

JPDR 圧力容器の構造安全性の評価

1974年10月

日本原子力研究所

Japan Atomic Energy Research Institute

JAERI レポート

この報告書は、日本原子力研究所で行なわれた研究および技術の成果を研究成果編集委員会の審査を経て、不定期に刊行しているものです。

研究成果編集委員会

委員長 山 本 賢 三 (理事)

委 員

天野 恕 (製 造 部)	柴田 長夫 (技術情報部)
石原 豊秀 (東海研究所長付)	野村 末雄 (材料試験炉部)
磯 康彦 (企 画 室)	原田吉之助 (物 理 部)
大西 寛 (原子炉化学部)	平田 実穂 (動力炉開発管理室)
大森 栄一 (技術情報部)	深沢 邦武 (研究炉管理部)
小幡 行雄 (物 理 部)	堀田 寛 (高崎研・研究部)
桂木 学 (原子炉工学部)	三井田純一 (原子炉工学部)
菊池 武雄 (燃料工学部)	山崎彌三郎 (原子炉工学部)

入手 (資料交換による)、複製などのお問合わせは、日本原子力研究所技術情報部 (〒319-11 茨城県那珂郡東海村) あて、お申しこみください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会情報サービス事業部 (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 Report

Published by the Japan Atomic Energy Research Institute

Board of Editors

Kenzo Yamamoto (Chief Editor)

Hiroshi Amano	Kunitake Fukasawa	Kichinosuke Harada	Mitsuho Hirata
Hiroshi Hotta	Toyohide Ishihara	Yasuhiko Iso	Satoru Katsuragi
Takeo Kikuchi	Junichi Miita	Sueo Nomura	Yukio Obata
Eiichi Ohmori	Hiroshi Onishi	Nagao Shibata	Yasaburo Yamazaki

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

編集兼発行 日本原子力研究所
印 刷 科学図書印刷株式会社

JPDR 圧力容器の構造安全性の評価

日本原子力研究所 東海研究所

藤村理人	宮園昭八郎	植田脩三
古平恒夫	柴田勝之	磯崎敏邦
大場敏弘	川村隆一	松本正勝
生田目	宏*	坂本文男

(昭和 48 年 11 月 21 日 受理)

要 旨

JPDR 用圧力容器の内壁はステンレス鋼で肉盛溶接したクラッド部から成っているが、原子炉の運転時にこの圧力容器内壁は熱的ならびに内圧による機械的負荷を受けるので、構造安全性の立場からクラッド部は十分な延性を有していることが望ましい。この報告書では 1966 年に同圧力容器上蓋クラッド部で検出されたヘア・クラックの発生原因を調べるために、初めに肉盛溶接部の機械的ならびに金属学的性質に関して実施したいくつかの試験結果について述べた。

次に同圧力容器の構造上の安全性を確認するために、3 個の圧力容器モデルを用いて行なった試験結果に関して記述してある。これらのモデル試験は同一形状の 2 個のノズルを有する JPDR 用圧力容器の 1/3 スケールモデル 2 個および異なった形状の 4 個のノズルを有する 1/3 スケールモデル 1 個を用いて実施した。まず、それぞれの 3 個のモデルに 120, 150 および 110 kg/cm² の静的内圧を負荷したときのひずみ分布をひずみゲージを用いて測定したのち、最大応力発生点のノズル部内側コーナに人工切欠きを加工して、内圧繰返し試験を実施した。この内圧繰返し時にこの人工切欠きからのき裂の発生ならびに伝播はスメックゲージ（電気抵抗法）およびクラックゲージを用いて計測した。これらの試験結果は光弾性モデルおよび小型単軸試験片等から得られた結果と比較して、応力集中係数、疲れき裂の発生および伝播、疲労強度減少係数等に関して両者に密接な関係のあることが明らかとなった。

以上の試験結果から判断して、JPDR 用圧力容器は破断までの繰返し数は 60,000 サイクル以上となることが推定された。

* 三菱重工業株式会社 神戸研究所 東海試験場

Integrity Assessment for JPDR Pressure Vessel

Tadato FUJIMURA, Shohachiro MIYAZONO, Syuzo UEDA,
Tsuneo KODAIRA, Katsuyuki SHIBATA, Toshikuni ISOZAKI,
Toshihiro OBA, Ryuichi KAWAMURA, Masakatsu MATSUMOTO,
Hiroshi NAMATAME,* and Fumio SAKAMOTO

Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute

Received November 21, 1973

Abstract

Steel pressure vessels of the Japan Power Demonstration Reactor (JPDR) are constructed with stainless steel weld overlay liners on their inner wall. Since the stainless steel overlay cladding is subjected to thermal and internal-pressure loads in reactor operation, it is desirable for the cladding to have higher ductility from the standpoint of structural integrity. In this paper are firstly included several fundamental surveys concerning the mechanical properties and metallographic observations of the overlaid weldment in order to investigate the hair cracks which were detected in the inner surface of its top head in 1966.

This paper also describes the experimental results of three pressure vessel models of JPDR pressure vessel. These model tests were carried out concerning two 1/3 scale models of JPDR pressure vessels with two same nozzles and one 1/2 scale model with four different nozzles. Firstly, the strain distribution induced in the nozzles by 120, 150 and 110 kg/cm² static internal pressure respectively was determined using many strain gages. Then, after machining a notch in the inner sides of the nozzles, in which the maximum stress exists, crack propagation length under cyclic internal pressure was measured by an electric resistance probe (Smeck) gage and crack gage. They were compared with the experimental results which were obtained using the photoelastic models and small axial specimens, so that it was verified for them to have some close connections between their experimental results of stress concentration factor, fatigue crack initiation and propagation, fatigue strength reduction factor and etc.

From those results, the following conclusion was drawn; The number of cycles to failure for the JPDR pressure vessel was estimated to be greater than 60,000.

* Tokai Laboratory, Kobe Technical Institute, Mitsubishi Heavy Industries, LTD.

目 次

1.	はし が き	1
2.	ステンレス鋼クラッドの冶金的性能（ヘヤ・クラックを発生する要因について）	6
2.1	肉盛り溶接部の性能に及ぼす溶接後熱処理の影響	6
2.1.1	実 験 方 法	6
2.1.2	実 験 結 果	8
2.1.3	考 察	11
2.1.4	ま と め	14
2.2	溶接後熱処理による肉盛り溶接部の性能劣化の要因	14
2.2.1	実 験 方 法	15
2.2.2	実験結果および考察	15
2.2.3	ま と め	20
3.	理論的考察によるクラッドき裂の圧力容器に及ぼす影響	21
3.1	静的荷重についての検討	21
3.2	繰返し荷重についての検討	22
3.3	疲れき裂の生長と不安定破壊についての検討	23
3.3.1	き裂生長についての計算	23
3.3.2	不安定破壊限界き裂長さについての計算	23
4.	小型試験片による静的および低サイクル疲れ試験	25
4.1	光弾性モデルによる試験	25
4.1.1	試 験 目 的	25
4.1.2	試 験 片	25
4.1.3	試 験 結 果	26
4.1.4	考 察	28
4.2	クラッド試験材の製作	28
4.2.1	母材試験板	28
4.2.2	試験板のクラッド施工	28
4.2.3	試験片の製作	28
4.3	静的機械試験	28
4.3.1	試 験 目 的	28
4.3.2	供試試験片および試験方法	28
4.3.3	試 験 結 果	31
4.3.4	考 察	37
4.4	低サイクル疲れ試験	37
4.4.1	試 験 目 的	37
4.4.2	試 験 方 法	38
4.4.3	試験結果とその考察	39
4.4.4	ま と め	41
4.4.5	補 遺	42
5.	圧力容器モデルの内圧繰返し試験	43
5.1	試 験 目 的	43
5.2	圧力容器モデルの製作	43
5.2.1	設 計	43
5.2.2	材 料	43
5.2.3	ノズル内面のクラッド施工	47

5.2.4	試験・検査成績	47
5.3	内圧負荷試験装置	49
5.3.1	設計条件	50
5.3.2	制御装置	52
5.3.3	安全装置	53
5.3.4	申子	53
5.3.5	モデル容器の温度保持	55
5.4	静的内圧試験	55
5.4.1	ひずみ計測	55
5.4.2	試験結果	56
5.5	内圧繰返し試験	63
5.5.1	人工切欠き加工	64
5.5.2	き裂伝播計測	65
5.5.3	試験経過	66
5.5.4	試験結果	68
6.	構造安全性についての評価	80
6.1	第1号モデル	80
6.2	第2号モデル（第1号モデル試験結果との比較）	81
6.3	第3号モデル（第1, 2号モデル試験結果との比較）	83
7.	結 言	85
謝 辞		87
文 献		88
付 録	“Outline of the Report”	90

Contents

1. Introduction	1
2. Metallurgical and Mechanical Characteristics of Stainless Steel Overlaid Cladding	6
2.1 Effect of Post-Weld Heat Treatment on Mechanical Properties of Overlaid Cladding.....	6
2.1.1 Experimental Procedure	6
2.1.2 Experimental Results.....	8
2.1.3 Discussion	11
2.1.4 Conclusions	14
2.2 Metallurgical Studies of Overlaid Cladding.....	14
2.2.1 Experimental Procedure	15
2.2.2 Experimental Results and Discussion	15
2.2.3 Conclusions	20
3. Effect of cracks on Pressure Vessel	21
3.1 Study of Static Load	21
3.2 Study of Cyclic Load	22
3.3 Study of Fatigue Crack Growth and Unstable Fracture	23
3.3.1 Calculation of Fatigue Crack Growth	23
3.3.2 Calculation of Critical Crack Length of Unstable Fracture	23
4. Static and Low-Cycle Fatigue Tests by Uniaxial Small Specimens	25
4.1 Experiments by Photoelastic Models	25
4.1.1 Experimental Purpose	25
4.1.2 Test Specimens.....	25
4.1.3 Experimental Results.....	26
4.1.4 Discussions	28
4.2 Fabrication of Cladding Plates for Test	28
4.2.1 Base Metal Plates	28
4.2.2 Cladding Plates	28
4.2.3 Test Specimens	28
4.3 Static Tests.....	28
4.3.1 Experimental Purpose	28
4.3.2 Test Specimens and Experimental Procedure.....	28
4.3.3 Experimental Results.....	31
4.3.4 Discussion	37
4.4 Low-Cycle Fatigue Tests	37
4.4.1 Experimental Purpose	37
4.4.2 Experimental Procedure	38
4.4.3 Experimental Results and Discussion	39
4.4.4 Conclusions	41
4.4.5 Appendix	42
5. Cyclic Internal Pressure Tests of Pressure Vessel Models.....	43
5.1 Experimental Purpose	43
5.2 Fabrication of Pressure Vessel Models	43
5.2.1 Design	43
5.2.2 Materials	43

5.2.3	Cladding of Inner Nozzle Surface	47
5.2.4	Inspection Results	47
5.3	Internal Pressure Loading Apparatus	49
5.3.1	Design Condition	50
5.3.2	Control Apparatus	52
5.3.3	Safety Apparatus	53
5.3.4	Insert Block	53
5.3.5	Heat of Pressure Vessel Model	55
5.4	Static Internal Pressure Test	55
5.4.1	Strain Measurement	55
5.4.2	Experimental Results	56
5.5	Cyclic Internal Pressure Test	63
5.5.1	Machined Crack	64
5.5.2	Measurement of Crack Propagation	65
5.5.3	Experimental History	66
5.5.4	Experimental Results	68
6.	Structural Safety Assessment of Pressure Vessel Models	80
6.1	No. 1 Pressure Vessel Model	80
6.2	No. 2 Pressure Vessel Model	81
6.3	No. 3 Pressure Vessel Model	83
7.	Conclusions	85
	Acknowledgement	87
	References	88
	Appendix : Outline of the Report	90

1. は し が き

わが国における動力炉の開発は、エネルギー需要の不足を補うため、急速に進展している。なかでも軽水冷却型原子炉は、国内で多数の炉が建設されるとともに、いくつかの炉はすでに運転を開始している。

これらの軽水型原子炉の圧力容器は、核燃料を内包し、核反応を発生せしめる第一次の安全容器として、原子炉容器のなかで、破壊を許すことのできないもっとも重要な容器であり、構造設計上はとくに圧力部の第一次構造として重視している。

原子炉圧力容器は、破損確率を0とすることを目標とするが、現実の工学的観点からは $\sim 10^{-6}$ /年・機を破損確率の目標としている。このような重要構造物については、保守的な原子炉圧力容器設計コードにより設計製作を行なっているが、最近のように、原子炉の大型化の傾向、運転効率の改善のためには、いたずらに保守的な設計によるばかりでは、かえって、構造安全性をそこなう面もあり、経済性の要求と相まって合理的、かつ斬新な構造強度理論による圧力容器の構造設計が必要となってきた。

圧力容器構造上の重要な問題点は、圧力容器において局部応力を生ずる部材の低サイクル疲れ問題である。一次冷却材の出入口を構成するノズル部は、炉心より隔離して中性子照射の影響を受けない部分に取付けられているが、同部は形状上、局部的にピーク応力を生ずることは避けがたい。圧力容器構造設計は剛構造設計で、大部分は弾性設計を行なっているが、部分的には、応力不連続を生じたり、ピーク応力を生ずることは避けがたい。このような不連続な応力はしばしば降伏応力をこえ、局部塑性ひずみを生ずる。このような塑性ひずみは、原子炉運転の起動-停止の繰返しにより、低サイクル疲れによる損傷を受ける。低サイクル疲れ損傷によって疲れき裂が発生したときは、その伝播により限界き裂長さに達して、その後は、使用または試験条件により、ぜい性破壊に進展する可能性が考えられる。

一般に、原子炉の運転、起動は原子力プラントの寿命中約500回と考えられている。この程度の繰返し回数では低サイクル疲れ損傷は、なかなか生じ難いが、圧力容器の欠陥を考慮し、多軸荷重、熱荷重を重ねて論ずる場合、寿命安全係数として20をとれば、 10^4 サイクル疲れ挙動が疲れ設計上の一つの重要な課題となる。

日本原子力研究所は軽水冷却型原子炉導入のさきがけとして、1963年にアメリカより沸騰水型動力試験炉を導入した。同炉の圧力容器は、入念な構造設計を行なったにもかかわらず、約10,000時間の運転を経験した時点に

おいて、二つの構造安全上の問題点が派生した。その第一は、設計当初において、圧力容器壁における速中性子束はきわめて小さく、原子炉の寿命中に照射ぜい化の影響は十分小さく問題にならないと考えていたが、第1回の圧力容器鋼材の監視試験の結果、予想以上に照射ぜい化が大きいことが明らかになった。

これは、動力試験炉(JPDR)設計当時において、圧力容器鋼材の照射試験データの集積が十分でなかったこと、中性子束分布の計算コードの不備、動力炉建設経験の不足により、照射ぜい化について考慮が十分でなかった結果であった。その後、研究炉における照射試験データが蓄積されると、照射ぜい化はJPDR圧力容器の構造安全性について評価する上に大きな課題となった。この問題については、研究が終了しすでに成果報告を刊行して、構造安全性に関する評価が確立された¹⁾²⁾。

JPDR圧力容器の第二の問題点は、圧力容器の内面に肉盛りしたステンレス鋼にヘア・クラックが発見されたことによって生じた。

圧力容器の内面のステンレス鋼肉盛り部の微細なヘア・クラックの発生は、アメリカにおいても原子炉コンポーネントに発生している。その原因の詳細は後述するが、主として溶接肉盛り条件の選定の不良に起因している。このため、このようなヘア・クラックは全面的に避けがたいものと考えざるを得ない。すなわち、ノズル部のような高応力部にも避けがたいものと断定できる。ノズル部では、前述のようなピーク応力を生じているので、その部分にヘア・クラックが存在した場合は、切欠き効果により、き裂の発生が促進され、破断寿命がいちじるしく短縮されることも予想される。

以上の構造安全上の問題点は、JPDRの運転継続の安全性の重大な課題となるばかりでなく、その後に予定されている、同炉の出力上昇計画(JPDR-II計画)に関連した重要課題と考えられるに至った。このため、日本原子力研究所では、JPDR圧力容器の構造安全性を究明するため、プロジェクト研究を進めることになった。

圧力容器上蓋に発生したヘア・クラックの発生状況については後述するような、綿密な調査が行なわれた。上蓋部のヘア・クラックは機械切削して取除き、クラッド施工によって完全に補修された。しかしながら、圧力容器底部および胴部は、放射化されていることなどの理由により、ヘア・クラックの存在を確認することもなかなか困難であり、さらに補修することは全く不可能である。このため、圧力容器の下部のヘア・クラックの存在の可否を検査するとともにヘア・クラックの発生の原因

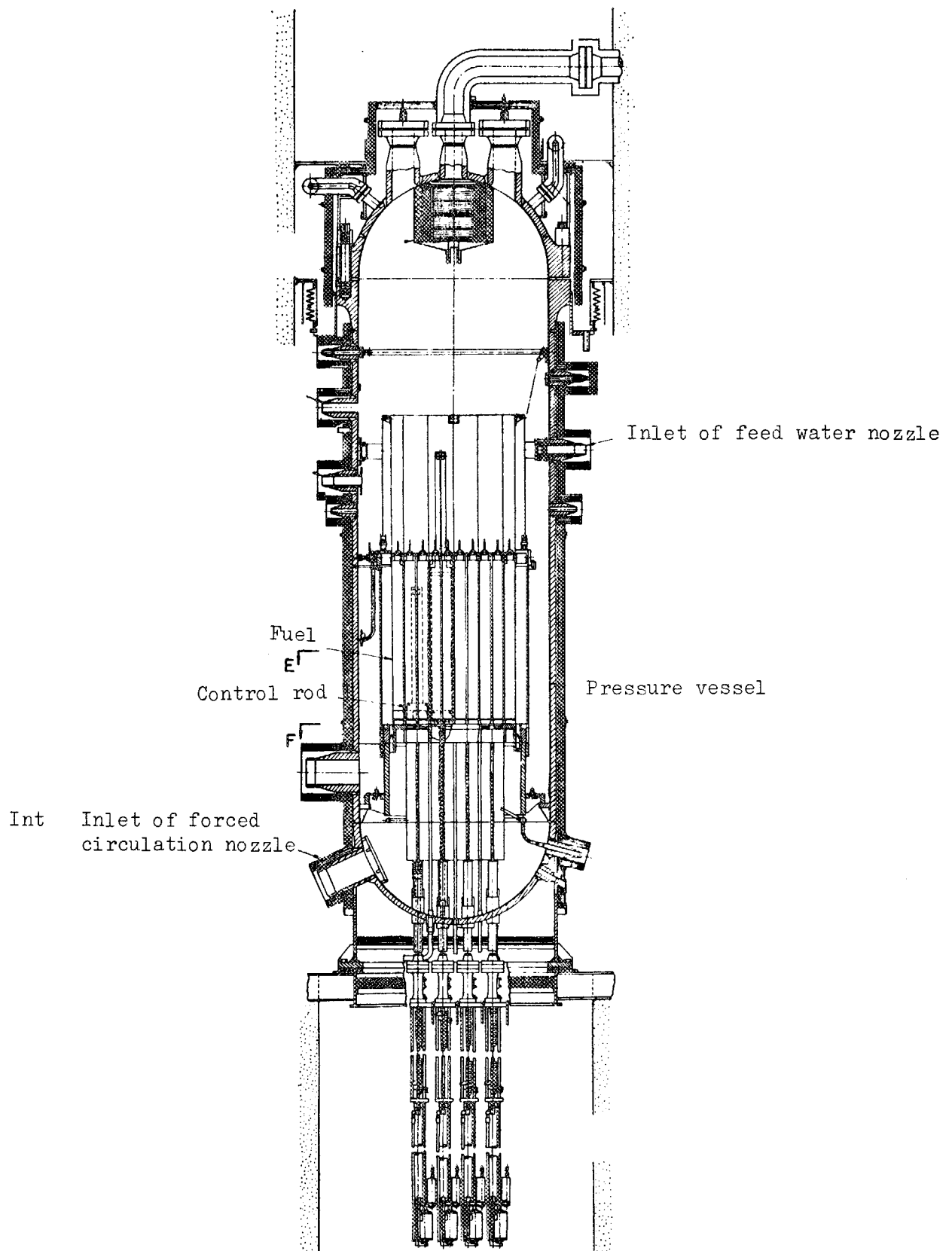


Fig. 1.1 JPDR pressure vessel.

TABLE 1.1 Specification of JPDR pressure vessel

Inner diameter	2,083 mm
Inner height	8,535 mm
Thickness of shell	67 mm
Thickness of cladding	6.4 mm
Pressure, Operating	61.5 kg/cm ² G
Design	77.3 kg/cm ² G
Testing	116 kg/cm ² G
Temperature, Design	343°C
Materials, Shell and heads	Low alloy steel [ASTM A 302B Mod. (A 302C)]
Flanges	ASTM A 336-Code case 1236

を究明し、さらに、ヘア・クラックの存在が確認された場合においても、原子炉運転の続行に際して、圧力容器の健全性に重大な影響を及ぼさないことを確認するため、原研においてプロジェクト研究が組まれた。

JPDR 圧力容器は、Fig. 1.1 に示すような形状を有している。同圧力容器の主な仕様は TABLE 1.1 に示すとおりである。すなわち、Mn-Mo 系低合金鋼製であって、その内面は、ステンレス鋼溶接棒によってクラッド溶接を施工してある。そのクラッド施工の目的は、腐食防止の観点よりも、一次冷却軽水のよごれを防ぐことを主眼としている。従来、圧力容器クラッドでは、ロール・クラッド、またはステンレス鋼板のスポット溶接などによっていた場合もあったが、TABLE 1.2 に示すように海外の原子炉においてもいくつかのトラブルを生じており、現在では、圧力容器のクラッドはすべて溶接肉盛り施工

によって実施されている。

JPDR 圧力容器のステンレス鋼溶接棒によるクラッド施工は、手溶接と自動溶接（サブマージ・アーク溶接）によって施工されている。すなわち、初層はすべて 309 系溶接棒により手溶接で施工し、第 2, 3 層は自動溶接の可能な部分は自動溶接、他は手溶接によって施工されている。施工完成後は、内表面を機械加工またはグラインダー加工によって仕上げ、さらにスポンジ・エメリーによる表面仕上げを入念に行なっている。

クラッド施工後、圧力容器は上蓋については、600～625°C、約 30 hrs の溶接後熱処理、胴および底部については、第 1, 2 層について 600～625°C、約 12 hrs の溶接後熱処理が施工され、第 3 層については溶接後熱処理は施工されていない。

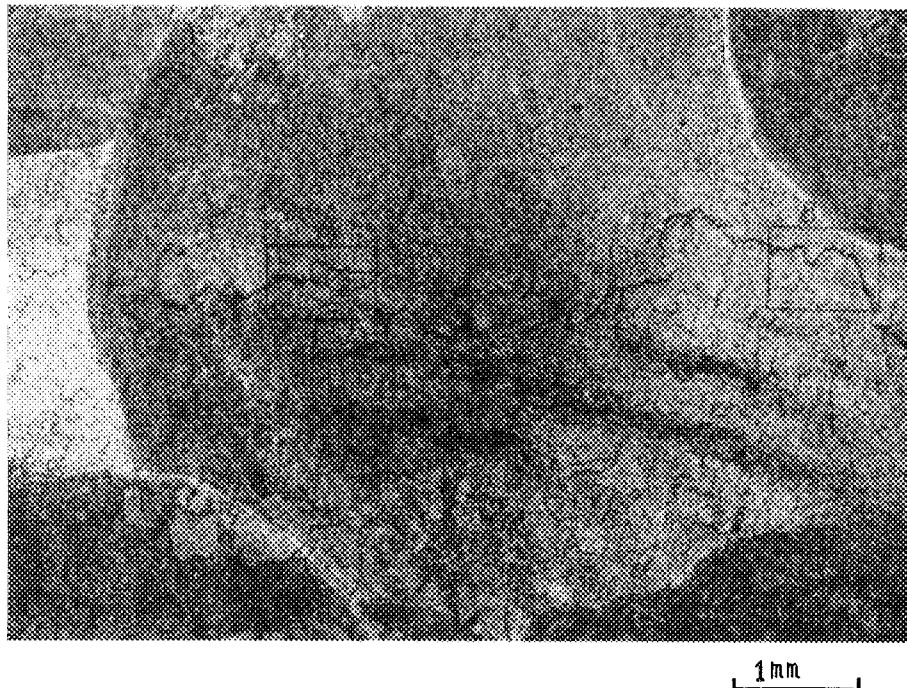
圧力容器の完成後は、染色探傷試験、超音波探傷試験、化学分析試験および厚み測定試験を実施してすべて合格している。その後、規定の圧力容器の水圧試験が実施された。

JPDR は、昭和 38 年 8 月臨界に達してより、昭和 41 年 5 月の定期検査まで、定格出力換算 5,060 hrs の運転が行なわれた。

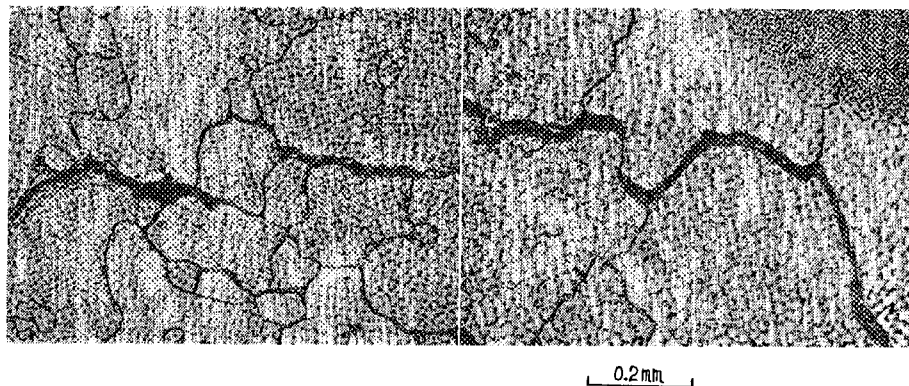
同定期検査において、上部ヘッドのクラッドにヘア・クラックが発生していることが確認された。発生状況は、上蓋のフランジ部よりヘッド内面にそって、500～1,500 mm にわたる手溶接部に生じており、自動溶接部にはほとんど発生していない。ヘア・クラックの長さは平均 5～10 mm 程度が多く、もっとも長いもので 25 mm

TABLE 1.2 Examples of occurrences of the fine cracks on reactor components

Reactors	Elk River	EBWR	Yankee I	Savannah River
Types of reactor	BWR	BWR	PWR	PWR
Out-put power	22 MWe	5 MWe	175 MWe	
Components	Pressure vessel	Pressure vessel	Pressure vessel and Pressure	Pressurizer
States of trouble	Occuring on the flange cladding, and especially on the manual welds.	Occuring in the rear of spot and seam welds, especially on the steam region. Crack appearance is both intergranular and trans-granular types.	Occuring on the spot welds.	Occuring intergranular cracking on 2 locations of the inlet nozzles.
Source of trouble	Probably stress corrosion cracking, observed austenitic and structure.	Badness of cladding performance and low cycle fatigue on the component.	Experience of a lot of oxygen contents in the pressurizer.	Probably stress corrosion cracking.
Treatment for trouble	Repair welding.	Monitoring by testing samples and survey on the source of trouble.		



(a) Macrograph near hair cracks



(b) Microphotograph of hair cracks

Fig. 1.2 Hair cracks in weld overlay inside of the top of JRDR pressure vessel.

であった。クラックの幅は染色探傷試験で発見可能な程度であった。クラックの深さは、クラッド厚さ 6.4 mm に対して、表面より 2 mm のものが 70% で、5% 程度の数のクラックが、クラッド-母材界面近くまで進展していた。しかし母材へ進展しているクラックは存在しなかった。以上のヘア・クラックの深さは、補修のため、機械切削時に確認したものである。発生したヘア・クラックの状況を Fig. 1.2 に示す。このようなヘア・クラックの発生原因の追究が行なわれたが、その第一の要因はクラッド溶接施工条件の選択が不適当であったと考えられた。すなわち、自動溶接部ではほとんどヘア・クラックが発生しておらず、同部のステンレス鋼溶接金属のフェライト量は 7.5~10% であった。これに反して、手溶接部では、フェライト量が 2.5~7.5% であり、従来、この程度ではクラックが発生すると考えられなかった。

また溶接金属の化学成分は Cr/Ni 比が 1.7 程度であり、これは、Cr/Ni 比が 1.9 以下であるときクラックを発生するとする通説と合致している。

クラッド施工に使用した溶接棒の化学成分については、Cr/Ni 比が十分大きかったから、Cr/Ni 比の減少は溶接施工条件の選択のあやまりと考えることができる。すなわち、溶接金属中の Cr は溶接電流が過大であるとき消失する傾向を有している。さらに、圧力容器母材の溶接後熱処理によるフェライト量の低下のため、クラック発生感度が高くなることは明らかである。

第2の要因として応力腐食によるヘア・クラックの発生が考えられる。すなわち、クラッド部には、母材との熱膨張係数の相異により残留応力が発生する。この残留応力は溶接後熱処理によっても、除去することは不可能であって、同部の残留応力は約 20 kg/mm² と考えられ

た。このような、応力をうけたステンレス鋼クラッドは応力腐食割れを生ずる可能性を有しているが、原子炉に使用する一次冷却水の純度はきわめて良好で、電気伝導度 $<1 \mu\Omega/\text{cm}$, Cl イオン $<100 \text{ ppb}$ に保持され、多少の酸素が混在しても応力腐食割れを生ずるような水質条件にはなっていない。

以上の要因追求のほか溶接金属に対する中性子照射による影響についても検討したが、中性子照射量はきわめて低いので問題として取り上げる必要がなかった。

これらの要因を仮定して、クラッド部に発生するヘア・クラックの原因の究明に関する研究は著者らの手で進められ、ほぼその冶金的要因は明らかとなっている。

このような、種々の冶金的要因によるヘア・クラックの発生は、圧力容器の下部においても、全く同条件と考えるのが正しく、下部のうち とくに、強制循環ノズル・コーナは高応力部であると同時に、手溶接により、クラッドを施工しているので、溶接条件も悪く、ヘア・クラックが発生している確率は大きいと考えられる。

圧力容器の上蓋のクラッド部に発見されたヘア・クラックは、圧力容器胴部または底部にも発生していることが推測された。このため、これらの部分の検査を実施した。とくに高応力部となっている強制循環ノズルおよびフランジ部については詳細な検査が行なわれた。検査の方法は、ボア・スコープによる遠隔写真測定、超音波検査およびスメック・ゲージが並用して実施された。これらの詳細な検査の結果、三つの方法によって同一のインジケーションが強制循環ノズルの一部にあらわれた。そのヘア・クラックの形状は深さ約 1.5 mm 、長さ 6 cm 程度のものがいくつか存在すると認められるものである。

る。これらのクラックの発見位置は必ずしも、ノズル・コーナの最高応力部ではないけれども、検査が遠隔操作法によっているため、ノズル・コーナの最高応力部においてもヘア・クラックが存在する可能性は考えねばならない。

そこで、ヘア・クラックの圧力容器の強度へ及ぼす影響については、強制循環出口ノズル・コーナの最高応力部に、ヘア・クラックが発生していると仮定して、応力評価を行なうことになった。

応力評価の方法は、第一に圧力容器製造時における測定データおよび設計諸元をもとにして実施し、さらに、そのうち、重要な問題点について、静的応力、低サイクル疲れについて、試験片による試験を実施した。構造物の低サイクル疲れ挙動は、必ずしも試験片データと一致しないところがあるので、さらに、圧力容器モデルによる内圧繰返し試験を実施して、ヘア・クラックの圧力容器構造に及ぼす影響を確認することにした。

本研究においては、まず JPDR 圧力容器の内面ステンレス鋼クラッドに発生したヘア・クラックの発生原因を追明するため、ステンレス鋼クラッドの冶金的性能について研究して、ヘア・クラックを発生する溶接施工条件を明確にするとともに、溶接後熱処理がステンレス鋼クラッドの性能劣化を生ずる状態を把握した。

次に、クラッド・き裂の構造強度に及ぼす影響について、理論的解析を行ない、さらに試験片試験により実施した低サイクル疲れ試験と圧力容器モデルの内圧繰返し試験の結果をまとめ、実機の圧力容器と対応せしめて構造安全性の評価を行なったものである。

2. ステンレス鋼クラッドの冶金的性能（ヘア・クラックを発生する要因について）

2.1 肉盛り溶接部の性能に及ぼす溶接後熱処理の影響³⁾

肉盛り溶接施工法とヘア・クラックの関係については、施工会社による検討が加えられ、クラッドの Cr 量がかかなり低下していることがわかり、容器上蓋については補修溶接が行なわれた。

JPDR において、ヘア・クラックの存在する部分のクラッドを切出し、詳細な金属組織学的観察を行なった結果は、近藤ら⁴⁾により報告されている。それによれば、ヘア・クラックは、被覆アーク溶接クラッドのオーステナイト+フェライト（または、マルテンサイト）の 2 相組織には認められず、オーステナイト単相のビードに発生しており、ヘア・クラックの一部は貫粒の形式をとるが、ほとんどオーステナイト・デンドライトを貫通している。そして、クラックの進展経路は、クラッド表面から母材側へ向かって、内部へ進んでいったことを示している。電子顕微鏡観察結果、化学分析および X 線マイクロアナライザーによる主要元素の分析結果からも、肉盛り溶接クラッドが、かなり希釈されたことが明らかにされた。JPDR 冷却用軽水の純度は、6 ppb Cl⁻、35 ppm O₂（上部鏡板付近：ここでは蒸気と水の 2 相流となるため不純物濃度が増加する。）および 0.3 ppm O₂（下部鏡板付近）であり、ヘア・クラックは上部鏡板付近に多く発生していること、および上記の観察結果から、応力腐食割れにより表面からき裂を生じた可能性を指摘している。

これに対して、著者らはオーステナイト地に数パーセントのフェライトを晶出させ、健全な肉盛り溶接施工を行なったクラッドは、応力腐食割れ感受性も低く、軽水冷却型原子炉の高温高圧水環境では、応力腐食割れによりヘア・クラックが生ずることはほとんどないと考えている。肉盛り溶接クラッドは、ヘア・クラックに留意するばかりでなく、クラッドの強度、延性およびじん性にもじゅうぶん注意を払う必要がある。

2.1 ではこのような観点から、圧力容器製造時において、クラッドの健全性（強度、延性およびじん性）をそこの要因の一つであると考えられる溶接後熱処理に着目し、肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響を明らかにすることを目的とした。すなわち、ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Nuclear Vessels (1971) によれば、原子炉圧力容器の製造に際

して、容器の溶接継手について、1,100°F (593°C) 以上で、1 インチあたり 1 時間以上の溶接後熱処理を行なうよう規定されており、製造工程においてはしばしば 50 時間程度におよぶこともある。この熱処理は低合金鋼溶接継手の残留応力除去および調質のため施されるものであり、ステンレス鋼肉盛り溶接部に対して行なわれるものではない。そのためステンレス鋼肉盛り溶接クラッドにおいては、鋭敏化処理を施した結果となり、クラッドの性能劣化を生ずるため、肉盛り溶接部の熱履歴を受けた後の性質を検討することは重要である。

これらのステンレス鋼クラッドの冶金的性能に関する研究は、後述の切欠きを有する場合の圧力容器モデル試験における、切欠き相当のき裂の発生要因を究明する上に重要な役割を果たした。

2.1.1 実験方法

(1) 供試材および溶接施工条件⁵⁾

本実験に供した母材は、板厚 30 mm の JIS G 3120 SQV 2A (ASTM A 533 Grade B Class 1 相当) 鋼であり、現在、原子炉圧力容器用鋼材として広く用いられている焼入れ、焼もどし処理の Mn-Mo-Ni 低合金鋼である。供試材料における母材の化学成分、機械的性質、肉盛り溶接施工条件および溶接金属の化学成分とフェライト量を TABLE 2.1 に示す。

肉盛り溶接は、1 層目 309 L 改良材、2 層目 308 L 材のフープ (0.45×50 mm) を用い、D 308 を目標規格として、サブマージ・アーク溶接を行なった。クラッド部のフェライト量は、現用の圧力容器製造条件を考慮し、5% および 10% の 2 レベルとした。なお、TABLE 2.1 に示した肉盛り 1 層目の分析は、ボンド部近傍の希釈の程度をみるため、母材のすぐ近くから試料を採取して行なったものであり、D 308 の規格より若干はずれているが、2 層目の分析値は規格内にある。

現在、フェライト量は、金属組織観察により決定する方法、X 線回折により求める方法、溶接金属の化学成分から計算により Schaeffler の組織図または Delong ら⁶⁾ の組織図を用いて求める方法およびフェライト・インデキータ、パーマスコップ、マグネゲージ等の測定器を用いて磁氣的にフェライト量を決定する方法がある。金属組織観察および X 線回折によりフェライト量を求めるのは繁雑であり、実用上一般的でない。磁氣的測定方法は、簡便であるが、絶対値を正確に把握して、フェライト量を議論するには問題がある。しかしながら、マグネ

TABLE 2.1 Tested plate for overlaid cladding

(a) Chemical composition of base metal

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Total Al	N	Ceq
A 533 Gr. B	<0.25	0.13 ~0.32	1.10 ~1.55	≤0.035	≤0.040	0.37 ~0.73	—	—	0.41 ~0.64	—	—	—
Tested plate	0.19	0.32	1.27	0.013	0.005	0.58	0.13	0.24	0.51	0.047	0.0107	0.582

(b) Tensile properties of base metal

	Heat treatment*	Location	Orientation	0.2% yield strength (kg/mm ²)	Ultimate tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
A 533 Gr. B	Q-T	—	—	≥35	56-70	≥18	—
Tested plate	N-Q-T	Top 1/4 T	Longitudinal	59.3	72.0	26.6	62.0
			Transverse	59.1	71.3	25.9	60.3
		Bottom 1/4 T	Longitudinal	58.3	71.8	26.7	61.3
			Transverse	58.7	71.6	25.9	65.2

* N : Normalizing (1.5 hours at 920°C.....Accelerated cooling)

Q : Quenching (1.5 hours at 880°C.....Water quenching)

T : Tempering (1.5 hours at 680°C.....Accelerate cooling)

(c) Welding procedure for overlaid cladding

Base metal	Electrode (0.45×50 mm)		Welding performance					
	1st layer	2nd layer	Polarity	Arc voltage	Welding current	Welding speed	Interpass temperature	Welding process
A 533 Gr. B	309 L-Mod.	308 L	SP	27V	800 A	20 cm/min.	100-150°C	Submerged arc welding

(d) Chemical composition and ferrite contents in weld metal

Weld metal composition No.		Chemical composition (%)								Percent ferrite as welded (%)		
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	N	Nb+Ta	α_S	α_D	α_M
1	1st layer	0.068	0.54	1.55	10.07	18.88	0.10	0.030	tr.	4	4	—
	2nd layer	0.048	0.67	1.70	10.57	19.05	0.15	0.030	tr.	5	5.5	5.2
2	1st layer	0.076	0.61	1.53	8.08	17.86	0.16	0.030	tr.	7.5	7	—
	2nd layer	0.065	0.69	1.44	9.00	19.37	0.15	0.025	tr.	9	9.5	10.2

S : From the Schaeffler diagram.

D : From the Delong diagram.

M : Magne gauge.

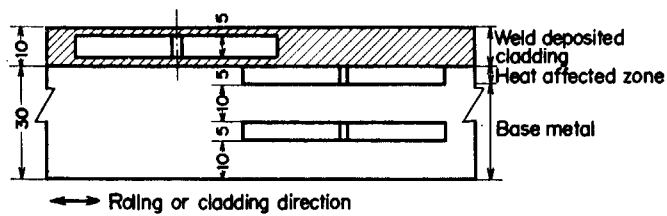
ゲージは、Delong⁶⁾によれば、金属組織観察により求めたフェライト量と良好な一致を示したと報告されており、また、著者らの研究においても、Schaeffler および Delong らの組織図によるフェライト量と TABLE 2.1 に示すようにほぼ一致している。なお、溶接のままを除き、溶接後熱処理によるフェライト量の変化を調べる場合に、Schaeffler および Delong らの組織図よりフェライト量を決定する方法は、現実に適用できないため、本研究ではマグネゲージによるフェライト測定値を採用した。

(2) 溶接後熱処理および試験片の採取

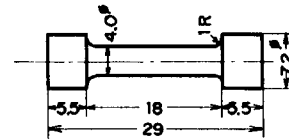
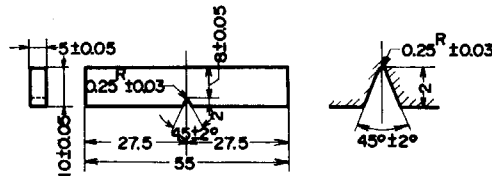
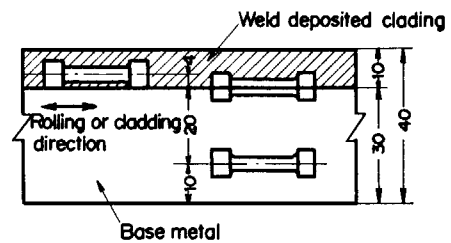
肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響を調べるため、熱処理条件の選択は、ASME Boiler and Pressure Vessel Code および原子炉圧力容器製造工程を考慮して、熱処理温度は、600, 625, 650°C、熱処理時間は20~100時間とした、肉盛り溶接部の性能を評価するための試験として、シャルピー衝撃試験（ハーフサイズ）微小引張り試験および側曲げ試験を実施した。

本研究に使用したそれぞれの試験片の採取位置および形状を Fig. 2.1 に示す。同図(a)は、シャルピー衝撃試

(a) Half-size V-Charpy impact test specimen



(b) Micro tensile test specimen



(c) Guided side-bend test specimen

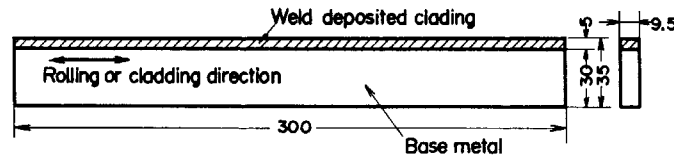


Fig. 2.1 Location of specimens and their shapes.

試験片の形状および採取位置を示し、クラッド部、母材熱影響部および母材原質部からそれぞれ採取した。形状は、2mmV ノッチの JIS Z 3112 の 4 号試験片の肉厚を 1/2 にしたものに相当する。同図 (b) は、微小引張り試験片の形状および採取位置を示し、クラッド部、ボンド部および母材原質部よりそれぞれ採取している。同図 (c) は、側曲げ試験片の形状を示す。いずれの試験片も、その長手方向を溶接および圧延方向と一致させて採取した。試験にあたって繰返し数は、シャルピー衝撃試験では 3 回、微小引張り試験では 2 回、側曲げ試験では 2~4 回とした。なお、これらの諸試験において、微小引張り試験では降伏強さ (または 0.2% 耐力)、引張り強さおよび、のび、衝撃試験では衝撃値、側曲げ試験では 180° 型曲げにおける割れの発生を求め、肉盛り溶接部の性能を評価した。

2.1.2 実験結果

(1) 母材性能試験

a) 微小引張り試験

溶接後熱処理として、600, 625 および 650°C の各温度に 20 時間保持した母材試験片の微小引張り試験 (常温試験) 結果を Fig. 2.2 に示す。同図から明らかなように、溶接のまま (後熱処理なし) の結果と比較して、溶接後熱処理を施しても母材の降伏強さ、引張り強さおよびのびなどの機械的性質は、大きく変化しないことがわかる。

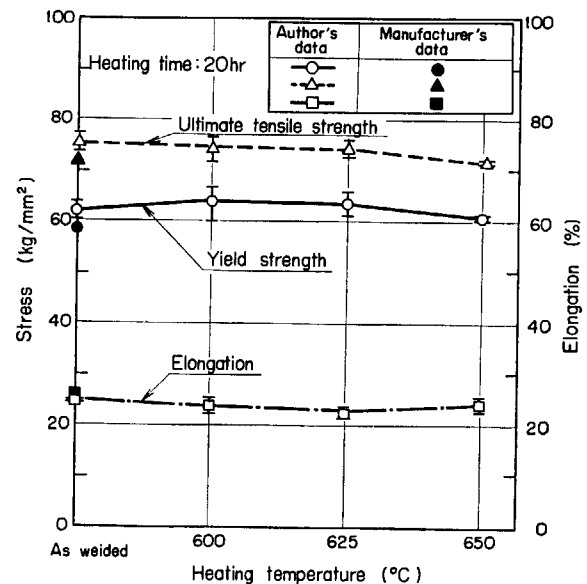


Fig. 2.2 Effect of heating on the tensile properties in base metal.

b) シャルピー衝撃試験 (ハーフサイズ)

Fig. 2.3 は、母材原質部および母材熱影響部の常温におけるシャルピー衝撃値におよぼす溶接後熱処理の影響を示したものである。600, 625 および 650°C の各温度において 20, 50 および 100 時間の溶接後熱処理を行なって実験に供した。

母材試験片では、600 および 625°C の熱処理の場合、

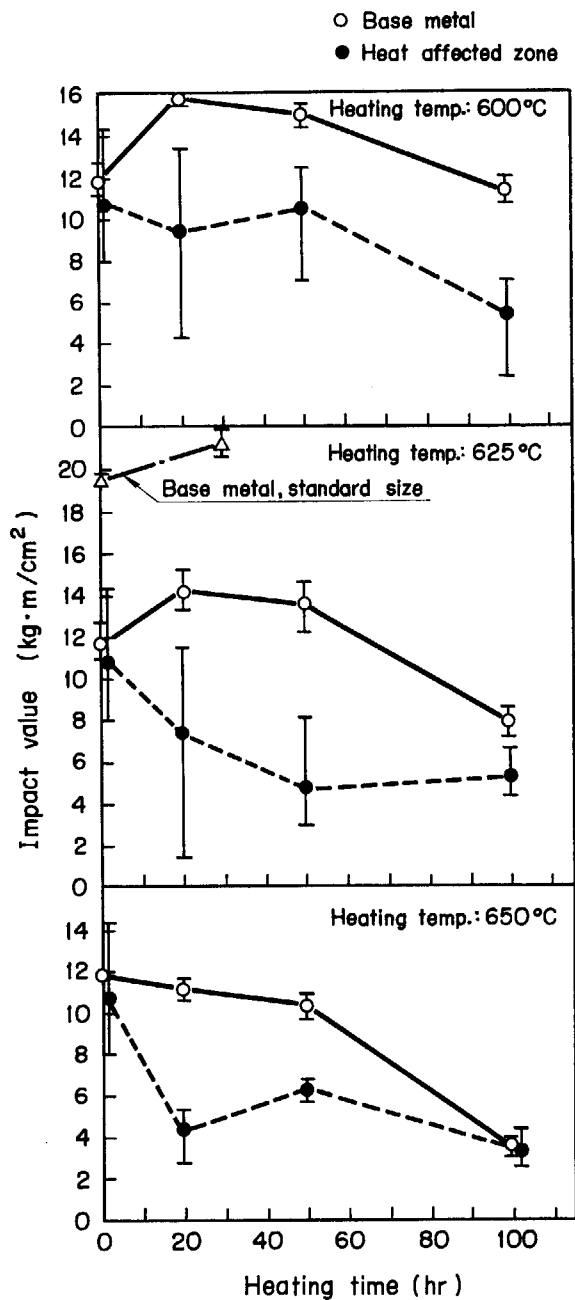


Fig. 2.3 Effect of heating on the V-Charpy impact property of base metal and heat affected zone.

ほぼ同様の傾向を示す。すなわち、溶接のまま（後熱処理なし）に比べ、50 時間熱処理まで衝撃値は高く、100 時間処理で若干低下する傾向を示す。しかしながら、650°C においては、50 時間熱処理で衝撃値が漸減し、100 時間熱処理で衝撃値はかなり低下する。なお、600, 625°C—50 時間熱処理で、溶接のまま（焼入れ、焼もどし処理）の場合より衝撃値が高くなる現象は、日本溶接協会原子力研究委員会 FI 小委員会の結果⁷⁾（625°C—30 時間熱処理）と傾向が一致している。

いっぽう、母材熱影響部試験片の場合、実験値にかなりのバラツキはあるが、625 および 650°C の熱処理で衝撃値の低下が、熱処理温度の増加につれて顕著になる傾

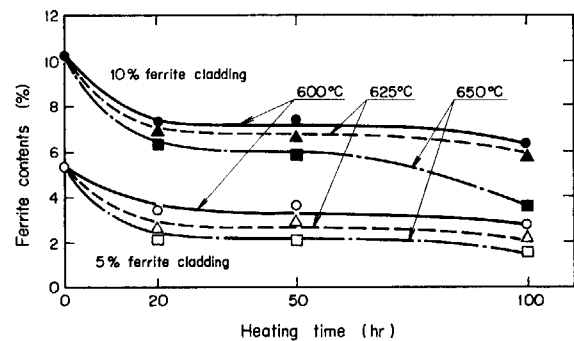


Fig. 2.4 Effect of heating on ferrite contents in austenitic stainless steel weld metal.

