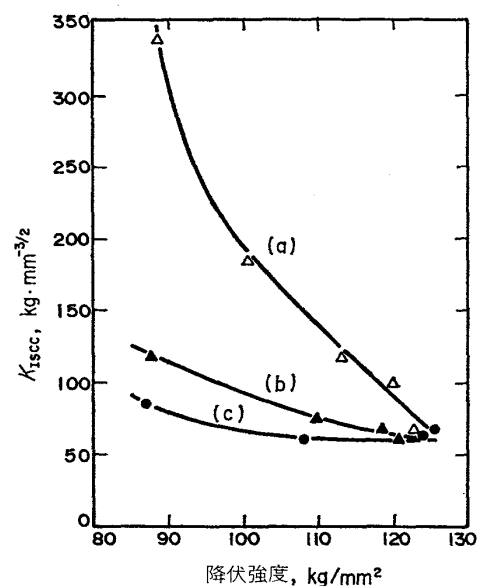
調査の結果、図 4 に示したように、何らかの理由で先在き裂がキー底に発生し、その深さは約 1.6 mm であつた。キー溝による応力集中のため、破壊回転数の 3 200 rpm で、キー底では材料の降伏を生じ、破壊力学的解析は容易ではないが、いずれにせよこのように低い破壊靱性のもとでは容易に不安定破壊が生じ得ることが示されている。

先在き裂は、材料製造時から存在したものではなく、使用中に発生したものと判断され、何らかの腐食作用による応力腐食と考えられている。なお R. VISWANATHAN などによつて、焼戻脆化材の H₂S 雰囲気中の K_{ISCC} が顕著に低下することが報告されている¹³⁾ (図 5)。

これらの調査結果から、材料の焼もどし脆化の防止に注意すべきこと、キー溝による応力集中をさけることおよび腐食雰囲気を避けることなどの具体的な対策が取られた。

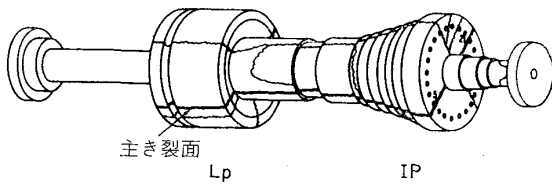
3.3 TVA Gallatin No. 2 蒸気タービンロータの破壊¹⁴⁾

1974 年 6 月、TVA Gallatin No. 2 蒸気タービンの中圧、低圧両用ロータ (Ip-Lp ロータ) が、冷機起動後 3 400rpm に到達した時点で破壊した。事故を起こした蒸気タービンは 225MW の発電容量を有し、1957 年



a) 高純度鋼, b) 低純度鋼 (熱処理材), c) 低純度鋼 (焼戻脆化材)

図 5 K_{ISCC} におよぼす降伏強度および焼戻脆性の影響¹³⁾

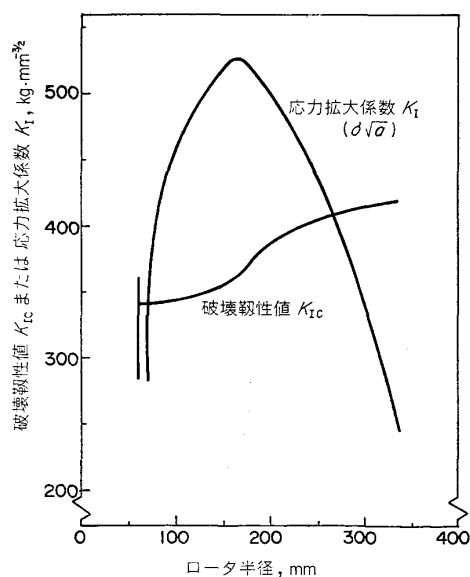
図6 Gallatin No. 2 ロータの破壊状況¹⁴⁾

5月より運転を開始して以来、入口蒸気温度 565°C で 106 000h 稼動後破壊が生じたものである。この間、事故タービンは冷機起動 105 回、暖機起動 183 回の起動-停止を繰返している。

破壊した Ip-Lp ロータは、ASTM 470 Grade 8 に相当する Cr-Mo-V 鋼製であり、塩基性電気炉溶製後大気鍛込され、粗削形状で 25T 455 kg の重量を有する大型鍛鋼品である。鍛錬、熱処理法は現在とほぼ同様であるが、1950 年代当時、クリープ・ラプチャ試験、中心孔コアの衝撃試験および中心孔の非破壊検査などの品質保証試験は未だ実施されていなかった。