向が認められる。

(2) クラッド部の性能試験

a) 溶接後熱処理によるフェライト量の変化

Fig. 2.4 は、溶接後熱処理によるフェライト量の変化を示したものである。フェライト量の測定は、ボンドからクラッド側へ 5~7 mm 離れた位置（第 2 層目）で、フェライト・マグネゲージを使用して行なった。なお、この際、母材の影響があらわれないように機械切削した後、希硝酸により腐食せしめて、母材の削除されたことを確認して測定した。溶接のままにおけるフェライト量として、5% および 10% を目標に溶接を行なったもの（フェライト・マグネゲージでは、それぞれ、2.5%, 10.2% である。以後、5% フェライト施工および 10% フェライト施工と呼ぶ。）のいずれの場合も、溶接後熱処理によるフェライト量の変化は類似している。すなわち、フェライト量は、600, 625 および 650°C のいずれの熱処理温度においても、20 時間後熱処理により急激に低下し、より長時間熱処理においてその減少傾向は小さくなり、また、熱処理温度の影響としては、高温に保持するほどフェライト量の減少は大きいことがわかる。

b) 微小引張り試験

Fig. 2.5 は、600, 625 および 650°C の各熱処理温度に 20 時間保持したクラッド試験片について、微小引張り試験を行なった結果を示したものである。溶接のまま（後熱処理なし）に比べて、熱処理試験片の 0.2% 耐力および引張り強さは低下するが、0.2% 耐力の場合はその低下傾向は小さく、また、溶接後熱処理温度の影響は認められず、ほぼ一定値となっている。引張り強さについては、10% フェライト施工の場合、0.2% 耐力と同様の傾向を示すが、5% フェライト施工の場合には、溶接後熱処理による低下が認められる。いっぽう、のびに関しては、650°C—20 時間熱処理の場合にバラツキが大きい。その他は、溶接後熱処理を施しても、顕著な変化は認められない。

c) シャルピー衝撃試験

Fig. 2.6 は、クラッドのシャルピー衝撃試験結果（試験温度：常温）を示したものである。溶接のまま（後熱

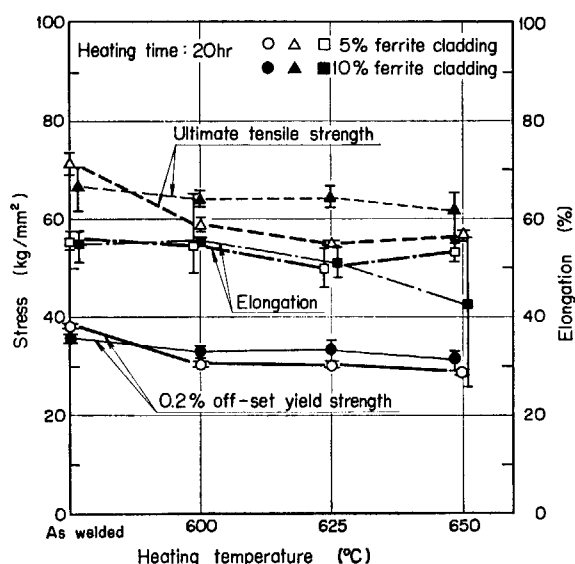


Fig. 2.5 Effect of heating on the tensile properties in austenitic stainless steel weld metal.

処理なし)に比べ、いずれの熱処理温度においても、20時間熱処理により衝撃値は急激に低下するが、さらに長時間熱処理の場合には、その後の衝撃値の減少は少ない。また、溶接のままでは、10% フェライト施工試験片の衝撃値が、5% フェライト施工試験片に比べて若干高いが、溶接後熱処理による衝撃値の低下傾向は、5% フェライト施工試験片より顕著であることがわかる。すなわち、5% フェライト施工では、溶接のままに比べて熱処理による衝撃値の低下は20%程度であるが、10% フェライト施工では、60%の減少を示している。なお、いずれの温度においても、シャルピー衝撃値の溶接後熱処理による低下は同様の傾向を示し、熱処理温度の影響は少ない。とくに強調すべき点は、熱処理によるフェライト減少傾向 (Fig. 2.4) と対比した場合に明らかなように、溶接後熱処理によるシャルピー衝撃値の低下傾向とフェライト量の減少傾向は相関関係があり、衝撃値の低下はフェライトの変化に起因することを示している。

(3) ボンド部の性能試験

a) 微小引張り試験

Fig. 2.7 にボンド部の微小引張り試験結果 (試験温度: 常温) を示す。600, 625 および 650°C の各温度に20時間保持することによって、溶接のまま (後熱処理なし) に比較して、降伏強さ、引張り強さおよび伸びが、高温で熱処理するほど低下することがわかる。なお、溶接後熱処理を施したものは、引張り試験中において、降伏を過ぎてからボンド部に微小き裂が発生し、破断にいたることが観察された。このことは、ボンド部の延性が、溶接後熱処理により低下していることを示すものと考えられる。

b) 側曲げ試験

600, 625 および 650°C の各熱処理温度に20時間保持

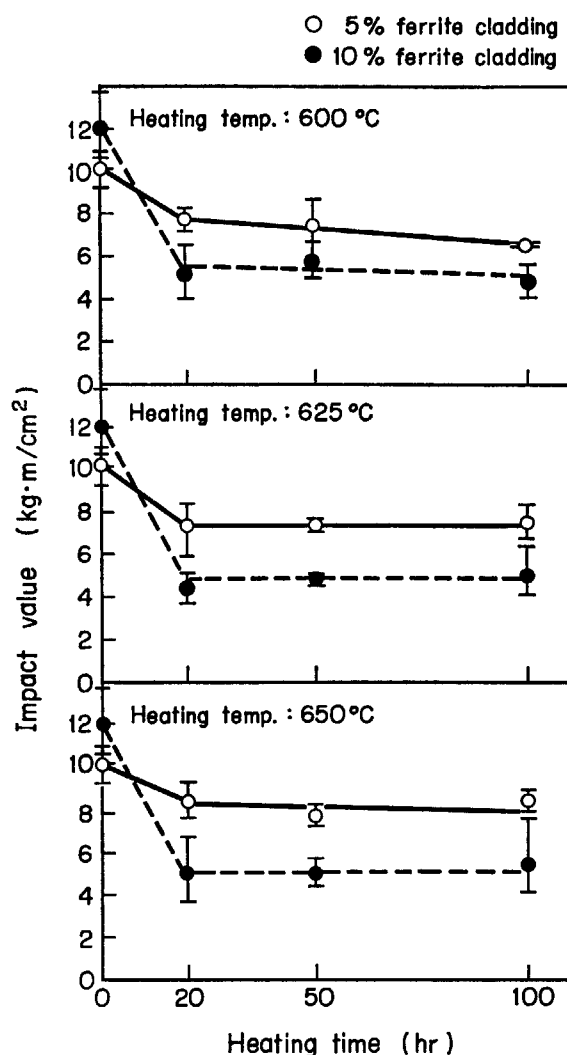


Fig. 2.6 Effect of heating on the V-Charpy impact property of austenitic stainless steel weld metal.

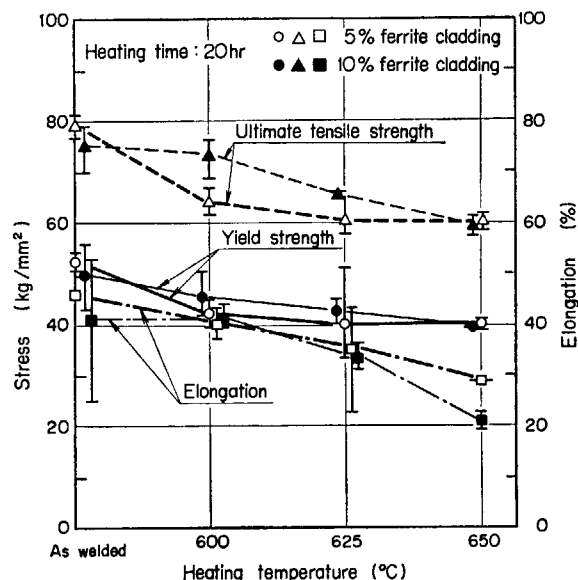


Fig. 2.7 Effect of heating on the tensile properties in weld bond.

TABLE 2.2 Results of post-weld heat treatment on the guided side-bend test

Ferrite contents as welded	Heat treatment	No cracked	Fine cracked
5%	As welded	○○	
	20 hours, 600°C	○○○○	
	20 hours, 625°C	○○○○	
	20 hours, 650°C	○	×××
10%	As welded	○○	
	20 hours, 600°C	○○○○	
	20 hours, 625°C	○○○	×
	20 hours, 650°C		××××

し、180° 型曲げによる側曲げ試験を行なった結果を TABLE 2.2 に示す。5% および 10% フェライト施工いずれの場合も、溶接のままにおいては、ボンド部は良好な延性を示している。溶接後熱処理を行なった場合、5% フェライト施工のものは、600、625°C において良好な延性を有しているが、650°C の熱処理によりボンド部にき裂が発生した。いっぽう、10% フェライト施工の場合は、625°C で若干き裂がボンド部に発生しており、650°C の熱処理では、ボンド部に多数のき裂が認められるようになり、一部の試験片は、ボンド部から発生したき裂が進展し、破断にまでいたっていることが明らかとなった。

2.1.3 考 察

オーステナイト・ステンレス鋼肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響を検討するため、微小引張り試験、シャルピー衝撃試験および側曲げ試験を行なった結果、圧力容器の製造工程において、圧力容器鋼（フェライト系低合金鋼）溶接継手のために施工すべく規定された溶接後熱処理が、クラッド部およびボンド部の延性の低下をもたらすため解決すべき問題点であることが明らかになった。

すなわち、クラッド部においては、Fig. 2.5 に示したように、溶接後熱処理によって 0.2% 耐力、引張り強さおよびのびは溶接のまま（後熱処理なし）に比べ若干低下する。前述のように、クラッド部は、設計上強度部材

として考慮されていないが、欠陥のない健全な溶接施工がなされ、じゅうぶんな強度および延性を有することが安全性の見地から望ましいことはいうまでもない。ASME Boiler and Pressure Vessel Code の許容応力についての考え方は、一般の溶接継手も母材と同等であることを要求している。この観点より、ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III の AISI 304 タイプ・ステンレス鋼板の規格（規定最小降伏および引張り強さ）とクラッド部の強度を比較した結果を TABLE 2.3 に示すが、溶接のまま、溶接後熱処理を施したもののいずれの場合も、規格値以上の強度を有し、引張り性質は問題ないものと考えられる。しかしながら、Fig. 2.6 から明らかなように、溶接後熱処理による衝撃値の低下は短時間であられ、とくに 5% フェライト施工に比べ、10% フェライト施工の方がいちじるしい低下傾向を示す。圧力容器は原子炉緊急停止時の運転条件において過渡的熱荷重により、熱膨張係数の異なるクラッド・母材に熱応力が発生する場合が想定されるので、急激な熱変形に耐えるためにはクラッド部は、じん性の高い方が望ましい。とくに施工時の高温割れを防ぐためフェライト量を多くして溶接施工を行なった場合は、溶接後熱処理によるじん性の低下が大きいので問題となるであろう。

いっぽう、ボンド部については、微小引張り試験結果および側曲げ試験結果 (Fig. 2.7 および TABLE 2.2) から、溶接後熱処理による延性の低下が顕著になることを示している。ボンド部の延性低下は、原子炉の起動、停止、緊急停止あるいは出力変動による熱荷重と内圧荷重のくり返しにともなう疲れ現象により、破壊き裂の発生点になりかねないので、溶接後熱処理温度および保持時間にじゅうぶん注意を払って、熱処理の管理を行なう必要がある。

つぎに、JPDR 圧力容器の場合、クラッド表面からボンド部まで微小き裂が生ずる可能性が報告³⁾ されている。したがって、母材熱影響部およびそれに続く母材原質部のじん性におよぼす溶接後熱処理の影響を把握しておく必要がある。この目的で行なわれた実験結果は、Fig. 2.3 に示したとおりであるが、母材熱影響部においては、熱処理温度 600°C での熱処理時間の増大にともな

TABLE 2.3 Tensile strength of weld overlaid cladding.

Section III of ASME Boiler and Pressure Vessel Code (1971)		Percent ferrite as welded	Minimum yield and tensile strength (kg/mm ²)			
			As welded	20 hours at 600°C	20 hours at 625°C	20 hours at 650°C
Specified minimum yield strength	21.0 kg/mm ² (30,000 psi)	5%	37.4	29.8	29.7	28.2
		10%	35.0	31.5	30.4	28.8
Specified minimum tensile strength	52.5 kg/mm ² (75,000 psi)	5%	68.9	57.7	55.2	55.8
		10%	61.6	62.9	62.6	55.3

* Strength of welded joints are equivalent to plate materials.

う衝撃値の低下はそれほどでないが、625 および 650°C でのその低下はかなり顕著である。いっぽう、母材原質部においては、650°C—100 時間熱処理の場合とはともかく、600°C—20~100 時間、625°C—20~100 時間および 650°C—20~50 時間程度の溶接後熱処理を施しても、高いじん性を有していることがわかる。また、母材の微小引張り試験結果 (Fig. 2.2) から明らかなように、引張り性質は、溶接後熱処理を行ってもそれほど変化がない。

したがって、以上の実験結果より、ステンレス鋼肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響として、クラッド部のじん性の低下およびボンド部の延性の低下が、圧力容器の健全性をそこなうことが考えられるので、この点について以下に詳細な考察を加えることにする。

(1) クラッド部の溶接後熱処理によるじん性の低下について

オーステナイト・ステンレス鋼の溶接では、オーステナイト地に初晶として δ フェライトを晶出させ、高温割れを防止しているのが一般の施工方法であるが、高温に保持することによって、この δ フェライトにそう炭化物の析出あるいは δ フェライトからの σ (シグマ) 相の析出がおこり、じん性が低下することが従来から問題視され、多くの研究がされている。たとえば、溶接金属の高温割れに関しては、Ebert⁹⁾、Hull⁹⁾、Fredriks と Toorn¹⁰⁾ および三好、仲西¹¹⁾ などの報告がある。いっぽう、溶接後熱処理あるいは長時間加熱による、溶接金属のじん性の低下の問題については、Poole¹²⁾、Malone¹³⁾、Creamer ら¹⁴⁾ のシグマぜい化に関する報告がある。これらの研究により、オーステナイト・ステンレス鋼溶接金属中の δ フェライト量は、高温割れとじん性双方の低下を勘案すれば、一般的に 4~10% になるような溶接施工が適当であると考えられている。

また、溶接と同様に、ステンレス鋼の鋳造の場合もじん性の低下が問題となっており、Gow と Harder¹⁵⁾ は、25% Cr—12% Ni ステンレス鋼に関して、組成バランスとシグマぜい化の関係を調べて、 $K = \%Cr + 4 \times \%Mo + 3(\%Si - 1) - 16 \times \%C / \%Ni + 1/3(\%Mn - 1)$ なる実験式を導いた。この K が大なることは、フェライト量、 σ 相の量が多いことであり、したがってぜい化が大きいことを示す。

さらに、高温割れに関して、Cr/Ni 比による評価基準が近年提唱され、同比が 1.9 以上であることが、溶接金属の高温割れ防止に必要であることが通説となっている。

以上のような K および Cr/Ni 比の両パラメータと、従来から溶接後熱処理あるいは長時間加熱によるじん性の低下を判断する評価基準として用いられてきたフェライト量との比較を試みた結果を、Fig. 2.8 に示す。同図

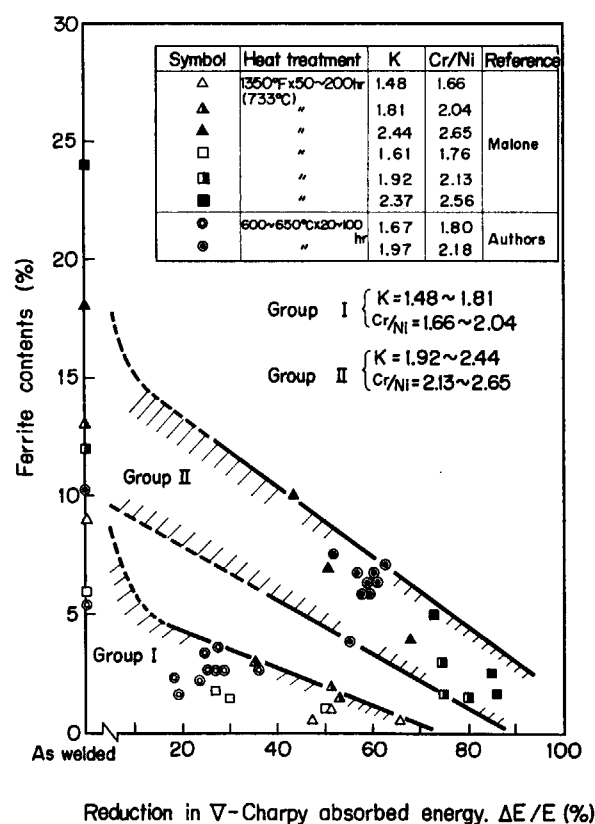


Fig. 2.8 Reduction of V-Charpy impact absorbed energy and ferrite contents due to postweld heat treatment in weld metals.

は横軸に衝撃試験における吸収エネルギー（または衝撃値）の低下率、すなわち、(溶接のまま—溶接後熱処理) ÷ (溶接のまま) をとり、マグネゲージによる溶接金属中のフェライト量を縦軸にとっている。Malone¹³⁾ は、種々の溶接材を用い、フェライト量をかえた溶接金属について、溶接後熱処理によるフェライト量と衝撃値の変化を検討しており、フェライト量の測定は、著者らと同様にマグネゲージを用い、衝撃試験はキーホール・シャルピー試験を採用している。また、溶接後熱処理としては、733°C—50~200 時間保持の条件で行なっている。Malone の結果を、 K および Cr/Ni 比をパラメータにして再整理してみると、2つのグループに分けることができるように思われる。すなわち、 $K=1.48~1.81$, Cr/Ni=1.66~2.04 のグループ I と、 $K=1.92~2.44$, Cr/Ni=2.13~2.65 のグループ II であり、前者はシャルピー衝撃値の低下率がほぼ 50~55% 以内にあり、後者の場合は 50% 以上が大部分である。同図にあわせて示してある著者らの結果は、熱処理条件および衝撃試験方法が異なるので、直接比較することは問題があるが、著者らの場合でも、 K および Cr/Ni 比の大きい肉盛り溶接クラッド ($K=1.97$, Cr/Ni=2.18) は、ぜい化が大きい。これらの結果から、従来から溶接後熱処理あるいは長時間加熱によるぜい化の少ない溶接金属を得るための上限値とされてきた 10% フェライトは、おおよそ K

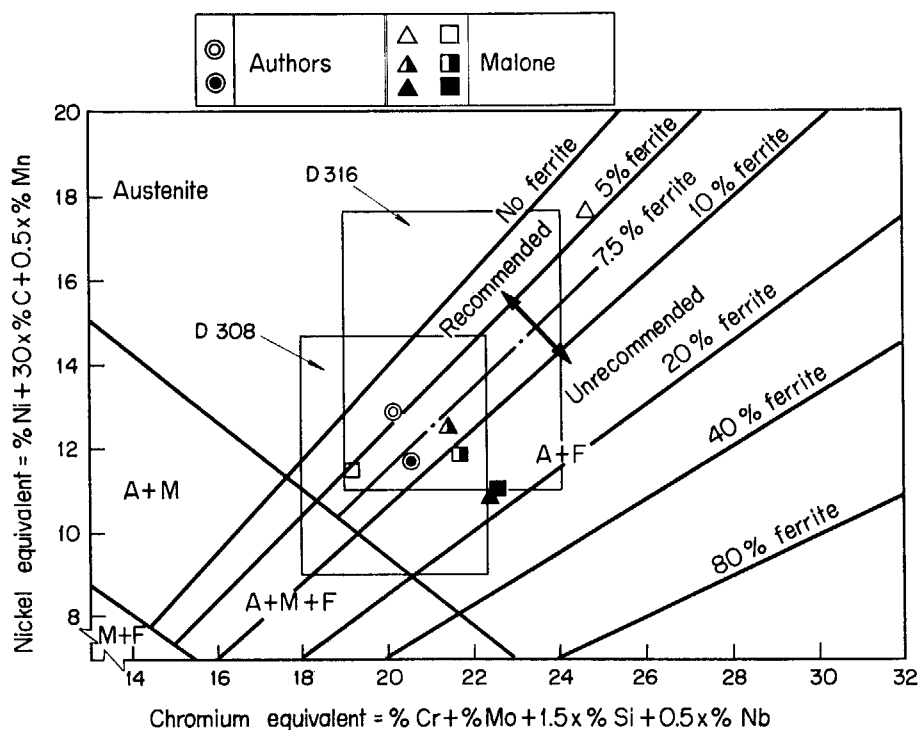


Fig. 2.9 Plot of the composition of specimens on Schaeffer's diagram.

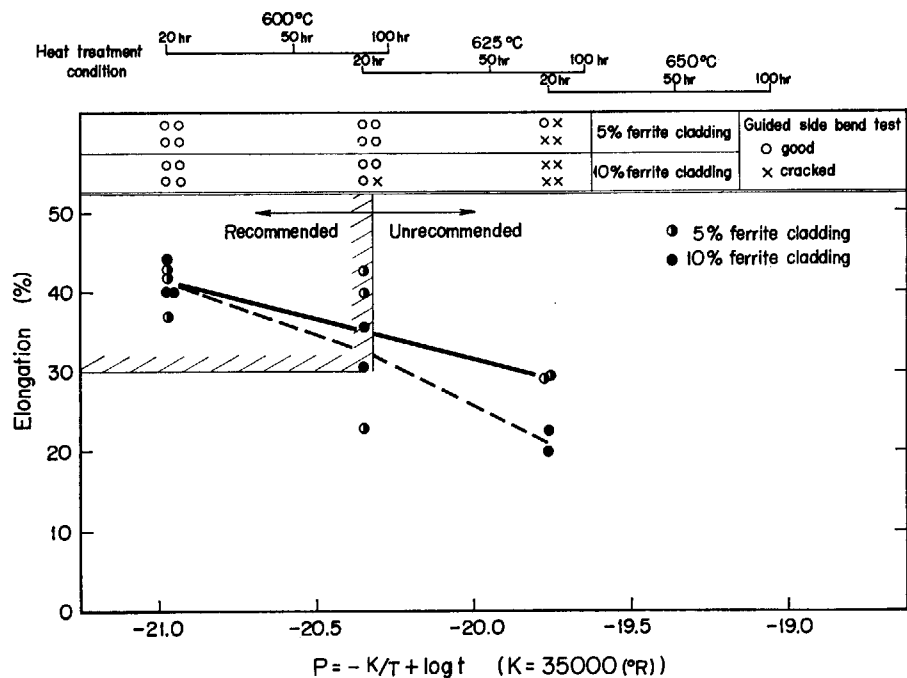


Fig. 2.10 Decrease of ductility in weld bond as a function of heating time and temperature.

-1.9 , $\text{Cr}/\text{Ni}=2.1$ と対応する可能性のあることを指摘しておきたい。なお、工学的にぜい化の目安としてこの両パラメータを採用するには、今後さらに検討する必要があるものと考えられる。

Fig. 2.9 は、Schaeffer の組織図を示したものである。

同図から Malone の結果では、10% フェライト以下のものは、Fig. 2.8 と比べればわかるように溶接後熱処

理によるぜい化が少ない。しかしながら、著者らのシャルピー衝撃試験（ハーフサイズ）結果では、9% フェライトのもの（●印、フェライト・マグネゲージでは10.2%である。）でも、かなり衝撃値が低下している。したがって従来の10% フェライト以下といわれているフェライトの上限値は、Schaeffer の組織図に基ずくときは、より安全側に評価を行なって、7.5% 程度を上限目標として

溶接施工する必要があるものと思われる。なお、7.5%という数字は、その簡便さのため現在溶接施工時のフェライト量チェックに広く用いられているフェライト・インディケータを考慮したものである。

(2) ボンド部の溶接後熱処理による延性の低下について

ボンド部の微小引張り試験結果 (Fig. 2.6) および側曲げ試験結果 (TABLE 2.2) から、とくに、溶接後熱処理による延性の低下がいちじるしいことが明らかになった。このボンド部の延性低下は、母材から肉盛り溶接金属 (クラッド部) への炭素の移動によるものであることが、従来の報告^{16,17,18)}によっても明らかであるが、Christoffel および Curran¹⁸⁾は、種々の材料について、ボンド部の浸炭層および脱炭層の幅の時間および温度依存性について検討し、次式を提唱した。

$$P = -K/T + \log t$$

K : 定数, T : 温度 ($^{\circ}\text{Rankine}$)

t : 時間 (hr)

$2\frac{1}{4}\text{Cr-Mo}$ 鋼と AISI 347 タイプ・ステンレス鋼の場合には、 $K=35,000 (^{\circ}\text{R})$ の値となるが、本定数をそのまま著者らの結果に引用し、側曲げ試験および微小引張り試験ののびに関して整理したものを Fig. 2.10 に示す。同図から明らかなように、のびの低下と側曲げ試験における割れの発生は、対応関係があり、高温、長時間ほど延性が低下することを示している。側曲げ試験は、ボンド部に大きな塑性変形を与えるので、性能確認試験としてはかなりきびしいものであるけれども、ボンド部の延性評価基準として採用すれば、本実験においては 625°C —20 時間以下程度の溶接後熱処理が望ましいと考えられる。ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Nuclear Vessels においては、低合金鋼溶接継手について $1,100^{\circ}\text{F}$ (593°C) 以上の溶接後熱処理を施工するように規定しているが、本実験結果からもわかるように、さらに、溶接後熱処理温度の上限を規定する必要がある。

2.1.4 ま と め

ステンレス鋼肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響を検討するため、 600 , 625 および 650°C において $20\sim 100$ 時間の熱処理を施し、微小引張り試験、シャルピー衝撃試験および側曲げ試験を行ない、以下の結論を得た。

(1) 母材の引張り性質におよぼす溶接後熱処理の影響は、ほとんど認められない。また、母材熱影響部および母材原質部に関するシャルピー衝撃試験においては、熱影響部のじん性の低下が、 625°C 以上においてかなり認められるが、原質部のじん性の低下は、高温、長時間 (650°C —100 時間) の場合を除いてほとんど低下を示さない。

(2) クラッド部の引張り性質におよぼす溶接後熱処理の影響は、さほど顕著ではない。しかし、シャルピー衝撃試験においては、 600 , 625 および 650°C のいずれの温度においても、20 時間の後熱処理により急激に衝撃値は低下し、さらに長時間の加熱保持により衝撃値は漸減する。また、5% フェライト施工に比べ、10% フェライト施工の方が、じん性の低下はいちじるしい。

(3) ボンド部の引張り性質、とくにのびの低下は、溶接後熱処理を高温、長時間で行なうほどいちじるしい。また、側曲げ試験における割れの発生は、溶接のままおよび 600°C の熱処理では認められないが、 625°C においては 10% フェライト施工の場合に若干認められた。 650°C の熱処理では、5% および 10% フェライト施工のいずれの場合も、ほとんどすべてについて多数の割れが認められた。

(4) 肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の問題点として、クラッド部のじん性の低下およびボンド部の延性低下が挙げられる。これらの問題に対処するには、高温割れのおこらない範囲で、フェライト量の少ない肉盛り溶接施工を行ない、なるべく低温、短時間の溶接後熱処理を施す必要がある。

2.2 溶接後熱処理による肉盛り溶接部の性能劣化の要因

ステンレス鋼クラッドの溶接後熱処理施工による性能劣化要因を明らかにするため、顕微鏡組織観察を主として行なった。通常、オーステナイト・ステンレス鋼溶接金属は、オーステナイト地に δ フェライトの晶出したいわゆる 2 相組織である。このような 2 相組織を現出せしめる理由は、初晶として δ フェライトを晶出させ、溶接時の高温割れを防止することが目的であるが、溶接後熱処理、あるいは高温で長時間使用することにより、溶接金属のじん性が低下することが問題点として取りあげられ、著者らの他に幾つかの研究^{20,21,22,23,24)}が行なわれている。これら一連の研究により、現在では、フェライトからのシグマ相あるいは炭化物の析出によりじん性が低下するといわれている。しかしながら、これらの析出物とじん性低下の関係を破壊モードから追求した研究は少ないのが現状であり、種々の荷重形態による構造物の変形、破壊モードを評価する際には、これらの研究が重要となってくる。したがって、クラッド部に関しては、ミクロ組織と衝撃荷重下における破壊モードの関係を明らかにすることを目的とした。

いっぽう、ボンド部の場合には、溶接後熱処理を施工したとき、肉盛り溶接金属と母材の炭素ポテンシャルの相違により、炭素が母材からクラッド部へ移動し、母材で脱炭、クラッド側で滲炭がおこり、機械的性質に影響をおよぼすことは、従来の研究^{25,26)}から明らかであるが、

本報では、X線マイクロ・アナライザーによる主要元素分析、ミクロ組織観察などにより、溶接後熱処理温度および時間とボンド部の延性に着目して実験を行なった。

2.2.1 実験方法

本実験に用いた母材は、現在、軽水冷却型原子炉の圧力容器鋼材として広く用いられている、JIS G 3120 SQV 2 A 鋼 (ASTM A 533 Grade B, Class 1 相当) であり、板厚 30 mm のものを用いた。肉盛り溶接は、1 層目 309L 改良材、2 層目は 308L 材の帯状電極 (0.5×50 mm) を用いたサブマージ・アーク溶接により行なった。肉盛り溶接金属のフェライト量は、現用の圧力容器を考慮して、溶接のままにおいて 5% および 10% を目標とした。フェライト・マグネゲージの測定結果では、それぞれ、5.2% および 10.2% であり、以下において 5% フェライト施工および 10% フェライト施工と呼ぶ。供試材の化学成分、溶接条件などは、2.1 に詳述してある。

またこのようにして製作した試験板に、600, 625 および 650°C の各温度で 20~100 時間の溶接後熱処理を施工した後、試験片を採取し、微小引張り試験、シャルピー衝撃試験 (ハーフサイズ)、側曲げ試験を行ない、肉盛り溶接部の性能を検討した結果については、2.1 に記述した。

2.2 においては、これらの溶接試験板を用いて、光学および電子顕微鏡による組織観察、シャルピー衝撃試験片破面のマイクロ・フラクトグラフィー、電子線回折による析出物の同定、X線マイクロ・アナライザによるボンド部近傍の主要元素分析および微小硬さ測定を行なった。なお、本研究に使用した透過型電子顕微鏡、走査型電子顕微鏡およびX線マイクロ・アナライザは、それぞれ、JSM-U 3, HU-11 および EMX-2 である。

2.2.2 実験結果および考察

2.1 においては、オーステナイト・ステンレス鋼肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響を検討するため、肉盛り溶接金属 (以下クラッド部と記す。)、境界部 (以下ボンド部と記す。) および母材に関して、600, 625 および 650°C の各温度に 20~100 時間保持の溶接後熱処理を施工し、シャルピー衝撃試験 (ハーフサイズ)、微小引張り試験および側曲げ試験を実施した。これらの実験結果を要約すると、つぎのとおりである。

a) 母材では、降伏強さ、引張り強さおよびのびなどの引張り性質に対して、溶接後熱処理は、溶接のまま (後熱処理なし) に比べた場合、ほとんど影響をおよぼさない。また、衝撃試験においても、高温、長時間 (650°C-100 時間処理) の場合を除いて、じん性の低下は常温においてごくわずかである。

b) クラッド部の微小引張り試験では、溶接のままに比べて、溶接後熱処理を施すことによって、強度および

延性が若干低下するけれども、本研究における熱処理条件においては、ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Nuclear Vessels の許容応力と比較しても、じゅうぶんな強度と延性を有している。しかしながら、シャルピー衝撃試験では 600, 625 および 650°C のいずれの温度においても、20 時間保持の溶接後熱処理により、溶接のままに比べ衝撃値は急激に低下し、さらに長時間の加熱保持で漸減する。とくに、5% フェライト施工より 10% フェライト施工の方が、低下傾向はいちじるしい。また、フェライト量の溶接後熱処理による変化は、衝撃値の低下傾向と類似していることが注目される。

c) ボンド部では、溶接後熱処理を施すことによって、微小引張り試験におけるのびの低下および側曲げ試験における割れの発生は、熱処理温度が高くなるにつれていちじるしくなる。なお、引張り試験において、溶接後熱処理を施工したものの大部分は、降伏を過ぎ、最大荷重に達する過程で割れが発生したこと、また、側曲げ試験における割れの発生とを考えあわせると、とくにボンド部の延性の低下が問題となる。

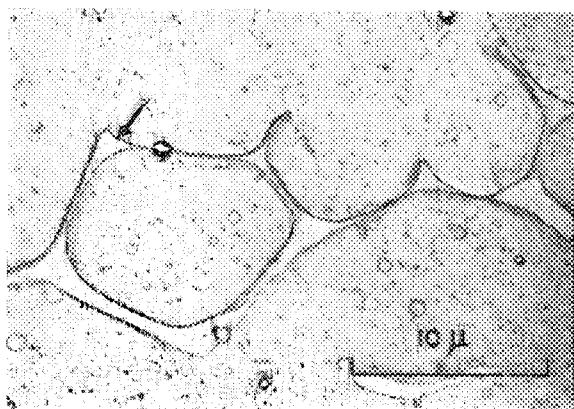
以上の性能試験より、肉盛り溶接部の性能におよぼす溶接後熱処理の影響として、クラッド部のじん性の低下 (とくに 10% フェライト施工の場合) およびボンド部の延性の低下が、考慮すべき問題点となることが明らかとなった。ことに、前者は、 δ フェライトの相変化と深い関連があることは明白であり、これらの問題点について以下において金属組織学的観察を加え、性能劣化要因を追求した。

(1) クラッド部のミクロ組織と溶接後熱処理によるじん性の低下

溶接後熱処理によるクラッド部のじん性の低下は、前述したように、10% フェライト施工の方が、5% フェライト施工より顕著であったので、ミクロ組織と衝撃荷重下における破壊モードを検討するため、前者 (10% フェライト施工) を中心に観察した。

Fig. 2.11 は、肉盛り溶接クラッド断面レプリカ (2 段プラスチックカーボンレプリカ) の電子顕微鏡写真を示したものであり、いずれも第 2 層目の組織を示している。Fig. 2.11 (a) の溶接のまま (後熱処理なし) のものでは、 δ フェライトがなめらかな輪廓を示し、析出物は認められない。しかしながら、溶接後熱処理の例として示した 650°C-100 時間の場合 (Fig. 2.11 (b)) には、 δ フェライト相にそって、析出物が顕著に認められる。なお、溶接熱影響をうけた第 1 層目の溶接のままの組織では、ごく少量の析出物が、 δ フェライト相にそって認められることを付言しておく。

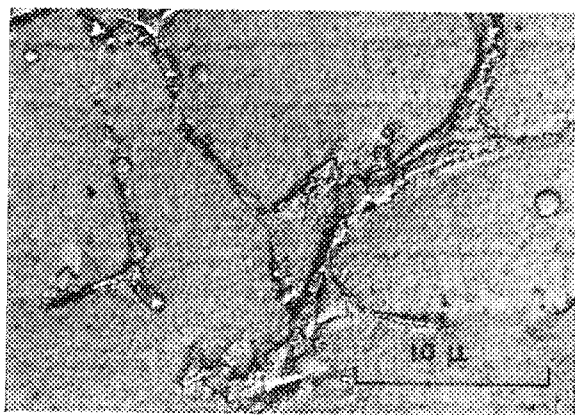
これら析出物形態の観察と同定を行なうため、第 1 段および第 2 段腐食ともピレラ試薬 (5cc 塩酸, 1g ピクリン酸, 100cc アルコール) による抽出レプリカを行なっ



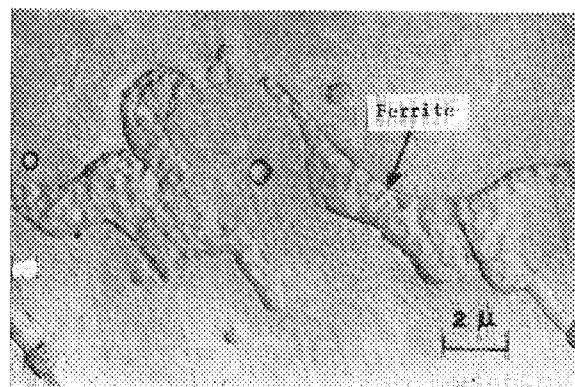
(a) As welded



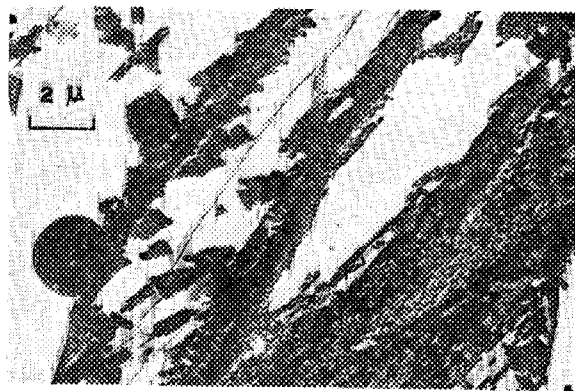
(a) 1st layer as welded



(b) Heated for 100 hours at 650°C

Fig. 2.11 Electron micrograph of weld deposited cladding. ($\times 3,500$)

(b) 2nd layer as welded



(c) 2nd layer heated for 100 hours at 650°C

Fig. 2.12 Extraction replica of weld deposited cladding. ($\times 6,000$)

た、Fig. 2.12 (a) は、溶接のままの第1層目であり、 δ フェライトにそって小さな板状析出物が密集し、一部には、球状析出物が認められる。しかしながら、Fig. 2.12 (b) に示すように、溶接のままの第2層目においては、 δ フェライトのみで析出物は認められない。溶接後熱処理を施した場合は、 δ フェライトにそって第1層、第2層ともいじりしい析出がおり、Fig. 2.12 (c) に示したように、650°C-100 時間処理においては、溶接のままの第1層目と同様に、これら析出物の大部分が小さな板状を呈して密集しており、一部には木の葉状のものおよびかなり大きな球状析出物もみられる。

これら析出物を、制限視野電子線回折を実施した結果 $M_{23}C_6$ 型炭化物と同定された。球状析出物は、加速電圧 100 kV では透過できず、同定できなかったが、後述するように、溶接時に生成した介在物であろうと思われる。なお、稲垣ら²⁹⁾のオーステナイト・ステンレス鋼肉盛り溶接クラッドの冶金学的研究によると、ほとんど $M_{23}C_6$ 炭化物で、ごく一部に M_6C 炭化物が認められたと報告されており、著者らの結果とはほぼ一致している。また、シグマ相は、抽出レプリカの電子線回折のほか、肉盛り溶接クラッド断面のX線回折も試みたが、本実験においては検出されなかった。

析出した炭化物の形態については、Stickler ら³⁰⁾が、結晶粒界の $M_{23}C_6$ 炭化物に関して、Fig. 2.13 に示す析出形態の温度依存性を報告しているが、1,000~1,200°F (538~649°C) 付近で顕著に認められるシート状の粒界炭化物と本実験における前述の δ フェライトにそう密集した板状炭化物とが、きわめて、その形態が類似していることがわかった。

Fig. 2.14 は、シャルピー (ハーフサイズ) 衝撃試験片の破壊モードを調べるため、破面を2段階レプリカ法で観察した結果を示したものである。Fig. 2.14 (a) は溶接のまま、同 (b) は、代表例として 650°C-100 時間処理

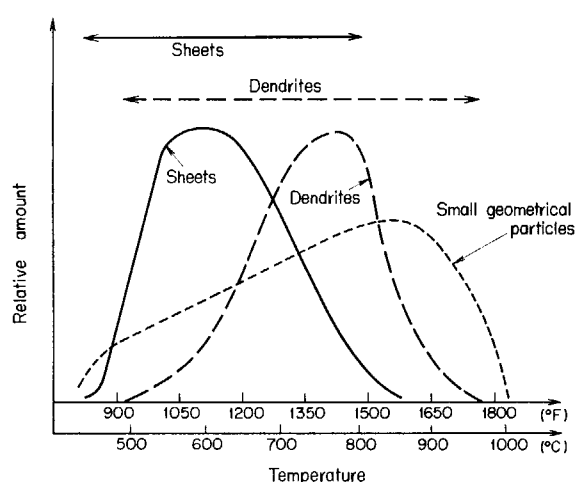
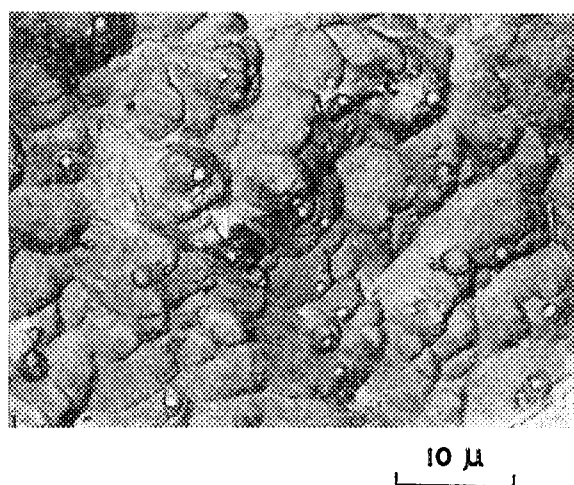
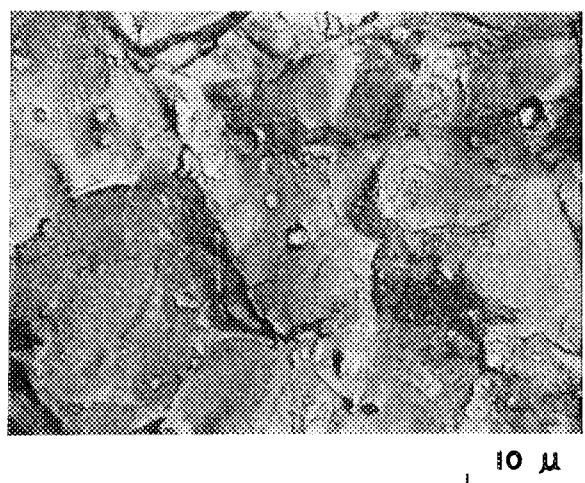


Fig. 2.13 Relation between the shape of precipitated carbide and temperature at grain boundary. (Stickler and Vincker, 1961)



(a) As welded



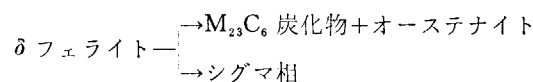
(b) Heated for 100 hours at 650°C

Fig. 2.14 Microfractograph of V-Charpy impact test specimen. ($\times 2,000$)

を施したものを示した。ここに示した溶接のままのものは、大部分がディンプル・パターンの延性破面であるが、他の視野においては、ごく局部的にロックキャンディ・パターンの粒界割れ破面も認められた。この部分は、前述のように、溶接熱影響によって炭化物析出の認められた第1層目に相当する。これらの延性破面は、溶接後熱処理を施工することにより、Fig. 2.14 (b) に示すように、大部分が粒界破壊に遷移することがわかる。これは、650°C-100 時間熱処理の例であるが、すべての溶接後熱処理を施工したもののマイクロ・フラクトグラフィは、ほとんど同一の様相を呈している。

以上の観察から、クラッド部の溶接後熱処理によるシャルピー衝撃値の低下は、炭化物の析出によるものと考えられるが、さらに、炭化物の析出状況とき裂伝播経路との関連を明らかにするため、断面を通常より深く腐食して得た抽出レプリカを走査型電子顕微鏡により観察した結果が Fig. 2.15 である。写真はいずれも第2層目のものを示している。Fig. 2.15 (a) の溶接のままのものは、 δ フェライトの網目構造が明瞭に認められ、また、 δ フェライトに接して、所々に球状析出物がみられる。Fig. 2.15 (b) の 650°C-100 時間の溶接後熱処理を施したものは、溶接のままでみられた球状析出物のほかに、 δ フェライトにそって多量の炭化物が析出しており、析出した炭化物の多くは、0.1~0.2 μ の大きさである。これら炭化物の多くは、 δ フェライト相にそって層状に分布し、 δ フェライトの形もくずれていることがわかる。前にも述べたが、球状析出物は、溶接のまま（後熱処理なし）の第2層目における抽出レプリカでもこのように認められることから、溶接後熱処理施工により析出したものではなく、溶接時に生じた介在物であろうと思われる。

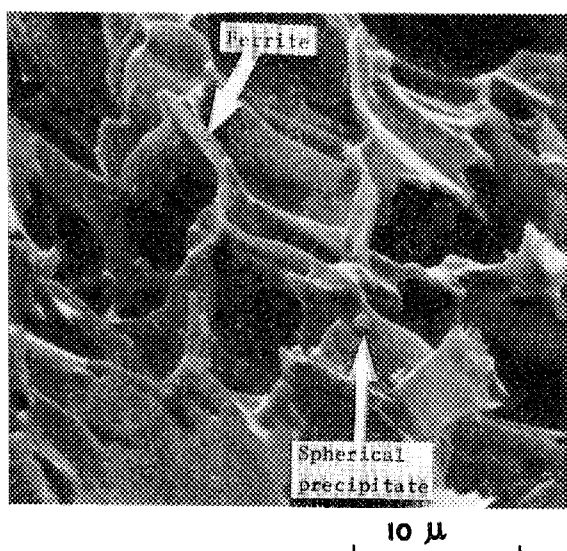
以上の観察結果を検討してみると、クラッド部の溶接後熱処理によるフェライト量の減少とじん性の低下は、つぎのように考えられ、すなわち、フェライト量の減少は、



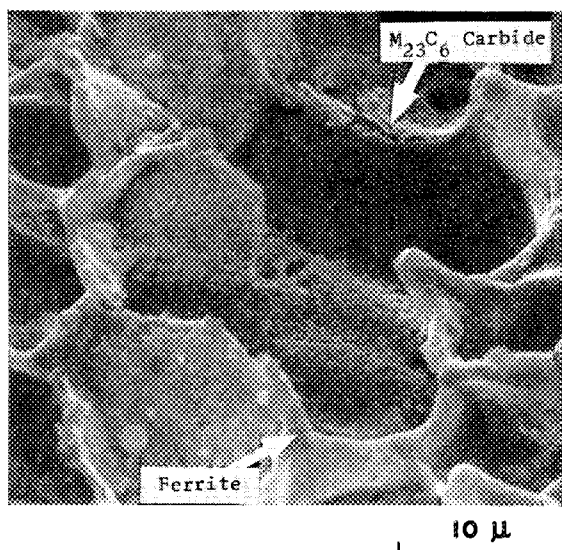
δ フェライトの分解による M_{23}C_6 炭化物の析出と、本実験では検出されなかったが、 δ フェライトからのシグマ相の析出によるものと思われる。さらに、溶接後熱処理によるじん性の低下は、これら析出物と δ フェライトとの界面をき裂が伝播する粒界破壊によるものであり、 δ フェライト量の多い溶接金属では、オーステナイト地をき裂が進展する（延性破壊）確率は少なくなり、逆に粒界破壊確率はそれだけ高くなるため、衝撃値の低下がいちじるしくなるものと考えられる。

(2) ボンド部のミクロ組織と溶接後熱処理による延性の低下について

炭素鋼あるいは低合金鋼を、オーステナイト・ステン



(a) As welded



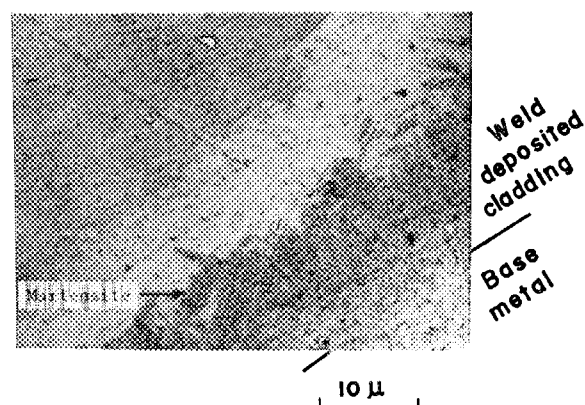
(b) Heated for 100 hours at 650°C

Fig. 2.15 Scanning electron micrograph of weld deposited cladding, extracted structure. ($\times 3,000$)

レス鋼または Ni 基合金溶接棒を用いて溶接した場合、部材の溶接後熱処理または長時間高温で使用するにより、ボンド部の延性が低下し、ある場合には実機の構造物に微小割れが認められることが報告されている^{6,7)}。これは、炭素ポテンシャルの相違により、炭素が母材のフェライト鋼からオーステナイト系溶接金属へ移動し、母材側で脱炭、溶接金属側で滲炭がおこるためである。

著者らは、溶接後熱処理温度および時間とボンド部の延性に着目し、つぎの実験を行なった。

Fig. 2.16 はボンド部断面の電子顕微鏡による組織を示したものである。Fig. 2.16 (a) は溶接のままのものであり、約 $10\sim 20\mu$ の幅で針状のマルテンサイトが肉盛り溶接金属（クラッド部）に明瞭に認められる。このマルテンサイトは、肉盛り溶接金属が母材によって希釈



(a) As welded



(b) Heated for 100 hours at 650°C

Fig. 2.16 Electron micrograph of weld bond. ($\times 2,000$)

された結果、Cr 当量、Ni 当量が小さくなり生じたものであることは、Schaeffler 組織図から容易にうなずかれる。また、中央から左上にかけてオーステナイト粒界が認められるが、細かい炭化物が析出していることがわかる。これは前述したように、第2層目の溶接の際に、熱影響を受けて生じたものであろう。Fig. 2.12 (b) には、代表例として 650°C -100 時間の溶接後熱処理を施したボンド部の組織を示す。溶接のままのときに認められたマルテンサイトは焼きもどされて、小さい粒状炭化物のいちじるしい析出がみられる。焼きもどし炭化物の同定は困難なため実施できなかった。

Fig. 2.17 は、 650°C -50 時間の溶接後熱処理を施したものの光学顕微鏡組織である。写真からわかるように、母材からクラッド側へ炭素が移動し、滲炭層が形成されている。炭素は、まず、母材からオーステナイト粒界あるいは δ フェライトにそって粒界拡散し、さらに、この粒界からオーステナイト地へ拡散するプロセスが支配的であると思われる。

Fig. 2.18 には、微小硬さ計によるボンド部近傍の硬さ分布を示す。本実験の場合は、各場所における平均的な硬さを求める目的でヌープ硬さを採用している。溶接後熱処理を施すことにより、クラッドにおいて滲炭、母

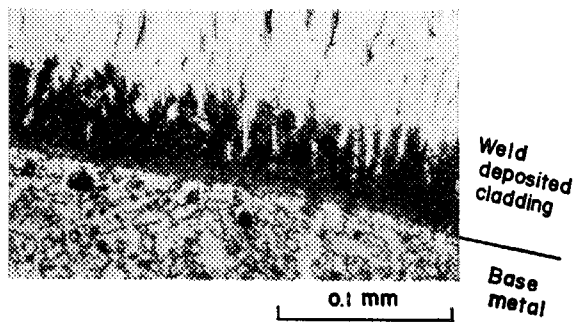


Fig. 2.17 Carbon migration in weld bond.
(Heated for 50 hours at 650°C, $\times 400$)

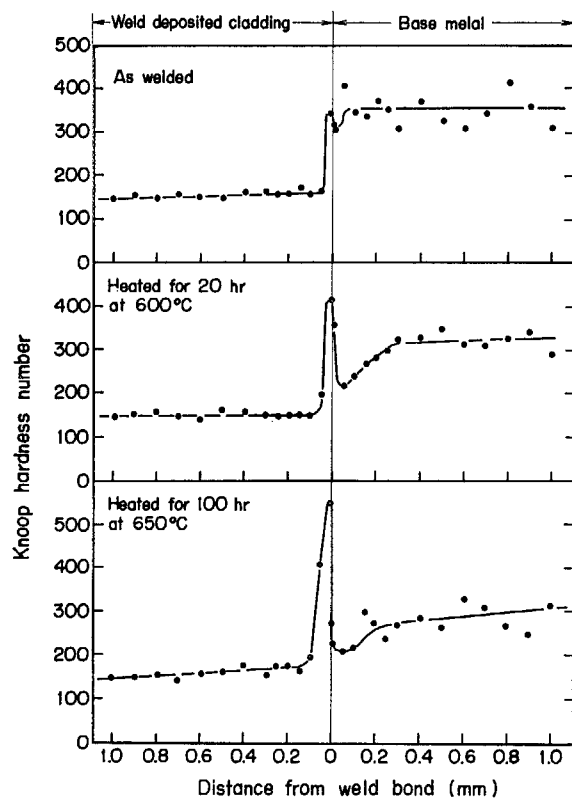


Fig. 2.18 Micro hardness traverse of dissimilar weld specimen.

材側では脱炭がおこっていることが認められ、高温、長時間ほど滲炭および脱炭の幅は広がり、硬さのピークも高くなっている。

つぎに、ボンド部の主要元素の分布状態が、溶接後熱処理によりどのように変化するかを検討するため、EPMA (X線マイクロ・アナライザ)を用いてボンド部付近をスキャンニングした結果を Fig. 2.19 に示す。Fig. 2.19 (a) は溶接のままのものであり、同図 (b) は 650°C-50 時間熱処理の結果を示し、いずれも 5% フェライト施工のものである。同図から明らかなように、Ni, Cr, Si, Mn, Mo は溶接後熱処理を行なっても、溶接のまま (後熱処理なし) と比べてほとんどその分布状態はかわらない。また、溶接のままにおいて、Cr は

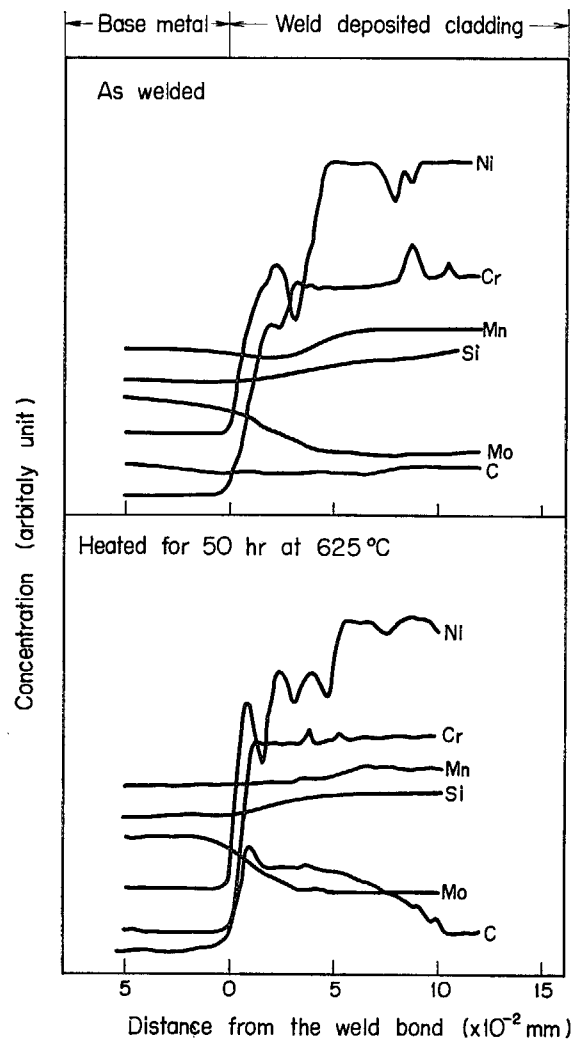


Fig. 2.19 Concentration distribution of C, Si, Mn, Ni, Cr and Mo in overlay weldment.

25 μ 程度、Ni は 30 μ 程度で濃度が不連続となる遷移域がみられるが、この遷移幅と Fig. 2.16 (a) で認められたマルテンサイト幅との関連については、確証が得られなかった。一方、炭素は溶接後熱処理によって母材側からクラッド側へ移動し、濃度勾配を生じており、その幅は 0.1 mm 程度まで広がっていることがわかる。なお、母材側での脱炭は、母材側へ 0.05 mm 程度しかスキャンニングしていないため、明確な変化は認められないものと思われる。(650°C-50 時間熱処理の場合、微小硬さ測定結果では、0.1 mm 程度の脱炭幅である。) また、この炭素の拡散は、後熱処理材の EPMA プロフィールからもわかるように、母材とクラッドの炭化物形成ポテンシャルの相違により、いわゆる up hill diffusion となっている。

つぎに、母材からクラッド側への炭素拡散による濃度変化が認めうる距離を EPMA によって求め、ボンド部の曲げ試験結果および微小引張り試験におけるのびと対応させ整理した結果を Fig. 2.20 に示す。なお、パラメータは、Christoffel および Curran²⁷⁾ が、種々の異種金

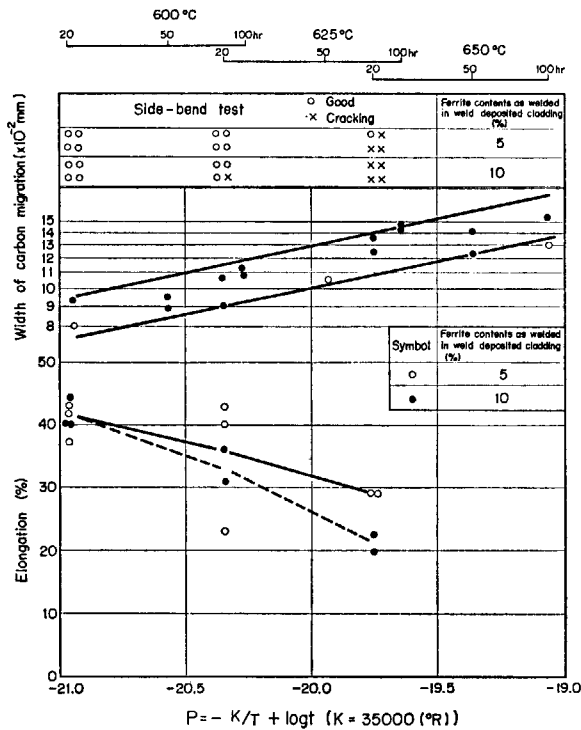


Fig. 2.20 Change of the distance of carbon migration and ductility of weld bond as a function of time and temperature.

$$P = -K/T + \log t$$

K = 定数, T = 温度 (°R), t = 時間 (hr.)

属溶接ボンド部の滲炭および脱炭層の幅を温度および時間依存性について検討し、提唱したものである。2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼と AISI 347 タイプ・ステンレス鋼の場合は、 $K=35,000$ (°R) であり、この値を用いて整理した。同図から、高温、長時間ほど、炭素移動深さは増加し、一方、のびは低下し、側曲げ試験においては、ボンド部に割れが発生する。すなわち、炭素移動深さとボンド部の延性の低下は、対応関係があることがわかる。また、側曲げ試験における割れは、炭素移動深さのバラツキがかなり認められるけれども、一応 0.12 mm 以上になると発生しやすくなっているようである。したがって、2.1 で述べたように、溶接後熱処理はなるべく低温、短時間で行なうことが望ましい。

2.2.3 ま と め

オーステナイト・ステンレス鋼肉盛り溶接部は、溶接後熱処理によって、クラッド部のじん性の低下とボンド部の延性の低下が問題となるが、これらの性能劣化要因を明らかにするため、マイクロ・フラクトグラフィー、光学顕微鏡および電子顕微鏡観察、EPMA (X線マイクロ・アナライザ) による主要元素分析などを行なった結果、つぎのような結論がえられた。

1) 溶接のままのクラッド部は、ほとんど析出物は認められず、シャルピー破面は、ディンプル・パターン of 延性破壊が大部分であるが、ごく局部的に、ロックキャンディ・パターンの粒界破壊が混在する。このロックキャンディ・パターンの部分は第1層目であり、第2層を溶接する際の熱影響により $M_{23}C_6$ 炭化物が、 δ フェライトにそって析出したために生じたものである。

2) 溶接後熱処理を施したクラッド部は、 δ フェライトにそって板状および木の葉状の $M_{23}C_6$ 炭化物のいちじるしい析出が認められた。シャルピー破面観察の結果は、大部分が粒界破壊であり、溶接後熱処理によるじん性の低下は、 δ フェライトにそって析出した $M_{23}C_6$ 炭化物と δ フェライトの界面を、き裂が伝播することによる。

3) ボンド部においては、溶接後熱処理を施すことにより、母材からクラッド側へ炭素が移動し、母材側で脱炭層、クラッド側で滲炭層が認められた。クラッド中への炭素の移動は、はじめオーステナイト粒界あるいは δ フェライトにそって粒界拡散し、ついでオーステナイト地へ拡散するプロセスが支配的であると思われる。また、溶接後熱処理を施しても、溶接のままと比較して、Ni, Cr, Mn, Si, Mo は分布状態がほとんどかわらない。なお、溶融線近傍のクラッド側において、溶接のままのものでは、マルテンサイトが認められた。

4) 溶接後熱処理にともなう炭素のクラッド中への移動による滲炭層の形成とボンド部の延性は、対応関係がある。すなわち、高温、長時間ほど炭素移動深さは大となり、それにともなうボンド部の延性が低下する。したがって、なるべく低温、短時間の溶接後熱処理を、延性低下の面から考慮することが望ましい。

これらのステンレス鋼クラッド部の冶金的考察の結果は、JPDR 圧力容器クラッド部のヘア・クラックの発生要因について、十分に説明することができた。

3. 理論的考察によるクラッドき裂の圧力容器に及ぼす影響

3.1 静的荷重についての検討

JPDR 圧力容器は成形工程において十分な残留応力除去焼鈍が施工されているので、A 302 B 鋼母材の内部残留応力は無視できるが、ステンレス鋼クラッドについては 600~650°C の温度で焼鈍したのでその効果は不十分で、約 20 kg/mm² の残留応力が存在すると考えられる。その値はステンレス鋼の降伏応力と匹敵する大きさである。クラッド溶接施工時において存在した微小欠陥は、これらの残留応力の運転時に生ずる各種の応力が重畳することを考えると、き裂をクラッド内に進展せしめることは容易であったと考えられる。

次に、このようにしてクラッド部に発生したき裂が A 302 B 鋼母材側へ進展する可能性について検討しなければならない。

A 302 B 鋼母材側には降伏強さの 10% 程度の残留応力が存在すると推定されるが、内圧による負荷応力に比較すれば小さい値であるので、応力評価については、静的内圧または変動内圧荷重についてのみ考慮すればよい。

ここで圧力容器中もっとも応力条件のきびしい部材は強制循環出口ノズルであるので、同部材の応力解析に限定して検討することとする。ただし現時点においては同ノズルの応力条件は JPDR-II に改造前の状態（強制循環配管をとりつけない状態）とする。改造後においては配管反力または Y 線による熱応力の増加などの応力条件が付加される可能性があるが、これについては検討してい

ない。

また、同ノズルの応力解析に当たっては、ASME コード Section III (1968) の応力解析手法を使用することにしたが、新たに設計する場合と既製のものを評価する場合はおのずから解析手順、方法を変えねばならないことが必然的に生じた。すなわち、新しく設計する場合は Sec. III の解析手順をふめばよいが、JPDR 圧力容器のノズルは Sec. VIII で設計されたものであって、Sec. III の解析で求められるべき応力条件が設計当時には計算または実験によって必ずしも求められていない場合があり、Sec. VIII で設計されたものを Sec. III で評価することは多少矛盾がある。しかしながら同ノズルが Sec. III の規定ノズルに該当するかどうかについて同コード N-450 および App. 1-6 により検討したが、ほぼその条件を満足しているとして差しつかえないことが明らかとなった。

同ノズルの応力解析の基礎となる応力値は理論計算のみで求める場合と日立製作所が実施したコード水圧試験におけるノズルの外面の応力測定値をもとにする場合では応力値が若干異ってくる。ここではそれぞれの計算応力値を比較検討することにした。

また基礎応力値をきめる場合の内圧値については、TABLE 3.1 のごとく種々とりうるが、現在までの JPDR の通常の運転経験においてスクラム・ポイント以上の内圧負荷を生じていないこと、同内圧負荷までに数段階の安全チェックがあり、将来においても同内圧負荷以上になる可能性の少ないことから 65.5 kg/cm² G を応力解析の基準内圧とした。

この基準内圧をもとに圧力容器のシエルの膜応力強さ

TABLE 3.1 Internal pressure in JPDR pressure vessel (kg/cm² G)

Operating conditions	Operating pressure	First by pass circuit valve	Alarm signal	Scrum point	Emergent condenser operated	First safety valve open	Design pressure
Internal pressure	61.5	62.5	65.0	65.5	69.0	75.5	77.3

TABLE 3.2 Maximum stress intensity of the outside nozzle, S_{N_0} (kg/mm²)

	Calculated value	Experimental value
Membrane stress intensity	10.5 (9.78)	
Maximum membrane stress intensity outside nozzle	12.3 (11.8)	11.7 (11.0)
	Sec. III, I-610	Value calculated based on the experimental results in pressure testing.

Values in parentheses is based on the internal pressure of 61.5 kg/cm² G.

を次のとおりきめた。

$$S = \frac{p(2R_i + t)}{2t} = 10.5 \text{ kg/mm}^2$$

$$p = 0.655 \text{ kg/mm}^2, 2R_i = 2083 \text{ mm}, t = 67 \text{ mm}$$

ここでは内圧による半径方向応力は小さいので無視して膜応力強さを求めた。前述のごとく理論計算値と実測値を比較して当該ノズルの外側の最大応力強さを TABLE 3.2 に示す。

基準の膜応力強さ $S = 10.5 \text{ kg/mm}^2$ は許容膜応力強さ $S_m = 18.7 \text{ mm}^2$ (26700 psi) より十分低い値である (設計上は設計圧力における応力, $12.4/\text{mm}^2$) で検討することになっているがこれも S_m に対して十分低い値である。)

次にノズル内側における最大応力強さを求めると、TABLE 3.3 のようになる。同応力を局部膜応力強さ $P_L = S_{Ni}$ として評価すると P_L は $1.5S_m$ (28.1 kg/mm^2) をこえてはならないことになっているが、同応力は制限値をこえている (設計上は設計内圧をもとにしなければならぬのでさらに不利となる)。これは S_{Ni} が P_L 成分のみと考えることに起因するのであって実際には S_{Ni} が曲げ応力成分を含んでおり、この曲げ応力成分は2次応力に分類されるので、 $S_{Ni} = Pb + Q$ として評価するのが妥当である。このとき許容応力は $3S_m = 56.2 \text{ kg/mm}^2$ であるから、 S_{Ni} は十分低い値である。しかしながら、 Q を入れて評価する場合熱応力計算が必要と考えられるが、 γ 線による熱応力値は 0.3 kg/mm^2 以下であると思われるので 56.2 kg/mm^2 をこえることはまず考えられない (この場合の評価は運転条件で実施するのが原則であるから、さらに有利な評価となる)。

3.2 繰返し荷重についての検討

最大応力強さをピーク応力として疲労解析を行なう。ピーク応力を評価する場合は運転条件でよいことになっているのでピーク応力値は TABLE 3.4 のごとく考えることができる。またき裂が欠陥性き裂として存在する場

TABLE 3.3 Maximum stress intensity of the inside nozzle, S_{Ni} (kg/mm^2)

	Calculated value	Experimental value	
		I	II
Maximum stress intensity	34.6	32.2	24.3
Sec. III I-610			

TABLE 3.4 Critical cyclic number in case of repeated loading

	Calculated value	Experimental value	
		I	II
Peak stress (kg/mm^2)	32.5	30.2	25.0
Fatigue strength reduction factor, K_f	3	1,600	2,000
	4	700	850
	5	370	440
	6	240	300
	7	170	200

合の疲労強度減少係数 K_f を 3~7 と仮定して、限界繰返し数を求めると同表のようになる。

ASME コード; Sec. III N412(P) では疲労強度減少係数は規定した部材については、実験をもとにしてきめているが、その他の実験データのない部材については理論応力集中係数をとることをすすめている。また N415.3 では疲労強度減少係数は5以上とる必要はないとしているが、この場合き裂状の欠陥は除くことが明示してある。すなわち、き裂状の欠陥については5以上の疲労強度減少係数をとらねばならない。

しかしながらクラッド部に発生したき裂はその性状とクラッド部が強度メンバーではないことを考慮すれば、いわゆるコードで規定したき裂状の欠陥とは異なり、疲労強度減少係数が小さいことが期待できる。これが実験により明らかにになれば JPDR 圧力容器の寿命は十分な安全余裕度を有することになる。

TABLE 3.5 Crack growth due to repeated loading

Number of cycle (N)	Crack growth			
	Depth (mm)	Increment (mm)	Length (mm)	Increment (mm)
150	7.3	0.3	62.6	2.6
250	7.5	0.5	64.2	4.2

TABLE 3.6 Crack growth in water due to repeated loading

Number of cycle (N)	Crack growth			
	Depth (mm)	Increment (mm)	length (2l)(mm)	Increment (mm)
150	7.94	0.94	69.0	9.0
250	8.64	1.64	74.2	14.2

一方, TABLE 3.4 で明らかなように, 疲労強度減少係数が7より大きくないと仮定すれば(この仮定はそれ程甘い仮定ではない)ここ数年間の JPDR の運転には支障がないものと思われるが, 原子炉寿命中に 2,000 回の繰返しに耐えることを保証するためには, 疲労強度減少係数が3以下であることを実験的に確認しなければならない。

3.3 疲れき裂の生長と不安定破壊についての検討

3.3.1 き裂生長についての計算

深さ 7 mm, 長さ 60 mm のき裂が応力レベル 32 kg/mm² (ノズル内面のピーク応力)における伝播仮定のき裂の生長を求め, 腐食疲労による加速効果もあわせて検討した。

き裂の生長に関する計算式は次式とする。

$$K(N - N_i)/N_f = \log l_n - \log l_i \quad (1)$$

または

$$\frac{dl_n}{dN} = \frac{K}{N_f} l_n \quad (2)$$

ここで

N_f : 破断繰返し数 N_i : き裂発生繰返し数

l : き裂長さの 1/2 K : 定数

(b) (2) 式による計算のため, 応力レベル 32 kg/mm² の歪範囲を求めると,

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{32}{21,000} = 0.0015 \text{ mm/mm}$$

E : ヤング率

後述する低サイクル疲れ試験ではひずみ範囲 $\varepsilon=0.004$ mm/mm の試験結果があるが, これより小さい ε では実験していないので, このデータを計算に使用する。すなわち, 0.0015 mm/mm の 2.7 倍のひずみ範囲のデータを使用する。

このデータでは,

$$N_f = 33,000, N_i = 33,000 \times 0.11 = 3,630 \text{ (推定)}$$

$$l_i = 0.5 \text{ mm (試験片の切欠き深さ)}, K = 4.04$$

となる。

これにより

$$K/N_f = 1.22 \times 10^{-4}$$

この値を (2) 式に入れて,

$$\frac{dl_n}{dN} = 1.22 \times 10^{-4} l_n \text{ mm/cycle}$$

$N=150$ および 250 (原子炉安全専門審査会が指定した繰返し条件)により計算すると, 深さ 7 mm, 長さ 60 mm のき裂は TABLE 3.5 のとおりに生長する。

腐食による加速係数は A302B 鋼についてポイラー水中で腐食疲労試験を行なった Crooker ら³³⁾ のデータから求めた。それによれば全ひずみ範囲と疲労き裂成長率で示されているので, ひずみ範囲を 0.004 mm/mm

としてき裂成長率を求めると, 水中では空気中のほぼ 2.7 倍となる。

前記の (2) 式,

$$\frac{dl_n}{dN} = \frac{K}{N_f} l_n$$

において, 係数 K/N_f は $1.22 \times 10^{-4}/\text{cycle}$ であるから安全側に見積って 3 倍すると,

$$\frac{dl_n}{dN} = 3.66 \times 10^{-4} l_n$$

となる。したがって

$$3.66 \times 10^{-4} N = \log l_n - \log l_i$$

この式を用いてき裂の生長を計算すると水中では TABLE 3.6 のようになる。

3.3.2 不安定破壊限界き裂長さについての計算

原子炉安全専門審査会の要求により, U.K.A.E.A. によって行なわれた弾塑性破壊力学理論計算により, 不安定破壊に至る限界き裂長さを検討した。

本計算は AHSB(S) R149 "The Effect of Material Properties and Component Geometry on Fracture Behavior" の円筒容器の計算式を使用した。

$$f_g \left(\frac{al}{\phi^{1/2}} + 1 \right) + K \cdot \frac{f_u^2}{D^2} = f_u$$

ここで,

f_g : 円筒容器のフープ応力, psi

f_u : 容器材の引張強さ, psi

ϕ : 容器材のシャルピー値, ft-lbs

D : 容器の平均径, in

l : き裂長さの, 1/2

a, K : 材料定数

これらの材料定数として次のような値を用いた。

$$f_u = 60.0 \text{ kg/mm}^2 = 85,320 \text{ psi}$$

JPDR 压力容器鋼板ミルシートより求めた鋼板(ロール方向)の引張強さ平均値を鍛造材と同等と評価して採用した。

照射効果による強度増加は考えない。

$$f_y \text{ (容器材の降伏強さ)} = 46.0 \text{ kg/mm}^2 = 65,412$$

TABLE 3.7 Critical crack length by calculation

f_g		Critical crack length (2 lmm)	
Assumed pressure	Hoop stress, (kg/mm ²)	a	
		2.4	3.4
1 P*	10.5	554	426
1.25 P	13.1	438	330
1.5 P	15.8	352	264
2 P	21	244	182

* P: Operating pressure

JPDR 圧力容器内径を採用した.

psi

$$D=2083\text{ mm}=82\text{ in}$$

$$\phi=45\text{ ft}\cdot\text{lbs}$$

ノズル鍛造材の衝撃値.

照射効果は考慮せず.

$$K=46$$

AHSB (S) P149 報告 Fig.10 より求めた.

$$a=2.4, 3.4$$

同上報告 Fig. 7a, b より求めた.

$$f_g=10.5\text{ kg/mm}^2=14,931\text{ psi}$$

運転圧力により生ずるシエルのフープ応力 10.5 kg/mm^2 を使用した.

計算結果は $a=2.5, 3.5$ について、運転圧力の 1, 1.25, 1.5, 2 倍の各条件について限界き裂長さは TABLE 3.7 のように求められた.

4. 小型試験片による静的および低サイクル疲れ試験

4.1 光弾性モデルによる試験

4.1.1 試験目的

応力集中要素が存在しているとき、一般的には応力集中係数（最大応力値）、応力拡散（応力分布の勾配）および相互干渉の三つが主要な影響因子となるから、その発生状況の重要度に応じて問題を検討していくことが大切である。すなわち、応力集中要素が一つだけ存在する場合には、その最大応力値が最も重視されなければならないが、二つ以上存在している場合にはその最大値のみならず、応力勾配と相互干渉が重要な意味を有すること

になる。

光弾性試験は、JPDR 圧力容器の上蓋内壁に存在している多数のクラックにいて上記の三つの相互関係を調べるために、二次元の光弾性モデルを用いて試験を行なった。

4.1.2 試験片

圧力容器に生じている実際のクラックと、全く類似した形状の切欠きを有する試験片を加工することは不可能なので、主として前述の3因子のうちの応力分布の勾配と相互干渉の二つの因子についての影響を調べるための試験片を製作した。

Fig. 4.1, 4.2, および 4.3 は試験片の形状および寸

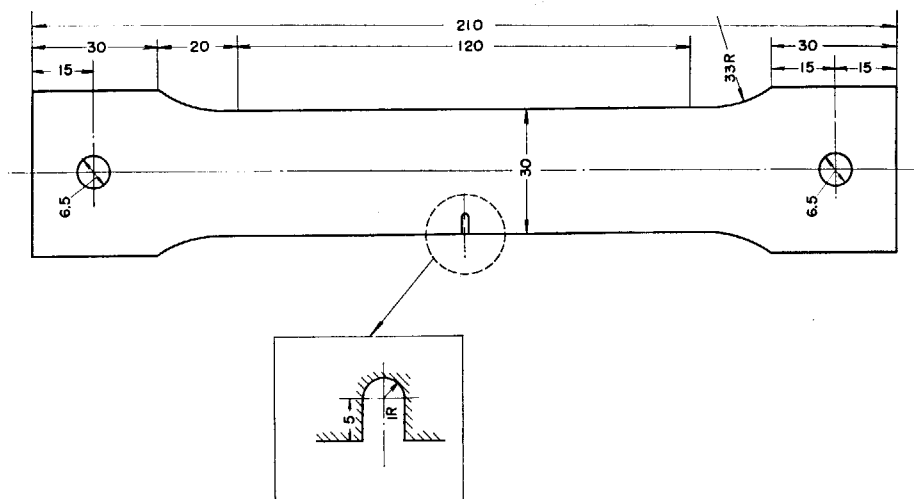


Fig. 4.1 Specimen for photoelastic experiment. (No. 1)

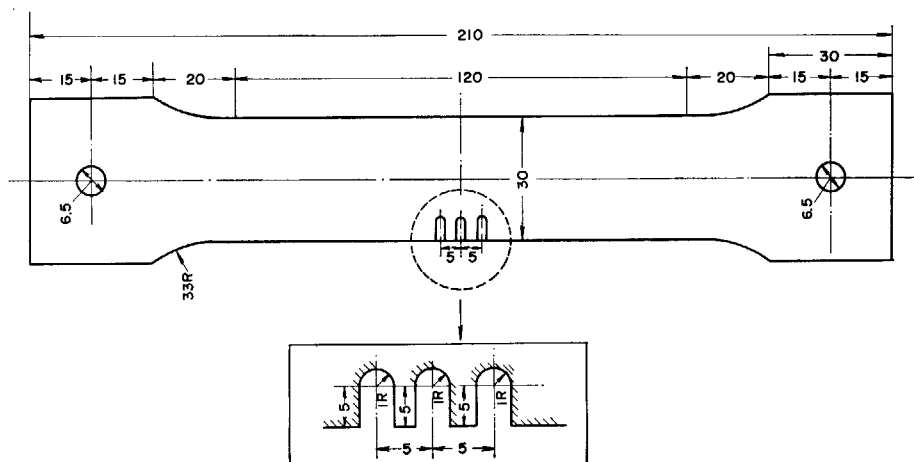
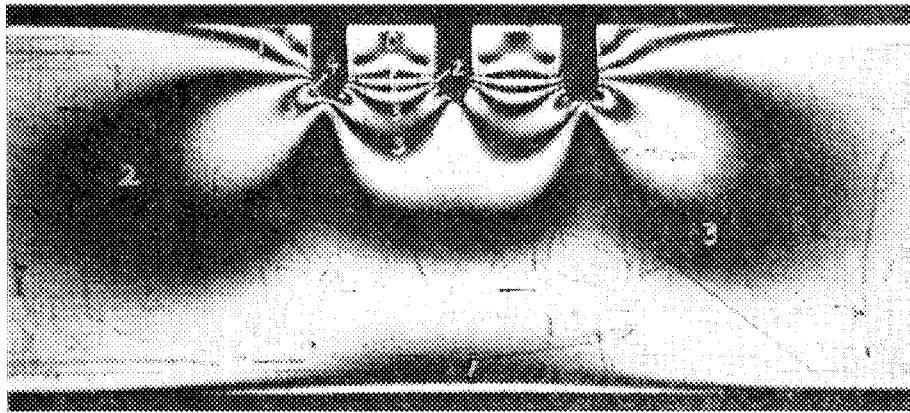


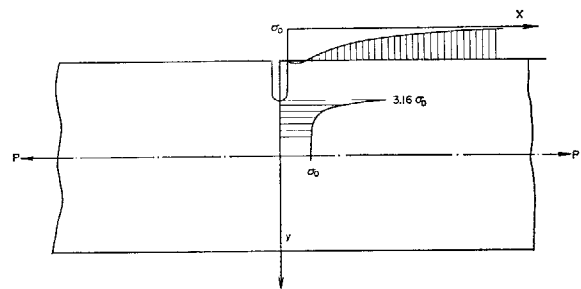
Fig. 4.2 Specimen for photoelastic experiment. (No. 2)

Fig. 4.6 Fringe pattern. ($P=10$ mm)

次数を生じているが、Fig. 4.5 の切欠き 3 個でピッチ 5 mm の場合には、端部切欠きで約 8 次の縞次数となっている。次に、Fig. 4.5 のピッチ 10 mm の場合には端部切欠きで約 8.5 次の縞次数があらわれている。切欠き 3 個の場合には、中央切欠きに生じている縞次数は両端の切欠きの影響をうけて、端部の縞次数よりも 2～3 次数低くあらわれていることがわかる。

ところで、これらの縞次数は試験片の両端にあけた 2 個のアナに、鋼製ピンを通して引張り荷重を加えることによって生じたものである。したがって、試験片の両側面に同一形状の切欠きのある場合に比較すると、多少の曲げ荷重が作用しているので、引張り荷重のみによる縞次数を得るためには補正する必要がある。

Fig. 4.7 は切欠き 1 個の場合の Fig. 4.4 の縮写真から試験片の側面 (x 方向) および切欠き先端部の側面に直角な (y 方向) 面にそった縞次数の分布を示したものである。側面では切欠きのところで零次となり、切欠きからの距離とともに緩かに増加している。 y 軸にそって

Fig. 4.7 Stress distribution on a tensile load ($P=70$ kg)

は切欠き先端で最大となり、その点からの距離とともに急激に減少して大きな応力勾配となっている。

Fig. 4.8 は応力集中係数について、Peterson's Stress Concentration Factor の図に示されている半円切欠きの場合と比較したものである。切欠き 1 個および 3 個の場合の両端切欠きについては、半円切欠きの場合よりも少し高めの値となっている。中央切欠きについては、この範囲の半円切欠きの結果が示されていないので比較でき

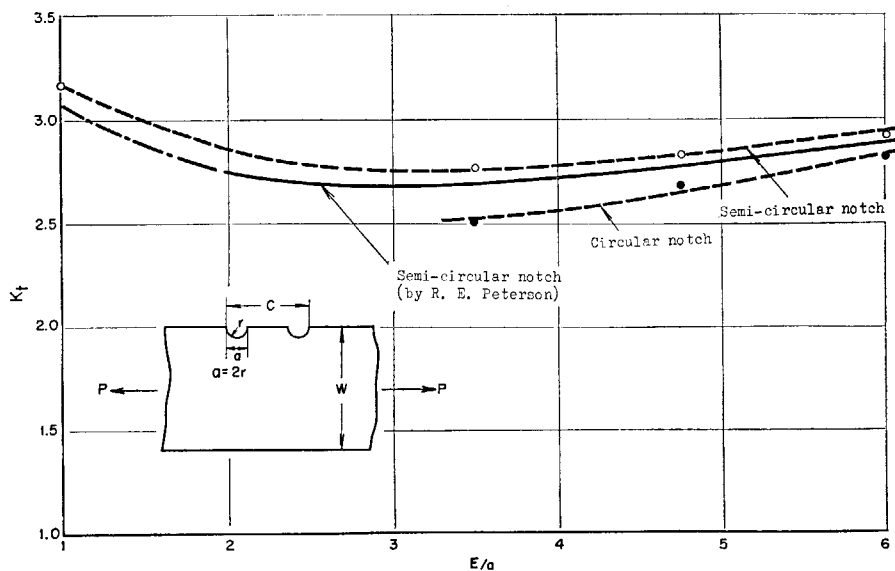


Fig. 4.8 Comparison of stress concentration factors.

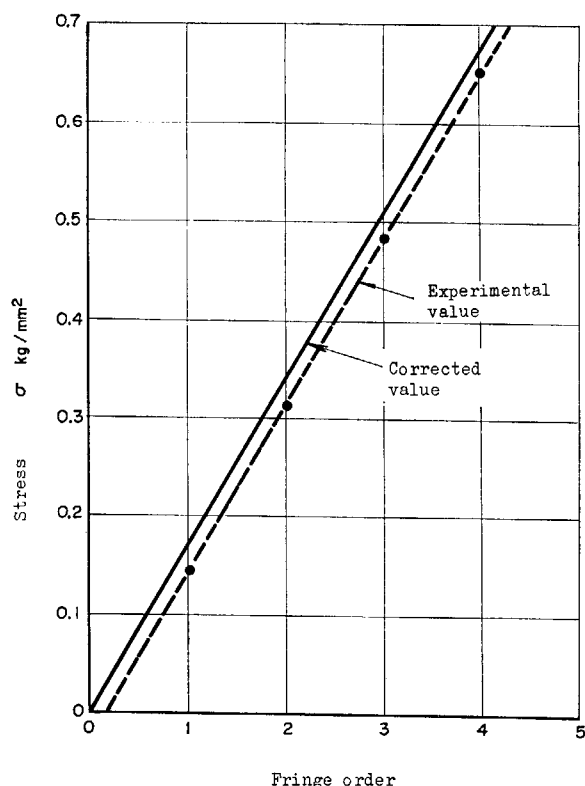


Fig. 4.9 Relation between fringe pattern and stress.

ないが、他の範囲についての値から推定してほぼ妥当な結果と思われる。これらの実験値は前で述べた曲げ荷重によって生じた縞次数を差し引くことによって補正してある。Fig. 4.9 は縞次数と応力との関係を示したものである。

4.1.4 考 察

以上の実験結果から、従来行なわれた類似の実験とほぼ同じような傾向を示すことが明らかになった。すなわち、切欠き先端においてx方向の応力が最大となり、またこの箇所の応力勾配が他の部分に比べて非常に大きいことと、2個以上の切欠きのある場合はそのピッチが比較的小さいと、相互干渉によって応力は緩和され、切欠き1個よりも応力集中係数は減少するが、ピッチが大きくなるにしたがってその効果は低下し、ある距離以上になると切欠き1個の場合に近づくことがわかる。

なお切欠きの形状による影響を調べるには切欠き先端の半径を種々変えた実験を行なえばよいわけであるが、加工法によって制限されるのである程度以下の半径をとることは困難である。

4.2 クラッド試験材の製作

4.2.1 母材試験板

JPDR 圧力容器に使用した Mn-Mo 低合金鋼 (AS

TMA 302B 改良鋼) は、その残材 (板厚 67mm) がいないため、新たに同鋼種の同様の状態のものを製造した。JPDR 圧力容器鋼板製造時より5年を経過しているため、必ずしも、成分、試験結果は一致していない。

TABLE 4.1 に新たに製造した試験板 (板厚 20 および 50 mm) のミルシートを示す。また同試験片と JPDR 圧力容器鋼板の化学成分および機械的性質の違いを比較して TABLE 4.2 および 4.3 に示す。

4.2.2 試験板のクラッド施工

試験板のクラッドのために使用した溶接材料および溶接条件は、JPDR 圧力容器の製造条件を勘案して決定した。そのクラッド施工条件は TABLE 4.4 のとおりである。これらの条件のほか、次の事項について留意した。

- 1) 母板の変形をおさえるため、高さ 80 mm、板厚 12 mm 軟鋼材のステを井げたに組み低水素系溶接棒で1パス隅肉溶接で取付けた。(クラッド完了後取外し) (Fig. 4.10)
- 2) 板表面はサンダにより研磨
- 3) 溶接棒は 150~200℃ で1時間乾燥後使用
- 4) 肉盛り溶接方向はロール方向に直角
- 5) 溶接開始端側は統一し、常に新しい溶接棒で開始
- 6) 一層目完了毎にワイヤブラシ使用
- 7) ビートの重なりは頂点間を 5 mm とした

第1回溶接および第2回溶接後に Fig. 4.11 に示す第2後熱処理および第3後熱処理の応力除去焼鈍を実施した。

4.2.3 試験片の製作

ステンレス鋼クラッド試験板より採取した試験片の製作記録を TABLE 4.5 に示す。これらの試験片は別にテスト・クーポンを採取して、機械的性質を確認した。その試験結果を Fig. 4.12 および Fig. 4.13 に示す。

4.3 静的機械試験

4.3.1 試験目的

クラッドにき裂が存在する場合の静的強度の低下程度を検討し、かつき裂がクラッドより母材に進展する場合に境界で停留するときの破断様相をしらべることを目的とした。

4.3.2 供試試験片および試験方法

肉盛りクラッドした A 302 B 鋼試験板 (500 mmL×500 mmW×50 mm) から Fig. 4.14(a) および 4.14(b) に示す形状の引張り試験片および曲げ試験片を採取した。同試験片を JPDR 圧力容器クラッドの発生き裂にできるだけ模擬し、かつ切欠底から発生したき裂がクラッドと母材の境界で強度的抵抗を示すかどうかを調べる

TABLE 4.1 Mill sheet of base metal

File number : 42-7375
 Issued date : 16th September, 1967
 Tested date : 5th September, 1967

Fabrication number : H67-1430 Name : Boiler Plate

Number	Thick- ness (mm)	Width (mm)	Length (mm)	Charge number	Plate number	Calculated weight (kg)	Chemical composition Wt%					Position	Tensile test (G. L. = 50 mm)			Bent test	Remarks
													Yield strength (kg/mm ²)	Ultimate tensile strength (kg/mm ²)	Elong- ation (%)		
				Specif- ication			ASTMA 533 B CL-1-NT-SR						>35.2	56.2~70.2	>20	180° R=1.75 t	
1	20	1,500	3,000	1K1151/ 1/3	1	706	C 0.20	Si 0.29	Mn 0.30	P 0.012	S 0.012	Top	49.5	65.8	28.1	good	pass
							Ni 0.56	Cr 0.10	Cu 0.20	Mo 0.50		Bottom	48.9	65.8	28.8		
2	50	1,500	3,000	2K478/ 2/3	1	1,766	C 0.17	Si 0.27	Mn 1.20	P 0.019	S 0.014	Top	54.6	64.5	27.7	good	pass
							Ni 0.59	Cr 0.11	Cu 0.20	Mo 0.54		Bottom	54.6	66.5	28.3		
				Total weight		2,472											

Results of Charpy V notch impact test (Tested at -12.2°C)

Charge number	Specification.....Average value of three must be higher than 3.5 kg·m			
1 K 1151/1/3	4.6	7.4	7.4	Average value 6.5
2 K 478/2/3	15.9	7.4	7.4	Average value 10.3

TABLE 4.2 Comparisons between JPDR vessel materials and tested materials

(a) Chemical composition

Materials	Remarks	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Al
JPDR vessel materials	Shell	0.17	0.25	1.27	0.010	0.011	0.47	0.63	0.012
	Head	0.19	0.24	1.35	0.010	0.011	0.54	0.65	0.016
	Shell	0.18	0.30	1.29	0.010	0.013	0.50	0.65	0.015
Tested materials	20 t	0.20	0.29	1.30	0.016	0.012	0.50	0.56	
	50 t	0.17	0.27	1.20	0.019	0.014	0.54	0.59	
Specification	Modified A 302 B	Max 0.25	0.15 ~1.50	1.15 ~1.50	Max 0.035	Max 0.040	0.45 ~0.60	0.40 ~0.70	Max 0.03

(b) Results of Charpy V notch impact test

Materials	Remarks	I		II		III		Mean	
		T	B	T	B	T	B	T	B
JPDR vessel materials	Shell	L	7.53	5.28	5.88	2.98	7.12	5.75	6.81
		T	5.72	5.11	5.75	5.05	5.72	4.95	5.74
	Head	L	6.51	5.74	6.05	5.75	5.86	5.75	6.14
		T	4.57	4.74	4.86	4.74	5.16	4.95	4.86
	Shell	L	6.15	5.08	5.57	4.49	5.00	4.49	5.58
		T	4.35	3.88	3.80	4.30	4.12	3.71	4.12
Tested materials	20 t		4.61		7.40		7.40		6.46
	50 t		15.9		7.43		7.43		10.02

L : Rolling direction

T : Perpendicular to rolling direction

Specification : Absorbed energy must be higher than 25ft. 1L (3.4 kg·m) at 10°F (−12.2°C)

(c) Heat treatment

Materials	Remarks	Normalizing	Tempering	Post weld heat treatment
JPDR vessel materials	Shell	4.5 hours at 910°C, AC	5.5 hours at 680°C, AC	
	Head	4.5 hours at 910°C, AC	5.5 hours at 680°C, AC	
	Shell	3.0 hours at 910°C, AC	4.0 hours at 680°C, AC	
Tested materials	20 t	1 hours and 50 minutes at 920°C, AC	2.0 hours at 685°C, AC	20 hours at 620°C, FC up to 300°C
	50 t	3.0 hours at 920°C, AC	5.0 hours at 685°C, AC	20 hours at 620°C, FC up to 300°C

AC : Air cooled

FC : Furnace cooled

TABLE 4.3 Tensile testing results of JPDR vessel materials and tested materials

Materials	Remarks	Extracted position	Yielding strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Bending test
JPDR vessel materials	Sheel	T	43.3	58.4	33.5	Good
		B	42.0	58.3	35.7	
	Head	T	48.2	61.4	31.8	Good
		B	48.2	60.6	31.0	
	Shell	T	47.4	61.4	31.8	Good
		B	46.6	60.1	32.1	
Tested materials	20 t	T	49.5	65.9	28.1	Good
		B	49.0	65.9	28.8	
	50 t		53.6	64.5	27.7	Good
			54.6	66.5	28.3	
Specification : modified A 302 B			35 <	56~70	20 <	180℃

T : Top
B : Bottom

TABLE 4.4 Welding performance for cladding

Welding process	: S. P. Manual arc welding
Welding position	: Flat position
Welding current	: 130 A
Welding voltage	: 23 V~24 V
Welding speed	: 20 cm/min.
Pre heating	: 100~150°C
Operation ratio	: 1 : 1.3

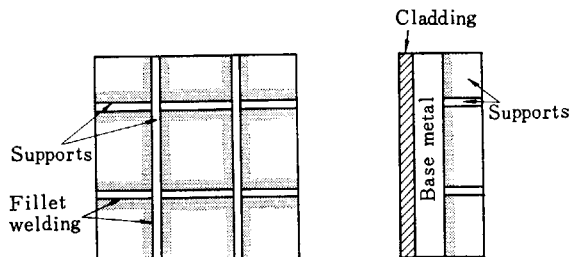


Fig. 4.10 Details of overlay welding.

目的で、深さ 3.5 mm, 60° の鋭いV切欠きをステンレス鋼クラッドに入れ 50 トン・アムスラー万能試験機で試験を行なった。引張り試験はつかみ部が片側 70 mm, 曲げ試験は支点間距離が 200mm の3点曲げである。また、インク浸透法によって数個の試験片を用い、き裂がステンレス鋼クラッドに発生した時のき裂深さ、最大荷重時のき裂深さを求める試みとひずみゲージを用いて試験片のひずみ分布を求める試みを行なった。

4.3.3 試験結果

(1) クラッドの切削切欠き先端の半径

切欠き先端の半径は、拡大鏡で 50 倍に拡大してみるとかなりのばらつきがあるが、平均値 0.06mm であって、0.1 mm 以上の半径はなかった。

切欠きの応力集中について

切欠き引張り試験片の弾性応力集中係数は大よそ次の式から推定することができる。

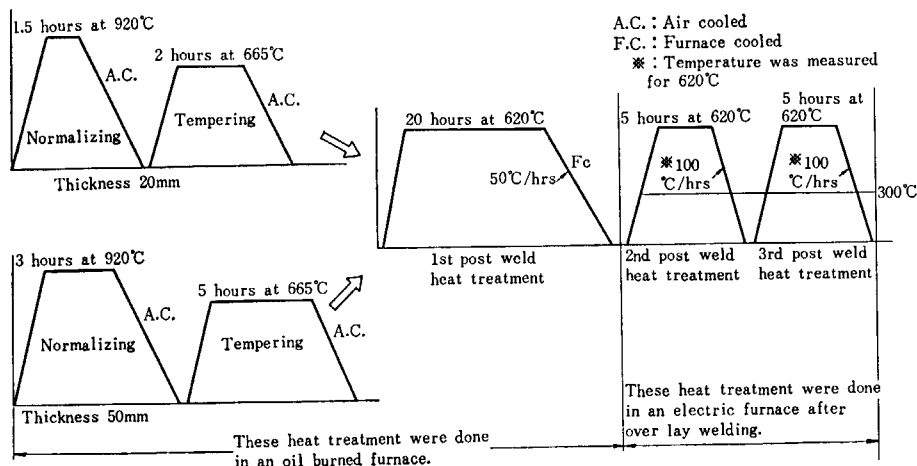


Fig. 4.11 Details of heat treatment applied to tested plates.

TABLE 4.5 Fabrication detail of making specimens on tested materials

(a) 50t tested plates (ASTM A 533 Grade B 1-NT-SR, Charge No. 2 K 478-2-3, JSW)

Test plates	1 st welding	2 nd PWHT*	2 nd welding and machining	3 rd PWHT*	Specimens
A 500 × 500					Tensile tests : A 1~A 3 V Charpy : A 1~A 15
B 500 × 500		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	Tensile tests : B 1~B 3 V Charpy : B 1~B 15
C 500 × 500	1 st layer : NC 39 Mol From 2 nd larger to 4 th layer : 1490	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)			Static stress tests Tensile tests : (CTL 1~5 CTT 1~5 CBL 1~4 CBT 1~4 Bend tests : () Strain measurements by X ray
D 500 × 500					
E 500 × 500	1 st layer : NC 39 Mol	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	from 2 nd layer to 4 th layer : 1490	5 hours at 620°C, Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C) Surface machining to 6.4 mm after heat treatment.	Static stress tests
F 500 × 500	Overlay welding by NC 39 Mol	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	1 Surface machining to 4 mm of clad thickness. 2 Making slits of 0.6 to 0.8 mm by spark erosion. 3 Overlay welding of 3 rd and 4 th layers by : 1490.	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	Static stress tests
G 500 × 500			ibid F		Static stress tests
H 500 × 500					pending

* PWHT : Post weld heat treatment

(b) 20 t tested plates (ASTM A 533 Grade B, 1-NT-SR, Charge No. 1 K 1151-1-3, JSW)

Test plates	1 st welding	2 nd PWHT*	2 nd welding and machining	3 rd PWHT*	Specimens
A 250 × 500					Tensile tests : A 1 ~ A 3 V Charpy : A 1 ~ A 15
B 250 × 500		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	Tensile tests : B 1 ~ B 3 V Charpy : B 1 ~ B 15
I 500 × 500	1 st layer : NC 39 Mol From 2 nd layer to 6 th layer : 1419	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)			Low cycle fatigue tests : LFC 1 ~ LFC 15
J 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 16 ~ LFC 30
K 500 × 500	1 st layer : NC 49 Mol	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	From 2 nd layer to 6 th layer : 1419	5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	Low cycle fatigue tests : LFC 31 ~ LFC 45
L 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 46 ~ LFC 60
M 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 61 ~ LFC 75
N 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 76 ~ LFC 90
O 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 91 ~ LFC 105
P 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 106 ~ LFC 120
Q 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFC 121 ~ LFC 135
R 500 × 500		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)			Low cycle fatigue tests : LFB 1 ~ LFB 10
S 500 × 500		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)		5 hours at 620°C Cooling speed : 100°C/hr (up to 300°C)	Low cycle fatigue tests : LFB 11 ~ LFB 20
T 500 × 500					Low cycle fatigue tests : LFB 21 ~ LFB 30

* PWHT : Post weld heat treatment

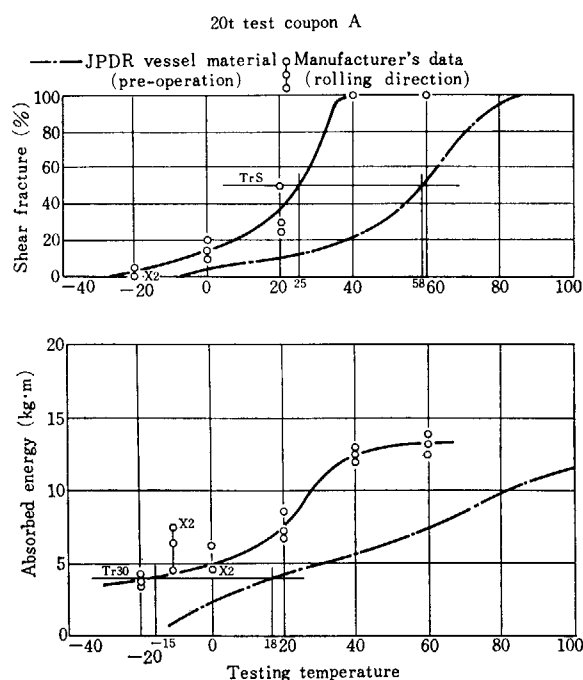


Fig. 4.12 (a) Results of Charpy V notch impact test in tested material 20 t.