ロータの破壊は過去の破壊事故と同様に、ロータ軸に平行な縦断面で生じている。（図6）

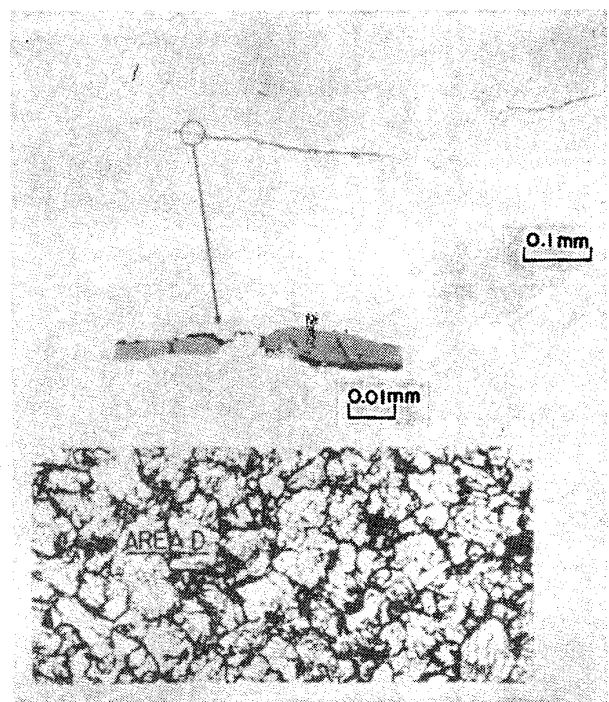
破壊の起点となつた初期欠陥はロータ Ip 部第 7 段動翼下の中心孔近傍に長軸 140 mm 短軸 6.4 mm の楕円状のものがあつた。また中心孔を境に相対して長軸 82 mm、短軸 6.4 mm のものが中心孔表面から約 18 mm 離れ、中心軸に約 20°C の角度をもつて存在していることが確認された。初期欠陥の周囲にはさらに 360 mm 深さの半楕円状のクラックが擬へき開型で伝播しているのが観察され、このクラックは一端停止後、最終破壊へ移っている。

図7 Gallatin No. 2 ロータの冷機起動時の破壊靱性値および応力拡大係数の半径方向分布¹⁴⁾

初期欠陥の発生機構は後述するとして、破面に観察されたき裂の進展機構は破壊力学的手法により、うまく説明することができる。図7は冷機起動時のロータ半径方向の破壊靱性値 K_{IC} および応力拡大係数 K_I の分布を示したものである。冷機起動時、中心孔部は温度が低いため、材料定数 K_{IC} は図7のごとく外表面に近づくにつれ上昇する。一方この時の応力拡大係数 K_I は、冷機起動時の半径方向温度勾配による熱応力が中心部で引張、表層で圧縮となるため、肉厚中央近傍で極大を呈した後、表層側で減少する。このような冷機起動時の K_{IC} および K_I の半径方向分布は、初期き裂が限界サイズになった時、擬へき開型破壊が急速に伝播し、約 280 mm まで拡大後停止し、Pop-in 現象を示すことをうまく説明している。

なお最終破壊は、Pop-in 現象により初期欠陥が拡大した後、つぎの冷機起動時の応力により最終破壊したものであろう。

また初期欠陥は、いずれも Ingot 凝固時に形成された帯状の逆 V 偏析部に一致しており連鎖状の共晶型 MnS が高密度に分布する領域に相当していた。一方この欠陥部のミクロ組織は健全部が均一な焼戻ベーナイト組織を有しているのに対し、明らかに異状であり、旧オーステナイト粒界に沿った微細なフェライト粒の生成が認められ、フェライト粒界には粗大な $M_{23}C_6$ 型炭化物の析出および炭化物析出のない denuded zone の形成が観察された。これらの第7段動翼下中心孔近傍での微細フェライト粒の生成は、調質時の焼入冷却速度が質量効果によりこの個所で低下したためと判断され、共晶型