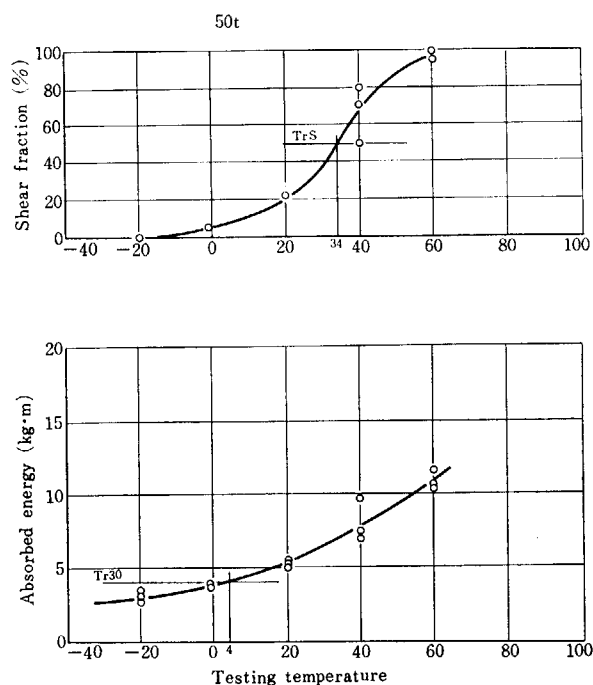


Fig. 4.12 (b) Results of Charpy V notch impact test in tested material 50 t.

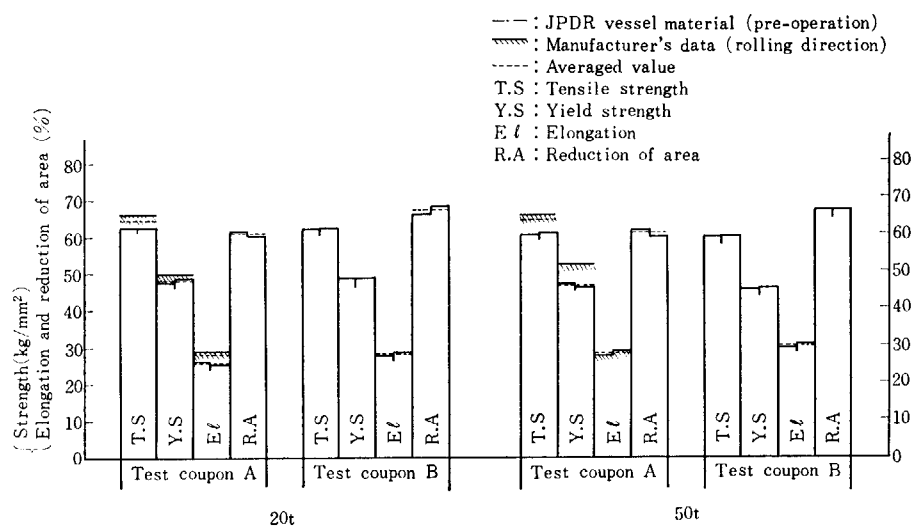


Fig. 4.13 Results of tensile test in tested material 20 t and 50 t.

$$K_t = 1 + 2Kw\sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで,

$$Kw = \sqrt{\frac{1-2a/w}{1+2a/w}}$$

a : 切欠き深さ

w : 帯板幅

ρ : 切欠き半径 (左図参照)

本実験の試験片では,

$$a = 3.5 \text{ mm}, w = 72 \text{ mm}, \rho = 0.06 \text{ mm},$$

$$\sqrt{\frac{a}{\rho}} = 7.65, Kw = 0.92 \text{ であるから,}$$

$$K_t = 1 + 2 \times 0.92 \times 7.65 \approx 15$$

ノッチ角 60° の影響は西田正孝: “応力集中図 8-10”

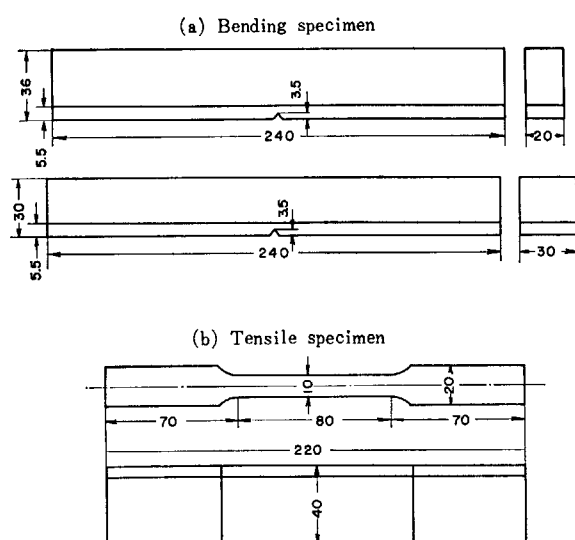


Fig. 4.14 Static specimen.

より, $f_0=0.98$ 程度である。

切欠き試験片の平滑部断面の公称応力が弾性範囲の場合, 塑性応力集中係数は

$$K_p = 1 + (K_t - 1) \frac{E_1}{E}$$

で求めることができる。

静的な切欠き係数を求めるには σ_u に対する Second Modulus E_1 を代入すればよい。アルミニウムについては次のようなことがいわれている。

$$\frac{E_1}{E} \approx \frac{1}{1 + \frac{0.8 \varepsilon E}{\sigma_u}}$$

今回の実験は平滑部断面の応力が弾性範囲をこえることと, 材料が鋼材であるのできわめて近似的ではあるが, 最大荷重時の塑性応力集中率を上式で求めてみることにする。

$$\frac{E_1}{E} \approx \frac{1}{1 + \frac{0.8 \times 0.35 \times 21000}{60}} \approx 0.0056$$

破断時点での切欠き係数はかなり小さいものであることがわかる。

(2) 引張り試験結果

Fig. 4.14 (b) に示す平滑試験片の引張り試験結果を TABLE 4.6 に示す。

この結果母材の引張り強さに達するまで, クラッドは破断せず母材の変形に十分ついていくことが証明された。また試験片 4 本中ステンレス鋼クラッドより破断したものはロール方向試験片で直角方向試験片は母材より破断した。

クラッドが母材と同じ応力で荷重をうけもつとして, 試験結果を整理すると, “クラッドを含めたときの引張り強さ” が求められ, クラッドが応力をうけないと考えた場合は “クラッドを含めないときの引張り強さ” が求められる。

CTL-11 試験片を例として最大荷重時 (引張り強さ) のクラッドにかかる公称応力を推定すると,

$$\sigma_c A_c + \sigma_{base} A_{base} = P_{max}$$

の式に,

$$A_c = 4.8 \times 10.05 \text{ mm}^2$$

$$A_{base} = 357.3 \text{ mm}^2$$

$$\sigma_{base} = 60.0 \text{ kg/mm}^2 \text{ (引張り強さ)}$$

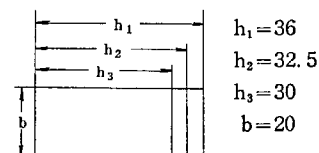
を代入して

TABLE 4.6 Tensile testing results of overlaid plates

Specimen	Tensile strength with cladding	Tensile strength without cladding	Elongation
CTL-10	58.2(kg/mm ²)	66.1(kg/mm ²)	38.17
CTL-11	58.7	65.2	33.80
CTT-10	58.7	66.8	38.51
	59.8	66.3	35.33

TABLE 4.7 Tensile testing results of overlaid plates with machined crack

	Nominal stress of smooth part (kg/mm ²)	Nominal stress of notched part (kg/mm ²)	Nominal stress of base metal (kg/mm ²)	Nominal stress of smooth part (kg/mm ²) L/A ₁	Nominal stress of notched part (kg/mm ²) L/A ₂	Nominal stress of base metal (kg/mm ²) L/A ₃
CTL-1				52.8	58.5	62.4
CTL-3	44.5	49.2	52.5	49.8	55.2	58.8
CTL-4	45.0	49.8	53.1	50.8	56.5	60.1
CTT-3	46.4	51.4	54.8	49.7	55.2	59.1
CTT-4	45.4	50.3	53.6	50.1	55.5	59.1
CTT-5	45.8	50.8	54.1	50.6	56.0	59.7



$$A_1 = L$$

$$A_1 = b \cdot h_1 \text{ mm}^2$$

$$A_2 = b \cdot h_2 \text{ mm}^2$$

$$A_3 = b \cdot h_3 \text{ mm}^2$$

L : Longitudinal direction to rolling

T : Transverse direction to rolling

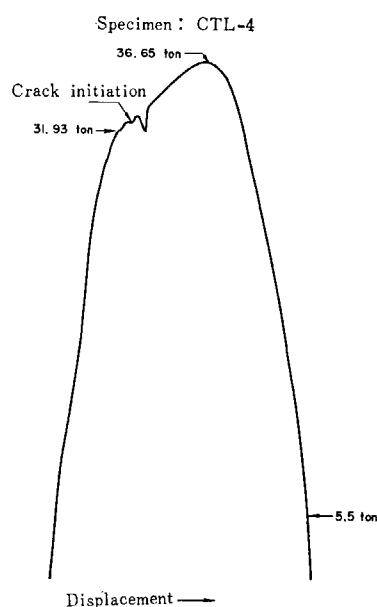


Fig. 4.15 Tensile test load-displacement (1).

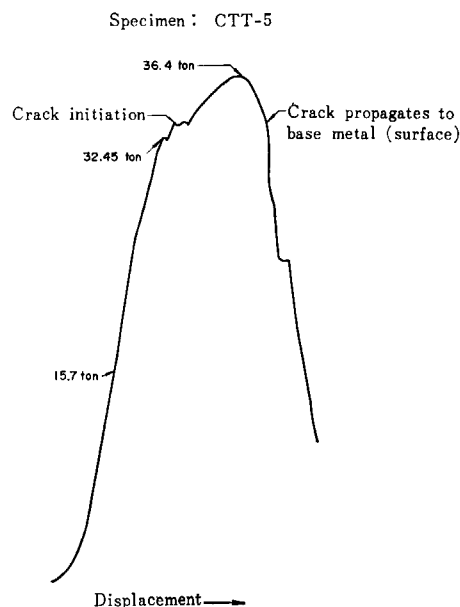


Fig. 4.15 Tensile test load-displacement (2).

$$\sigma_c = 42.33 \text{ kg/mm}^2$$

となる。

このことからクラッドのうけもつ応力は母材にくらべて小さいことがいえる。

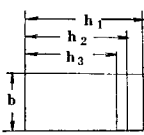
切欠き加工試験片の破断は平滑材の破断のメカニズム

が違うが、一応比較してみると TABLE 4.7 の切欠き試験片の引張り強さの平均値は 56.3 kg/mm^2 で、平滑材は 58.91 kg/mm^2 であるから見かけ上 4.3 % 強度が減少している。

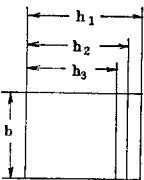
なお、最大荷重を過ぎたのち、脆性破壊を生じた試験

TABLE 4.8 Bending testing results of overlaid plates with machined notch

(a) Longitudinal

Specimen No.	Maximum load (kg)	Maximum moment M (kg/mm)	Z_1	Z_2	Z_3	M/Z_1 (kg/mm ²)	M/Z_2 (kg/mm ²)	M/Z_3 (kg/mm ²)	 $h_1 = 30 \text{ mm}$ $h_2 = 26.5 \text{ mm}$ $h_3 = 24 \text{ mm}$ $b = 30 \text{ mm}$
CBL-1	8.70×10^3	4.35×10^5	2.70×10^4	2.10×10^4	1.73×10^4	16.0	20.7	25.2	
CBL-2	8.25×10^3	4.13×10^5	"	"	"	15.3	19.7	23.9	$Z_1 = bh_1^2 \text{ mm}^3$ $Z_2 = bh_2^2 \text{ mm}^3$ $Z_3 = bh_3^2 \text{ mm}^3$
CBL-3	8.25×10^3	4.13×10^5	"	"	"	15.3	19.7	23.9	M: Maximum bending moment
CBL-4	7.65×10^3	3.83×10^5	"	"	"	14.3	18.2	22.1	
CTL-5	7.57×10^3	3.79×10^5	2.58×10^4	2.10×10^4	1.80×10^4	14.7	18.1	21.1	

(b) Transverse

Specimen No.	Maximum Load (kg)	Maximum moment M (kg/mm)	Z_1	Z_2	Z_3	M/Z_1 (kg/mm ²)	M/Z_2 (kg/mm ²)	M/Z_3 (kg/mm ²)	 $h_1 = 30 \text{ mm}$ $h_2 = 26.5 \text{ mm}$ $h_3 = 24 \text{ mm}$ $b = 30 \text{ mm}$
CBT-1	Clad	3.70×10^5	2.70×10^4	2.10×10^4	1.73×10^4	13.7	17.1	21.4	
	Base	4.25×10^5				15.8	20.2	24.6	$Z_1 = b h_1^2 \text{ mm}^3$ $Z_2 = b h_2^2 \text{ mm}^3$ $Z_3 = b h_3^2 \text{ mm}^3$
CBT-2	7.70×10^3	3.85×10^5	"	"	"	14.3	18.3	22.3	M: Maximum bending moment
CBT-3	7.67×10^3	3.84×10^5	"	"	"	14.2	18.3	22.2	
CBT-4	7.90×10^3	3.95×10^5	"	"	"	14.6	18.8	22.8	

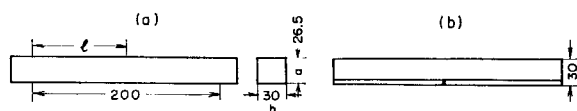


Fig. 4.16 Bending specimen.

片が一本あった。

切欠き加工試験片の典型的な荷重-変位曲線を Fig. 4.15 に示す。

(3) 曲げ試験結果

試験片が全部母材であり、クラッドを考えないときの試験片形状 (Fig. 4.16 に示す試験の形状) を仮定したとき、

この試験片の崩壊荷重は、

$$P = \frac{1}{2} a^2 b \sigma_y / l = \frac{1}{2} (26.5)^2 \times 30 \times 45.6 / 100 \\ = 4.80 \times 10^3 \text{ kg}$$

となる。

切欠き加工試験片(b)の最大曲げ荷重 (TABLE 4.8) はいずれも Fig. 4.16 と仮定した平滑曲げ試験片の崩壊荷重の計算値より高く出ている。代表的な荷重-変位曲線は Fig. 4.17 に示してある。

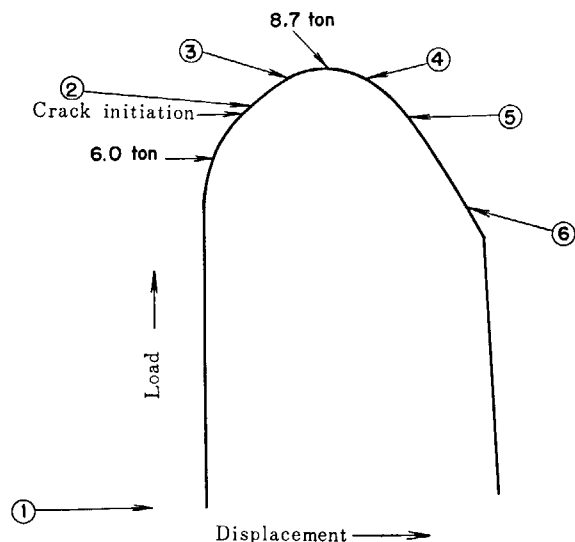
(4) インク浸透によるき裂深さ測定

使用したインクは記録計用の赤色インクと青色マジックインクで両者を併用して二つの荷重段階でのき裂深さをチェックすることができた。

a) 引張り試験

試験片 CTT-3 では最大荷重のとき赤色インクを入れた結果中央部でき裂長さは Fig. 4.18 に示すように 5.4 mm, 端部で 2.55 mm あった。

試験片 CTL-3 ではき裂発生時に青色インクを入れた



Specimen: CBL-3

Fig. 4.17 Bending test load-displacement.

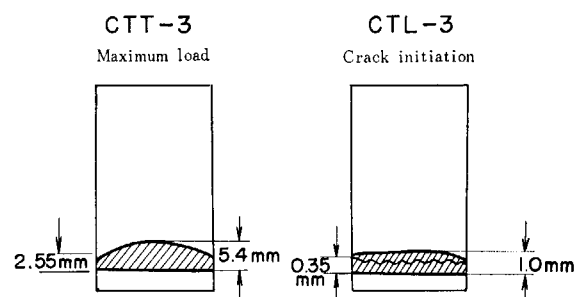


Fig. 4.18 Crack initiation in bending test.

とき、中央部で 1.0 mm, 端部で 0.35 mm であり、荷重 35.6 トン (最高荷重は 35.8 トン) でき裂深さは中央で 3.5 mm, 端部で 2.7 mm であった。この実験で、き裂発生時にはまだき裂は母材に達していないこと、最高荷重では母材に中央部で 3 mm 程度進展することが確認された。

b) 曲げ試験

試験片 CBT-3 では荷重 6.63 トン (最高荷重 7.60 トン) のとき、赤色インクを入れた。このとき、き裂深さは中央部で 6.3 mm, 端部で 2.15 mm であった。

試験片 CBL-4 では 7.15 トン (最高荷重 7.65 トン) のとき赤色インクを入れたところ、き裂深さは中央部で 6.7 mm, 端部では 2.15 mm であった。

4.3.4 考 察

(1) 引張り試験の結果では、クラッド部に深さ 3.5 mm, 角度 60° の V 切欠きを入れた場合、平滑材に比べて見かけ上 4.3 % 強度が減少する。一般に、切欠きを入れた場合、強度が上昇するが、今回の実験の強度低下の原因は切欠き試験片では最大荷重時にき裂が若干母材に入っているためである。

(2) 曲げ試験の結果では切欠き部の断面形状をもつ母材の崩壊荷重の計算値に比べ、今回の実験の最大荷重は 1.67 倍となっている。

(3) 引張り試験、曲げ試験とも L 方向と T 方向の差はほとんどみられない。

(4) インクによる浸透チェックの結果では最大荷重時で、き裂は数ミリ母材に進展している。

4.4 低サイクル疲れ試験^{28,29,30,31)}

4.4.1 試験目的

JPDR 圧力容器のクラッド部に発生したき裂が疲れによって母材側に進行する可能性およびき裂の存在によるクラッド材の疲れ強さの減少について検討し、圧力容器の安全性および寿命を推定する一手段とするものである。このため $10^2 \sim 10^4$ 程度の破断繰返数範囲の低サイ

クル疲れ試験において、A 302 B 鋼およびそのステンレス鋼クラッド材の試験片に自然き裂にかわる各種形状寸法の切欠きを加工して、応力集中の変化にともなう疲れき裂の発生、伝播および破断寿命の変化を求めるとともに、疲れき裂の進行がクラッド材の溶着部境界においてうける影響を検討した。またこれとともに自然き裂を発生させた試験片を用い、疲れにおける自然き裂と人工切欠きとの関連を求めることを目的とした。

4.4.2 試験方法

(1) 試験片

試験片に用いた材料は 2.2 項においてのべた母材として板厚 20mm の A 302 B 鋼およびそれにステンレス鋼を 5mm の厚さにクラッドしたクラッド材である。試験材は機械加工前に応力除去焼鈍を施している。

疲れ試験片の形状寸法を Fig. 4.19 に示す。試験片に加工した切欠きのうち A, B, C の 3 種は同図のように先端半径または切欠き深さの異なる V 切欠きで、フライス加工した。

また切欠き D は切欠き B 試験片をひずみ範囲 0.6 % で低サイクル疲れ試験することによって V 切欠きの先端に試験片表面から 3mm 深さに疲れき裂を進展せしめ、これを 620°C 2hrs, 真空焼鈍して、自然き裂試験片としたものである。なお、同図にはクラッド材のみを示してあるが、母材の場合も外形寸法は同一である。

疲れ試験片と同一形状寸法の平滑試験片による母材およびクラッド材の引張り試験結果を TABLE 4.9 に示す。またクラッド材のステンレス鋼肉盛り部および母材部からそれぞれ採取した JIS14 号 A 試験片 (平行部直径 8 mmφ) による引張り試験結果を TABLE 4.10 に示す。

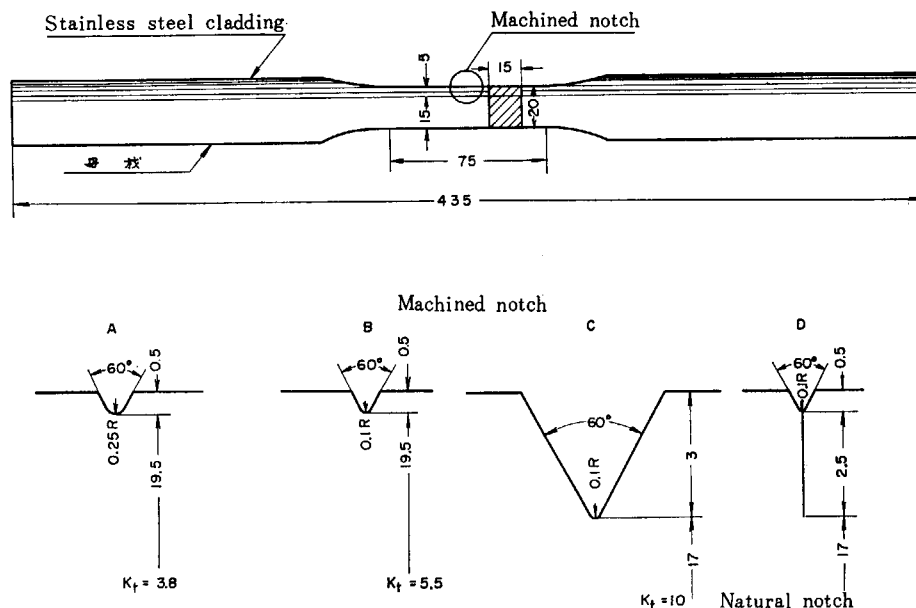


Fig. 4.19 Low-cycle test specimen and notch shape.

TABLE 4.9 Mechanical properties of A 302 B steel base metal and cladding

Materials	Cross section (mm)	Gage length (mm)	0.2% yield strength $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Ultimate strength σ_B (kg/mm ²)	True fracture strength σ_T (kg/mm ²)	Elongation δ (%)
A 302 B steel base metal LFB	15×20	60	45.08	62.22	110.30	31.6
Cladding LFC	15×20	—	44.63	60.76	110.68	—

TABLE 4.10 Mechanical properties of A 302 B steel base metal and stainless steel cladding

Materials	Cross section (mm)	Gage length (mm)	0.2% yield strength $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Ultimate strength σ_B (kg/mm ²)	True fracture strength σ_T (kg/mm ²)	Elongation δ (%)	Reduction of area φ (%)
Stainless steel cladding	8φ	40	—	57.29	85.58	40.27	39.52
A 302 B steel base metal	8φ	40	—	60.18	121.05	25.06	65.55

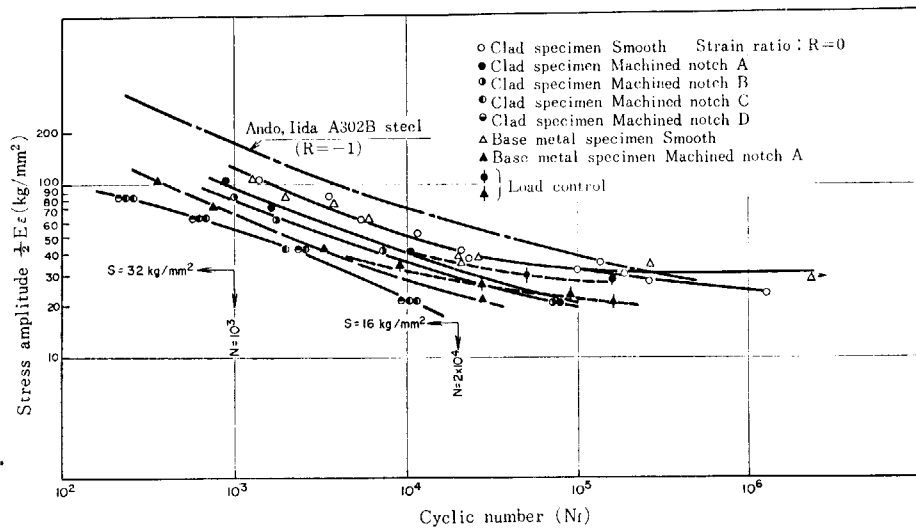


Fig. 4.20 Low-cycle testing results.

(2) 試験条件

問題となった JPDR 圧力容器のノズル部には平均ひずみを伴ったひずみ振幅の繰返し加わると考えられるとのことなので、低サイクル疲労試験は 10²~10⁵ 回の破損繰返し数範囲について、0~ ε のひずみサイクル (R = 0) の定ひずみ疲労試験を行なった。上限ひずみ ε は、片振試験片の座屈もあるので 1.0 % を最大とした。

破損繰返し数が 10⁴~10⁶ 回の高サイクル疲労範囲の試験も行なったが、試験機の都合上、両振定荷重疲労試験となった。しかし片振定ひずみ疲労も、 $\varepsilon > 0.3\%$ の領域では、その荷重振幅はほぼ両振りなので、両者の比較もある程度可能である。

なお低サイクル疲労試験の際には、ひずみサイクルおよび荷重サイクルを同時に測定し、また切欠き試験片の一部について疲れき裂の進行を測微望遠鏡により 5/1000 mm 程度の読取精度で測定した。

(3) 試験機

使用した試験機は油圧式万能疲労試験機 (ローゼンハウゼン型パルセータ、容量 ± 20 トン) で、本来は高サイクル用の定荷重疲労試験機であるが、これに低サイクル疲労ユニットを付加し、試験片のひずみ検出信号に応じた電磁弁制御により、試験片に定ひずみ制御の繰返し荷重を与えた。試験片のひずみ検出には差動変圧器型の検出器 (G. L. 50 mm) を用いた。

試験機の繰返し速度は、高サイクル疲労では 500 cpm、低サイクル疲労では 6~20 cpm で行なった。

4.4.3 試験結果とその考察

低サイクル定ひずみ疲労および高サイクル定荷重疲労試験の結果を Fig. 4.20 に S-N 曲線として示す。同図では応力振幅は $\frac{1}{2}E\varepsilon$ (E: ヤング率, ε : ひずみ範囲) で示している。

平滑試験片の疲れにおいては、母材とクラッド材とは低サイクル領域においては疲れ強さは一致するが、高サイクル領域においては母材の方がクラッド材よりも若干高い疲れ強さを示している。一方疲れ破断した試験片の破面および試験片平行部の未破断き裂の観察によると、クラッド材における疲れき裂は低サイクル領域においては、ほとんど母材側から発生伝播して破断に至っている。しかし高サイクル領域ではステンレス鋼クラッド側、とくにボンド部やステンレス鋼部の内部から発生したと認められる疲れき裂が比較的多く認められた。またクラッド材における母材とステンレス鋼クラッド部の低サイクル定ひずみ疲れ強さを比較すると、母材の定ひずみ疲れ特性は実験結果から $\varepsilon_p N^{0.6} = 0.109$ で示され、ステンレス鋼の場合も一般に $\varepsilon_p N^\alpha = C$ において α の値が 0.5 前後となることが知られているから $N = 1/4$ サイクルとしたときの ε_p 値すなわち引張試験における伸び ε_f の比較で定ひずみ疲れ強さの比較ができる。すなわ

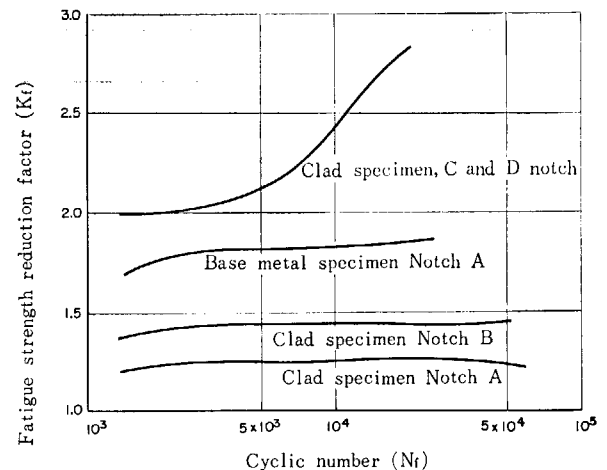


Fig. 4.21 Fatigue strength reduction factor of machined specimen.

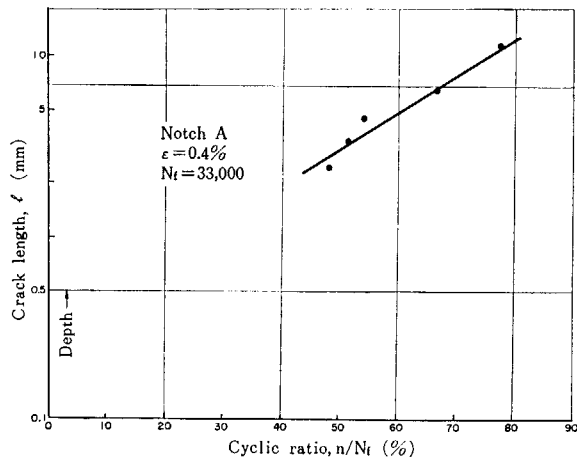


Fig. 4.22 (a) Crack growth of base metal. (1)

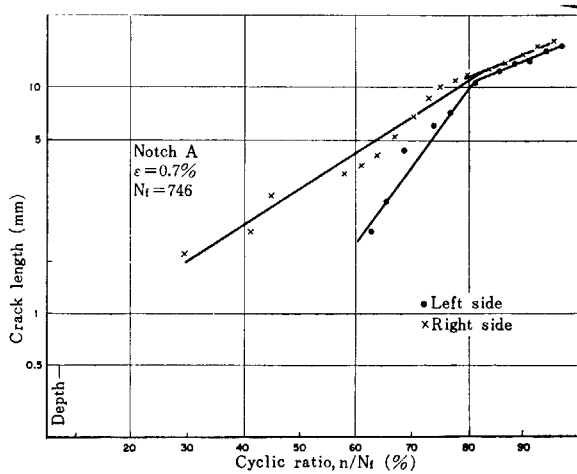


Fig. 4.22 (b) Crack growth of base metal. (2)

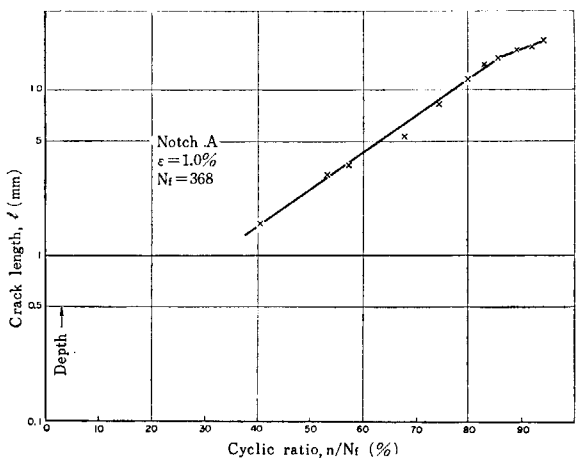


Fig. 4.22 (c) Crack growth of base metal. (3)

ちクラッド材は母材の方がステンレス鋼クラッド部よりも低サイクル定歪疲れ強さが低いことは妥当である。

以上のことから、平滑試験片においては高サイクル領域ではクラッド材の欠陥が疲れ強さを減じ、低サイクル領域では欠陥の影響は小さくなるため、クラッド材の疲れ強さは母材と同じになるといえる。

Fig. 4.20 において、切欠き試験片の低応力振幅領域で定ひずみ疲れ強さが定荷重疲れの場合よりも低い、これは定ひずみ疲れの場合は低応力振幅領域では繰返し応力が両振りではなく片振り疲れの状態となるためである。

低サイクル疲れ強さにおける切欠き効果を Fig. 4.20 から求めた平滑材に対する疲れ強さの減少係数 K_f と破損繰返し数 N_f との関係で Fig. 4.21 に示す。同図から低サイクル領域における切欠き感度がそれほど高いことが認められる。また母材はステンレス鋼クラッド材に比して、前述のように低サイクル疲れ強さが低いだけでなく、クラッド材において切欠き感度も高いことが認められる。さらに切欠き C と D とでは低サイクル領域における疲れ強さおよび減少係数が一致した。このことは形状係数が 10 以上に切欠きが鋭くなっても、すなわち自然き裂が切欠きとして存在する場合でも、低サイクル領域では疲れ強度減少係数はそれ以上に増加しないことを示している。

低サイクル定ひずみ疲れの切欠き試験片について測定した疲れき裂の進展の様子を切欠き A, B, C について繰返し数比 n/N_f とき裂長さ l との関係で、Fig. 4.22 ~ Fig. 4.25 に示す。疲れき裂の進展は必ずしも試験片荷重方向と直角方向に進むとは限らないので、図のき裂長さ l はき裂の荷重軸と直角方向成分を示してある。ま

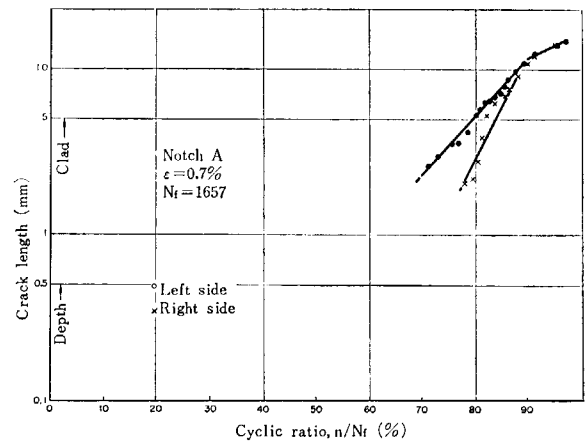


Fig. 4.23 (a) Crack growth of clad specimen. (1)

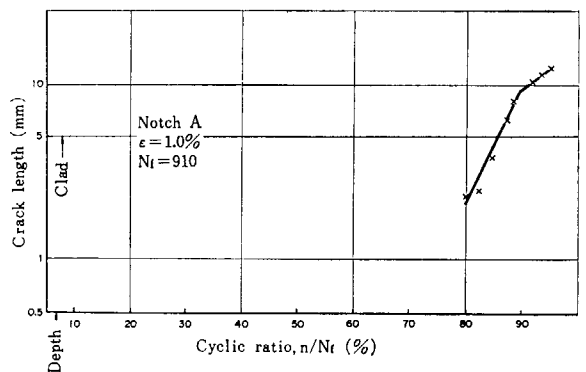


Fig. 4.23 (b) Crack growth of clad specimen. (2)

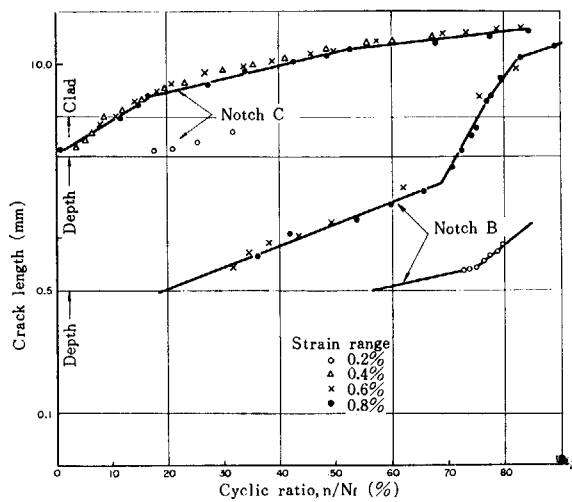


Fig. 4.24 Crack growth of clad specimen with notch B and C.

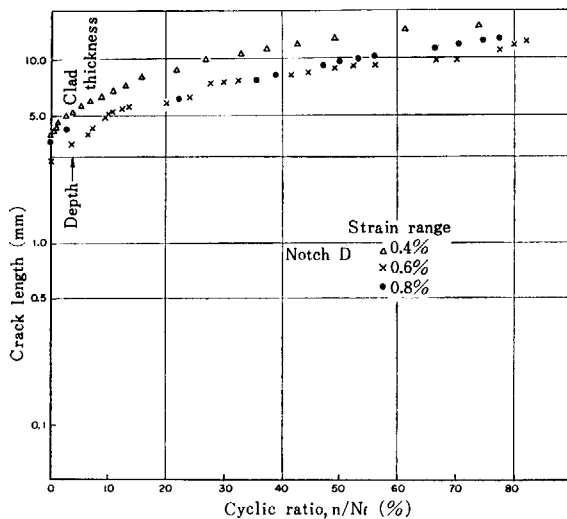


Fig. 4.25 Crack growth of clad specimen with natural crack.

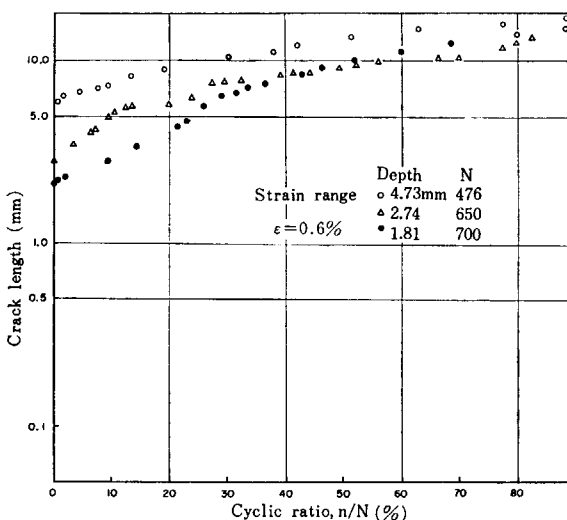


Fig. 4.26 Crack growth of clad specimen with natural crack.

たき裂長さには切欠き深さを含めた。

Fig. 4.22 および Fig. 4.23 はともに切欠きAの場合である。同図ではき裂の進展初期の測定値が不足しているので明確ではないが、母材とクラッド材とでは疲れき裂の発生時期は、母材の方が早い。また Fig. 4.23, 4.24, 4.25 における比較から、切欠きの応力集中係数が大きくなるほどき裂の発生時期は早く、切欠きCではほとんど0%に近い繰返し数比で発生し、自然き裂切欠きDでは最初の1サイクルからき裂が進展する。またき裂の進展を繰返し数比との関係でみた場合には、塑性疲れ範囲にある低サイクル領域ではき裂の発生および進展の繰返しひずみ範囲 ϵ による差はほとんど認められないが、ひずみ範囲 ϵ が小さく弾性疲れ範囲のときは明らかに塑性疲れよりもき裂発生時期はおそくなっている。

き裂の進展速さは、き裂寸法の小さい範囲を除いて約5mm から15mm 程度までの範囲をとれば、定歪塑性疲れの領域では繰返しひずみ範囲 ϵ に無関係に、片対数グラフ上にはほぼ直線で得られた。

すなわち、

$$K(n - n_i)/N_f = \log l - \log l_i$$

$$\text{または} \quad \frac{dl}{dn} = \frac{Kl}{N_f}$$

またクラッドボンド部において、き裂が停滞するようなき裂進展の明確な変化は認められなかった。さらに、

同じき裂寸法における進展速度 $\frac{dl}{dn}$ をとると母材もクラッドもほぼ同一であった。従って母材とクラッド材との低サイクル疲れ寿命の差は単にき裂発生時期の差であるといえる。

なお自然き裂切欠き(D切欠き)におけるき裂長さの影響をみるため、切欠きDにおけるき裂深さを変えて低サイクル疲れを行なった。その結果は Fig. 4.26 に示される。この結果によれば自然き裂のように鋭い切欠きでは切欠き深さが小さくても低サイクル疲れき裂は最初の1サイクルから進展する。

4.4.4 まとめ

以上のことから次の結論が得られた。

(1) クラッド材の平滑試験片において低荷重の高サイクル領域では欠陥や残留応力などが疲れき裂の発生に大きく影響すると考えられ、高荷重の低サイクル領域では母材とステンレス鋼クラッドの負荷配分が見かけ上疲れ強さ(公称応力振幅)の低下を生ずる。

(2) 同一繰返しひずみ範囲 ϵ に対してクラッド材の母材部はクラッド部に比して疲れ強さが低い。

(3) 切欠きが存在する場合、母材とクラッド材との疲れ寿命の差はほとんどき裂伝播開始までの繰返し数の差である。

(4) クラッド材のクラッド境界はすでに伝播を開始

している疲れき裂の進展に影響しない。

(5) D切欠き試験片のように自然き裂の形状係数 K_t が10以上と大きくても、減少係数は比較的小さく、この場合定ひずみ疲れ寿命 1×10^4 サイクルで $K_f = 2.4$ であった。

(6) 疲れき裂の伝播速度はき裂長さ l に比例し疲れ寿命 N_f に反比例する。

(7) 小さくない自然き裂がある場合、その疲れ寿命は疲れき裂の進展のみに依存する。

4.4.5 補 遺

低サイクル疲れ試験は圧力容器の冷却水出口ノズルに生ずる応力の最大値を応力レベルにとって同部において微細なき裂が存在する場合の疲れ破壊を生ずる可能性について実験的解明を進めたものである。

しかしながら、圧力容器の同部の疲労挙動とクラッドき裂をもつ試験片の疲労挙動を同一化した実験は不可能であって次に示すような差違が試験条件にあらわれた。

1) 冷却水ノズルの材質は鍛造材 ASTM A336-57 TCL F1 鋼であるが、試験には鋼板 ASTM A302B 改良鋼を使用した。これは鍛造材を試験に供することが費用の点で不可能であったため、鋼板とした。シエル材の材料特性は鍛造材の材料特性と異っているがシエル材と同等の鋼板を試験すれば、保守的データとなると考えた。しかしながら、試験用に製造した A302B 改良鋼板は若干材料特性がよい結果となっている。

次に肉盛りクラッドステンレス鋼は溶接棒としてフェライト0%の棒を用い、さらに熱処理を与えたが、試験板のクラッドの材料特性は、容器クラッドのそれよりはるかに良質のものとなった。

2) 試験片のクラッドを劣化せしめて自然き裂を早期に発生させてクラッド境界から、母材へ進展する疲労挙動を検討しようとする意図は失敗した。

3) 疲労試験条件 $0 \leq \epsilon$ の片振り試験を実施した。これはノズル部のひずみ条件にあわせたのであるが、試験データは一般に $-\epsilon \leq \epsilon$ の両振データが多い。

4) ひずみ制御を 50 mm のゲージ長で実施したが、

これはき裂先端のひずみ条件とは異っていることに留意しなければならない。

以上のようないくつかの試験条件の差違があるが、JPDR 圧力容器疲労寿命については次のように考慮できる。

1) $0 \leq \epsilon$ 試験は $-\epsilon \leq \epsilon$ 試験より疲労強度は低い結果となり、その減少率は 10^3 回で1.5である。ノズルの高応力部が $0 \leq \epsilon$ 挙動であるときはこの程度の減少率を考慮しなければならない。

2) JPDR 圧力容器の ASME Sec III (1968) による疲労解析不要回数は1100である。(内圧繰返しについてのみ) このため 10^3 を基準繰返し数とすると、安全率2の応力振幅は 32 kg/mm^2 、一方繰返し数について安全率20をとり 2×10^4 回における応力振幅 16 kg/mm^2 を安全条件として考えることにした。自然き裂による疲労減少率はほぼ2.5程度である^{29,30)}。飯田の論文からも 10^4 サイクルにおける疲労減少率 K_f は理論応力集中度 K_t が大きくなっても必ずしも K_t に比例して大きくならないと考えれば、自然き裂の疲れ曲線が安全条件をおかすと考えられない。しかしながら、以上の議論は疲労破断について述べたものであるから、疲労き裂の発生および伝播については別に論ずることになる。すなわち試験片の疲労き裂の発生は、一般に破断繰返しの10~20%でおきる。このマイクロき裂の発生時点で安全条件を検討すれば明らかに同条件を満足する可能性はない。しかしながら、き裂が発生し伝播の過程で荷重が低下するのは破断繰返し数の約80%を過ぎてからであり、それまでき裂が進展しても強度的には部材が十分保持されていると解釈できる。このことは圧力容器モデル等の内圧繰返し試験で破断繰返し数の約80%前後から急激にき裂が進展する挙動と符号する。このように考えれば圧力容器の疲労破断については低サイクル疲労試験の破断繰返し数で論じて大きな誤ちをおかさないと考えられる。

3) 疲労によるき裂の進展により、き裂がぜい性破壊き裂としての限界長さに達したとき、ぜい性破壊に移行する可能性についてはノズル鍛造材のぜい性破壊特性が良好であることからまず考えられない。

5. 圧力容器モデルの内圧繰返し試験^{32, 33, 34, 35, 36)}

5.1 試験目的

JPDR では、圧力容器上蓋の内面オーバーレイ・クラッドにヘア・クラックを生じた。これらのクラックがもし水相中にある圧力容器の底部、とくに応力集中の大きいノズル部に発生した場合、原子炉運転中に疲れ破壊事故に至る可能性があるか否かが、構造安全上の問題点となった。このためいくつかの試験、検査計画が立案され、42 年より実行されたが、43 年度末にはほぼ安全性が確認された。44 年からは圧力容器モデルにより、クラッドき裂の進展性についての最終的な総括試験を実施することになった。しかしながら、大型圧力容器モデル試験は多額の費用と労力を費すことになるので、周到な計画により、単にノズル部のき裂進展についてばかりでなく、圧力容器構造設計に資する前進的なデータもとることが考慮された。

すなわち、研究の目的は次のように要約することができる。

1) JPDR 圧力容器のクラッドき裂の進展について、ノズル部のき裂について伝播過程を詳細にとらえ、試験片による試験研究結果と対比して検討する。

2) 圧力容器の構造上の弱点を求めるため、容器の応力分布を求める。とくに欠陥による応力分布の変動を検討する。

このような研究目的のもとに 3 個の圧力容器モデルの試験を行なった。第 1 号モデルと第 2 号モデルは JPDR 圧力容器の 1/3 スケールであるが、第 2 号モデルでは底部球殻に斜角ノズルを 2 個とりつけた。第 3 号モデルではさらに大型化し、JPDR 圧力容器の 1/2 スケールとし、さらに軽水動力炉の大型炉(約 1,000 MWe)の 1/6 スケールに相当するノズル 3 個をとりつけている。これらモデルの寸法を比較して TABLE 5.1 に示す^{37, 38)}。

5.2 圧力容器モデルの製作

5.2.1 設計

JPDR 圧力容器の寸法において 1/3 および 1/2 に縮尺し同等の材料を使用し、設計条件もほぼ一致させた。ただし、形状上試験体独自の設計を必要とする部分については設計基準として、通産省告示 272 号、ASME 圧力容器設計コード Sec. VIII, 付録 II, Case Interpretation を採用した。また耐圧ボルトは内圧 140 kg/cm²G で設計した。主要設計条件は TABLE 5.2 のとおりである。

5.2.2 材料

試験体各部に使用される材料規格は TABLE 5.2 のとおりである。

TABLE 5.1 Design standard and dimensions of pressure vessel models and JPDR pressure vessel

	No. 1	No. 2	No. 3	JPDR P. V.
Design code, ASME	Sec. VIII	Sec. VIII	Sec. III	Sec. VIII
Scale	1/3	1/3	1/2	1
Shell length, (mm)	2,000	2,000	2,224	Length 8,047
Inner diameter, (mm)	695	695	1,048	2,083
Wall-thickness, (mm)	23	23	26	67
Nozzle length, (mm)	313	318	407	585
Inside diameter, (mm)	94	94	140	281
Wall-thickness, (mm)	23.5	23.5	37	73
Overlay diameter, (mm)	200	200	300	—
Thickness, (mm)	3	3	3	6.4
Nozzle corner radius (excluding clad), (mm)	10R	10R	15R	30R

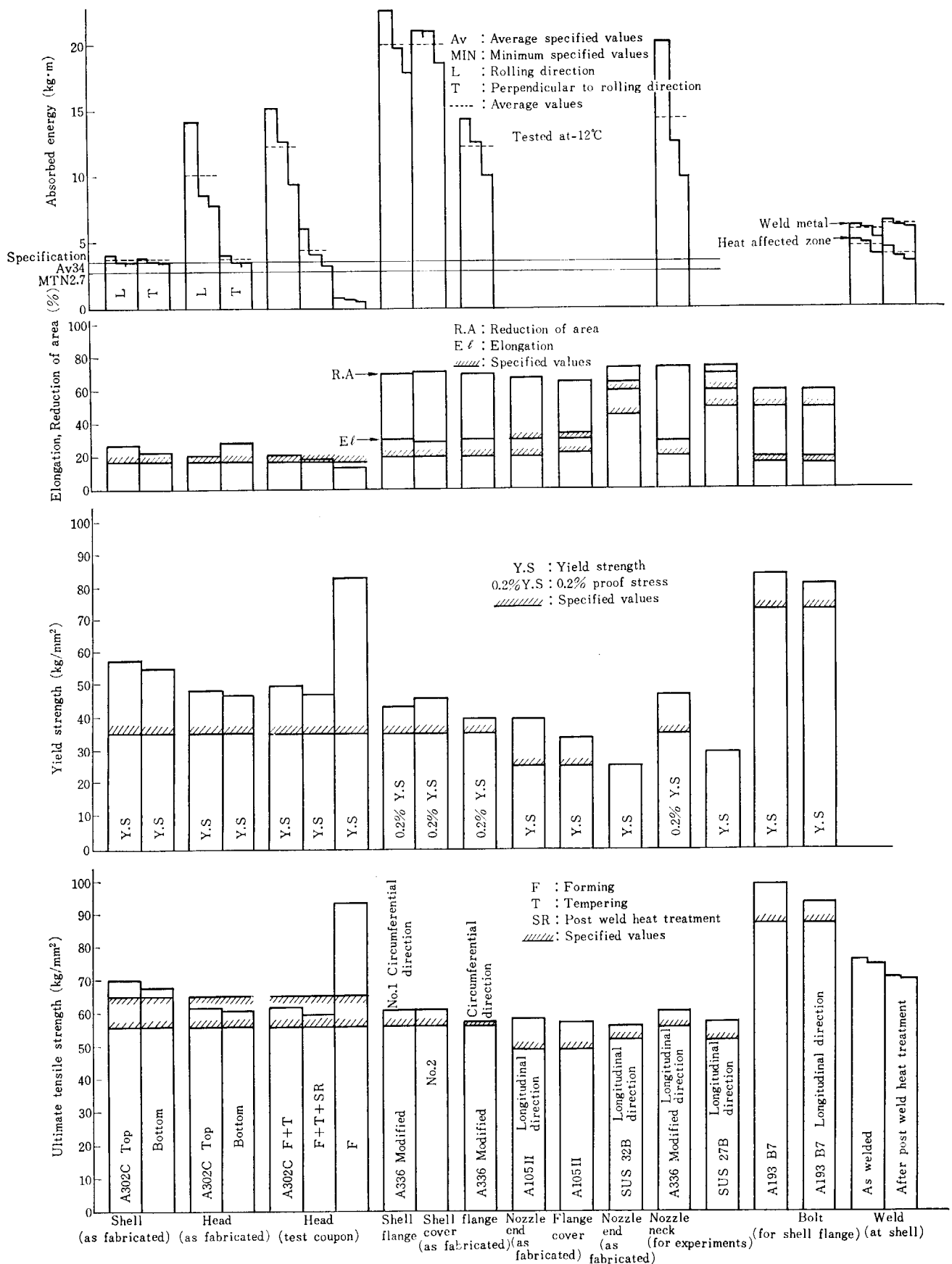


Fig. 5.1 Mechanical properties of component parts in pressure vessel models.

TABLE 5.2 Design details of tested models

Design pressure	77.3 kg/cm ² G
Design temperature	100°C
Operation pressure	70 kg/cm ² G
Operation temperature	100°C
X ray inspection	Performed at all weld joints
Post weld heat treatment	4 hours at 615±15°C
Joint efficiency	100%
Corrosion allowance	2.4 mm
Water pressurized test	Performed

TABLE 5.3 Materials of tested models

Shell and head	ASTM A 302 B modified steel (A 302 C)
Nozzles and flanges	ASTM A 336 modified steel
Bolts and nuts	ASTM A 193-B 7/A 194-2 H

TABLE 5.4 Welding conditions of overlay welding in pressure vessel models

Welding procedure	Manual welding
Welding position	Special position
Electrodes	NC 39 Mol. Trial 1489
Diameter of electrodes	4 mmφ
Drying temperature	1 hour at 150 to 200°C
Welding current	140 A
Pre-heating temperature	100~150°C
Post weld heat treatment	1 hour at 620±25°C
Thickness of overlaid cladding	3 mm (2 layers)
Non-destructive test	Dye penetrant test

Tests were performed by
Japan Steel Works
Tested date : 19th December, 1968
Material number : 3K1065-1-3.4

P : Indicate overlapping
 —○— Rolling direction, before post weld heat treatment
 ---●--- Rolling direction, after post weld heat treatment
 ---△--- Perpendicular to rolling direction, before post weld heat treatment
 ---▲--- Perpendicular to rolling direction, after post weld heat treatment

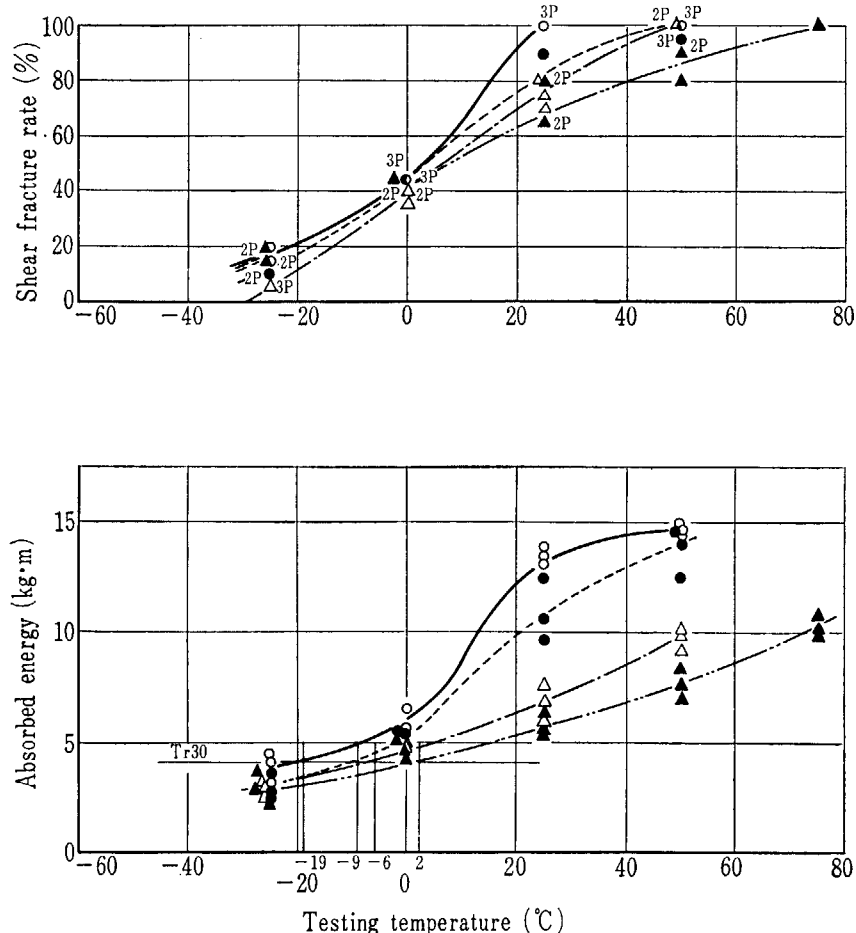


Fig. 5.2 Results of V-notch Charpy impact test in shell of No. 1 and 2 model vessel.

5. 2. 3 ノズル内面のクラッド施工

実験用ノズルの内面はステンレス鋼クラッドを施工したが、施工条件および施工手順は TABLE 5. 4 のとおり

である。

5. 2. 4 試験・検査成績

第1号および第2号モデル試験の試験結果は、Fig.

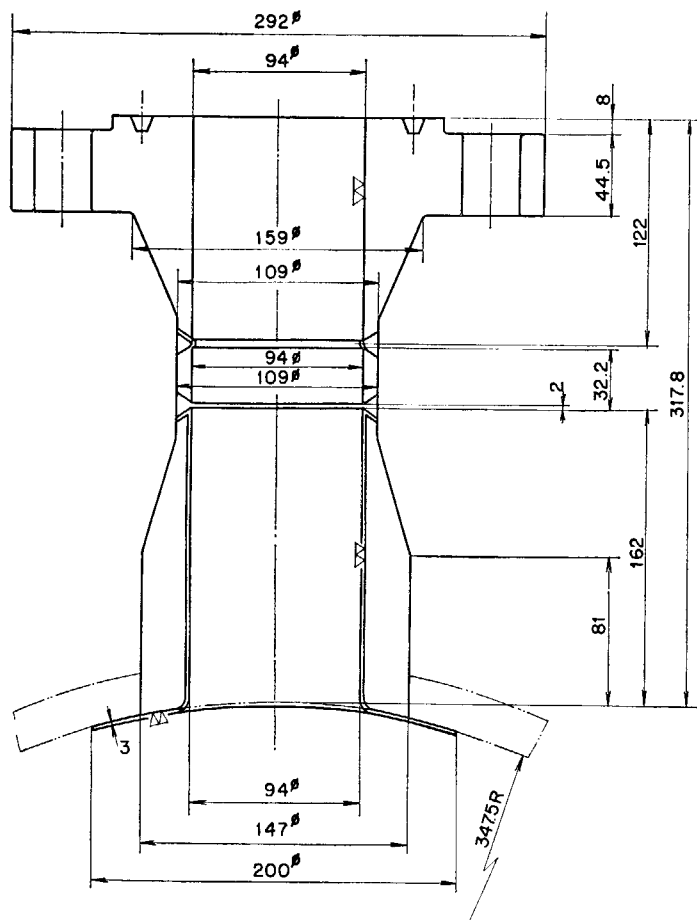


Fig. 5. 3 Details of tested No. 1 and 2 model nozzle.

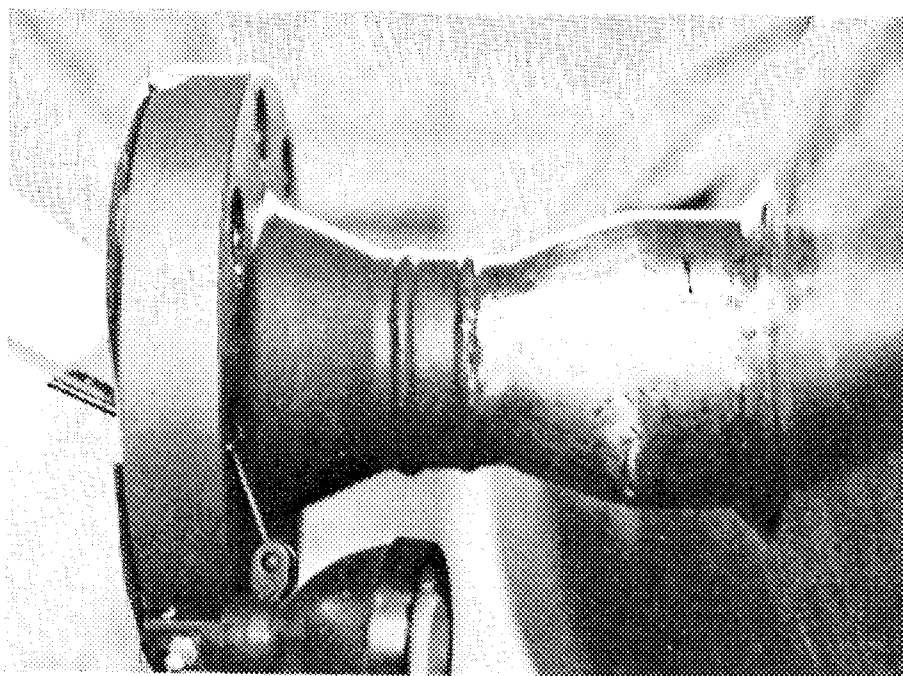


Fig. 5. 4 Experimental nozzle of No. 1 and No. 2 pressure vessel model.

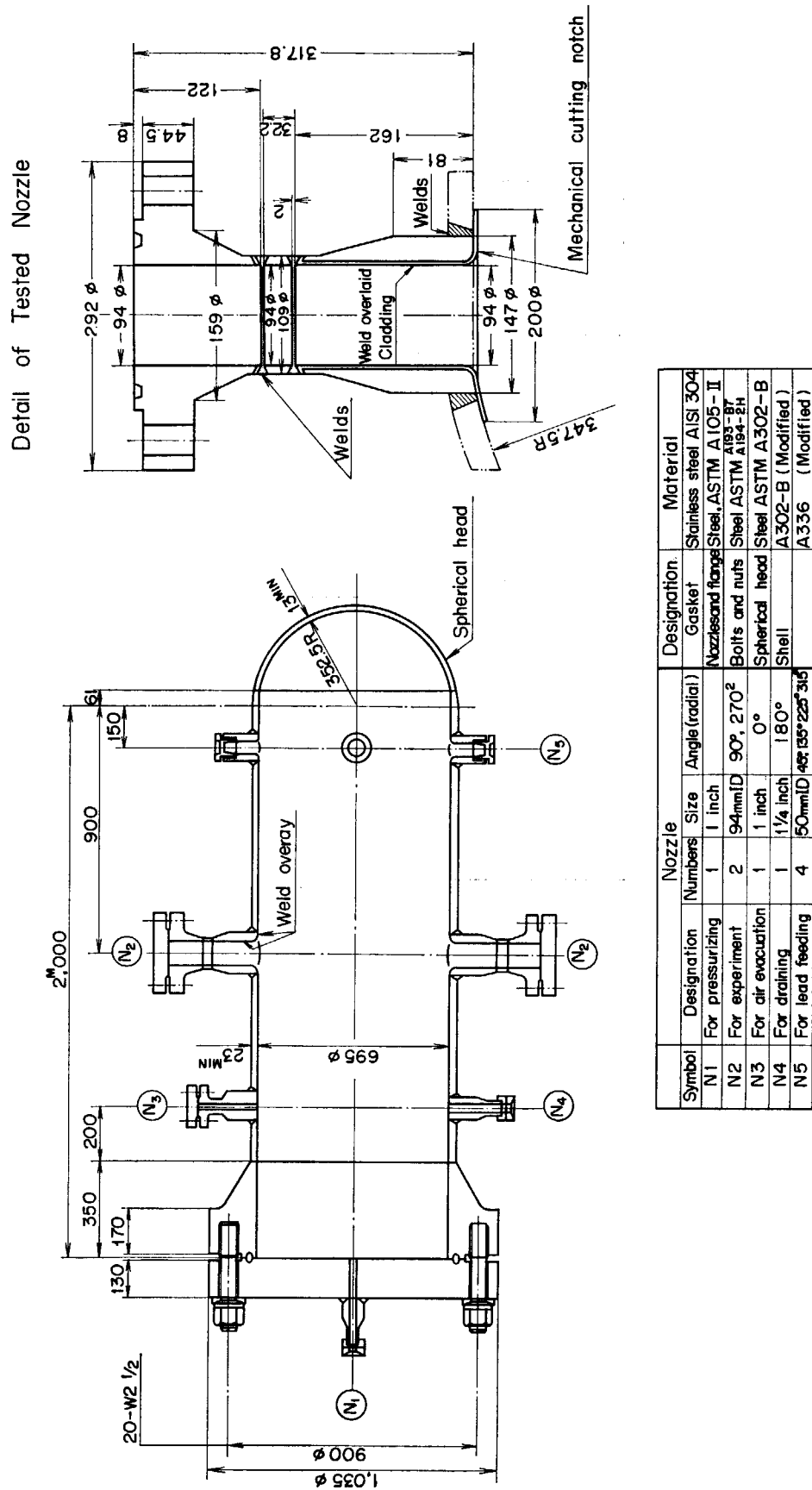


Fig. 5.5 Experimental pressure vessel model No. 1.

5.1, 5.2 および TABLE 5.5 のとおりである。

第1号モデルと第2号モデルは、JPDR 圧力容器の 1/3 スケールの形状で、材料および設計、製作も、JPDR 圧力容器モデルと同等に行なった。これらの試験体には、JPDR 圧力容器再循環ノズルモデルを2個ずつとりつけた。その形状を Fig. 5.3 および Fig. 5.4 に示す。同ノズルはステンレス鋼クラッドを施工し、そのもっとも応力の高い位置にき裂を発生せしめて内圧繰返し試験を行なうものである。

それぞれ3個のモデル試験体の主要な寸法は TABLE 5.1 に示したとおりであるが、それぞれの試験体の形状および詳細は、Fig. 5.5, 5.6, 5.7 に示す。

第3号モデルは JPDR 圧力容器の 1/2 スケールとしたが、その設計にあたっては ASME 原子力容器設計コード Sec. III に準拠することにした。これは、最近の原子炉圧力容器の設計がすべて同コードによっていることにより、従来コードにより建造した JPDR 圧力容器の試験ばかりでなく、新たに建造される予定の圧力容器のノズルについても、同時に知見を得ることを考えたた

めである。

以上のような目的のために、JPDR 圧力容器ノズルの外に、1,000 KWe 級 BWR 圧力容器に予定されているノズルを3種えらんでそれぞれ 90° ずつにわけて、シエルにとりつけた。この種のノズルは実機の約 1/6 スケールと考えることができる。

これらの第3号モデル試験体の形状は Fig. 5.7 に示したとおりであるが、取りつけた試験用ノズルの詳細を Fig. 5.8~5.11 にそれぞれ示す。

JPDR 圧力容器ノズルについては、第1号モデル、第3号モデルおよび実機と比較して、寸法は Fig. 5.12 に示すようになる。

第3号モデルについての材料の詳細は TABLE 5.6 に示すとおりである。

5.3 内圧負荷試験装置

本研究を進めるため、とくに、圧力容器モデルの内圧繰返し試験装置を製作した。従来、海外およびわが国に

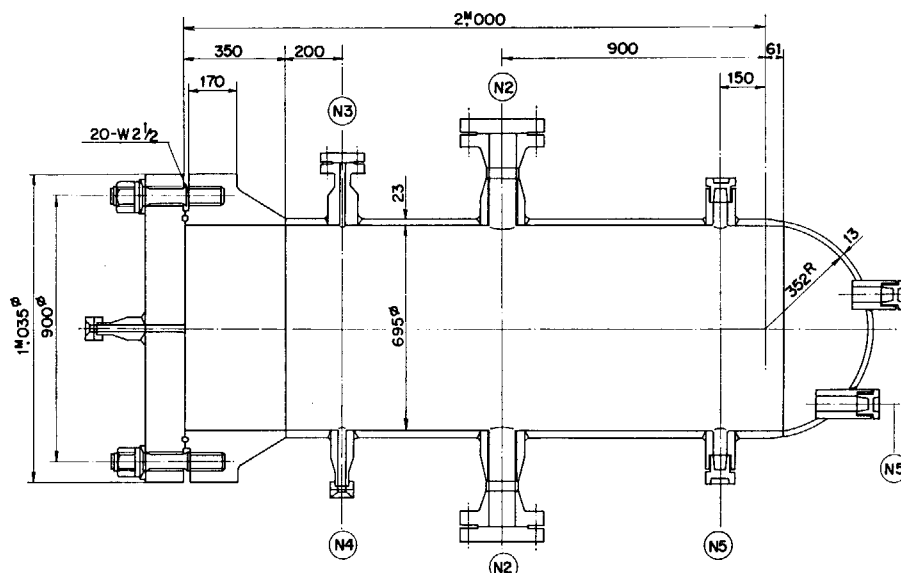


Fig. 5.6 Scheme of No. 2 pressure vessel model.

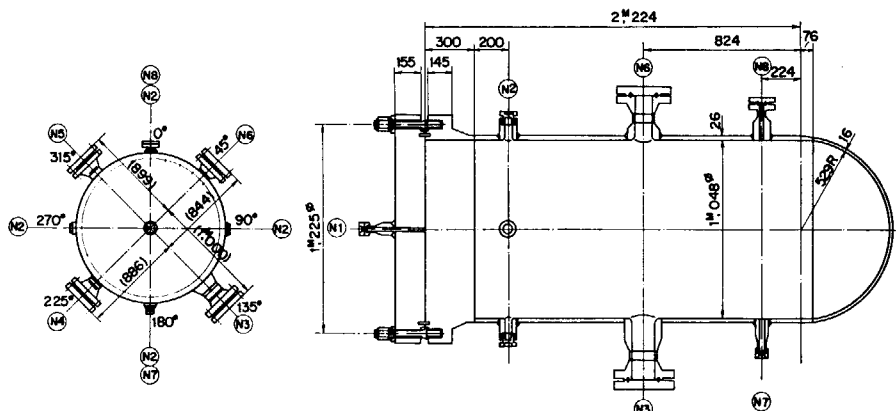


Fig. 5.7 Scheme of No. 3 pressure vessel model.

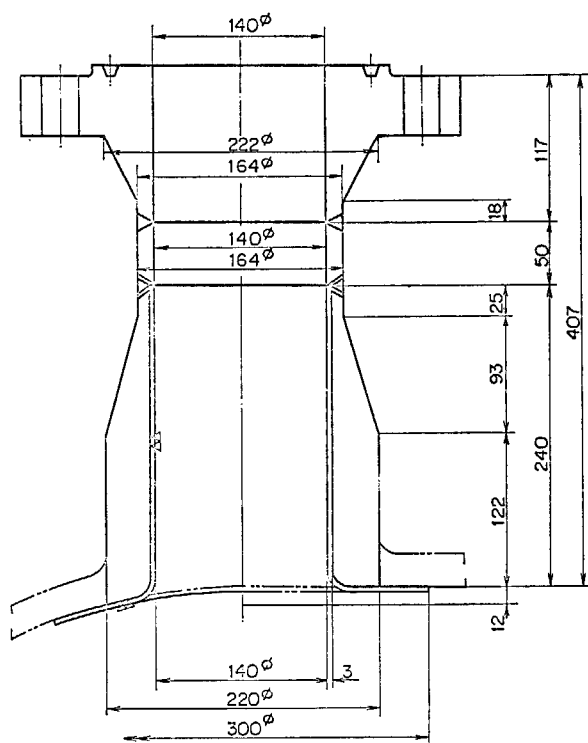


Fig. 5.8 Details of No. 3 model nozzle. (N1; JPDR type)

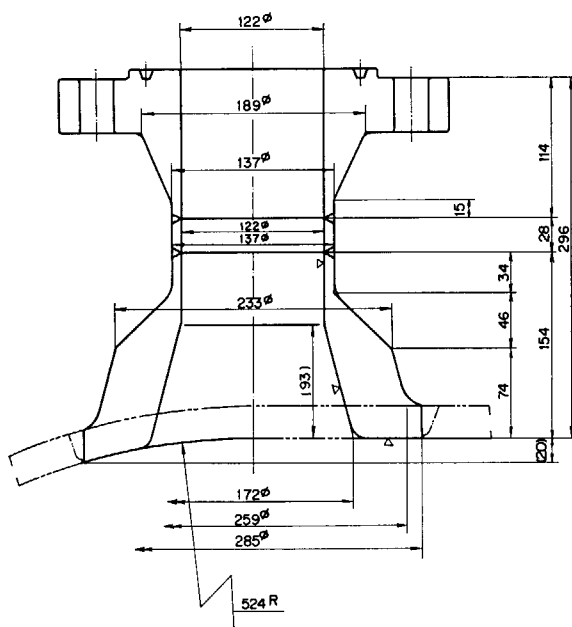


Fig. 5.9 Details of No. 3 model nozzle. (N2; Toshiba type)

において、圧力容器モデルの内圧繰返し試験はいくつか実施されてきた。その場合、一般に試験圧力を高くして、破壊に至る繰返し試験回数を短くしている。そのため、試験繰返し速度がおそくなっている。

著者らが製作した試験装置では、試験圧力は一般軽水炉の運転圧力と同等にしてノズル・コーナーのひずみ分布を近似せしめることにし、試験繰返し速度を速くすることにした。繰返し速度を速くすることは、原子力プラ

ントの運転の実情からみれば大きく加速することになるが、300°C 以下では鋼製圧力容器モデルの繰返し速度の影響は小さいことが明らかになっているので、繰返し速度の加速効果はそれ程問題とならない。試験装置の系統図を Fig. 5.13 に、その全容を Fig. 5.14 に示す。

5.3.1 設計条件

(1) 試験圧力

試験装置の最高使用圧力は 200 kg/cm² まで任意の設定圧力で運転可能である。

(2) 試験繰返し速度

試験体が JPDR 圧力容器 1/2 モデル試験体の場合、圧力媒体注入容積は約 400 ℓ、1/3 モデルの場合は 250

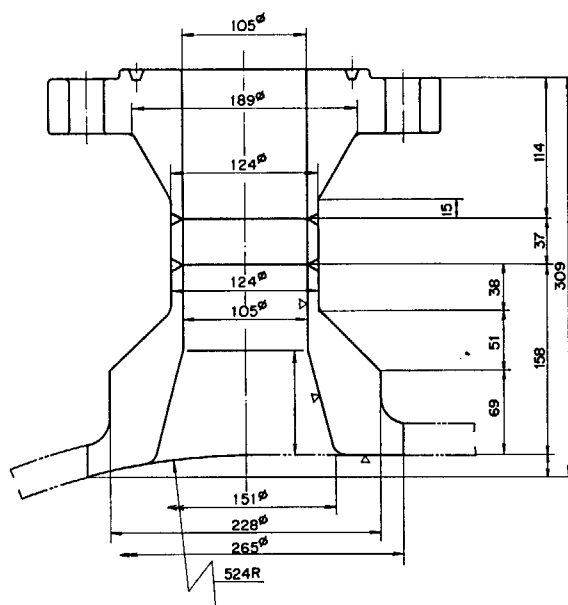


Fig. 5.10 Details of No. 3 model nozzle. (N3; Hitachi type)

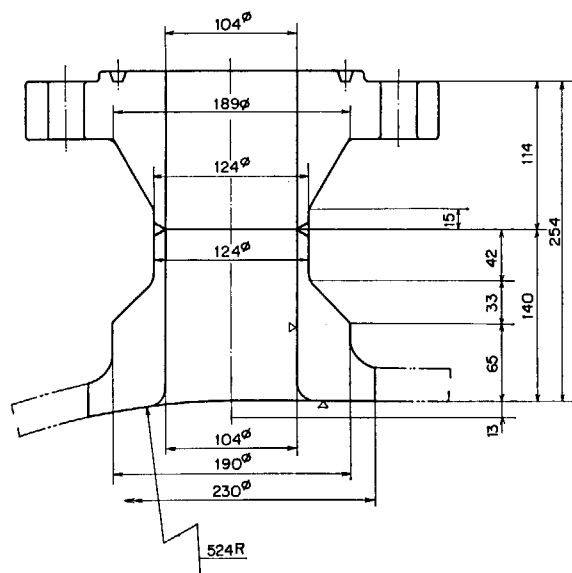


Fig. 5.11 Details of No. 3 model nozzle. (N4; Japan steel works type)

TABLE 5.6 Performance testing results on materials of No. 3 pressure vessel model (1)

Specification Production No.	Extracted position	0.2% proof stress (kg/mm)	Yield strength (kg/mm)	Ultimate tensile strength (kg/mm)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Bend test	Charpy V-notch impact test (kg·m)	Hardness (H _B)	Homo-geneity	Dimension
4 K 1623 1/13			35	56/70	17		180° R = 1.25t	Average 3.4 Minimum 2.7 (at -12°C)			
	Top		59.9	69.9	20		Good	Longitudinal average 11.2 11.7, 10.8, 11.2 Transverse average 6.2 6.2, 5.9, 6.5		Good	27 t × 2500 W × 3500 L
	Bottom										
Shell (as fabricated)	Chemical composition (%)										
	Elements	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Specification	
	Specification	0.20	0.15/0.30	1.15/1.50	0.035	0.040	0.40/0.70	—	0.45/0.60	ASTM	
	Ladle analysis	0.19	0.29	1.28	0.014	0.015	0.57	—	0.51	A 302 Grade C	
	Check analysis										

TABLE 5.6 Performance testing results of materials of No. 3 pressure vessel model (2)

Specification Material number	Extracted position	0.2% proof stress (kg/mm)	Yield strength (kg/mm)	Ultimate tensile strength (kg/mm)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Bend test	Charpy V-notch impact test (kg·m)	Hardness (H _B)	Homo-geneity	Dimension
45 E 253 2/3 2-5			35	56	20			Average 3.4 Minimum 2.7 (at -12°C)			
			46.2	62.0	27.9	69.4		Average 15.9 16.4, 14.6, 16.7			
N 1, N 2, N 3, N 4 nozzle neck (as fabricated)	Chemical composition (%)										
	Elements	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Specification	
	Specification	0.27	0.15/0.35	0.50/0.80	0.040	0.050	0.50/0.90	0.25/0.45	0.55/0.70	ASTM A 336	
	Ladle analysis	0.18	0.32	0.69	0.008	0.013	0.88	0.32	0.62	modified	
	Check analysis	0.18	0.31	0.70	0.010	0.013	0.87	0.33	0.62	ASME case 1236-3	

1 点の温度計測を用いて加熱ヒータの入力制御により温度制御を行なうようにした。

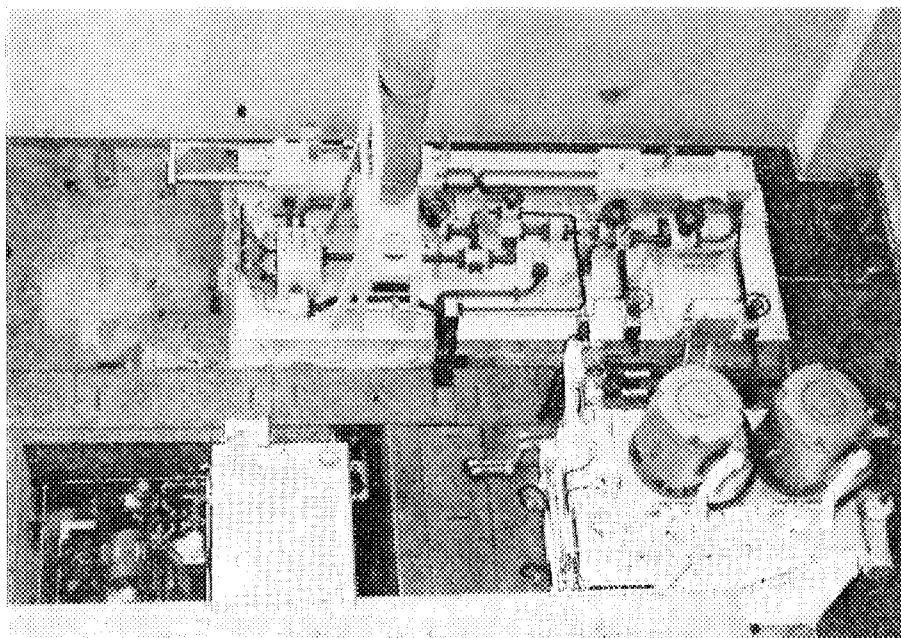
5. 3. 3 安全装置

装置の運転は原則として無人運転ができるものとした。圧力、温度、およびひずみ（または変形）が設定値をこえた場合には、警報による安全の確認と装置の停止を行なうようにした。

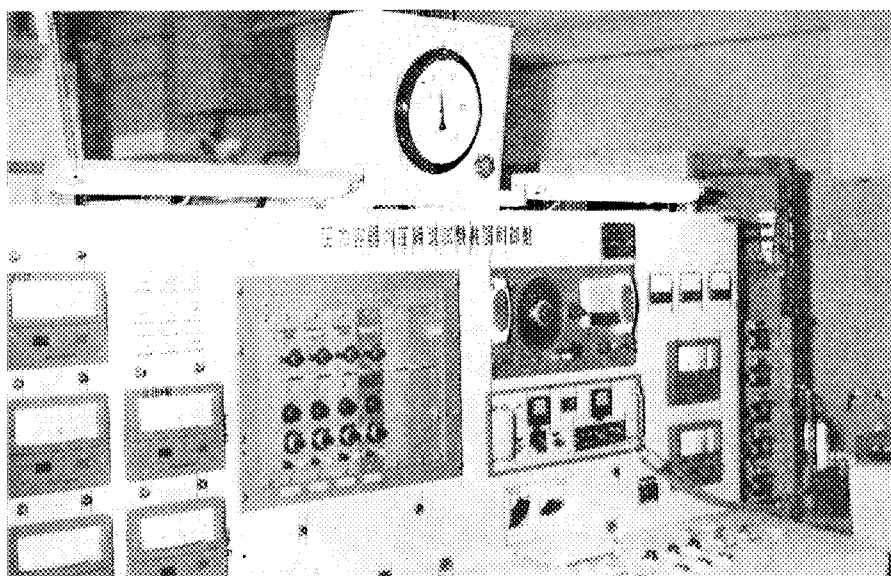
5. 3. 4 中 子

圧力容器モデルの内容積を少なくするために、最初にペロフラムを使用した鋼製容器に水を充てんした中子を製作したが、内圧 30kg/cm^2 負荷後にペロフラムが破損

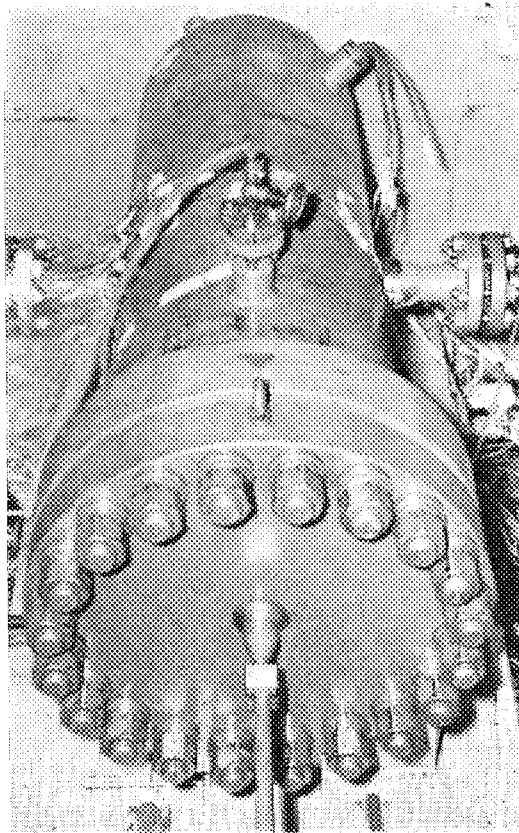
した。この方式の中子は、原理的には問題はないと思われるが、ペロフラム中の空気を完全に抜くことが困難であることに起因していると考えられる。そのため、第1回の静的試験は油のみで実施した。その後木製の中子を製作してみたが、木の中に油が十分に浸透できないために、負荷しても 50kg/cm^2 以上の圧力を加えることはできなかった。モデルが破損したとき、未回収の油量を少なくするためにも中子は必要である。しかし以上の2方式とも実験に使用できなかったため、第2回の静的試験および繰返し数 $N_T=8,000$ までは中子なしの油のみで実験を行なった。8,000 サイクル後破壊までは、Fig. 5.15 に示したアルミ製（厚さ 20 mm）の中子を用いて実験したが、実験上問題は生じなかった。



(a) Pressure loading equipment.



(b) Control apparatus.



(c) 1/3 pressure model.

Fig. 5.14 Pressure vessel model and outside view of cyclic pressure loading equipment.

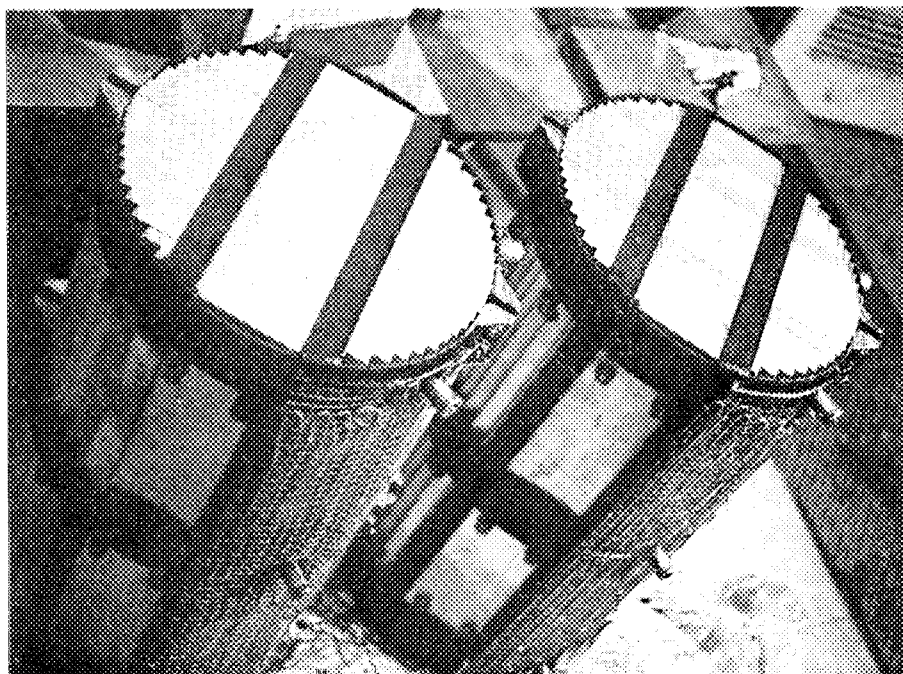


Fig. 5.15 Blocks of aluminium plates for cyclic internal pressure test.

5. 3. 5 モデル容器の温度保持

低温によるモデル容器のぜい性破壊を防止するために、容器壁の温度が $40\sim 50^{\circ}\text{C}$ になるように保持して実験を行なった。加熱にはステンレス鋼材でシースしたニクロム線をヒータとして用いた。ヒータは 1.5kW のものを6本組合わせて、合計 9.0kW の容量とした。油の場合（油量約 800ℓ ）と中子を使用した場合（油量約 300ℓ ）とは多小時間が異なるが、定常温度に達するのに $3\sim 4$ 時間を必要とした。モデル容器の温度を均一にするために、容器の下側をアスベスト板で保温し、上側をビニールチューブを通した水によって冷却した。しかし、繰返し試験後数時間経過すると、容器のフランジ部を除いてほとんどが均一な温度になった。

温度測定は、外径 $1\text{mm}\phi$ のシース熱電対（鉄—コンスタンタン）を用い、油温3、内壁3および外壁4と合計11点について実施した。

5. 4 静的内圧試験

5. 4. 1 ひずみ計測

各モデルについて、内圧繰返し試験に先立って静的加圧試験を実施し、圧力容器モデルの各部のひずみ分布を測定した。

(1) 測定位置

ひずみ測定はノズル部の人工切欠きの加工前と加工後によってその測定箇所が異なっている。人工切欠きの加工前には容器モデル全体の静ひずみ（または応力）分布を知るためにノズル部、フランジ部および胴体と球こくとの接続部の内外面にひずみゲージを約200枚貼付した。

切欠き加工後における静的試験では、切欠き周辺のひずみ分布を求めると同時に、第1回（切欠き加工前）の静的試験の測定結果の再現性を調べるためにほぼ同じ位置におけるひずみ計測を実施した。繰返し試験の開始後8,000サイクルでひずみゲージを貼りかえ、主としてき裂の伝播状態を調べるための計測を行なった。

(2) ひずみゲージの貼付

(1)にのべたように、モデル容器の試験中にひずみゲージの貼りかえを3回行なった。第1回の場合には、ひずみゲージの貼付は容易であったが、第2回および第3回目にはモデル容器内壁に油が付着していたために貼付作業がかなり困難であった。貼付したひずみゲージの中には、繰返し試験中にはく離したものや断線するものがあったが、ほぼ実験目的を達成することができたので、別に問題はなかった。

(3) リード線の取り出し

モデル容器の外側のひずみを測定する場合には、計測

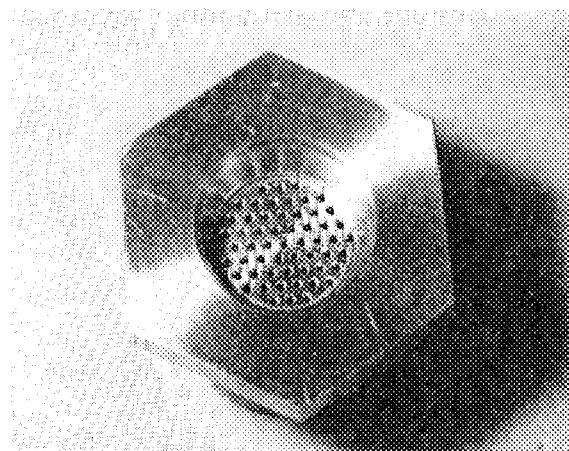


Fig. 5.16 Nozzle for measurement of strain and temperature in inner wall of model vessels.

上ほとんど問題はないが、内側のひずみ測定でリード線を容器外に取りだすのに油の漏れがないように考慮しなければならない。

今回の試験では Fig. 5.16 に示すような計測用ノズルに $2\text{mm}\phi$ の円孔を57個開け、この円孔に $0.5\text{mm}\phi$ のエナメル線を2本ずつ通して取り出しておき、上下面からアラルダイトを流しこんで固める方法を用いた。しかし、この方法では、第1回目の静的試験のときすでに油が漏れ始めた。この漏れを防ぐためにモデル容器に取りつけた状態で、ウッドメタルを溶かして一応漏れを少なくすることができた。この計測用ノズルは合計4個取り付けられているが、この中の1個はヒータの導線の取り出しに用い、残り3個はひずみゲージおよび熱電対用に使用した。

(4) ひずみ計測法

ひずみの計測は2ゲージ法を用い、ダミーゲージは測定用ゲージとできるだけ同一条件になるようにするために、平板に貼りつけたダミーゲージをモデルに容器の外側に取りつけて保温した。

(5) ひずみ測定装置

ひずみ計測に用いた主要機器を次に示す。

- a) 多点デジタルひずみ測定装置（共和電業製）
 - デジタルひずみ測定器 SD-5F 1台
 - 自動多点平衡切換器 ABF-60N 3台
 - ($60 \times 3 = 180$ 点)
- b) 多点デジタルひずみ測定装置（新興通信製）
 - DC3/A/P 型デジタル式静ひずみ記録装置 1台
 - AS60/SR 型自動切換箱 1台
 - (60点)
- c) 全自動万能動ひずみ測定器 DM-6J 型
(共和電業製)
- d) X-Y レコーダ TYPE-3072（横河電機製）

(6) ひずみゲージ

ひずみの計測に用いたひずみゲージおよび接着剤等を

TABLE 5.7 Details of strain gauges and paste used in the experiment

Type	Resistance value (Ω)	Gauge length (mm)		Remarks
KFB ^o -C 1-11	120	2	Uniaxial	Elastic gauge
KFB-2-D 16-11	120	2	Biaxial	"
Fb-2	120	2	Uniaxial	"
YL-5	120	5	Uniaxial	Plastic gauge

TABLE 5.7 に示す。

5.4.2 試験結果

測定したひずみからの応力の計算は次の式を用いた。

$$\sigma_{\theta} = \frac{E}{1-\nu^2} (\xi_{\theta} + \nu \xi_z)$$

$$\sigma_z = \frac{E}{1-\nu^2} (\xi_z + \nu \xi_{\theta})$$

ここで、 σ_{θ} = 周応力 σ_z = 軸応力 ξ_{θ} = 周ひずみ ξ_z = 軸ひずみ E = 弾性率 ν = ポアソン比

(1) 第1号モデルについて

Fig. 5.17~5.24 に、容器モデルに試験圧力 120 kg/cm² の内圧を負荷したときの各部の応力分布を示す。胴部の周応力および軸応力は、内面でそれぞれ 21.0 kg/mm² および 9.76 kg/mm²、外面で 16.8 kg/mm² および

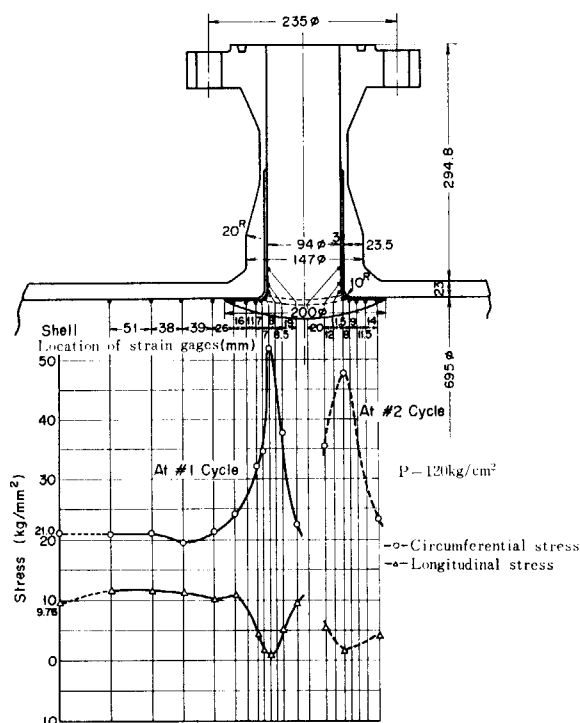


Fig. 5.17 Stress distribution on the inside wall of nozzle.

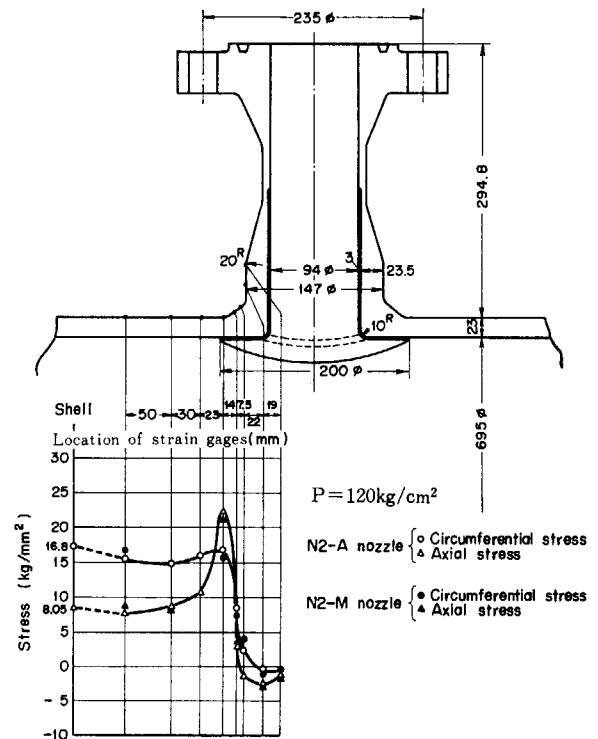


Fig. 5.18 Stress distribution on the outside wall of nozzles.

80.5 kg/mm² の値となった。なお、最大応力は Fig. 5.17 に示すように、試験ノズル部内面の軸方向断面のコーナに生じた周応力であり、その値は 51.4 kg/mm² であった。胴部と球こくの接続部 (Fig. 5.23~5.24) では内外面とも周応力は膜応力よりも小さく、軸応力は胴部では膜応力より小さい値となっているが、球こくでは増加する傾向を示している。一方、フランジ部 (Fig. 5.21, 5.22) では不連続部の内側に膜応力の約 2 倍の周応力を生じている。

切欠き加工後の静的試験は、切欠きの先端のひずみ (または応力) 分布を知るためと、第 1 回の静的試験でひずみゲージ等のはく離によって、測定値の得られなかった位置について再度測定することおよび、第 1 回の試験結果の再現性を調べるために行なった。

Fig. 5.25 および Fig. 5.26 に切欠き先端における周ひずみおよび軸ひずみの分布を示す。Fig. 5.25 はノズル側のひずみ分布であるが、周ひずみについては切欠き

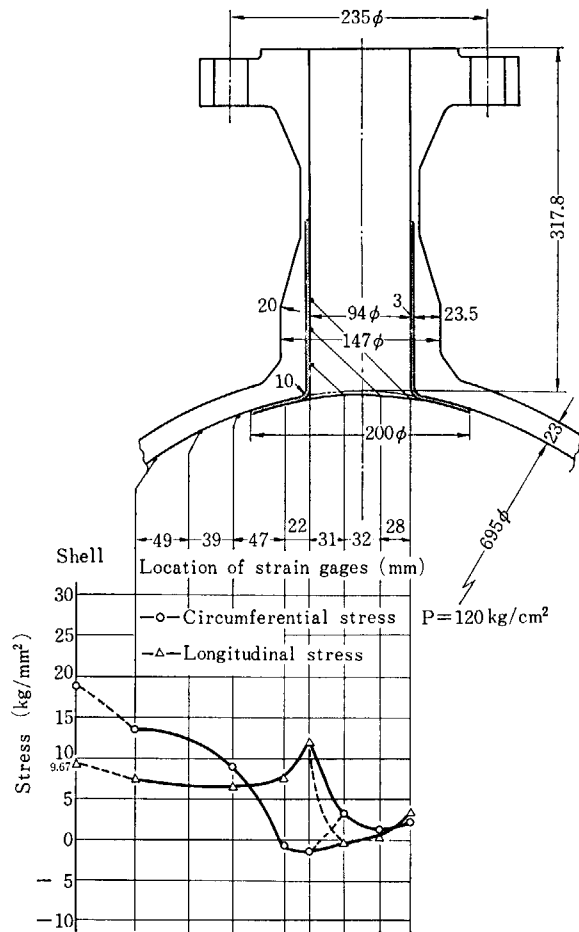


Fig. 5.19 Outer surface stress distribution of N2-A nozzle of No. 1 model at the circumferential cross section.

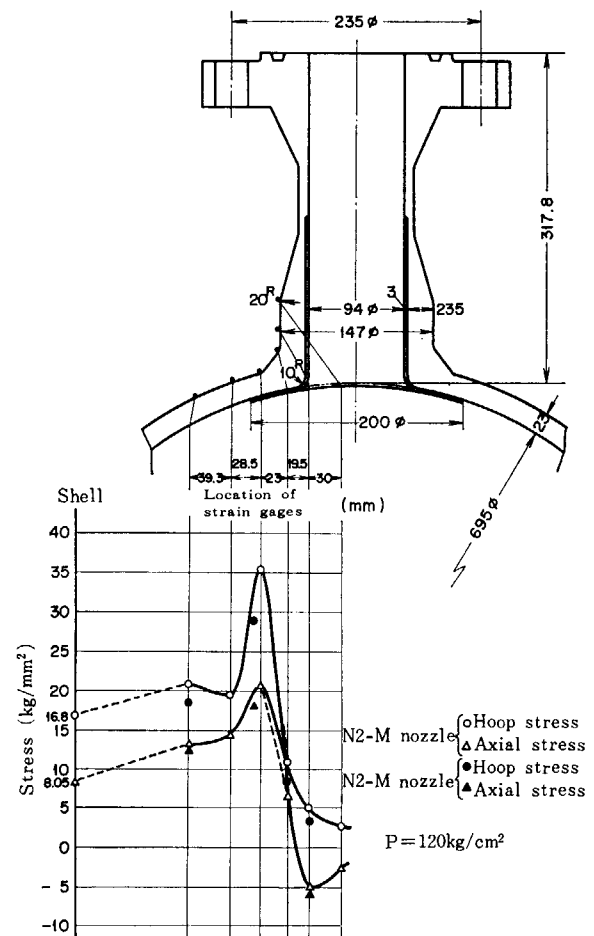


Fig. 5.20 Outer surface stress distribution of N2-A nozzle of No. 1 model at the circumferential section.