写真8 Gallatin 破壊ロータ起点部の MnS の Link-up による粒界型き裂¹⁴⁾

MnS の存在による応力集中と denuded zone での転位の移動の容易さが creep void の形成を促進し、初期欠陥形成の原因となつたものといえる。写真 8 は初期欠陥直下に観察された典型的な粒界型クラックであり、フェライト粒界に沿いかつ共晶型 MnS を Link-up して遂次進展した様相を呈しており、これらの 2 つの初期欠陥はいずれも粒界型破面を呈している。この Link-up によつて形成された初期欠陥の機構は、クリープと疲れの相互作用によると考えられるが、ここではその詳細を省く。

以上の結果にもとづき、共晶型 MnS の高密度の分布がなければ本ロータは破壊しなかつたものといえるが、特に Gallatin ロータのような大型のロータでは冷機起動時、ロータは充分 warm-up することが推奨できる。

3.4 直接脱硫用高温高压水素リアクターの破壊⁷⁾

1974 年 3 月、高温高压水素サービス用 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼製リアクターが、その補修作業中に脆性破壊を起こし

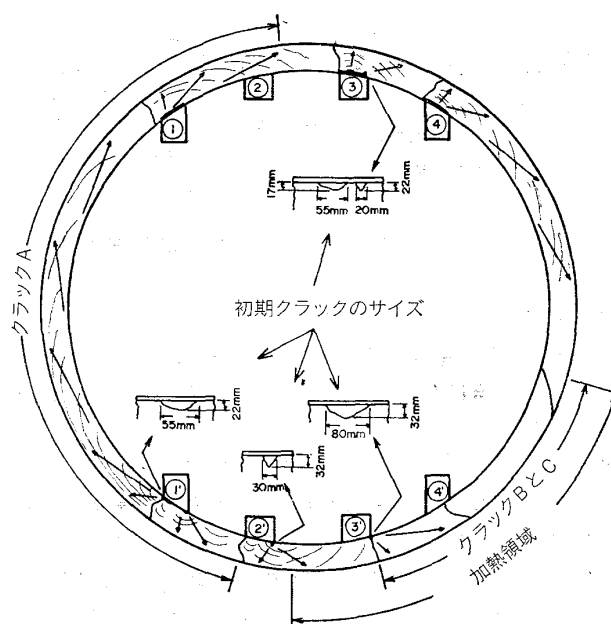


図 8 圧力容器破壊面のき裂進展状況

表 5 リアクターの諸元⁷⁾

長	さ (TL/TL)	14 100 mm
内	径	3 350 mm
肉	厚, 胴	193 mm
	鏡	118 mm
		(タイプ 309, 347 肉盛 溶接約 6.5 mm を含む)
重	量	約 300 t
設	計 圧 力	156 kg/cm ²
設	計 温 度	427°C

た。リアクターの諸元が表 5 に示されている。

破面は写真 4 に示されており、その模式図が図 8 である。破壊は写真 9 に示されたようなリアクター内部のビームを支持するビームサポートペダスタル部に存在した先在き裂から発生した。すなわち図 8 の 1' 符号のペダスタルから脆性破壊が図の上方に向つて走つた。