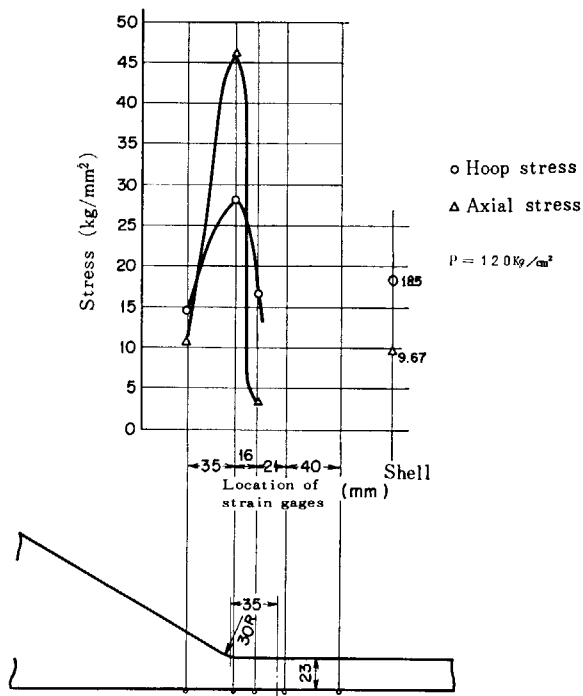


Fig. 5.21 Inner surface stress distribution of flange of No. 1 model.

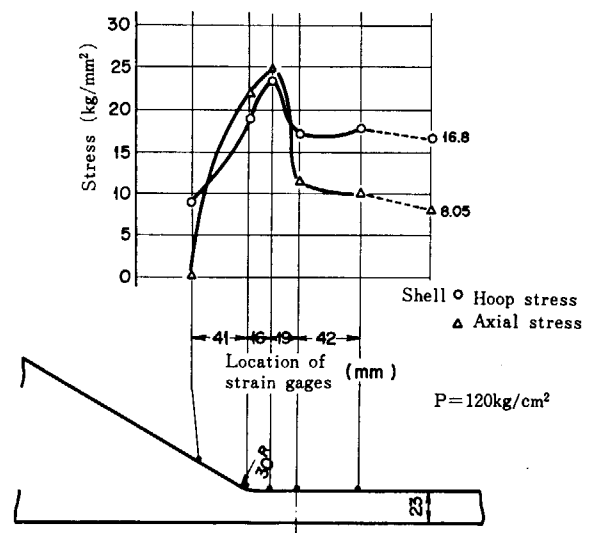


Fig. 5.22 Outer surface stress distribution of flange of No. 1 model.

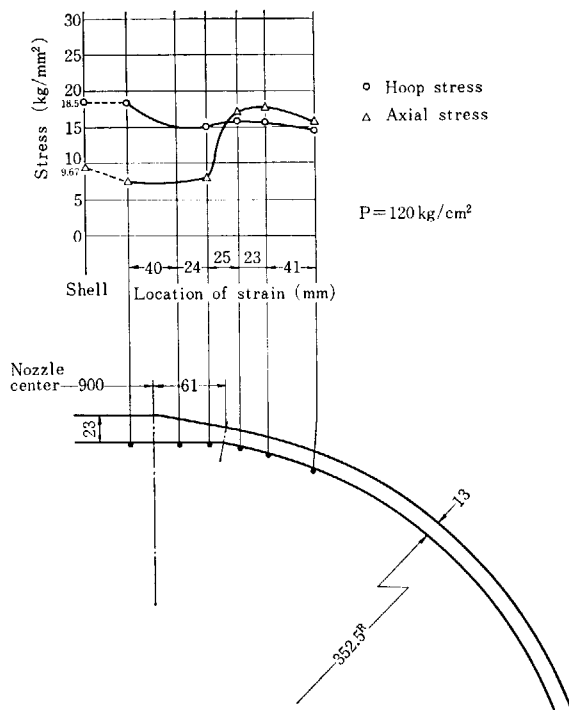


Fig. 5.23 Inner surface stress distribution at the connections of cylinder and sphere of No. 1 model.

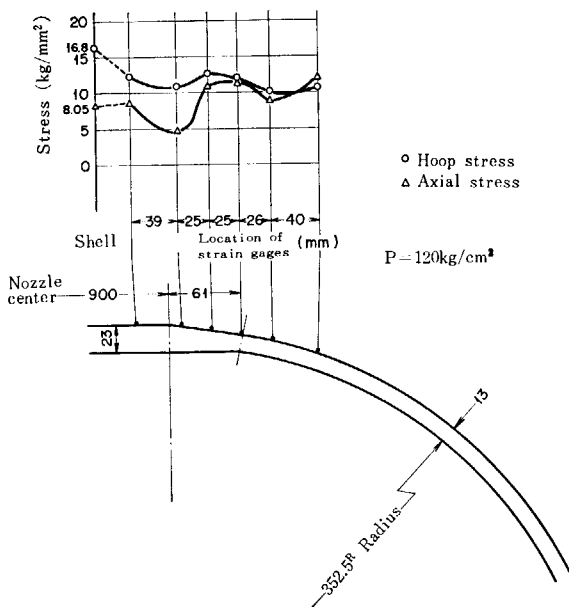


Fig. 5.24 Outer surface stress distribution at the connection of cylinder and sphere of No. 1 model.

のない場合と比較して、先端における両者の値にはあまり差はみられない。Fig. 5.26 はシエル側の切欠き先端における周および軸ひずみの分布を示す。切欠きのないときの実験結果がないので両者の比較はできないが、切欠きのある場合には Fig. 5.25 のノズル側の切欠き先端での周ひずみに比較してシエル側の切欠き先端での

周ひずみは小さいことがわかる。

第1回（切欠きなし）の静的試験を行なう前に、容器モデルの製作時に、内圧力 $P=116 \text{ kg/cm}^2$ の水圧試験を行なっているため、ノズルの内面コーナの高いひずみの生ずる部分には、この水圧試験によって残留ひずみが存在していると考えられる。したがって、Fig. 5.27 および Fig. 5.28 に示した各ノズルの内面コーナの圧力-ひずみサイクルは第2回サイクルと考えてよいであろう。Fig. 5.27 は X-Y レコーダを用いて記録した結果である。Fig. 5.28 はデジタル式の静ひずみ測定器を用いて記録した結果をプロットしたものである。両者と

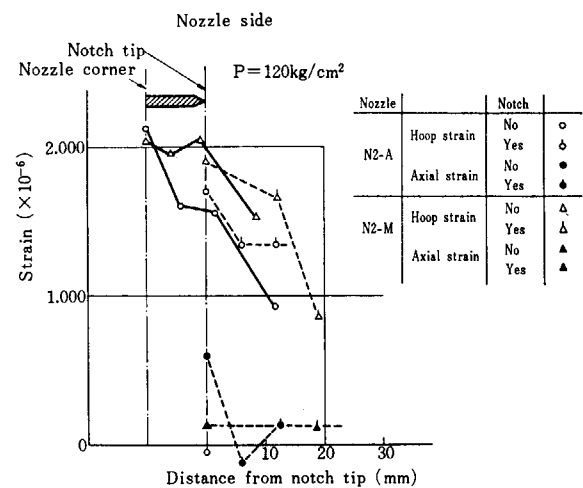


Fig. 5.25 Stress distribution at the notch tip of nozzle corner of No. 1 model. (Nozzle side)

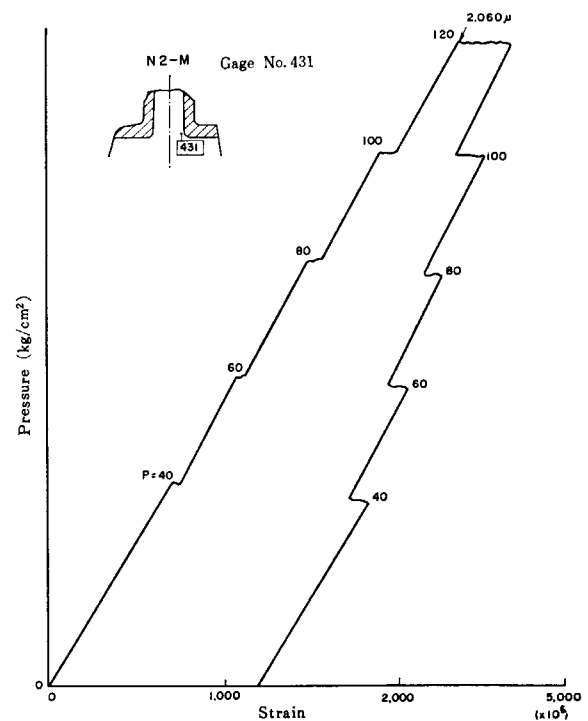


Fig. 5.27 Pressure vs. strain relation at the nozzle corner of No. 1 model. (1)

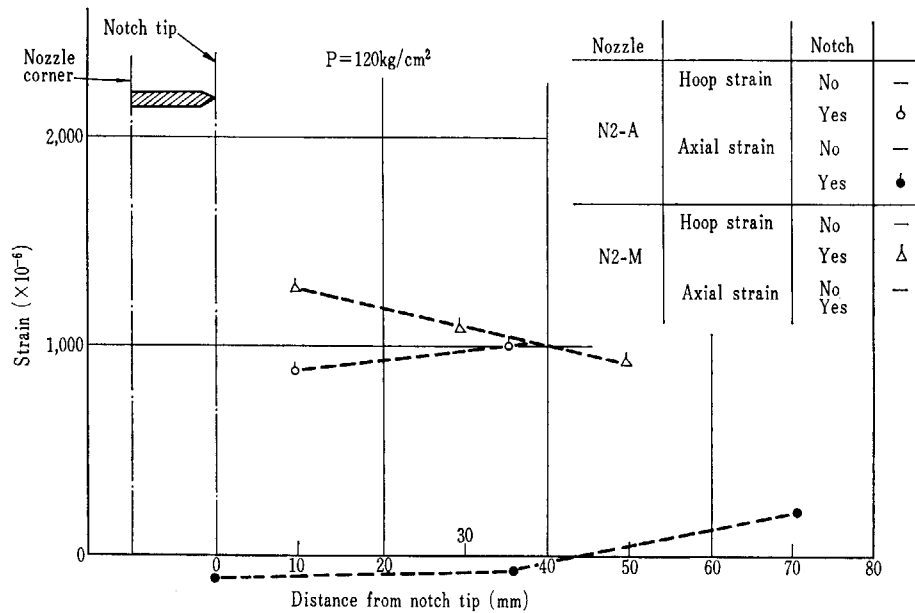


Fig. 5.26 Stress distribution at the notch tip of nozzle corner of No. 1 model. (shell side)

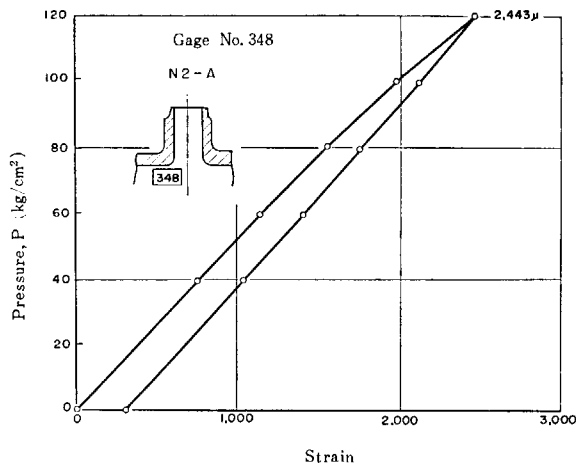


Fig. 5.28 Pressure strain relation at the nozzle corner of No. 1 model. (2)

も同じような負荷条件のもとにありながら、X-Y レコーダによる内圧 120 kg/cm² のときのひずみが、静ひずみ測定器による値より小さいのは貼付したゲージの位置がコーナより多少ずれていたか、接着が十分でなかったこと等に起因すると思われる。

第2回（切欠きあり）の静的試験以後の圧力-ひずみサイクルは、X-Y レコーダをノズルコーナのひずみ以外の測定に用いたことと、第1回に静ひずみ計を用いて測定記録した箇所には切欠きをいれたために連続して記録することはできなかった。

(2) 第2号モデルについて

人工切欠き加工前において内圧 150 kg/cm² を負荷したときのノズル部の応力（ひずみ）分布を Fig. 5.29～5.30 に示す。胴部の周応力および軸応力は、内面でそれぞれ、22.6 kg/mm² および 11.0 kg/mm²、外面で

21.0 kg/mm² および 10.2 kg/mm² であった。最大応力は Fig. 5.29 に示すように、試験ノズル部内面の軸方向断面のコーナに生じた周応力であり、その値は 62 kg/mm² であった。

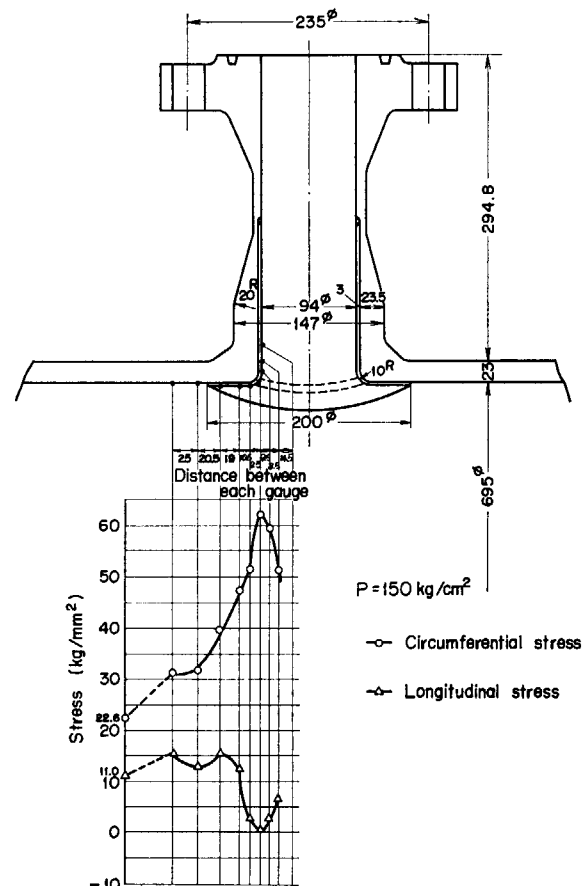


Fig. 5.29 Stress distribution on the inner surface of longitudinal section in nozzle N2-A.

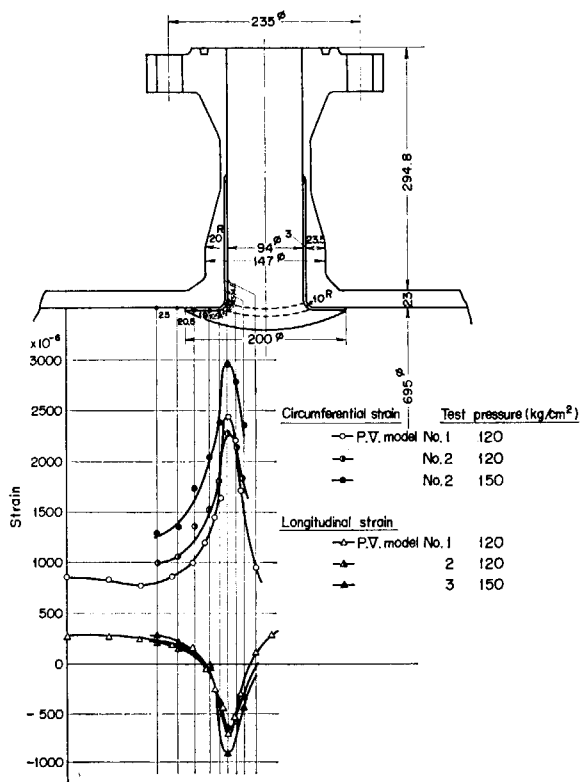


Fig. 5.30 Strain distribution on the inner surface of longitudinal section in nozzle N2-A.

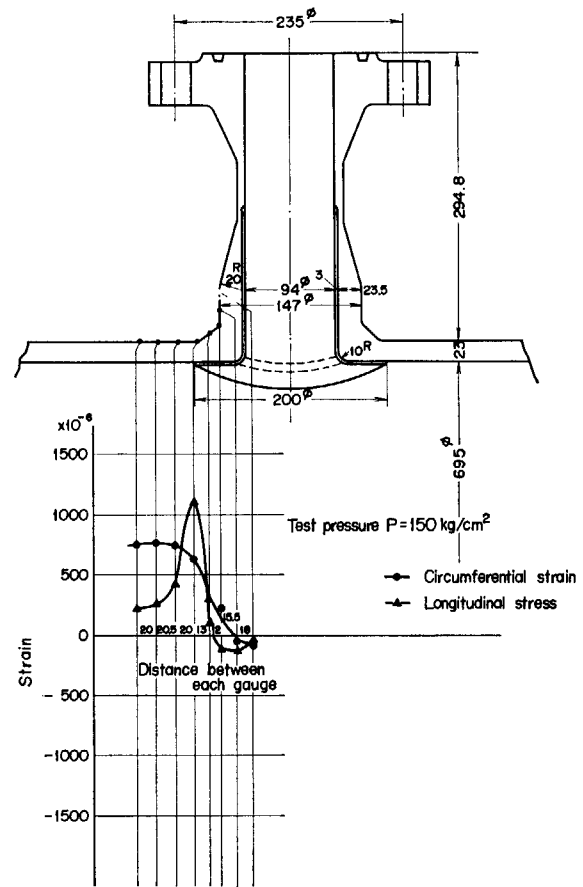


Fig. 5.32 Strain distribution on the outer surface of longitudinal section in nozzle N2-A.

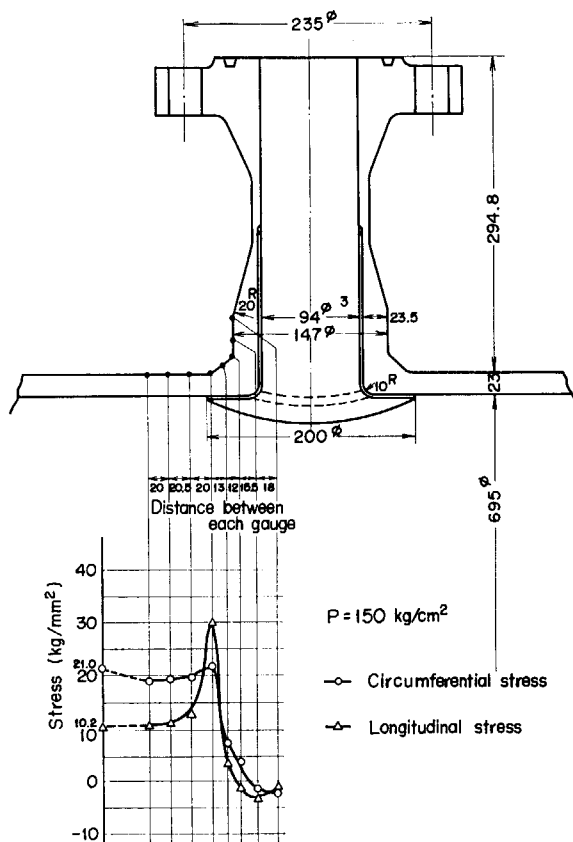


Fig. 5.31 Stress distribution on the outer surface of longitudinal section in nozzle N2-A.

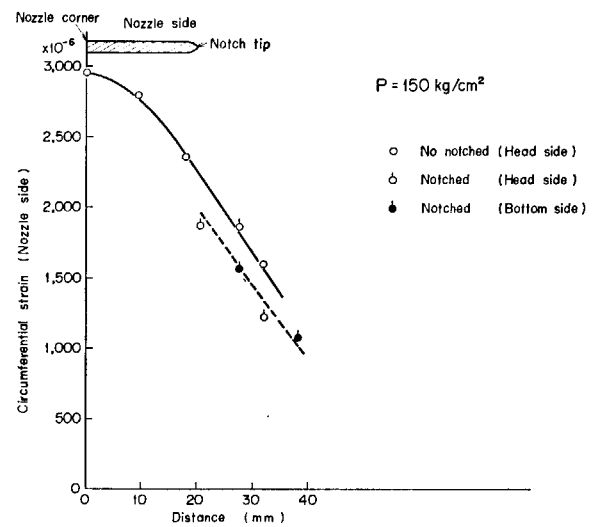


Fig. 5.33 Strain distribution in vicinity of the notch tip without and with notch.

切欠き加工後の静的試験は、切欠きの先端のひずみ（または応力）分布を知るためと、第1回の静的試験でひずみゲージ等のはく離によって、測定値の得られなかった位置について再度測定することおよび、第1回の試験結果の再現性を調べるために行なった。

Fig. 5.33 に切欠き先端付近における周ひずみ分布を示す。切欠きのない場合と比較して、先端におけるひずみの値にはあまり差はみられない。

Fig. 5.34 に各ノズルの内面コーナの圧力-ひずみ線図を示す。同図は X-Y レコーダを用いて記録した結果であるが、N2-M ノズルが N2-A ノズルより剛性が高い結果となっている。これは N2-M ノズルがマルテンサイト肉盛りであり、オーステナイト肉盛りの N2-A ノズルよりも、マルテンサイトクラッド材のヤング率が大きいことから生じた効果である。このため、疲れ強さにも大きく影響すると考えられる。すなわち、第1号モデルにおいて、N2-M ノズルが N2-A ノズルよりも

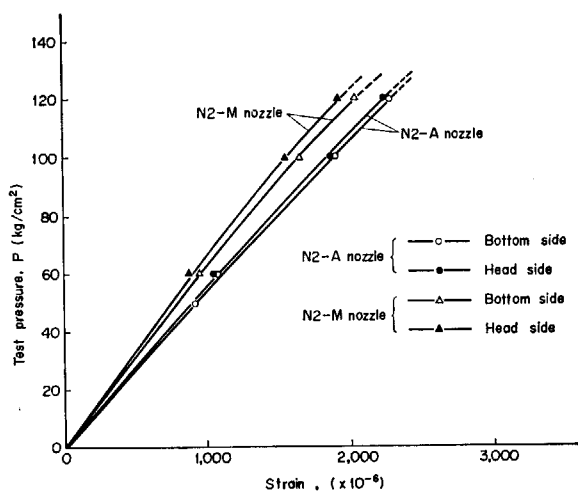


Fig. 5.34 Comparison of circumferential strain at each corner of nozzle N2-A and N2-M.

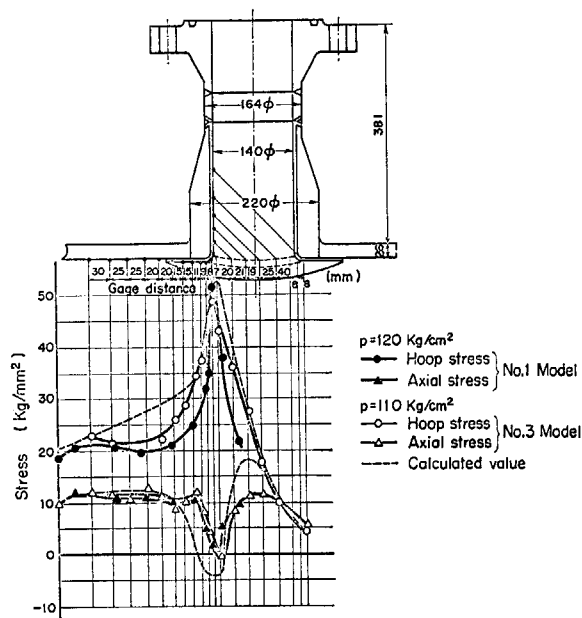


Fig. 5.35 (a) Inside nozzle corner stress distributions for JPDR pressure vessel models No. 1 and No. 3.

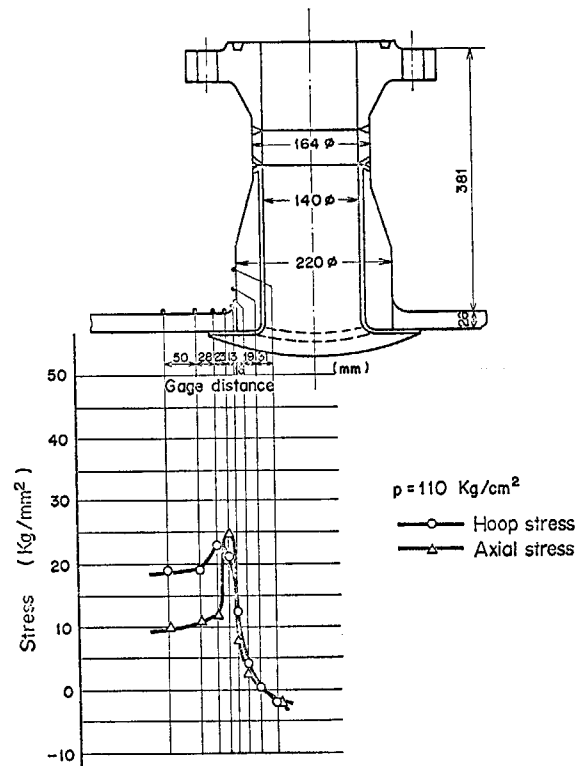


Fig. 5.35 (b) Outside nozzle corner stress distributions for JPDR pressure vessel model No. 1.

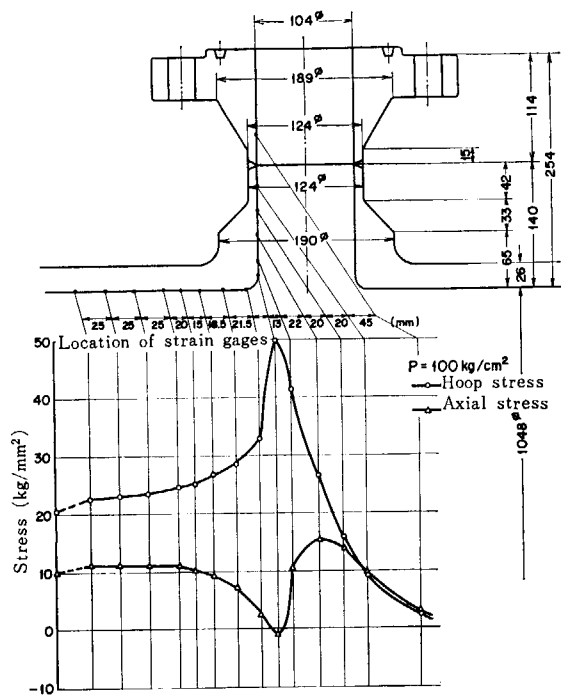


Fig. 5.35 (c) Calculated inner surface stress distribution of N1 nozzle of No.3 model at the longitudinal section. (calculated by Atomic Power Div. of Hitachi Ltd.)

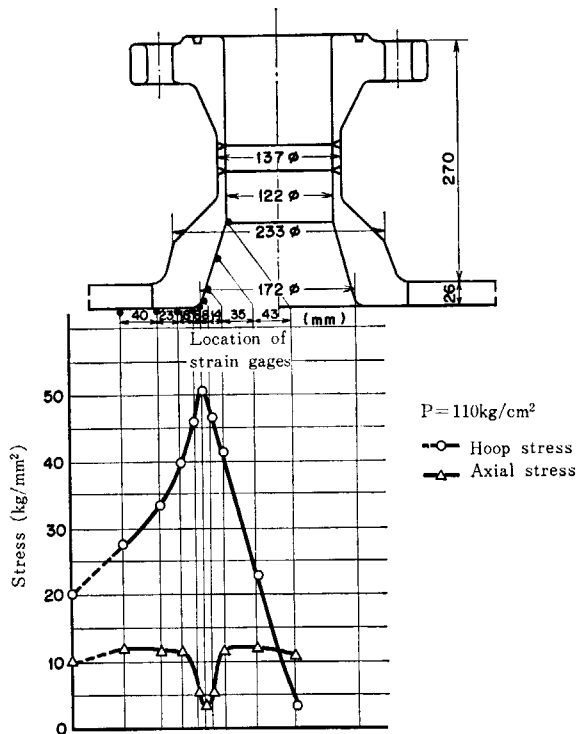


Fig. 5.36 Inner surface stress distribution of N2 nozzle (Toshiba type) of No. 3 model.

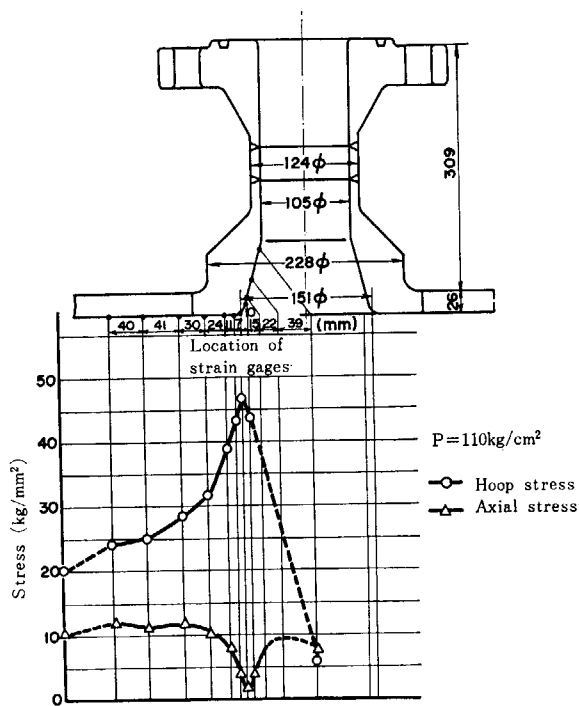


Fig. 5.37 Inner surface stress distribution of N3 nozzle (Hitachi type) of No. 3 model.

疲れ強さが大きかった理由はクラッドの効果と考えられる。

(3) 第3号モデルについて

人工切欠き加工前に各試験用ノズル(N1~N4)の内外面について、静圧 110 kg/cm² 負荷したときのひずみ

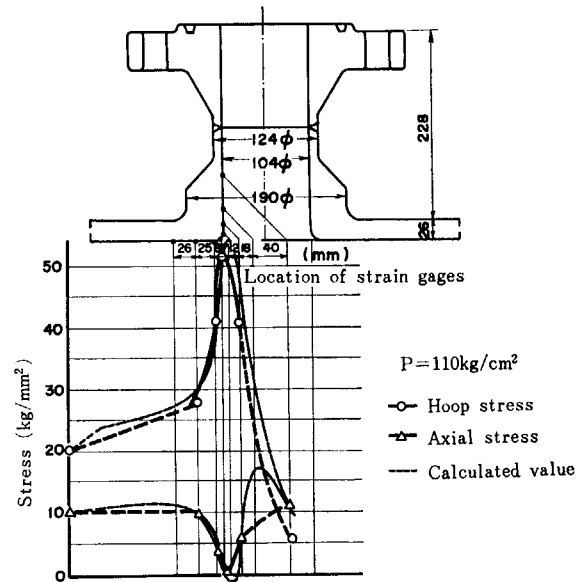


Fig. 5.38 (a) Inner surface stress distribution of N4 nozzle (Japan Steel Work type) of No. 3 model.

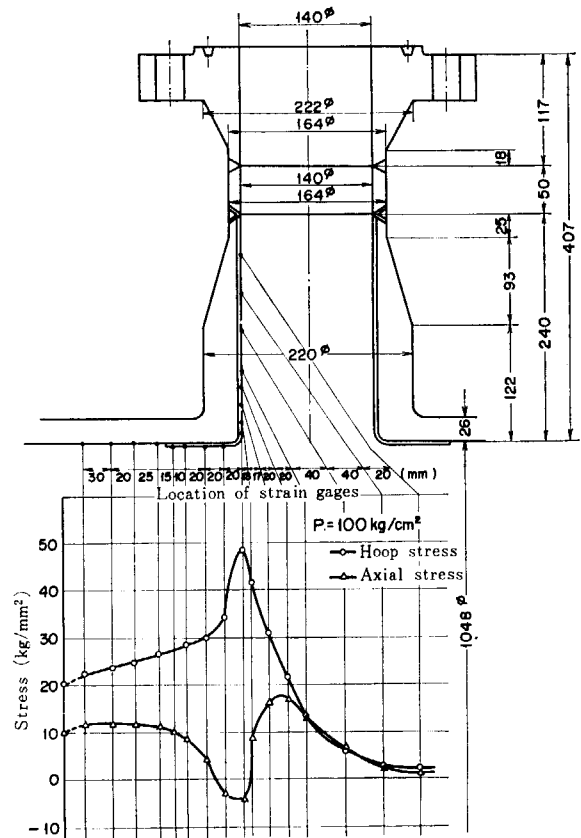


Fig. 5.38 (b) Calculated inner surface stress distribution of N4 nozzle of No. 3 model. (calculated by Atomic Power Div. of Hitachi Ltd.)

分布を測定した。静圧試験時の負荷手順は Fig. 5.46 に示したとおりである。なお、静圧 110 kg/cm² の値は、第1号モデルと第3号モデルにそれぞれ取付けた JPDR

TABLE 5.8 Results of static pressure test about each nozzle of No. 3 model

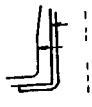
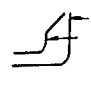
Nozzle	N 1 (JPDR Type)	N 2 (Toshiba Type)	N 3 (Hitachi Type)	N 4 (Japan steel Work Type)
Dimension				
Experimental value				
Circumferential stress of shell inside (kg/mm ²)	20.6	20.6	20.6	20.6
Circumferential stress of nozzle inside corner (kg/mm ²)	48.5	50.5	46.5	52.7
Stress concentration on nozzle corner	2.4	2.5	2.3	2.6

TABLE 5.9 Static internal pressure testing results for pressure vessel models

Pressure vessel model	No. 1	No. 2	No. 3	JPDR P. V.
Scale	1/3	1/3	1/2	1
Loading pressure (kg/cm ²)	120	150	110	65.5 (operating pressure)
Inside circumferential stress in shell (experimental), (kg/mm ²)	18.5	22.6	20.6	10.5 (calculated)
Circumferential strain in nozzle corner (10)	2,443	2,950	2,420	
Circumferential strain in nozzle corner (range) (kg/mm ²)	51.4	62.0	48.5	24.3 (presumed)
Circumferential stress amplitude in nozzle corner (kg/mm ²)	25.7	31.0	24.5	12.2
Stress concentration factor in nozzle corner	2.8	2.7	2.4	2.3

ノズルの内側コーナの周方向のひずみが、ほぼ同一になるように選定した。各ノズルの応力分布を Fig. 5.35～5.38 に示す。4 個の試験用ノズルのうち N1 および N4 については、日立製作所日立工場原子力部に委託した計算結果と比較した。Fig. 5.35 および 5.37 から明らかなように、応力分布は計算値が実験値よりもやや大きい値を示している。しかし、両者とも応力分布形状はほぼ同一と考えられる。Fig. 5.35 (a) では、N1 ノズル (JPDR 型) について、第 1 号モデルの静圧 120 kg/cm² における応力分布を示して第 3 号モデルのそれとを比較した。4 個のノズルはそれぞれ形状寸法が異なっているにもかかわらず、いずれも内面のノズルコーナにおいて周方向力が最大値を示している。これらの 4 個のノズルについてのノズルコーナの周方向応力集中率を TABLE 5.8 に示す。同表から明らかなように、ノズルの形状による明確な応力集中率の差異は生じていない。TABLE 5.9 は、N1 ノズル (JPDR 型) について、第 1, 2 および 3 号モデルを比較した結果を示す。第 1 号および 3 号モデルのノズルコーナの周方向ひずみは約 $2,400 \times 10^{-6}$ でほぼ等しい値となっている。また、第 1 号および 2 号モデルのノズルコーナの応力集中率が約 2.8 であるのに対

して、第 3 号モデルでは 2.4 となり前者に比べて小さい値となっているのは、ノズルコーナの半径および胴体とノズルとの板厚比と直径比がそれぞれ異なることに起因していると思われる。

5.5 内圧繰返し試験

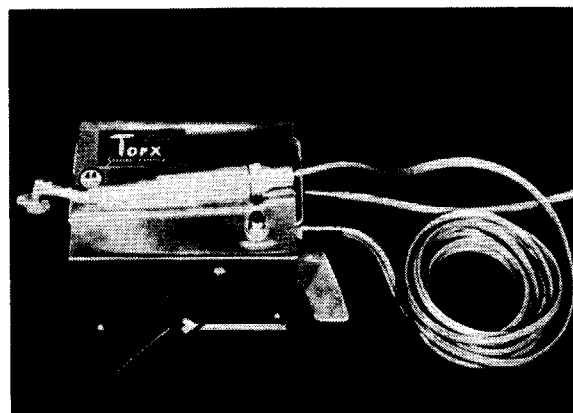


Fig. 5.39 Equipment for machine cut of notch.

5.5.1 人工切欠き加工

第1, 2号モデルでは, ノズルの内面コーナに人工切欠きを加工するために, 歯科医で用いるトルックス Fig. 5.39 を利用し, 厚さ 0.3mm のグラインダを取りつけて切欠きを入れた. Fig. 5.40~5.42 にノズルの内面コー

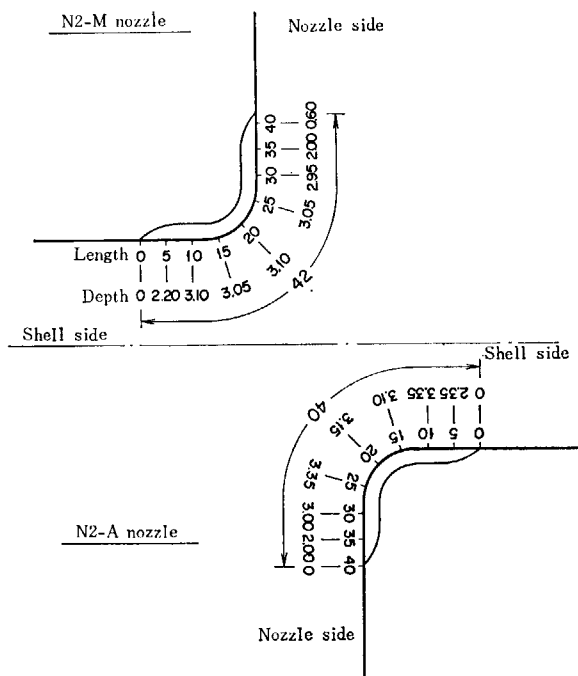


Fig. 5.40 Depth of the notch in nozzle N2-A of No. 1 model.

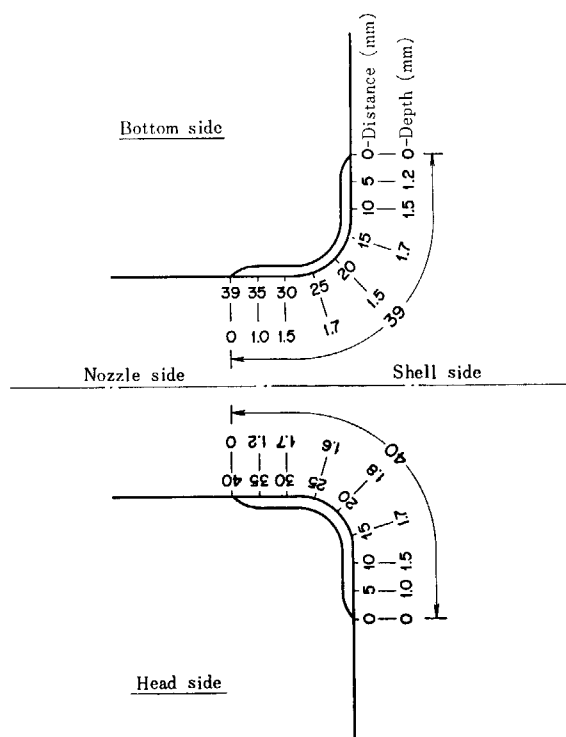


Fig. 5.41 Depth of the notch in nozzle N2-A of No. 2 model.

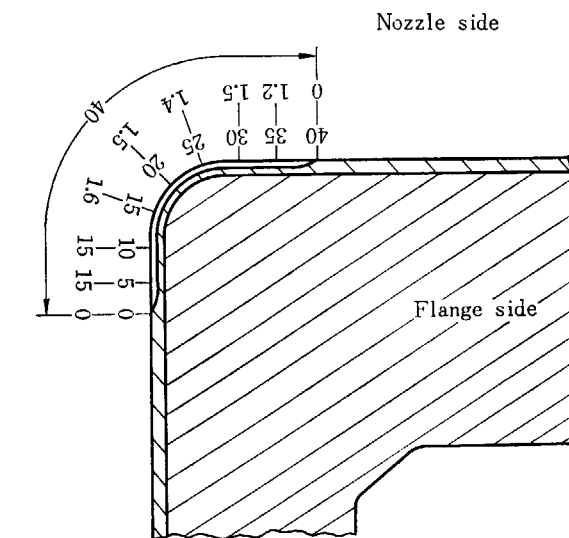
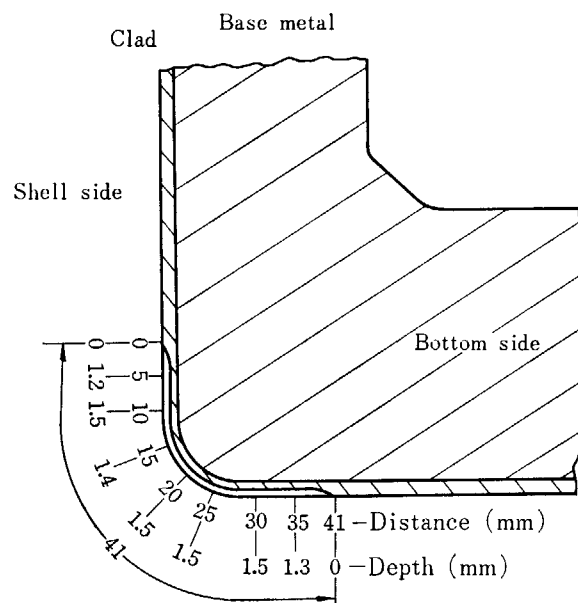


Fig. 5.42 Machined notch section of nozzle N1 for JPDR pressure vessel model No. 3.

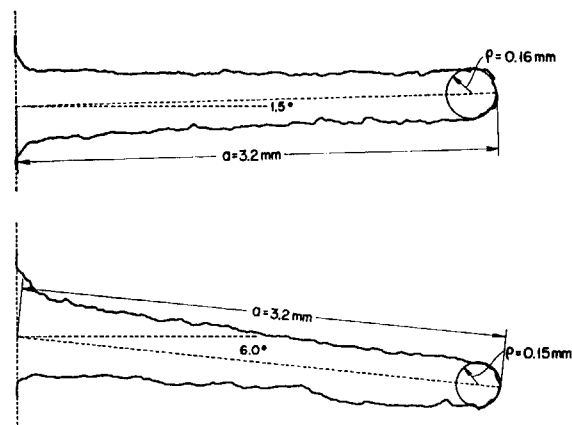


Fig. 5.43 Cross section of notch.

ナに入れたそれぞれの人工切欠きの深さおよび表面の寸法を示す。

人工切欠きの断面は Fig. 5.43 に示すような断面となるが、この人工切欠きの応力集中については次に示す計算を行なって求めた。

深さ方向における人工切欠きの弾性応力集中係数は、一様な引張り応力が作用する両側U切欠き帯板を対象軸に関して片半分のそれと等しいと仮定して、4.3.3項の式(4)を用いると、最大応力集中点を含む軸断面中、最大応力集中点から 45° 方向では、

$$a = 3.2 \text{ (mm)}$$

$$w = 90 \text{ (mm)}$$

$$\rho = 0.15 \text{ (mm)}$$

の値を式(4)に代入して、

$$\sqrt{\frac{a}{\rho}} \cong 2.77, K_w = 0.93$$

$$K_t = 1 + 2 \times 0.93 \times 2.77 \cong 11.0$$

を得る。

次に両側にU切欠きをもつ帯板が彎曲モーメントをうける場合の対称軸に関して片半分の状態に近いと仮定すれば、

$$\frac{\rho}{B} \cong 0.071$$

$$\frac{\sigma}{B} \cong 0.0033$$

弾性応力集中係数(基準応力:一様彎曲によって生ずる最大縁応力)は、西田正考著「応力集中」図94-3より、8.2がえられる。

以上の計算結果より人工切欠きの応力集中率は第1号モデルノズルは8~10、第2号モデルでは6~7と考えられる。

5.5.2 き裂伝播計測

(1) 超音波による方法

人工切欠きをモデル容器の外表面から超音波によって十分感知できる位置に、探触子を取りつけて繰返し試験

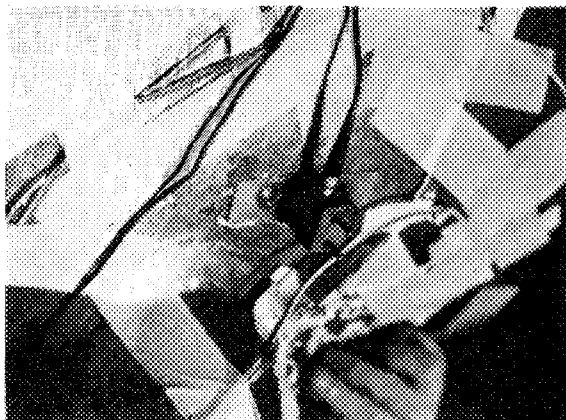


Fig. 5.44 Outside view of super sonic detector.

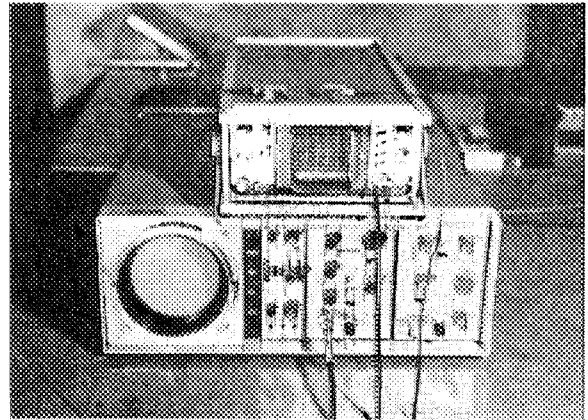


Fig. 5.45 Equipment for super sonic detector.

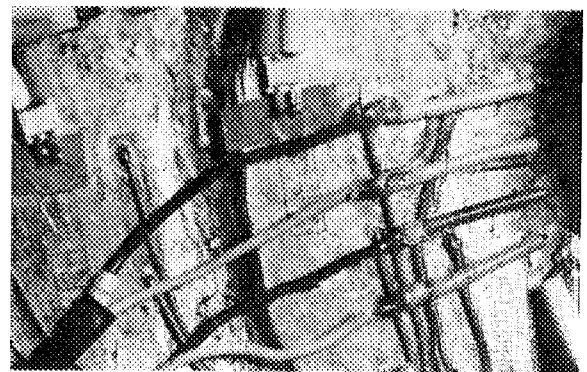


Fig. 5.46 (a) Outside view of electric resistance detector.

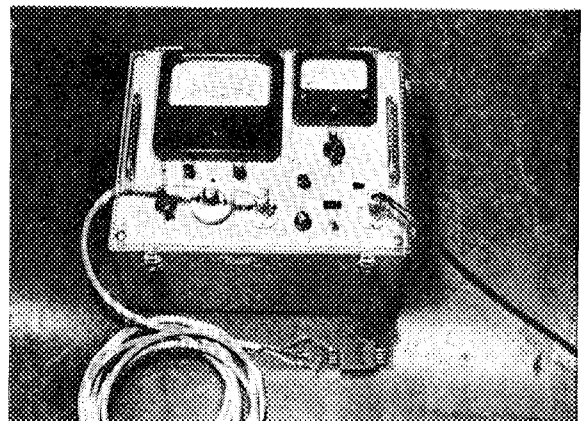


Fig. 5.46 (b) Equipment for super sonic detector.

中連続して測定ができるようにした。Fig. 5.44 に探触子を取りつけた状況を、Fig. 5.45 に超音波き裂測定装置本体を示す。

(2) スメックゲージによる方法

この方法は電気抵抗法的一种で、木実験では4針の接触子を用いてき裂進展の計測を行なった。Fig. 5.46(a)は接触子を取りつけた状況を示すが、Fig. 5.46(b)はスメックゲージ本体を示す。運転開始後8,000サイクルまでは接触子をガス溶接し、8,000サイクル以後は抵抗溶接によって取りつけた。

接触子は直径 1 mm のステンレス鋼棒である。取り付け位置はノズルの内側コーナである。

(3) き裂ゲージによる測定

き裂ゲージ (KC-2B: 共和電業製) を Fig. 5.47 に図示する。このゲージは表面き裂の伝播の測定用に製作されたもので同図に示すように、ポリエステルベースの上に抵抗線フィラメントが接着されている。これをき裂測定部の表面に接着してき裂の伝播を測定するのであるが、き裂がゲージのフィラメントの部分を通過するとき、フィラメントが 1 本ずつ断線しゲージの抵抗値が階段状に増加する。この抵抗変化を測定すれば、断線したフィラメントの数からき裂長さを知ることができる。

フィラメント数 26 本、フィラメントの間隔 0.2 mm、すなわち測定できるき裂長さは 5 mm である。またゲージ抵抗は 1.3 Ω である。

使用したき裂ゲージは動ひずみ計で測定するように製作されているが、今回の測定では、8 点並列測定することおよび、適当な記録計がないこと、この二つの理由で静ひずみ計および静ひずみ計用多点切換箱が使用できるように回路を工夫した。

Fig. 5.48 に測定に用いた回路を示す。

(4) き裂伝播測定機器

き裂伝播の測定に用いた主要機器を次に示す。

a) 人工切欠き加工機

本体 トルクス (グラインダー) (歯科医用
森田製作所製)

最高回転数 18,000 RPM

カッター レジンカッター

厚さ 0.3 mm (第 1 号および第 2 号モデル) 0.15 mm (第 3 号モデル)

直径 25 ϕ mm

b) 超音波探傷器

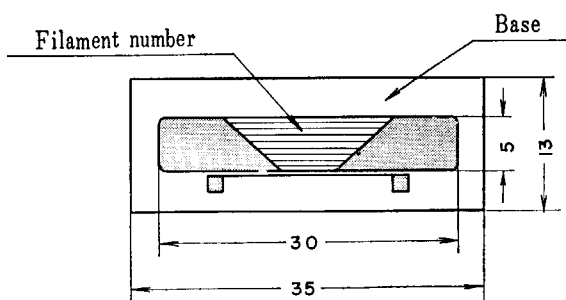


Fig. 5.47 Dimensions of crack gauge.



Fig. 5.48 Circuit for measurement of crack growth by crack gauge.

本体① UM 721 型 (東京計器製)

② SONORAY 301 MARK II, B
(BRANSON 製)

探触子 SM 21 60° 1MHz

SM 21 70°S 1MHz (BRANSON 製)

c) スメックゲージ

本体 スメックゲージ (日新電気製)

接触子 4 針 1 ϕ mm ステンレス鋼棒

d) 静ひずみ測定器

本体 トランジスタ式

高精度静的ひずみ測定器 SM-6K (共和電業製)

切換箱 SS-24T スイッチボックス (24点)
(同上製)

e) X-Y レコーダ

本体 TYPE-3072 (横河電機製)

f) 動ひずみ測定器

本体 ①動的ひずみ測定器 DM-3L

② 同上 DM-6J (共和電業製)

g) ペン書オシシロ

本体 W1-260 (日本光電製)

5. 5. 3 試験経過

Fig. 5.49 は第 1 号モデルの製作時における水圧試験から、繰返し内圧負荷によって破壊したときまでの試験記録を示す。モデル搬入後、第 1 回目の静的試験を行ない、次に人工切欠きを加工したのちに第 2 回目の静的試験を実施した、このほかにモデルの破壊までに合計 12 回の静的試験を行なったが、このときの圧力サイクルは 0→60→120→60→0 (kg/cm²) とした。なお、繰返し試験は 0→120→0 (kg/cm²) とし、繰返し速度は繰返し数が 15,000 サイクルまでは 5 cpm で、それ以後は 8 cpm, または 10 cpm とした。

第 2 号モデルの試験の経過は Fig. 5.50 の試験記録に示すとおりであるが、第 1 号モデルの場合とはほぼ同様な経過をたどった。

試験初期においては、試験装置の不調により、若干の不整波形の繰返しを行なったが、300 サイクル以後は正弦波による順調な内圧繰返し試験を行なった。繰返し試験速度は 300 サイクルまで 3 cpm, それより 15,000 サイクルまで 5 cpm, 以後 8 cpm であった。

試験内圧は 1 号試験体が 120 kg/cm² で実施したが、2 号試験体では、その約 25 % 増で 150 kg/cm² で実施した。試験温度は第 1 号モデル同様 50°C とした。

第 3 号モデルの内圧繰返し試験の経過は Fig. 5.51 に示すとおりである。人工切欠きをつける以前の静的試験時に、中子をそう入して試験を開始したにもかかわらず、加圧用シリンダーの容量が不十分であったため、予

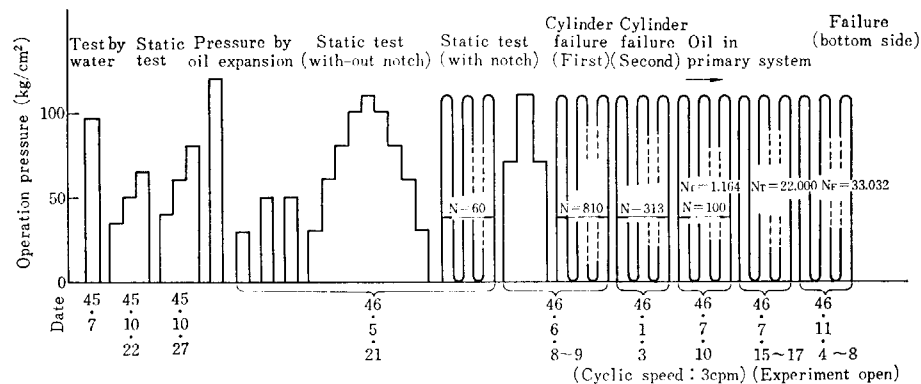
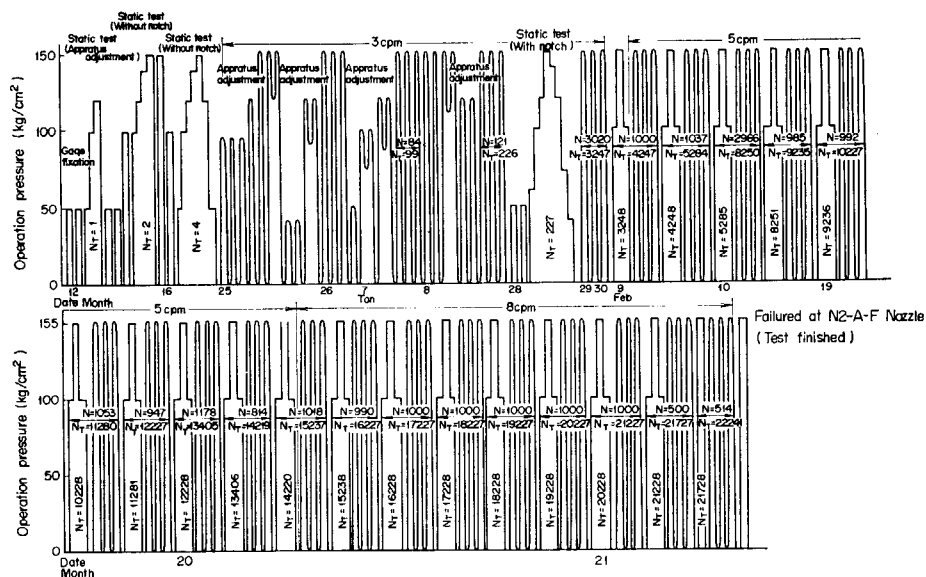
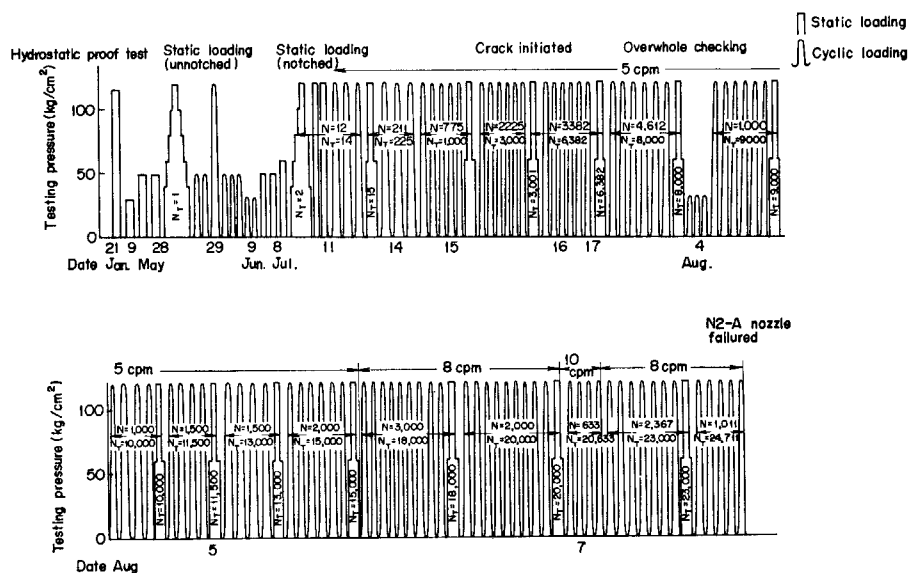


TABLE 5.10 Testing conditions for pressure vessel models

Pressure vessel model No.	No. 1	No. 2	No. 3	JPDR P. V.
Repeated internal pressure, (kg/cm ²)	120	150	110	65 (operating pressure)
Repeated internal pressure rate, (cpm)	5, 8, 10	3, 5, 8	3	50/year (presumed)
Machined notch length, (mm)	40	40	30	60
root radius, (mm)	0.15	0.15	0.11	Natural crack
depth (mean), (mm)	3.2	1.6	1.5	6
Notch stress concentration factor (calculated)	8 to 9	6 to 7	8 to 9	

定していた試験圧力まで加圧できなかった。したがって、シリンダーの容量を大きくするため、加圧部の改造を行なった後に、再度切欠きなしの状態では 110 kg/cm² までの静的試験を実施して試験体各部のひずみを測定した。

人工切欠きをつけた後に、繰返し試験速度を 3 cpm として繰返し試験を開始したが、改造した加圧用シリンダーのピストンとシリンダー内壁とが接触して破損し、油漏れが生じたため中止した。改修後も再度同じような事故が発生したために、その原因を十分に検討することにして、内圧繰返し試験は一次系のオイルを使用してサーボ弁から直接試験体に接続して続行した。試験温度は 40～50°C の範囲で実施した。

Fig. 5.52 に圧力サイクルの波形を示す。

TABLE 5.10 に第 1, 第 2 および第 3 号モデルの試験条件を比較して示す。

5.5.4 試験結果

(1) 第 1 号モデルについて

容器モデルの各ノズルの内面コーナに人工切欠きをつけた後、切欠きの先端に周方向にひずみゲージを貼付し、繰返し内圧負荷時のその点におけるひずみ振幅を測定記録した。Fig. 5.53 はひずみゲージの貼付位置を示す。同図のゲージ番号 364 および 387 を切欠き先端に貼付し、比較のためにゲージ番号 326 は切欠き先端と同じ位置に、ゲージ番号 384 は切欠き先端より 10mm 離れ

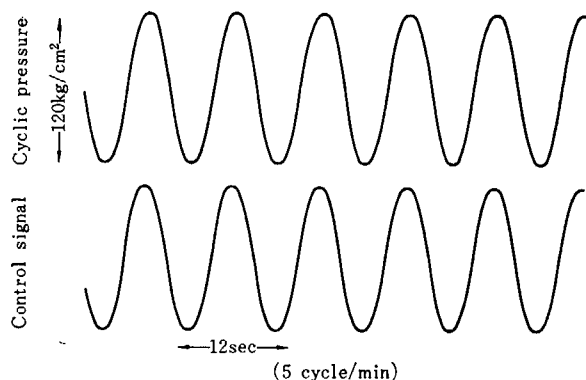


Fig. 5.52 Pattern of pressure cycle.

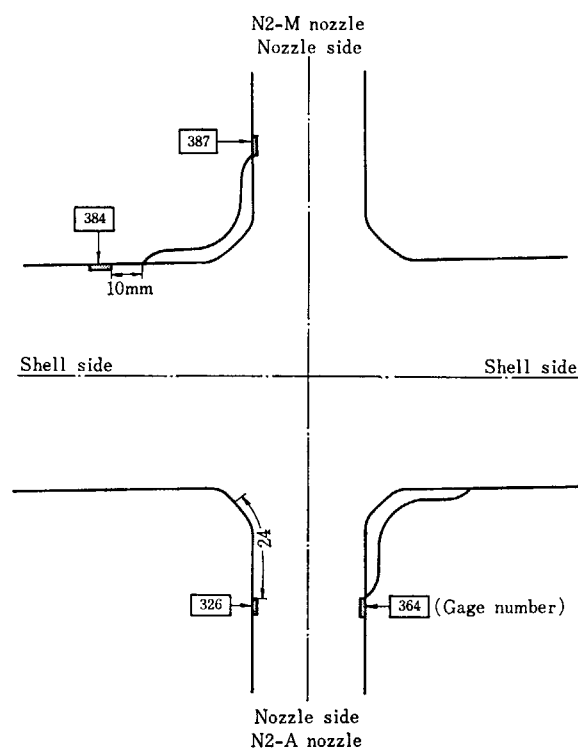


Fig. 5.53 Location of notch tip strain measurement of No. 1 model. (to 8,000 cycles)

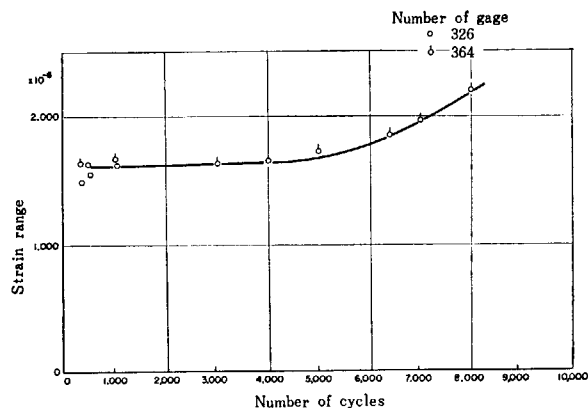


Fig. 5.54 Relation between strain range at the notch tip and number of cycles in No. 1 model.

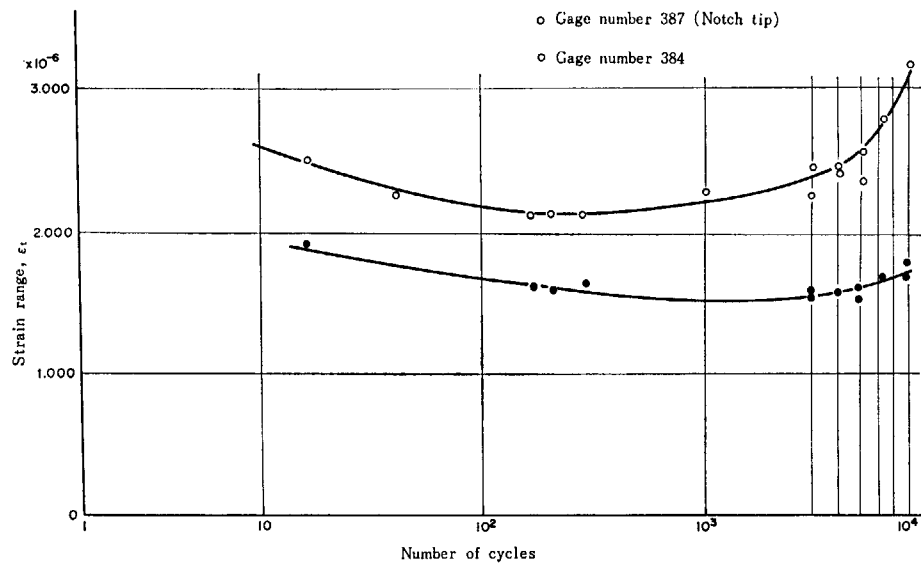


Fig. 5.55 Relation between strain range at the notch tip and number of cycles in No. 1 model.

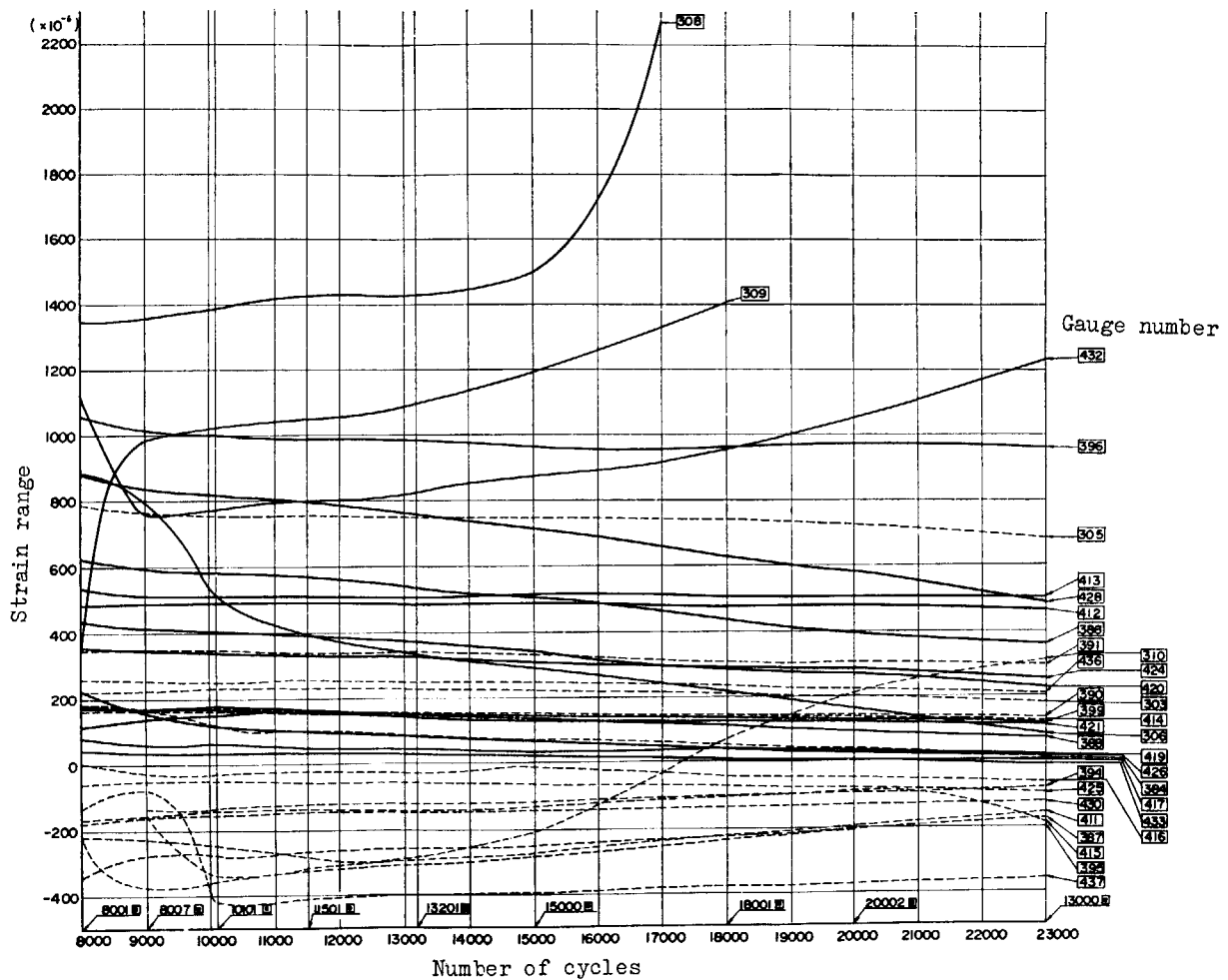


Fig. 5.57 Relation between notch tip strain range and number of cycles at the nozzle side of N2-M nozzle. (inner surface)

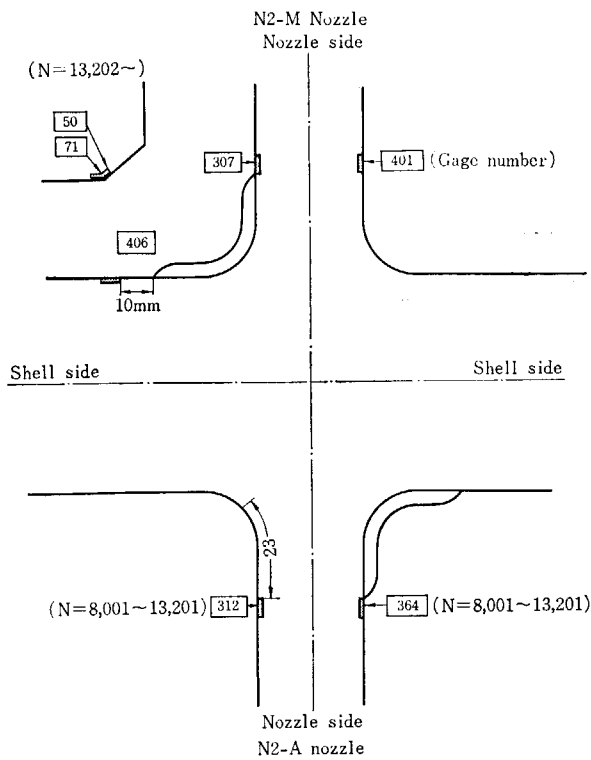


Fig. 5.56 Location of notch tip strain measurement of No. 1 model. (after 8,000 cycles)

た位置に貼付した。

Fig. 5.54 は X-Y レコーダを用いてノズルよりコーナのゲージ番号 364 および 326 のひずみゲージのひずみ振幅を記録して、繰返し数 $N=8,000$ サイクルまでプロットしたものである。同図より明らかなように切欠き先端のひずみ範囲は繰返し数 $N=4,000\sim5,000$ サイクルの間で増加し始めていることがわかる。

Fig. 5.55 は動ひずみ計およびペン書きオシロを用いてゲージ番号 387 および 384 (貼付位置は Fig. 5.53 に示す) のひずみゲージのひずみ振幅を記録して、 $N=8,000$ サイクルまでプロットしたものである。同図より明らかなように $N=2,000\sim5,000$ サイクルの間で切欠き先端のひずみ振幅は増加し始めていることがわかる。切欠き先端 (シェル側) から 10 mm 離れた位置のひずみゲージの振幅は前者に比較してほとんど増加していない。

以上の実験結果から、 $N=3,000\sim5,000$ サイクルの間のノズル側の切欠き先端のひずみ振幅が増加し始めているので、この部分では、内圧の繰返し負荷によってき裂が進展し始めたことが推測される。

$N=8,000$ サイクル以降も同様な方法でき裂の進展を計測したが、圧力変換器の故障とひずみゲージの断線に

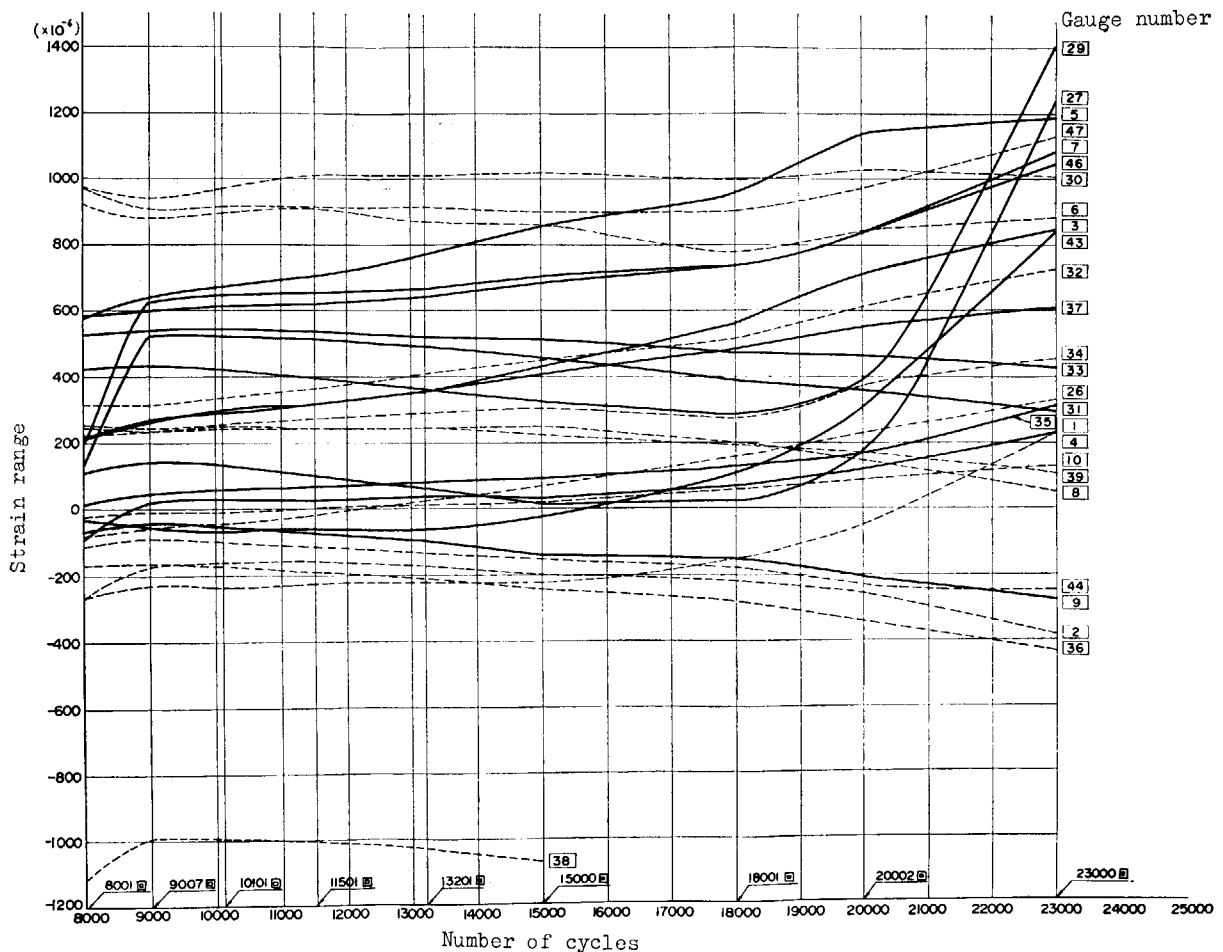


Fig. 5.58 Relation between notch tip strain range and number of cycles at the nozzle side of N2-A nozzle. (outer surface)

よって信頼できる実験結果を得ることができなかった。8,000 サイクル以降の切欠き先端および切欠きなしの位置でのひずみ測定位置を Fig. 5.56 に示す。なお、N=8,000 サイクル以降の内圧繰返し試験では、同図に示したひずみゲージの他に前出の Fig. 5.53 に示した位置にもひずみゲージを貼付して、デジタル式静ひずみ計を用いてひずみを測定した。Fig. 5.57~Fig. 5.61 にこ

れらの測定結果を示す。Fig. 5.57 はノズル内面の各ひずみゲージの内圧繰返し数に対する変化を示したものである。切欠き先端のゲージ番号 307 のひずみゲージは 1 サイクルの内圧負荷後測定不能（き裂による断線と考えられる）になったが、次のゲージ番号 308 のひずみゲージは N=14,000~15,000 サイクルから急激に増加し始めている。このことからノズル側の切欠き先端において

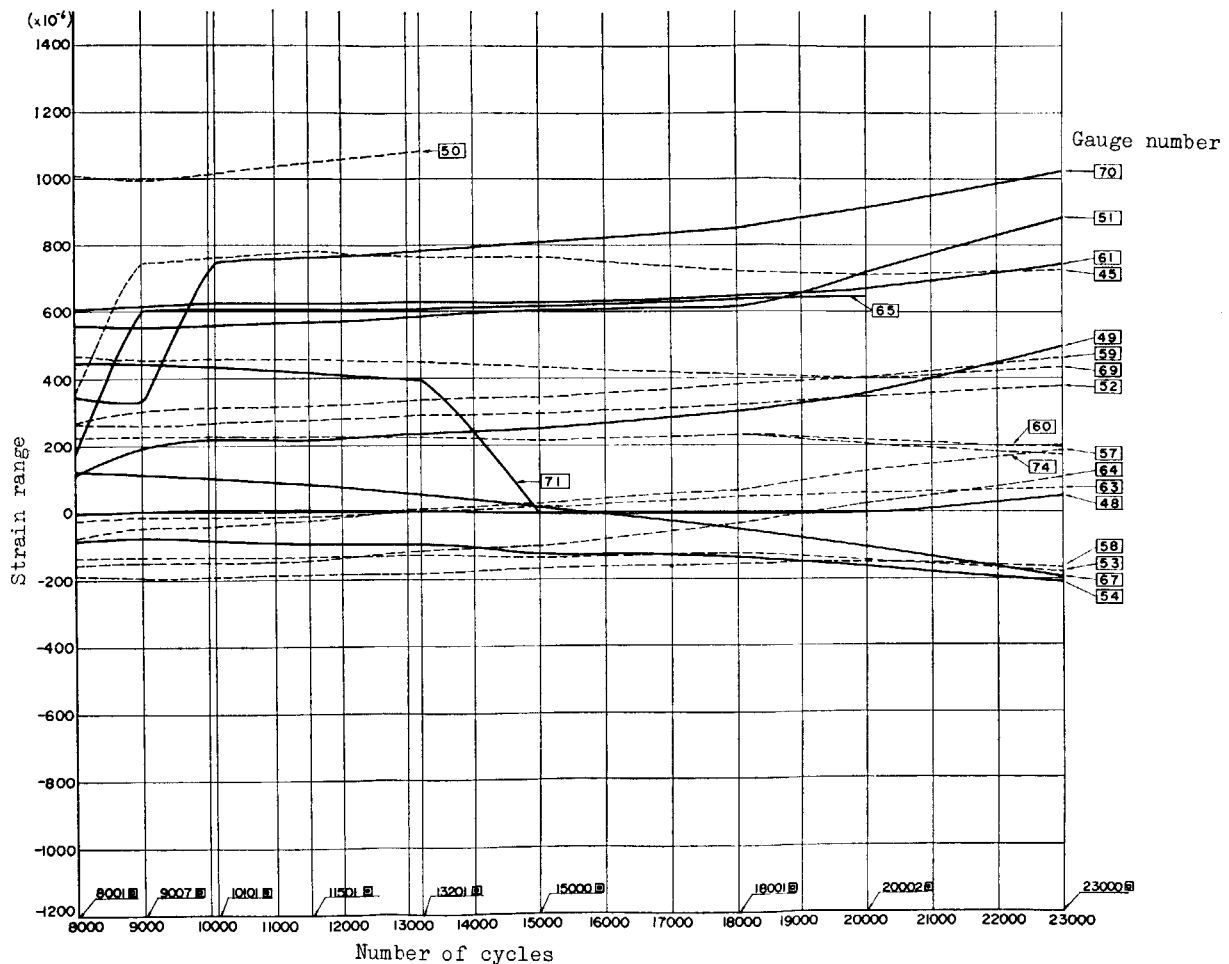


Fig. 5.59 Relation between strain range at the surface of N2-M nozzle and number of cycles.

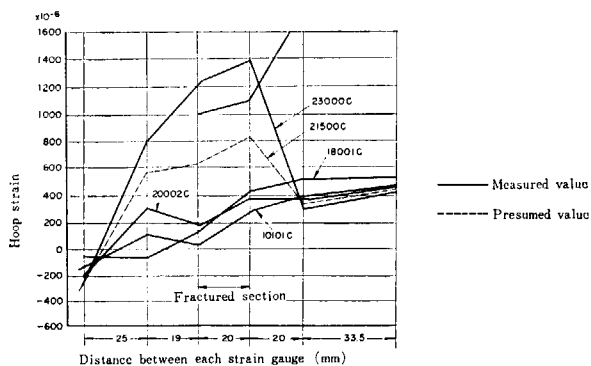


Fig. 5.60 Hoop strain distribution of N2-A nozzle of No. 1 model at the same section with notch. (outer surface)

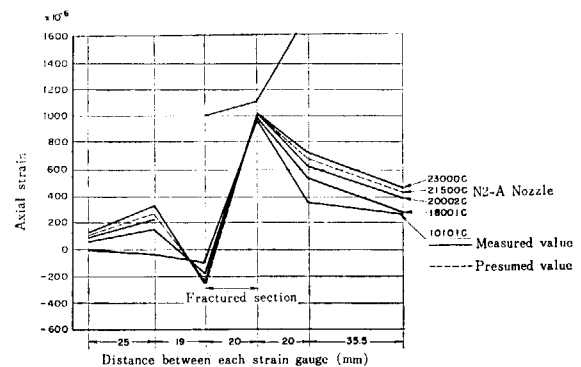


Fig. 5.61 Axial strain distribution of N2-A nozzle of No. 1 model at the same section with notch. (outer surface)

は、繰返し数とともにき裂が徐々に進展したことが推測される。これに続くゲージ番号 309 および 432 についても繰返し数とともにひずみが徐々に増加しており、上記のことを裏づけている。また、同図から明らかなようにその他の位置のひずみはほとんど変化していないことがわかる。内面ノズルコーナにつけた切欠きが進展して外表面に達すると予想される位置を計測するため、ひずみゲージを貼付して、容器モデルが破壊するまで数回にわたってひずみを測定した。Fig. 5.58 は内圧繰返し数に対する N2-A ノズルについての外面のひずみの測定結果である。同図から明らかなようにゲージ番号 27, 29 および 43 は繰返し数が約 18,000 サイクルのときより著しい増加を示している。実際に破断した箇所はゲージ番号 27 と 29 の間で、ほぼ人工切欠きと同一断面上であり、これらのひずみの測定結果から破断位置と破壊までの繰返し数をほぼ推定することができた。その他の位置のひずみについては、大きな変化はみられない。Fig. 5.59 は N2-M ノズル外面についての内圧繰返し数に対する各位置のひずみを示したものである。各位置のひずみはいずれも容器モデルが N2-A ノズルで破壊するまで大きな変化を示さなかった。(N2-M ノズルはき裂が進展したが破壊に至らなかった。) N2-M ノズルの人工切欠きは外表面まで進展しなかったため、ひずみのいちじるし

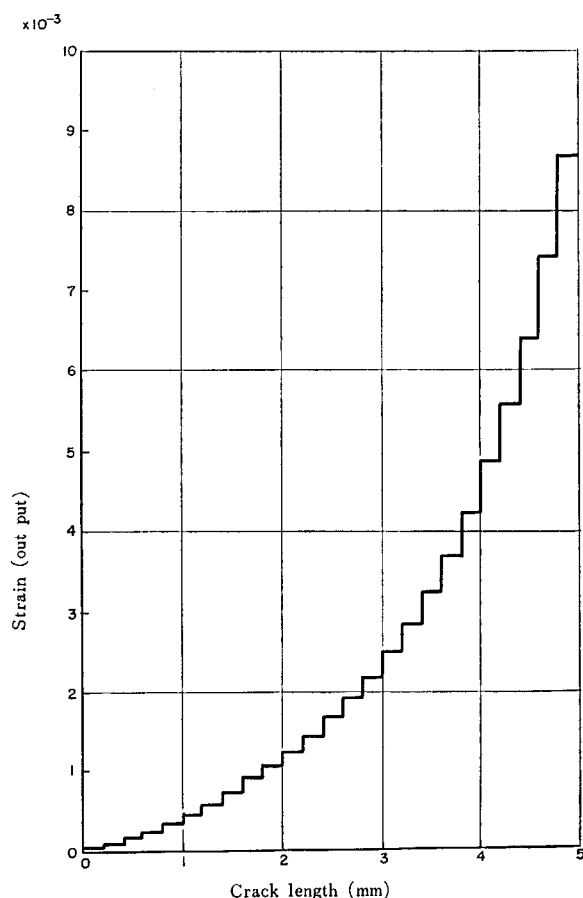


Fig. 5.62 Calibration curve of crack gauge.

TABLE 5.11 Results of crack gauge measurement (1)
N2-M nozzle of No. 1 model, gauge No. 398

No. of cycles	Strain measured (μ strain)	No. of failed filaments	Crack length (mm)
8,001	0	0	0
8,050	68	1	0 ~ 0.2
8,080	133	2	0.2 ~ 0.4
8,300	169	3	0.4 ~ 0.6
8,440	218	3	0.4 ~ 0.6
8,760	423	5	0.8 ~ 1.0
8,770	543	6	1.0 ~ 1.2
9,340	548	6	1.0 ~ 1.2
9,620	773	8	1.4 ~ 1.6
9,702	774	8	1.4 ~ 1.6
10,130	793	8	1.4 ~ 1.6
10,550	1,433	12	2.2 ~ 2.4
11,530	3,053	18	3.4 ~ 3.6
11,930	3,083	18	3.4 ~ 3.6
12,750	8,533	25	4.8 ~ 5.0
14,000	10,233	26	5.0

TABLE 5.11 Results of crack gauge measurement (2)
N2-M nozzle of No. 1 model, gauge No. 434

No. of cycles	Strain measured (μ strain)	No. of failed filaments	Crack length (mm)
20,830	0	0	18.0
21,500	60	1	18.0 ~ 18.2
21,560	125	2	18.2 ~ 18.4
21,745	125	2	18.2 ~ 18.4
22,000	130	2	18.2 ~ 18.4
22,190	137	2	18.2 ~ 18.4
22,845	410	5	18.8 ~ 19.0
23,130	415	5	18.8 ~ 19.0
23,320	435	6	19.0 ~ 19.2
23,510	635	7	19.2 ~ 19.4
23,540	685	8	19.4 ~ 19.6
23,565	685	8	19.4 ~ 19.6
23,580	945	9	19.6 ~ 19.8
23,840	1,315	11	20.0 ~ 20.2
23,976	1,315	11	20.0 ~ 20.2
24,100	1,435	12	20.2 ~ 20.4
24,229	1,645	13	20.4 ~ 20.6
24,415	1,665	13	20.4 ~ 20.6
24,420	1,915	14	20.6 ~ 20.8
24,490	2,195	15	20.8 ~ 21.0
24,525	2,915	17	21.2 ~ 21.4
24,712	2,915	17	21.2 ~ 21.4

TABLE 5.11 Results of crack gauge measurement (3)
N2-M nozzle of No. 1 model, gauge No. 315

No. of cycles	Strain measured (μ strain)	No. of failed filaments	Crack length (mm)
10,550	0	0	14.0
11,530	60	1	14.0~14.2
11,930	60	1	14.0~14.2
12,750	1,420	12	16.2~16.4
12,922	1,800	14	16.6~16.8
13,050	2,070	15	16.8~17.0
13,145	2,750	17	17.2~17.4
13,202	2,750	17	17.2~17.4
13,203	2,750	17	17.2~17.4
13,413	3,700	17	17.2~17.4
13,575	4,950	20	17.8~18.9
13,715	8,050	25	18.8~19.0
13,900	9,650	26	19.0

い変化がなかったと思われる。Fig. 5.60 および Fig. 5.61 は、Fig. 5.58 から人工切欠きと同一断面上のひずみについて各サイクルごとの周および軸ひずみ分布をそれぞれ求めたものである。Fig. 5.60 から明らかなように、破断箇所の周方向ひずみが内圧の繰返し数の増加とともに急激に増加している。

き裂ゲージによる測定は N2-A ノズルのシェル側および N2-M ノズルのシェル側の2ヶ所で行なった。

静ひずみ計を使用して計測したので、連続的な変化の計測はできなかった。計測に当たっては、同じ回路でひずみ計出力とフィラメント数(き裂長さに相当)の校正曲線をつくり、これによりき裂長さを求めた。このためき裂長さには ± 0.5 mm 程度の誤差が含まれていると考えられる。Fig. 5.62 に校正曲線を示す。

TABLE 5.11 および Fig. 5.63 にき裂伝播についての測定結果を示す。測定は 8,000 サイクルまで最初測定し、8,000 サイクルにおいてき裂ゲージを新たに貼付してき裂の進展を計測した。8,000 サイクルまでのき裂長さは、8,000 サイクルでけい光探傷を行なったさい、N2

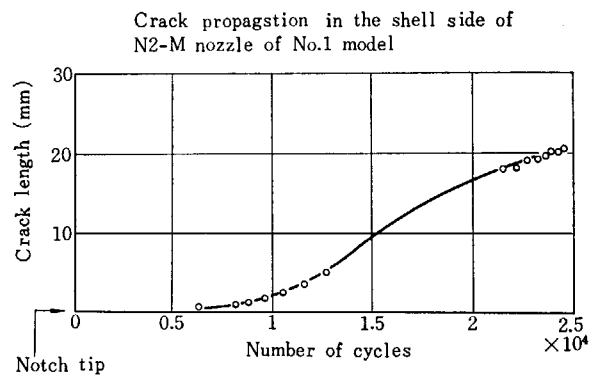
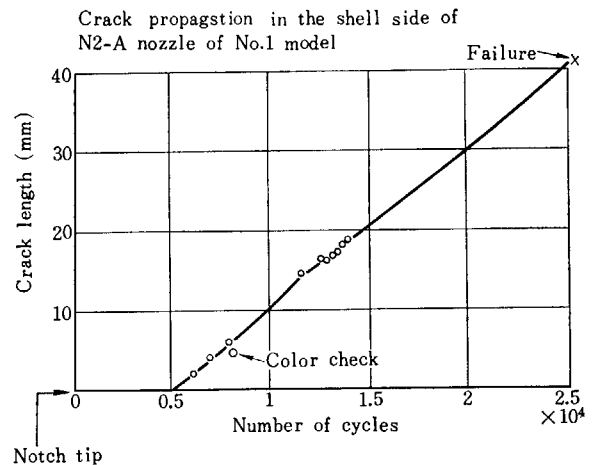


Fig. 5.63 Crack length measured by crack gauge.

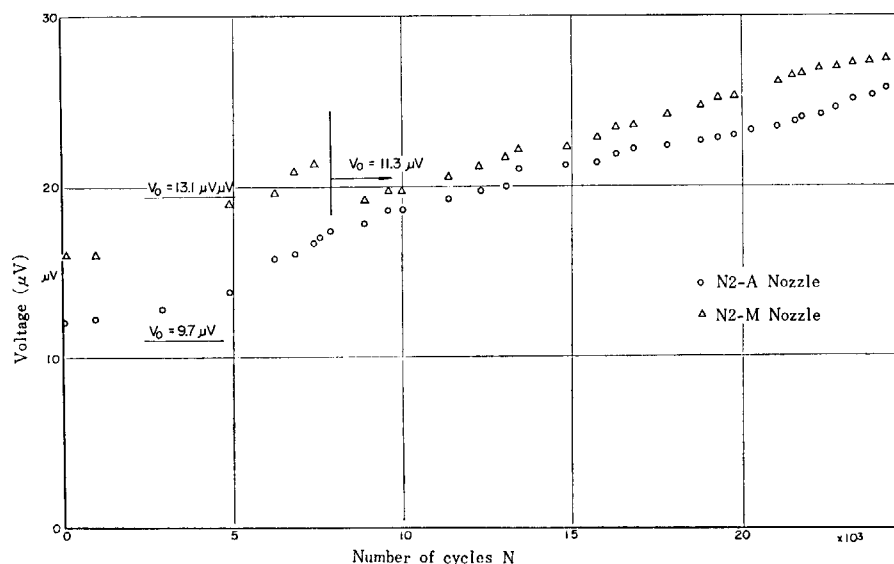


Fig. 5.64 Crack depth measured by Smeck gauge in No. 1 model.

-M ノズルでは 0.6mm, N2-A ノズルでは 4.5mm であった。

また試験終了後における N2-A ノズルの破面観察によればシェル側表面のき裂長さは 40mm であった。これらの3点も Fig. 5.63 にプロットした。

以上の測定結果をもとにして, N2-A ノズルシェル側へのき裂の伝播開始は 5,000 サイクル, N2-M ノズルのシェル側へのき裂の伝播開始は 6,000 サイクルと推定した。

板厚方向のき裂伝播測定にはスメックゲージ, 超音波その他非破壊検査に用いられるいくつかの手法があげられる。その内とくに感度が高いスメックゲージおよび超音波を測定手法としてとりあげた。スメックゲージはき裂伝播の箇所が解っている場合にとくに便利で, き裂の深さがある程度定量化できることがわかった。測定はステンレス溶接棒を電極として用い, 探針子間隔 $a=8\text{mm}$ であらかじめ加工しておいた人工切欠きをまたいだ型式で実施した。この様子を Fig. 5.46(a) の写真に示す。外側端子間に電流 3.82A を流し, 内側2端子間の電圧降下を適当な繰返し数ごとに測定した結果を Fig. 5.64 に示す。8,000 サイクルでの不連続性が目立つが 8,000 サイクル後は探針子を抵抗溶接によって取りつけたことによると思われる。

電圧降下 V よりき裂深さを推定するために疲労試験終了後切欠きのないノズル側を切出し, Fig. 5.65 に示すような形状に放電加工でスリットを入れながら各種の条

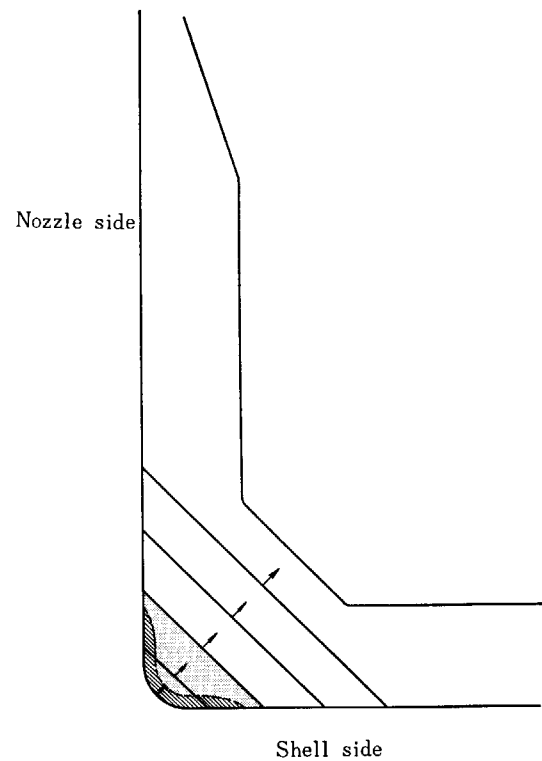


Fig. 5.65 Notch machining pattern to get calibration curve.

TABLE 5.12 Calibration of crack length by Smeck gauge

Nozzle	Space of detector	Measured point	Resistance	Current	Voltage drop							
			Ω	A	V ₀	V ₁	V ₂	V ₃	V ₄	V ₅	V ₆	V ₇
N 2-A	8 mm	0 mm	4.0	3.82	14.0	20.0	20.2	21.8	24.5	27.8	28.2	30.2
	"	+7	"	"	10.3	12.8	10.2	17.1	20.9	22.2	25.0	27.5
	5	0	"	4.0	26.9	36.0	42.0	51.6	54.0	57.2	58.0	62.1
	8	8			1.00	1.43	1.44	1.56	1.75	1.98	2.02	2.16
	"	+7	$\frac{V_i}{V_o}$		"	1.24	1.	1.66	2.03	2.16	2.16	2.31
	5	0			"	1.34	1.56	1.92	2.01	2.12	2.16	2.31
	Crack depth (mm)					0	3.0	6.0	12.5	18.5	26.0	33.0

Nozzle	Space of detector	Measured point	Resistance	Current	Voltage drop									
			Ω	A	V ₀	V ₁	V ₂	V ₃	V ₄	V ₅	V ₆	V ₇	V ₈	V ₉
N 2-M	8 mm	0	4.0	3.82	10.0	12.2	13.1	15.6	18.5	21.1	21.4	23.8	24.0	26.9
	5	"	"	4.0	22.7	30.0	36.9	42.1	45.0	47.5	51.1	53.2	52.5	54.0
	8	"	$\frac{V_i}{V_o}$		1	1.22	1.31	1.56	1.85	2.1	2.14	2.38	2.40	2.60
	5	"			1	1.32	1.63	1.85	1.98	2.09	2.25	2.34	2.32	2.38
	Crack depth (mm)					0	2.7	6.5	11.0	15.5	20.5	26.0	32.5	35.0

TABLE 5.13 Calibration of crack depth by micro-volt meter

Nozzle	Space of detector	Measured point	Current A	Voltage drop (μV)				
				V ₀	V ₁	V ₂	V ₃	V ₄
N 2-A	8 mm	0	5	52	107	112	118	122
	”	$\frac{V_4}{V_0}$		1	2.06	2.16	2.27	2.35
	Crack depth (mm)			0	18.5	26.0	33.0	42.5

Nozzle	Space of detectors	Measured point	Current A	Voltage drop (μV)						
				V ₀	V ₁	V ₂	V ₃	V ₄	V ₅	V ₆
N 2-M	8 mm	0	5	42	75	88	87	93	96	109
	”	$\frac{V_i}{V_0}$		1	1.79	2.09	2.07	2.21	2.28	2.60
	Crack depth (mm)			0	15.5	20.5	26.0	32.5	35.0	40.5

件で電圧降下 V を測定し、電圧降下比 (V/V_0) とき裂深さ d との校正曲線を作成した。このときの測定条件、測定結果を TABLE 5.12 および TABLE 5.13 に示した。

無限板に無限長のき裂があるとき、き裂深さ d は、

$$d = \frac{V - V_0}{V_0} \cdot \frac{a}{0.8}$$

が成り立つとされている。

同じ切欠き深さの場合、

$$\left(\frac{V - V_0}{V_0} \right)_{a=5} = \frac{a_8}{a_5} = 1.6$$

の関係を得るがノズルコーナ切欠きの場合、実験結果か

らはこの関係は成り立っていない。また切欠きが深くなると、 $a=5\text{mm}$ と 8mm の V/V_0 がほぼ同じ値をとる。またオーステナイト、クラッドとマルテンサイトクラッドの校正曲線に切欠きが深くなると差がある。校正曲線は切欠き形状、探針子間隔や被測定物の材質、クラッドの有無、材質によって影響をうけ、電圧降下比 V/V_0 と切欠き深さとは一般的関係はないが、条件を固定すれば電圧降下比 V/V_0 から切欠き深さ d が求められることがわかった。ノズルコーナ切欠きの校正曲線を用い、疲労試験時に得られた電圧降下比 V/V_0 —繰返し数 N 曲線をき裂深さ d —繰返し数 N 曲線になおした結果を Fig. 5.66 に示す。この際、電圧降下の初期値 V_0 を疲労試験の場

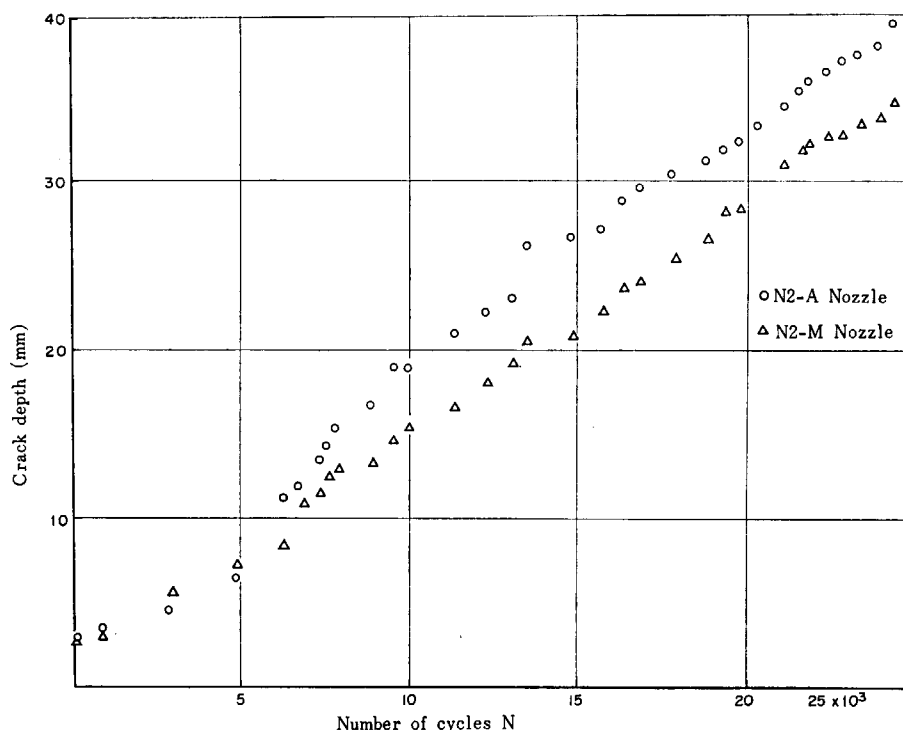
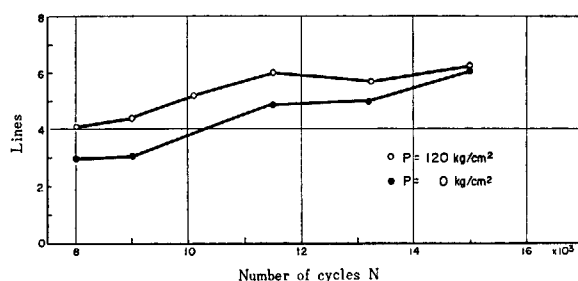


Fig. 5.66 Result of crack measurement in No. 1 model.