この破壊に対して、破壊力学的解析が試みられ、先在き裂、作用応力および材料の破壊靱性の関係が、ある程度まで明らかにされた。

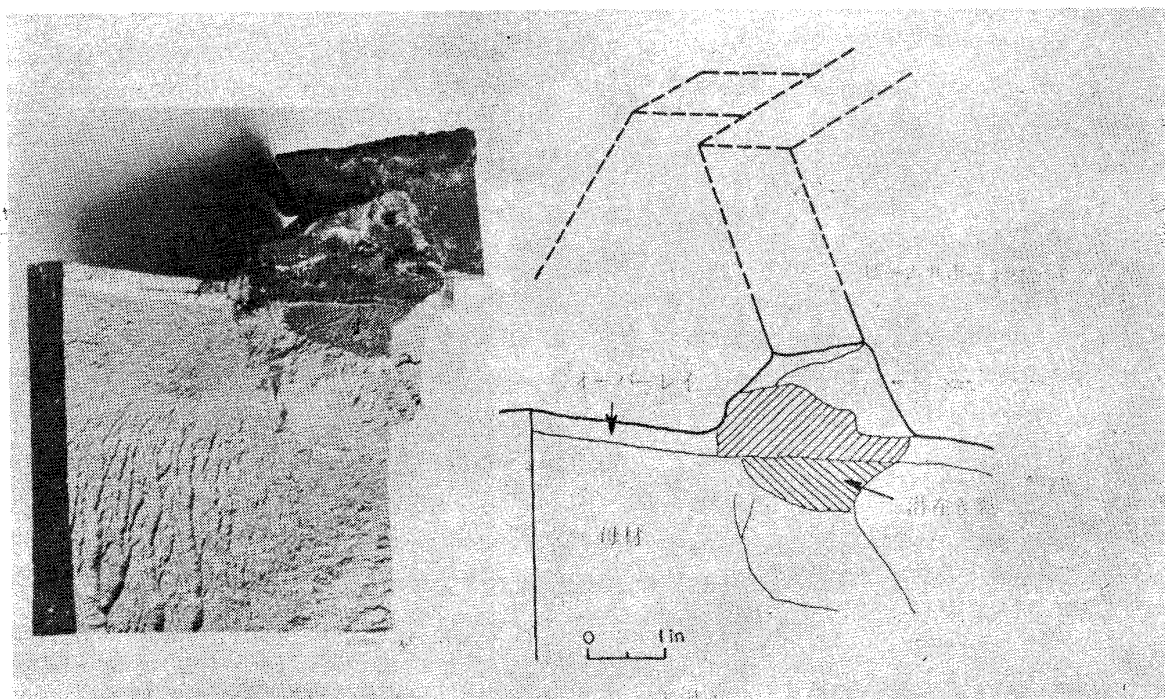


写真 9 脱硫リアクターの脆性破壊の起点部⁷⁾

1) 先在き裂

調べられた範囲内では、すべてのビームサポートペデスタルには先在き裂が認められ、その寸法が図に示されている。これらのき裂は、ビームサポートペデスタルをリアクター内面に溶接しているタイプ 347 ステンレス鋼溶接金属のシグマ脆化と水素脆化に端を発し¹⁵⁾、その後何らかの機構で母材に進展したものと考えられている。

2) 作用応力

破壊の直接の引き金となったのは、溶接補修後の応力除去焼鈍のために局部的加熱を行ない、その結果先在き裂にほぼ直角方向の引張熱応力が発生したことであつた。しかしこの熱応力だけでは破壊を起すためには不十分であり、フェライト系の母材の上にオーステナイト系の溶接肉盛りとペデスタルの溶接が行なわれていることから生ずる残留応力の存在が関与しているものと推測されている。

3) 破壊靱性

使用母材の 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼が、約 3 年間の使用中に焼戻し脆化を生じ、シャルピー V ノッチ破面遷移温度が約 100°C 上昇していることが認められた。破壊容器から得られる試験片寸法が小さかつたが、*J*-integral 法で、先在き裂先端部相当材の使用前後の破壊靱性値が図 9 のごとく求められた。

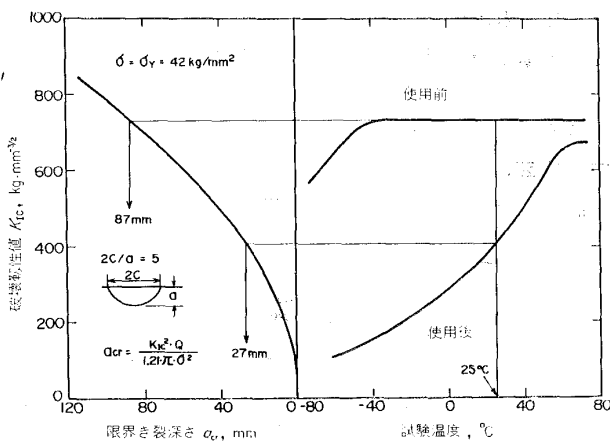


図 9 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼製圧力容器の使用前後の破壊靱性値と限界き裂深さ

今作用応力を材料の降伏点相当の応力とし、図に示したような半楕円形の表面き裂を仮定すると、使用前後の材料に対する不安定破壊限界き裂寸法は図の左側のごとく求まり、使用中の焼戻し脆化の影響が定量的に明らかになった。

これらの広範囲な研究を通じて、高温高压水素サービス用圧力容器の設計、製作および使用上の種々の知見が得られている¹⁶⁾。

3.5 アンモニア圧力容器の破壊¹⁷⁾

1965 年 12 月、イギリスでアンモニア合成用厚肉圧力容器が、製作後使用前の水圧試験中に、使用圧力にほぼ近い圧力で破壊した。圧力容器の主要諸元を表 6 に示す。

破壊は頭部フランジを構成する鍛鋼とそれに続く鋼板製シェルの周溶接熱影響から発生したことが認められたが、破壊状況を写真 10 に示す。幸いにして重大な人身事故にはいたらなかつた。破壊の機構について、過大圧力や応力腐食あるいは疲労破壊は考えられず、低応力で

表 6 破壊したアンモニア合成用圧力容器の主要諸元¹⁷⁾

内 径	1 700 mm
肉 厚	149 mm
内 壁 長 さ	16 700 mm
使 用 圧 力	357 kg/cm ²

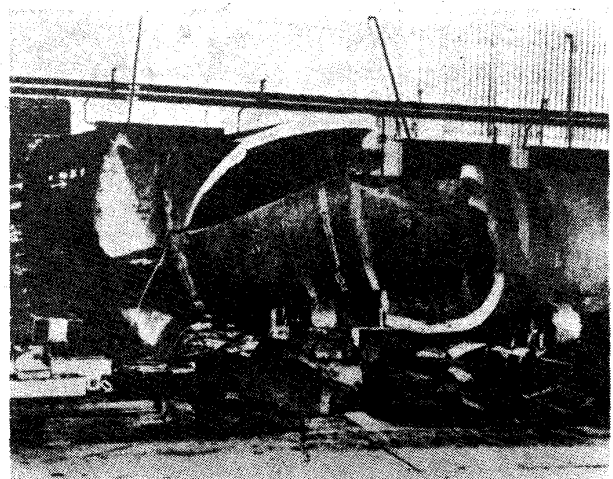


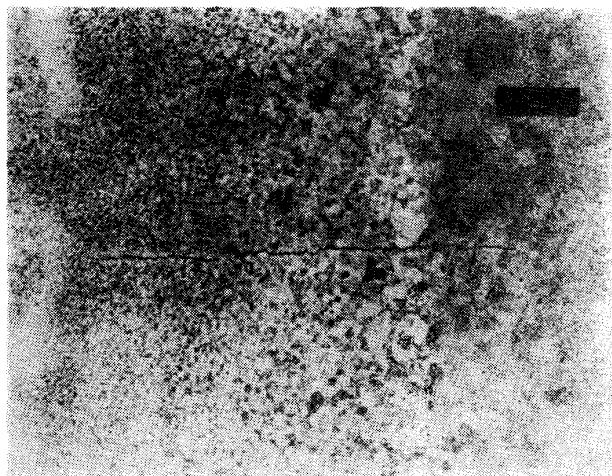
写真 10 アンモニア圧力容器の破壊状況¹⁷⁾

表 7 アンモニア合成用圧力容器の化学成分¹⁷⁾ (重量 %)

		C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	V
鋼 板	規 格	0.17	0.30	0.05	0.05	1.50	0.30	0.70	0.28	0.30	0.10
	破壊容器の最大値	0.15	0.22	0.023	0.025	1.31	0.14	0.64	0.27	0.17	0.08
鍛 鋼	規 格	0.17	0.30	0.04	0.035	1.50	0.30	0.70	0.28	0.30	0.10
	破壊容器の最大値	0.20	0.27	0.008	0.009	1.43	0.22	0.83	0.29	0.11	0.09
溶 接 金 属	破 壊 容 器	0.08	0.31	0.020	0.025	1.05	0.12	1.34	0.83	—	0.010

表 8 アンモニア合成用圧力容器の機械的性質¹⁷⁾

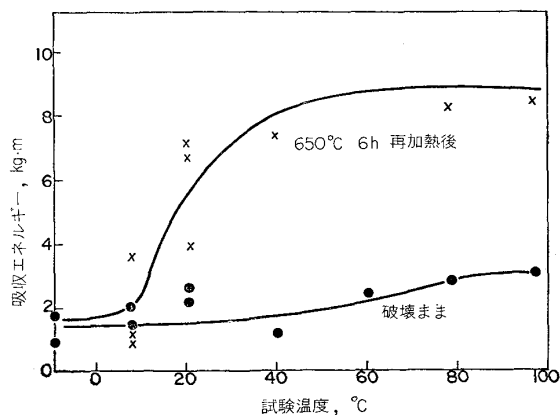
	設計温度での降伏強度 (120°C), kg/mm ²	降伏強度 室温 kg/mm ²	引張強度 室温 kg/mm ²	破壊靱性値 K_{IC} 室温 kg·mm ^{-3/2}
鋼板 破壊容器 鍛鋼 の実測値	—	41.9	60.9	387
溶接金属	—	39.7	61.3	354
下限規格値	35.5	77.6	86.8	187
		37.7	56.7	—

写真 11 HAZ 部の先在き裂¹⁷⁾

の脆性破壊以外にはないとされた。

したがって、そのような破壊に関与する 2 要因、すなわち何らかの材料欠陥と材料の低靱性の有無が検討された。材料の化学成分を表 7 に、機械的性質を表 8 に示す。破壊起点部を詳しく観察した結果、写真 11 に示すような内在き裂が鍛鋼フランジ側の熱影響部に先在したことが確かめられた。き裂の形状、方向および位置などから、通常の非破壊検査では検出し難い種類のものではあった。

一方熱影響部の硬度を測定したところ、ビッカース硬度で 450 という高い値を示し、さらに当該部から採取した試験材を再焼戻したところ、約 600°C 付近から

図 10 破壊したアンモニア圧力容器溶接金属のシャルピー衝撃試験結果¹⁷⁾

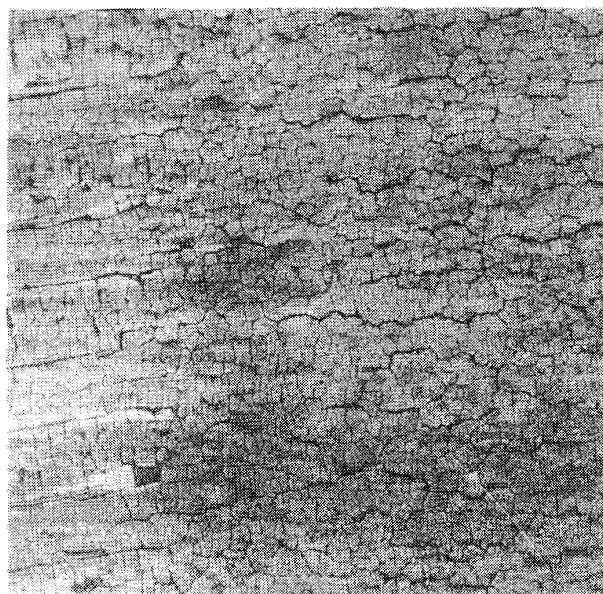
軟化を起し、図 10 に示したような衝撃値の増加が認められた。これらのことから、この溶接部は、施行されるべき 650°C、6 h の溶接後熱処理を受けておらず、これは処理炉中の温度分布の不均一によるものであることがわかった。

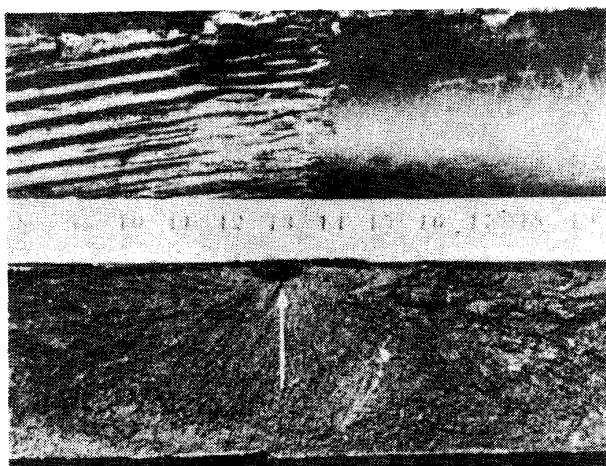
これらの先在欠陥と材料性質 (K_{IC} は 187 kg·mm^{-3/2} という低さであった) に対して破壊力学的検討を加えたところ、破壊圧力は 441 kg/cm² と算出され、実際の破壊圧力よりも約 30% 高い値となった。なお作用応力としては、残留応力の存在を考慮して膜応力に応力除去焼鈍温度における母材の降伏点を加えたものを用いている。またクラックは直径 8 mm の円状と仮定された。計算結果が安全側でないという点に問題があるにせよ、破壊力学が適用できることを示している。

この調査結果は、非破壊検査で検出し難いような欠陥が万一存在したとしても、十分な安全性を持ち得るような材料の靱性を確保すべきことを明らかにした。そのためには、炉内温度分布といった細部にまで配慮しなければ、不慮の重大事故を起すことを教えている。

3.6 175mm 砲身の破壊¹⁸⁾

砲身は 1 500 kg/cm² 以上の高圧で使用される超高压圧力容器の一種である。しかも、その内表面は発射による高温にさらされるため、使用のごく初めの時期に、す

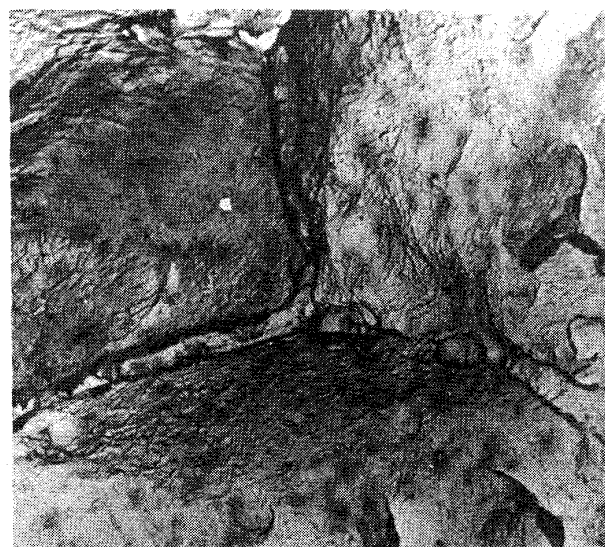
写真 12 砲身内面に発生したヒートチェック¹⁹⁾

写真 13 砲身内面の破裂起点部¹⁸⁾

で約 1 mm 深さの heat checking と呼ばれるクラックを発生する¹⁹⁾ (写真 12)。したがって砲身の強度は古くからの研究課題であつた。

1966 年に USA で 175 mm 砲身 (内径 7 インチ, 外径 14.7 インチ) が, 373 発といった少ない発射回数で破裂し, 破片が 1000 m 以上の距離にも達する事故が起きた¹⁸⁾。破片を回収して観察したところ, 写真 13 に示したような, 深さ 0.37 インチ, 長さ 1.10 インチの半楕円形の先在き裂を起点とした完全な脆性破壊であつた。破壊時の材料温度は約 100°C と推定されている。

破壊原因を検討した結果考えられたことは, (1) heat checking による内面クラックの発生, (2) 材料の疲労き裂進展抵抗が低かつたこと, および多分脆化雰囲気存在による予想より速い疲労き裂の進展, (3) 材料の破壊靱性 K_{IC} が低かつたため, 予想より小さな先在き裂

写真 14 破裂起点部破面のレプリカ電顕観察¹⁸⁾

からの最終脆性破壊である。

heat checking の発生は止むを得ないとして, 疲労き裂伝播が速かつたのは材料に起因するものと考えられた。表 9 は材料の化学成分と引張性質を示し, これには異状はないが, 破壊起点部付近破面のレプリカ電顕観察で, 顕著な粒界破壊と擬へき開破壊が認められた (写真 14)。これは焼戻し脆化に起因するものと考えられる。材料の脆さがこの場合の繰返し荷重に対するき裂伝播が速かつたことの基因であろう。破壊起点部の破壊特性値を求めたところ, 21°C における引張絞り 9~28%, -40°C におけるシャルピー吸収エネルギー 0.6~0.9 kg·m, 21°C における K_{IC} が 287~294 kg·mm^{-3/2} といった低いものであつた。この低い K_{IC} 値が小さい先在

表 9 破裂した砲身材料¹⁸⁾

化 学 成 分 (重量 %)							引 張 性 質		
Ni	Cr	Mo	Mn	C	V	S	降 伏 点 (kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)
1.79	1.16	0.68	0.69	0.36	0.14	0.008	120.2	141.3	10

表 10 対策前後の砲身材の破壊特性値¹⁸⁾

砲 身 番 号	破壊までの繰返し数 (内圧 3 500 kg/cm ²)	降 伏 点 (kg/mm ²)	-40°C シャルピー -吸収エネルギー (kg·m)	-40°C 破壊靱性 (kg·mm ^{-3/2})	限界き裂, 深さ (mm)
Autofrettaged					
1A	20 547	101.2	3.7	467*	96.5
4A	23 356	106.8	3.3	428*	96.5
6A	25 127	101.4	3.7	464*	96.5
Non-Autofrettaged					
4N	10 086	129.4	1.5	382	45.7
5N	10 630	130.0	1.7	361	50.8
6N	9 565	130.0	1.8	365	35.6

* ASTM E399-74 によれば invalid

き裂からの早期破壊を定量的に説明づけている。

このような破壊に対して、短期的および長期的な対策が取られたが、長期的な対策としては、材料の降伏点、抗張力を下げ、autofrettage を施すことであった。autofrettage とは、使用前に内面応力が降伏点以上になるように加圧し、除圧後内面に圧縮残留応力を残す処理である。対策前後の砲身材の破壊特性値を表 10 に示す。3 500 kg/cm² までの内圧を繰返した場合の寿命が示されているが、顕著な改善が認められる。

4. 結 言

回転体および圧力容器についてそれぞれ 3 例を取り上げて、破壊事故とその破壊力学的解析例を紹介した。個々の破壊について、クラックの発生、伝播および最終破壊に関与する、材料、設計、製作および使用上の因子の内容および関与度が異なっている場合が多い。したがって、破壊事例について、できるだけ多くの情報交換を行なうことは事故の再発を防ぎ機器の安全性を高めるために非常に有用である。

一方破壊力学の進歩は、その努力さえ惜しまなければ、破壊に関与する諸因子の役割を、かなり定量的に解明できるようにした。ここに紹介した例題は、破壊力学的解析結果にもとづいて、明確な事故対策を取り得ることを示している。

文 献

- 1) D. B. BANNERMAN and R. T. YOUNG: *Welding J.*, 25 (1946) 3, p. 223
- 2) L. WILLIAMS and G. A. ELLINGER: *Welding J.*, 32 (1953) 10, p. 498-S
- 3) T. BISHOP: *Metal Prog.*, 67 (1955) 5, p. 79
- 4) E. E. THUM: *Metal Prog.*, 76 (1959) 2, p. 103
- 5) E. E. THUM: *Metal Prog.*, 76 (1959) 3, p. 121
- 6) S. T. ROLFE and J. M. BARSON: *Fracture and Fatigue Controll in Structures, Application of Fracture Mechanics*, (1977), p. 13
- 7) J. WATANABE, Y. SHINDO, H. OHNUMA, S. ISHIGAKI, K. KAWAKAMI, and W. J. MCGUIRE: 1976 Elevated Temperature Design Symposium, (1976), p. 7 [ASME]
- 8) T. P. RICH, P. G. TRAY, and D. J. CARTWRIGHT: *Engineering Fracture Mechanics*, 9 (1977), p. 341
- 9) T. P. RICH and D. J. CARTWRIGHT: *Case Studies in Fracture Mechanics*, ARMY Material and Mechanics Research Center, AMMRC MS 77-5, June (1977)
- 10) C. J. BOYLE, R. M. CURRAN, D. R. DEFOREST, and D. L. NEWHOUSE: Presented at ASTM 68th Annual Meeting, June 13-18 (1965)
- 11) S. YUKAWA, D. P. TIMO, and RUBIO: *Fracture*, Ed. by H. LIEBOWITZ, 5 (1969), p. 65 [Academic Press]
- 12) D. KALDERON: *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 186 (1972), p. 341
- 13) R. VISWANATHAN and S. J. HUDAK, Jr.: *Met. Trans.* 8A (1977), p. 1633
- 14) L. D. KRAMER and D. D. RAUDOLPH: 1976 ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction, (1976), p. 1 [ASME]
- 15) J. WATANABE, et al.: Presented at NACE Conference Corrosion 77, San Francisco, California, March 14-18 (1977)
- 16) S. MIMA, J. WATANABE, Y. NAKAJO, Y. MURAKAMI, and J. MCGUIRE: 1976 Elevated Temperature Design Symposium, (1976), p. 15 [ASME]
- 17) A. R. ROSENFELD and C. N. REID: *Case Studies in Fracture Mechanics*, ARMY Material and Mechanics Research Center
- 18) T. E. DAVIDSON, J. F. THROOP, and J. H. UNDERWOOD: *ibid*
- 19) H. F. MOORE, W. M. MURRAY, J. ALMEN, O. J. HORGER and P. R. KOSTING: *Surface Stressing of Metals*, (1946), p. 143 [ASM]