合には求めていなかったもので初期切欠き、破断後き裂深さから推定を行なった。また8,000サイクルのところでマルテンサイト・ノズルのデータは不連続なので V/V_0 比が連続するように修正をおこなった。電圧降下をき裂深さに変換するにあたり、誤差が考えられるが、き裂深さ d が直線的に増加する傾向は明らかである。

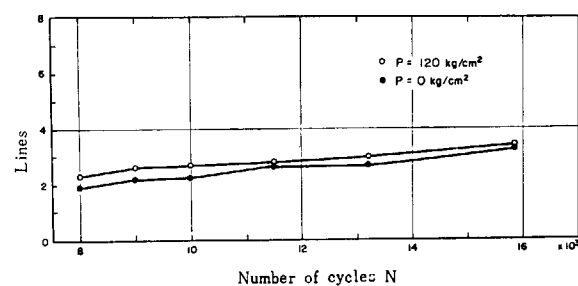
き裂の成長を超音波により量的に評価することは難しいがき裂が成長するのをとらえることは容易である。ノズルコーナのき裂はノズル外側フィレットのため 60° 以上の斜角探触子による探傷が必要である。このため $N=8,000$ サイクルまでは 45° の探触子を用いてき裂をとらえるのに失敗した。8,000 サイクル以後き裂の成長を観測した結果を Fig. 5.67, 5.68 に示す。超音波探傷器のゲインを高く設定したため曲線は飽和している。ノズル



N2-A nozzle 1 MHz, 70°S

Sweep delay	1	Reject	0
Sweep range	5×1	Sensitivity	×0.1
Marker	2	"	Dial 0.8
Pulse length	2.5		
Pulse tuning	1.0		

Fig. 5.67 Crack propagation measured by ultra sonic method in N2-A nozzle of No. 1 model.



N2-M 60 1 MHz
MATL CAL. 9/4.5
Delay 6/0
Range 5
Inch 1
Gain 0.05

Fig. 5.68 Crack propagation measured by ultra sonic method in N2-M nozzle of No. 1 model.

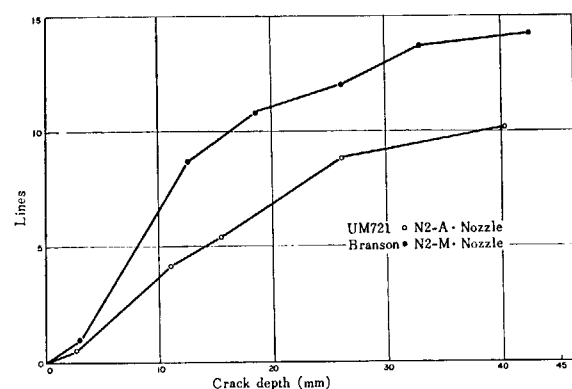


Fig. 5.69 Calibration curve of ultra sonic measurement.

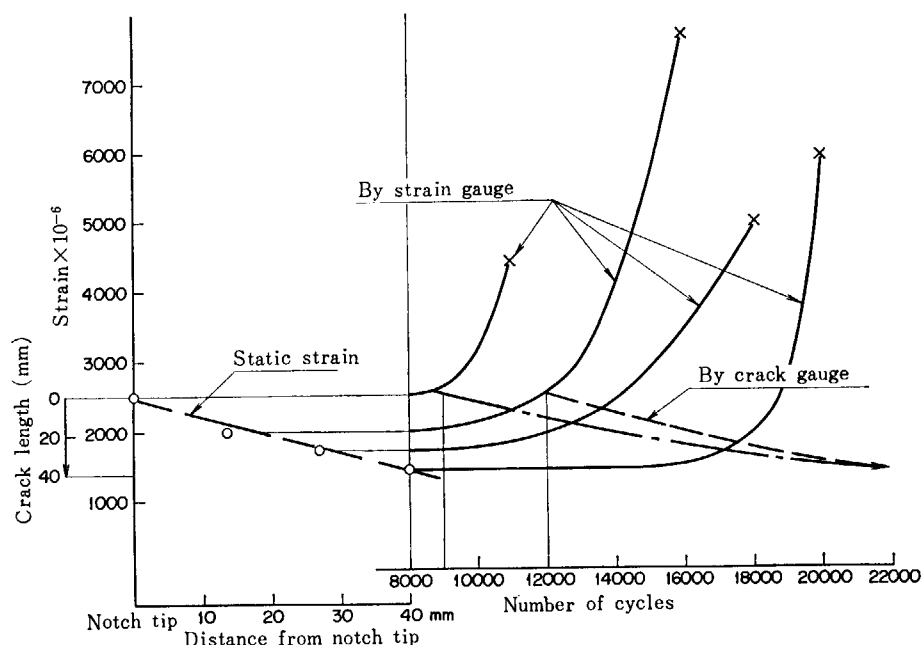


Fig. 5.70 Increase of strain near crack tip with crack propagation in No. 2 model.

コーナに放電加工により切欠きを入れながら、内圧疲労試験と同じ探触子を用いて校正曲線をとった結果を Fig. 5.69 に示す。この校正曲線からき裂の伝播を測定するのが可能であることがわかる。

(2) 第2号モデルについて

人工切欠きは N2-A ノズルのみにピーク応力部をよぎる軸方向に加工した。N2-M ノズルには切欠き加工を施していない。N2-A ノズルはフランジ側およびボトム側の2ヶ所に切欠きを有することになる。この切欠き先端よりシエル側にそって、き裂ゲージとひずみゲージを交互に貼付した。Fig. 5.70 は切欠きからのき裂の進展にともなうひずみ値の変化を示している。同図より、シエル側へそっての疲れき裂の伝播開始は9,000 サイクルと考えられた。

ひずみゲージと交互に貼付したき裂ゲージによる進展

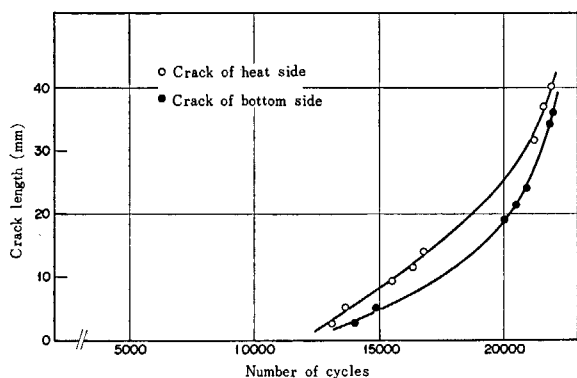


Fig. 5.71 Result of crack propagation measured by crack gauge.

計測結果は、Fig. 5.71 に示す。同図より、シエル側へのき裂の伝播開始は、フランジ側およびボトム側ともに12,000 サイクルである。

スメック・ゲージによる、ノズル内面より外面へのき裂の進展計測の結果を Fig. 5.72 に示す。同図より、クラッドから母材への内面より外面へのき裂の伝播開始はフランジ側で3,300 サイクルボトム側で5,000 サイクルである。

(3) 第3号モデルについて

Fig. 5.73 にスメックゲージによる人工切欠きからの深さ方向のき裂の伝播過程を、それぞれのモデルについての比較して示す。まず、人工切欠きからのき裂の発生点を拡大してみると、クラッド部における切欠きからのき裂は第2、3号モデルとも1,000 または1,500 サイクルで発生しているが、母材への進展はこの繰返し数から数1,000 サイクルおくらせている。これらの詳細については TABLE 5.14 に示す。

この結果よりクラッド部でのき裂の進展はおそく、ボンド部より母材への進展過程で進展が停留することを示している。この原因として、一つはクラッド施工後の熱処理によって、母材境界部に脱炭層ができ、この部分がき裂の進展を停留せしめていると考えられる。さらに、クラッドと母材の熱膨張係数が大きく異なるためにこの境界部に残留応力が発生して、き裂の伝播を阻止する応力場となっていることも考えられる。

母材へき裂が進展してからのき裂の伝播は、第1および2号モデルではほぼ直線的に変化し、第3号モデルでは指数関数的な変化をしている。このように第1、2号

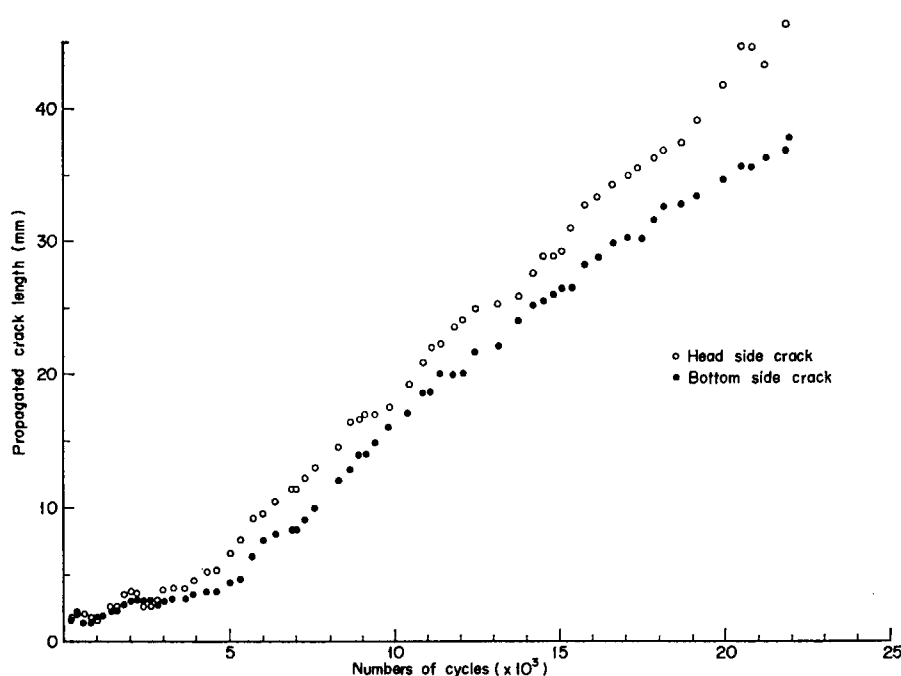


Fig. 5.72 Result of crack propagation measurement by means of Smeck gauge.

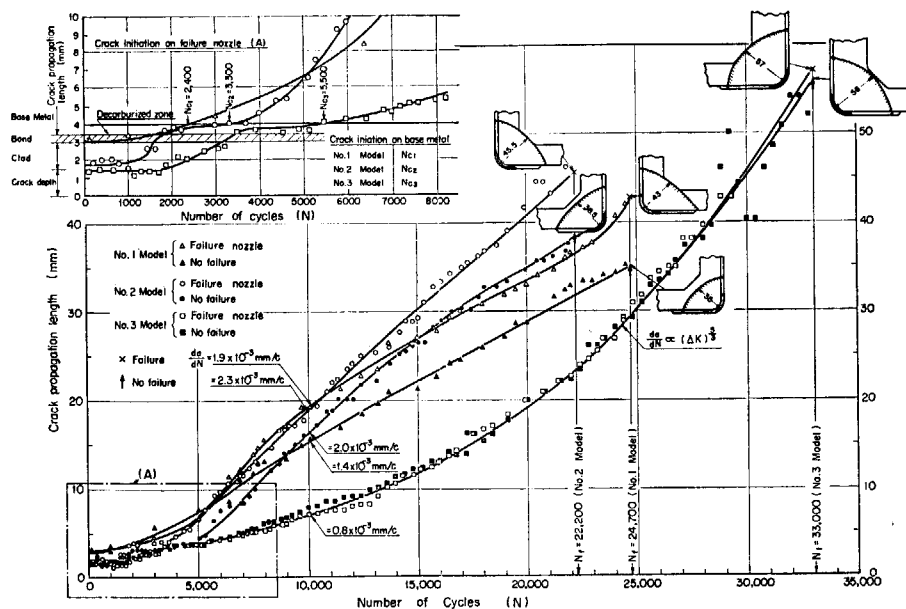


Fig. 5.73 Crack initiation and propagation measured with a Smeck gauge for nozzle of JPDR pressure vessel models.

TABLE 5.14 Experimental results of crack initiation and propagation for pressure vessel models

P. V. model	No. 1		No. 2		No. 3	
	Failure nozzle	No failure	Failure nozzle	No failure	Failure nozzle	No failure
No. of cycles to crack initiation at machined notch root, Ni	—*	—*	1,000	1,000	1,500	1,500
No. of cycles to crack propagation into the base metal, Nc	2,400	2,000		4,800	5,500	3,500
Nc—Ni	—	—	2,300	3,800	3,500	3,500
No. of cycles to failure, Nf	24,700	—	22,200	—	33,000	—
Nf—Nc	22,300	—	18,900	—	27,500	—
Crack propagation rate at $N=10^4$ cycles (mm/c)	1.9×10^{-3}	1.4×10^{-3}	2.3×10^{-3}	2.0×10^{-3}	0.8×10^{-3}	

* Machined notches were cut to cladding-base metal boundary.

モデルと3号モデルでき裂の伝播様相が異なるのは、まずノズルと胴体の直径比および板厚比などの形状がそれぞれ異なることに起因すると考えられる。一般的にき裂の発生および伝播は、このような形状的影響のほかにその位置に生じている応力勾配によって様相が異なるので、それぞれのモデルについてノズルコーナに人工切欠き加工前に測定した応力分布から板厚方向（ノズルき裂深さ方向）の応力勾配を求めると、TABLE 5.15 に示すように第1、2号モデルでは、第3号モデルの約2倍の勾配となっている。したがって、母材におけるき裂の伝播の様相が両者によって異なるのは応力勾配（曲げ応力成分）の相違に関連して大きく影響していると推定できる。Fig. 5.73 から $N=10^4$ における伝播速度を求めると、同図および TABLE 5.14 に示したような値が得

TABLE 5.15 Factors influencing crack initiation and propagation

P. V. model	No. 1	No. 2	No. 3
Factors			
Nozzle corner radius (mm)	10	10	15
Stress concentration factor in nozzle corner	2.78	2.74	2.35
Stress concentration factor in machined notch root	8 to 9	6 to 7	8 to 9
Diameter ratio (d/D)	0.135	0.135	0.133
Thickness ratio (t/T)	1.02	1.02	1.38
Stress gradient ($\text{kg/mm}^2/\text{mm}$)	1.15	1.25	0.69

d : Nozzle diameter, D : Vessel diameter,
 t : Nozzle thickness, T : Vessel thickness

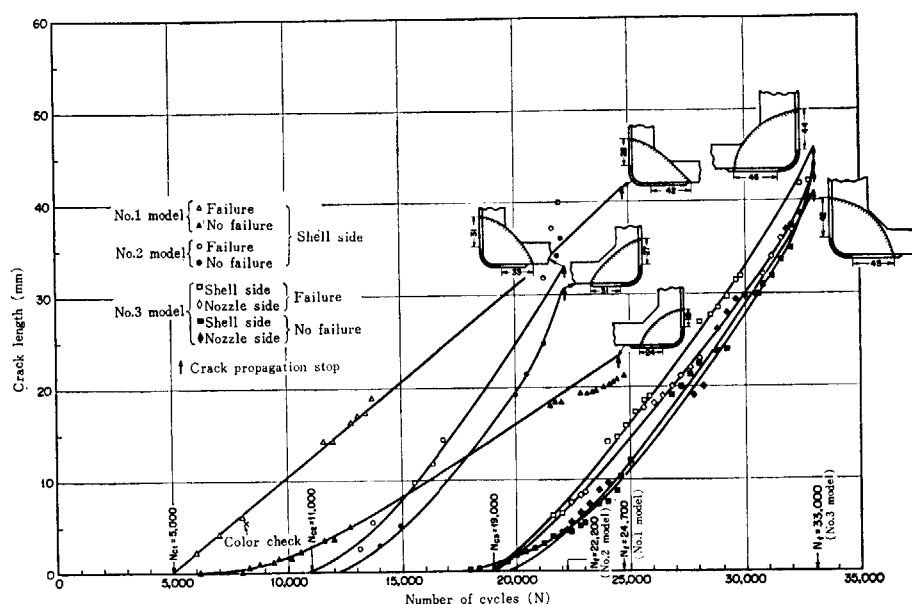


Fig. 5.74 Surface crack propagation measured by crack gauge.

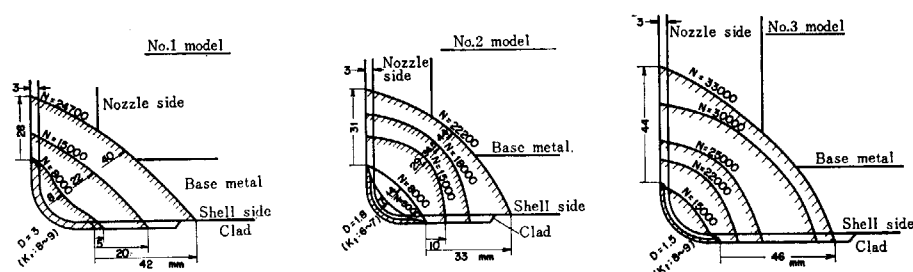


Fig. 5.75 Crack propagation pattern of leaked nozzle.

られる。

Fig. 5.74 はノズルおよび胴体の内表面におけるき裂の伝播長さをき裂ゲージを用いて測定した結果である。第1および第2号モデルでは、ひずみゲージとき裂ゲージを交互に貼付したために破断後の実測値と異なっているが、第3号モデルではき裂ゲージを連続して貼付したことで、実験精度の向上によって実測値とほぼ一致する

結果が得られた。同図から明らかなように、いずれの場合もほぼ直線的に変化していることがわかる。

Fig. 5.75 にスメックゲージおよびき裂ゲージの測定結果から3つのモデルについて人工切欠きからき裂が伝播している様相を図示した。いずれの場合もほぼ同心円状に伝播していくことが明らかに示されている。

6. 構造安全性についての評価^{(39)~(50)}

6.1 第1号モデル

(1) 試験内圧は 120 kg/cm^2 であった。この内圧を選んだ理由は、原子力委員会原子炉安全審査専門委員会が、運転時の熱応力サイクルおよび腐食疲れ効果を重畳させて選んだものである。しかしながら压力容器の設計的観点からすれば、ノズルコーナのピーク周応力が約 51 kg/mm^2 は、A 533 鋼における ASME Code Sec. III 許容一般膜応力 $S_m = 18.7 \text{ kg/mm}^2$ の3倍、 $3S_m = 57.1 \text{ kg/mm}^2$ に比較的近い値として、この応力値を考慮すれば、元来、JPDR 压力容器が ASME Code Sec. VIII によった設計であるとしても、試験内圧を増大せしめたことによって Sec. III の疲れ設計の問題点を検討したことにもなっている。JPDR のノズル内面の運転圧力 (65 kg/cm^2) によるピーク応力振幅は約 16 kg/mm^2 であるが、この応力値における疲れ破壊の可能性はほとんどなく、ASME コード、Sec. VIII の設計がいかに大きなぜい肉を有するかを明らかに示している。試験内圧 120 kg/cm^2 におけるノズル内面ピーク応力振幅は約 26 kg/mm^2 である。

(2) クラッド材の低サイクル疲れ試験では0↔引張りひずみ制御試験の結果が、容器の破断曲線と比較的よく一致している。このことは、ノズル・コーナのひずみ挙動が理想的な引張り↔圧縮ひずみ制御挙動より、むしろ0↔引張りひずみ制御挙動に類似しているためと思われる。このため、本試験では容器の破断曲線は0↔引張りひずみ制御試験破断曲線とほぼ一致すると仮定した。一方、容器のき裂発生は ASME コード、Sec. III の設計疲れ曲線によく一致する。これは偶然の一致であるが、著者の切欠きつきクラッド試験片データ（破断）の結果はさらに、それに対して非安全側に出ている。しかし、このデータと設計疲れ曲線と大きな差はない。このため、本モデル器の疲れ試験結果は、き裂発生においてきわめてきびしい切欠き試験片による疲れ破断データまたは設計疲れ曲線と0↔引張りひずみ制御試験片破断データの間挙動を示すであろうと想定した。このようにして、人工切欠きを有しない場合、試験圧力 120 kg/cm^2 における試験結果はき裂発生が約 10^4 サイクル、破断が約 10^5 サイクル程度と仮定した。

(3) ノズル・コーナに加工した人工切欠きの応力集中率は計算によりほぼ8~9となった。このような人工切欠きは自然き裂とほぼ同等とみなしうる疲れ減少を示す人工切欠きと評価できる。このためこの人工切欠きは

十分、クラッドのヘア・クラックを代表していると考えてよいであろう。

(4) Aノズルの人工切欠きよりのき裂の発生は、ひずみゲージ、スメック・ゲージおよびき裂ゲージの3種の計測法を用いた。径方向のき裂の発生についてスメック・ゲージでは2,400サイクルであることを確認した。スメック・ゲージの感度のよいことは実証されているので十分信頼に値するデータである。き裂ゲージでは5,000サイクルにおいてき裂の発生を確認できた。これは、き裂の進展が、シエル側にそった方向では応力値（約 24 kg/mm^2 、応力振幅：約 12 kg/mm^2 ）が低いのでき裂の発生がおくれることから妥当である。ノズル側においてはき裂ゲージの貼付が不可能であったため、ひずみゲージを貼付し、そのひずみ変化量からノズル側のき裂の発生は2,000~5,000サイクルの間にあることが明らかになった。しかしながら8,000サイクルにおける蛍光探傷ではき裂の発生は観察されていない。

Mノズルのき裂の発生は、曲半径方向について、スメック・ゲージでは3,000サイクル、き裂ゲージでは6,000サイクルであった。

(5) ノズルの破断はAノズルで生じた。破断繰返し数は24,711サイクルであった。Mノズルにおいても、き裂は発生、伝播し、曲半径方向と約30mm進展していたので、本試験結果は十分再現性のあるものと考えられる。ノズル破断面を Fig. 6.1 に示す。

(6) Aノズルの破断に至るまでの過程において、き裂の発生より破断までのき裂の伝播速度はほぼ定速で、曲半径方向に約 $1.9 \times 10^{-3} \text{ mm/サイクル}$ 、シエル軸方向に、約 $2.0 \times 10^{-3} \text{ mm/サイクル}$ の速度と考えられる。このことは、き裂の伝播が、幾何的同心円状であるとしてよい。

(7) 破断については圧力媒体油が霧状に噴出した状態をもって破断と断定したが、局部破断までには、さらに多くの繰返し試験が必要である。すなわち、圧力媒体に加圧力がなくなる時点までには、さらに多くの繰返し数が必要である。一方、ひずみゲージによる測定結果より、局部崩壊繰返し数は、約18,000サイクルと考えられる。

(8) 切欠き先端の応力値の評価は困難であるが(2)の仮定をもとにして、試験の結果より、切欠きを有するノズルの応力振幅は約 40 kg/mm^2 と推定できる。すなわち、 10^4 サイクルにおける切欠きによる応力による疲れ減少係数は約1.5である。これは、試験片疲れ試験による疲れ減少係数2.4より小さい。

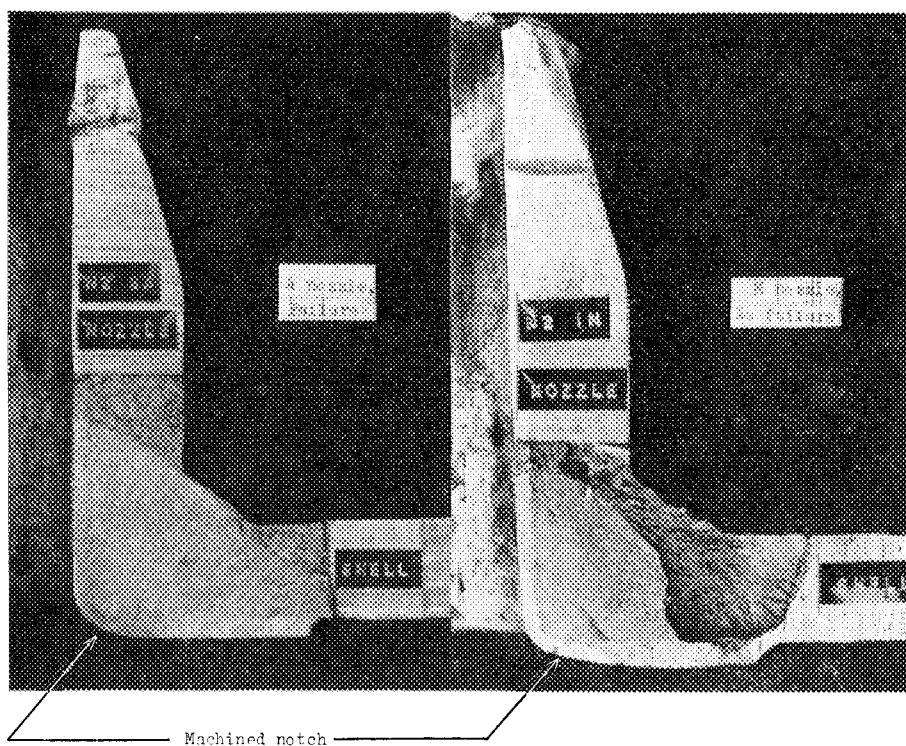


Fig. 6.1 Nozzle failure section of No. 1 model.

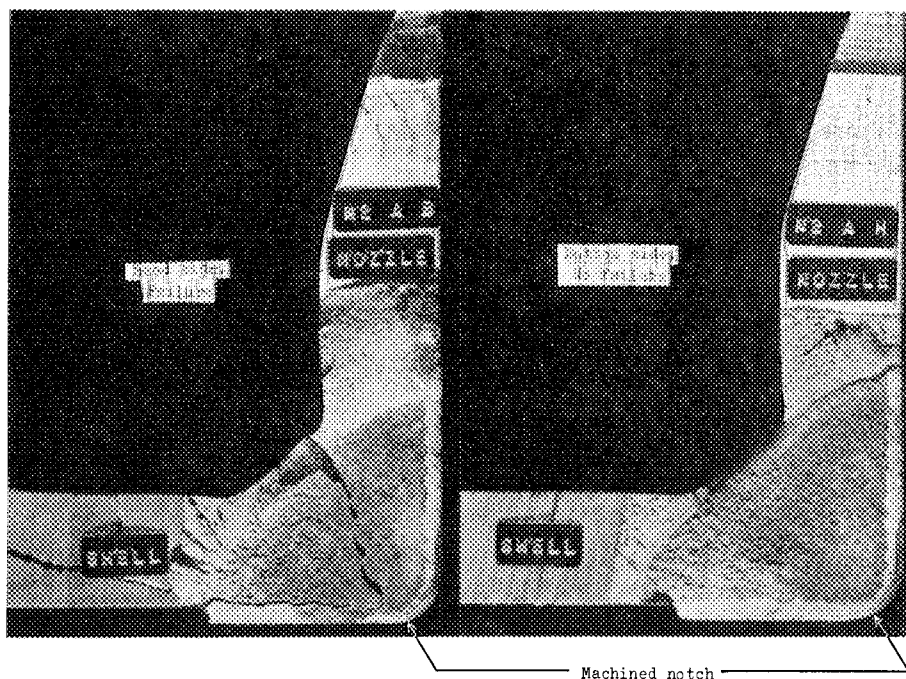


Fig. 6.2 Nozzle failure section of No. 2 model.

(9) 以上の JPDR 压力容器モデル No. 1 の結果から、JPDR 压力容器の疲れ寿命について次のように判断することができる。

破断寿命については、ファクタ 20 の安全係数をとっても約 1,000 サイクルの寿命は十分保証できる。破断形式は、いわゆる瞬間破断は全く考えられず、き裂の発生より、伝播、破断まで、遅い速度の進展を示し、定期検

査で十分予知し得るであろう。

6.2 第2号モデル（第1号モデル試験結果との比較）

(1) 試験内圧は 150 kg/cm^2 であり、第1号モデルの場合の 120 kg/cm^2 に比べて 25% 増である。ノズル・

コーナのピーク周応力は約 62 kg/mm^2 (第1号モデルの21.6%増)で、部材の耐力 47.2 kg/mm^2 の1.3倍(規格耐力 35 kg/mm^2 の1.8倍)である。試験内圧 150 kg/mm^2 においてノズル内面の応力振幅は約 31 kg/mm^2 である。

(2) ノズル・コーナに切欠き加工を行なわない場合、疲れき裂の発生は7,000サイクル、破断は90,000サイクルと仮定した。

(3) ノズル・コーナに加工した人工切欠きの応力集中率は計算により、ほぼ6~7となった。2号モデルに

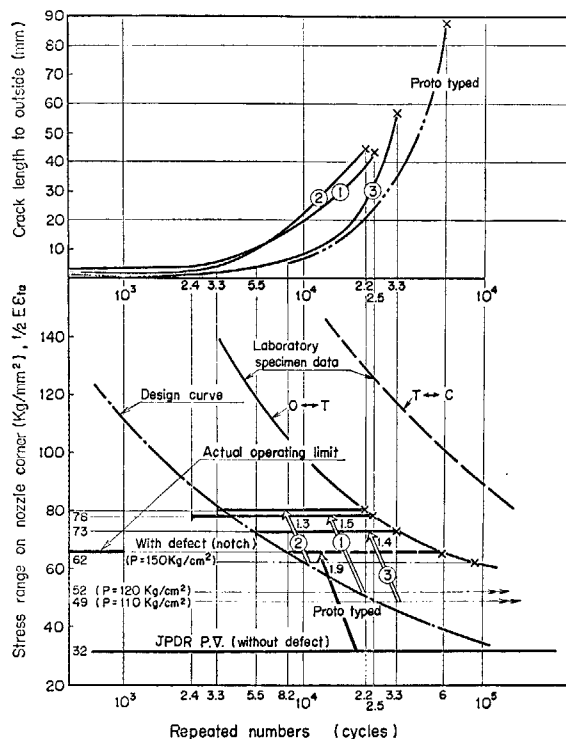


Fig. 6.3 Results of repeated pressure tests.

おいては、1号モデルのときと異なり、Aノズルにおいて、2ヶ所の高応力部にそれぞれ切欠きを加工し、Mノズルは切欠き加工を行っていない。これは、Aノズルにおいて、疲れき裂発生についての再現性を確認するためと、き裂伝播過程における、2切欠きの相互干渉効果をみることを目的としたものである。なお、MノズルについてはAノズル破断後、同ノズルを除去し、切欠きのない状態におけるノズル破断データを求めることを目的とした。

(4) Aノズル人工切欠きよりのき裂の発生は、ひずみゲージ、スメック・ゲージおよびき裂ゲージの3種で計測した。半径方向の疲れき裂の発生は、フランジ側切欠きが4,000サイクル、ボトム側切欠きが6,000サイクルであった。これは1号モデル(3,000サイクル)に比べておくれて発生したことになっている。これは人工切欠きの応力集中効果の差と考えられる。

き裂ゲージによるシエル方向への疲れき裂の発生はフランジおよびボトム側ともに12,000サイクルであった。これは1号モデル(5,000サイクル)に比べてかなり、おそい発生である。なお、ひずみゲージからはき裂発生は9,000サイクルと推定されている。

(5) ノズル破断はAノズルのボトム側で生じた破断面を Fig. 6.2 に示す。破断繰返し数は22,241サイクルであった。ボトム側切欠きからも疲れき裂に伝播し、半径方向に約36mm進展していたので、本試験結果は十分再現性があるものと考えられる。き裂の伝播は、シエル軸方向への進展が若干おくれてはいたが、ほぼ同心円状に進展している。

(6) き裂の発生は1号モデルよりおくれたが、破断繰返し数は約2,500サイクルだけはやかった。これは疲れき裂発生後は、試験内圧 150 kg/cm^2 であるため、

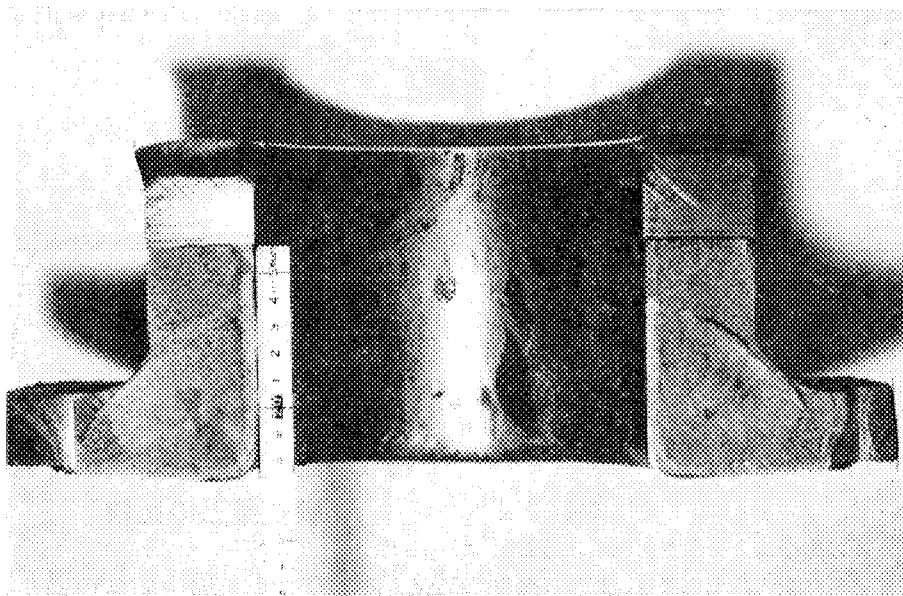


Fig. 6.4 Nozzle failure section of No. 3 model.

伝播応力場が1号モデルの場合より大きかったことに起因すると考えられる。き裂伝播速度は $2.3 \times 10^{-3} \text{mm/サイクル}$ で、1号モデルの場合 ($1.9 \times 10^{-3} \text{mm/サイクル}$) の21%増となっている。

(7) 切欠きによる疲れ減少効果は1.3と求められ、1号モデルの場合(1.5)より若干低い。

以上の2号モデル試験結果は、1号モデル試験結果と矛盾を生じていない。

6.3 第3号モデル(第1, 2号モデル試験結果との比較)

Fig. 6.3 は S-N 線図で、小型試験片と圧力容器による構造物との試験結果を比較したものである。たて軸は圧力容器の場合、ノズルコーナの最大周応力の1/2すなわち応力振幅をとってあるが、ノズルコーナに切欠きのあるときは切欠き底の応力レベルを求めることは困難である。同図に示した試験片振りデータの実線は、金材研・原研共同研究で行なった圧力容器モデルの母材と同一材料で製作した平滑小型試験片による片振りの定ひずみ低サイクル疲労試験の結果である。一方、同図の切欠き試験片片振りデータは同一母材にクラッドした部分に応力集中係数 $K_t=10$ の切欠きをつけて同様の試験を行なったときの結果である。また、同図には $\text{—} \times$ の記号で、アメリカの South West Research Institute および神戸製鋼所等で圧力容器を用いて行なった内圧繰返し試験の結果も示してある。Fig. 6.3 から、これらの圧力容器の破断繰返し数は平滑小型試験片(片振り)による試験結果とほぼ一致し、一方き裂の発生点は切欠き小型試験片による破断繰返し数または ASME の Sec. III の設計曲線にほぼ一致していることがわかる。

以上のことからかなり大まかな仮定として今まで行なった3個のモデルについてもこれらの圧力容器による試験結果と同様であると考えて整理すると、同図に示すよう切欠きのある場合には切欠きのない場合の応力レベルのそれぞれ1.5, 1.3 および1.3 倍の応力レベルにあるとはほぼ推定し、それぞれがモデル構造試験における疲れ減少係数, K_f と考えられる。

Fig. 6.4 は第3号モデルのノズルの破断面を示す。

第1, 2号モデル(1/3スケール)と第3号モデルの試験結果を総括すると次のような結論が得られる。

(1) 静的内圧試験結果について

ノズル内面コーナに生ずる最大周方向応力については、実用ノズル形状の範囲においては、シェル部周方向応力に対して応力集中率は2.3~2.8であって、ノズル形状に無関係であることが明らかになった。

また、ノズル内外面の板厚方向の周方向応力勾配については、ASME, Sec. VIII 設計のノズルでは大きい勾配を示し、Sec. III 設計ノズルは比較的小さい勾配で、前

者のノズルの方が曲げ応力成分が大きいと推定される。

静的応力分布については、計算値と実験値を比較すると、計算値は実験値より若干高くなっているが、ほぼ一致している。

(2) 切欠きからのき裂発生について

第1号モデルは切欠きをクラッド境界まで加工したため、切欠きよりのき裂発生は母材へ直接伝播することになった。第2, 3号モデルではクラッド部の1/2厚さまで切欠き加工を行なったが、切欠きからクラッド部へのき裂発生繰返し数 N_i は第2号モデル:1,000 サイクル、第3号モデル:1,500 サイクルであった。母材に対するき裂発生繰返し数 N_e は、第1号モデル:2,000~2,400 サイクル、第2号モデル:3,300~4,800 サイクル、第3号モデル:5,000 サイクルであった。

(3) き裂伝播について

クラッド部におけるき裂伝播速度は小さい。これはステンレス鋼の疲れ抵抗が比較的大きいことによるものであって、金材研・原研共同研究データ(JAERI-memo 3490)とも一致する。クラッド境界の母材側脱炭部では、き裂伝播抵抗が大きいため伝播の停留を生じている。母材への伝播については(2)において述べたようなき裂発生繰返し数 N_e で発生する。10,000 サイクル時におけるき裂伝播速度は、第1号モデル: $1.4 \sim 1.9 \times 10^{-3} \text{mm/c}$ 第2号モデル: $2.0 \sim 2.3 \times 10^{-3} \text{mm/c}$ で、それぞれ直線型伝播、第3号モデル: $0.8 \times 10^{-3} \text{mm/c}$ で指数関数型伝播であった。同モデルは胴部周方向応力振幅の5/3(1.7)乗に比例したき裂伝播形式である。これらの構造モデルの伝播速度は、いずれにしても試験片データにおける伝播形式とは大きな差異がある。すなわち、き裂伝播速度はき裂発生点と破断点を比較してもそれほど著しい増加を示さない。これは、き裂進展周辺の応力場(ひずみ場)が、破断に至るまで大きな変化を示さないことを示すものである。き裂の進展に寄与する応力場ではひずみ制御型でき裂先端より少し離れた部分では荷重制御型であると考えられる。

ノズル部に発生する応力場は、複雑であり、シェルとノズルの直径比は、板厚比などによって変化すると考えられるので、一概に断定はできないが、き裂の伝播様式はノズル内面より外面にわたるき裂伝播方向応力勾配(曲げ成分)に依存していると考えられる。

(4) 破断について

破断繰返し数 N_f は第1号モデル:24,700 サイクル、第2号モデル:22,200 サイクル、第3号モデル:33,000 サイクルであった。破断繰返し数 N_f は、ほぼノズルコーナの応力振幅($1/2 E \epsilon_i$)に逆比例している。しかし、伝播過程を考慮すれば、スケール効果を加味して、試験圧力 110 kg/cm^2 における実機では、第1号モデルの約3倍、第3号モデルの約2倍の破断繰返し数となり、約60,000 サイクルと推定される。

(5) 実機圧力容器との対応

圧力 110 kg/cm^2 における実機の試験を想定すると、クラッド境界までに到達していると想定したき裂が母材へ進展するための発生繰返し数 N_0 は 2,000 サイクル以上と考えられる。また、き裂の伝播速度は緩慢で、10,000 サイクル時で $1 \times 10^{-3} \text{ mm/c}$ 以下となるであろう。さらに破断繰返し数 N_f は 60,000 サイクルを下ま

わることはない。

実機の運転条件は、運転圧力 65 kg/cm^2 で評価することになっている。このため、モデルの試験圧 110 kg/cm^2 を運転圧力に換算して評価する必要がある。

しかしながら、水中における疲れにおけるき裂の伝播、熱応力効果など未確認要因は考慮していない。

7. 結 言

本試験研究を実施するに当たって JPDR 圧力容器上蓋の内面クラッド部に発生したヘア・クラックの発生原因を明らかにするために、まず肉盛り溶接したクラッド部、ボンド部および母材部の性能に及ぼす溶接後熱処理の影響を検討するため、引張り試験、シャルピ衝撃試験および曲げ試験を実施した。これらの試験結果から母材およびクラッド部の引張り性質に及ぼす溶接後熱処理の影響は少ないが、ボンド部の延性およびクラッド部のじん性の低下が明らかとなった。なお、これらの原因を明らかにするため、光学および電子顕微鏡による組織観察を行なった結果、ボンド部においては、溶接後熱処理を施すことにより、母材からクラッド側へ炭素が移動し、母材側で脱炭層、クラッド側で滲炭層が認められた。

これらのステンレス鋼肉盛り溶接部の機械的性質に関する試験および金属組織の観察により、同圧力容器上蓋に発生したヘアクラックの発生原因を明らかにすることができた。

構造物の構造安全性を論ずるためには、形状が複雑であり、多軸応力が作用し、さらに切欠きが存在するような場合には、試験片試験のみをもって、寿命評価をすることはなかなか困難であって、構造モデル試験を実施して、一層、適確な評価が必要である。

試験片試験によっては、単純荷重条件によって、材料の特性を求めることはでき、かつ多数のデータを比較して容易に解析できるので、構造設計を進めるための基礎データとすることが一般に行なわれている。すなわち、構造物の重要度に応じた破壊確率をもとに安全率を合理的に決定して、設計手法に許容応力として組込むことは妥当である。このように、試験片試験データは使用条件に応じて、保守的に設計コードに組込まれて構造設計に応用される。

しかしながら、構造物の安全性確保するための寿命評価については、単純荷重条件の試験片試験データによってのみ評価するときは往々にして過度に寿命を小さく見積るあやまちをおかすことがある。試験片試験により、構造物に負荷される荷重を解析してプログラムを組むなど、試験方法を一段と精密化しなければならないであろう。ここに構造物に対して、小型試験片により、構造安全評価をする場合の限界がある。

JPDR 圧力容器の構造安全性の評価についても、容器内面に施工したクラッドに生じたヘア・クラックを過大に評価すれば、疲れによる破壊に対して十分な安全の保証はないと考えられた。すなわち、従来の試験データによれば、切欠きの疲れ強さ減少効果は、形状係数のい

かんにより、きわめて大きいことが通説となっている。すなわち、試験片表面の仕上げ精度いかにによってすら疲れ強さの減少を生ずるということが確認されている。著者らの行なったクラッド材の切欠き試験片の低サイクル疲れ試験では、圧力容器の大型ノズル内面コーナーのピーク応力部は典型的な低サイクル疲れ挙動を示すことをパターンとしてとったものである。このため、一般に行なわれている引張り—圧縮 ($R = -1$) 型ひずみ制御型低サイクル疲れ試験を排して、0—引張り型 ($R = 0$) ひずみ制御型低サイクル疲れ試験を行なった。このことは、ノズル・コーナーにおいては、ある平均ひずみをもった、0—引張り型ひずみサイクル挙動をしていると想定したためである。実際、著者が圧力容器モデル観察したひずみ挙動は0—引張り型に近い挙動を示している。

著者らの実施した試験片による低サイクル疲れ試験では、クラッド材の平滑材ではステンレス鋼の疲れ強さが高いため、母材と同等かあるいは高い疲れ強さを示した。さらに切欠き材の試験では $K_t = 10$ の切欠き形状の試験片と自然き裂試験片は全く同等の疲れ強さを示したので、自然き裂材であっても $K_t = 10$ の人工切欠き材以下には疲れ強さは減少しないとの結論を得た。また、この場合の疲れ強さ減少係数 K_f は、 $R = 0$ 平滑材試験片の疲れ強さをもととして、10,000 サイクル破断時で 2.4 であることを明らかにした。このことは、一般に、切欠き材の応力集中率と同等の疲れ減少率を示すとすると、従来の実験結果は破断サイクルが 1,000 サイクル以下の低サイクル疲れにおいて実証されているものであって、大型構造物のように低い応力レベルで構造設計される場合は、切欠きがあっても、その疲れ減少効果は小さいことを明らかにしたものである。しかしながら、その効果が 2.4 程度であることは、従来、 $R = -1$ 低サイクル疲れ S-N 曲線をもとにしてファクタ 2 の応力レベルで設計曲線を求める設計思想では必ずしも、切欠きを有する構造では安全性を確保できないことになる。

構造モデルの試験結果においては、試験材と同様な応力水準における疲れ減少率を求めて、ほぼ 1.5 であることを確認した。これは試験材の疲れ減少率 2.4 よりさらに小さい値である。圧力容器ノズル・コーナーの切欠き効果は構造に対して $1/1.5$ の疲れ強さを減少せしめることを示した。実際において、ノズル・コーナーに加工した切欠きは実際に想定し得るもっとも大きな欠陥と評価できるので、構造物は切欠きによって、疲れ減少率 1.5 以上になることはない結論できる。

このような構造モデルの疲れ減少率を求めるにあた

り、第一の仮定として、著者らの $R=0$ 平滑材疲れ破断曲線は、構造モデルの疲れ破断をよく代表するものとした。これはきわめて大膽な仮定であって、必ずしも理論的根拠が確実であるとはいいがたいが、前述のような、ノズル・コーナーのひずみ挙動、試験片の材厚、ゲージ長 50mm のひずみ制御方式などは、いわゆる $R=-1$ 平滑材疲れ試験結果に比べれば、はるかにノズル・コーナーひずみ挙動とき裂伝播は構造物試験結果に近いものと考えられ、試験片の伝播速度も構造物のき裂伝播速度とはほぼ同等であることが実測されている。実験した構造モデルのき裂の発生繰返し数 N_0 と破断繰返し数 N_f は、よく他の構造物データと一致し、著者らのモデルは 1 個につき切欠き 2 個を加工して、しかも、ほぼ一致したき裂発生と破断挙動を示しているのもその再現性については十分であると考えられる。

き裂の伝播速度は、構造モデルでは試験片において得られる速度とほぼ同等であるが、応力場の影響はいちじるしく異っている。試験片データでは、一般に低合金鋼では、応力拡大係数^{注)}の 4 乗に比例する結果が得られている。しかしながら、構造モデルでは応力拡大係数にノズル・コーナーの応力場の大きさに比例するか、または、応力拡大係数をとってもせいぜい 1.7 乗に比例する結果が得られた。その理由は、構造物において、切欠きからのき裂の伝播過程は、応力場の変化が試験片におけるように、いちじるしく変動せず、グロスの応力場は乱されないこと、このため、き裂の進展力は試験片の先端

においても、伝播にともなって過大になることはないことによると結論できる。このようなき裂進展挙動はき裂進展速度を応力拡大係数をもとに評価する場合に、試験片試験結果と構造モデル試験結果を結ぶための努力が必要であることを示している。

このようにして、JPDR の圧力容器そのものの疲れ寿命評価はなかなか困難であるが、著者らの行なった試験片試験データより、疲れ寿命を評価することは保守的であって必ずしも適確でなかった。しかし、 $1/3$ または $1/2$ スケール構造モデルから実際の疲れ寿命を予想すると、疲れき裂の進展過程の測定結果から、運転条件においては 10^6 サイクルの寿命は保証できよう。このことは、ASME コード、Sec. VIII 設計の圧力容器は、きわめて保守的な設計であるため、全く低サイクル疲れによる破壊問題を取り上げる必要のないことを示すものである。Sec. III 設計において、はじめて薄肉構造となり、ようやく、き裂伝播速度が加速的になって、疲れ問題を論ずる必要があることを如実に示すものといえよう。

本研究では、環境疲れ効果を論じていないが、その効果を大きく取入れても、JPDR 圧力容器の疲れに対する構造安全性は十分実証したと考えている。

注) 応力拡大係数は Stress Intensity Factor のことを示し、切欠き（または欠陥）先端における応力分布の広がりを弾性理論から求めた工学量を表わす。

謝 辞

本研究の実施にあたっては次に示す方々のご助言とご協力を得たことここにしるして厚く感謝の意を表す次第である。

研究計画の立案について

東京大学工学部

同

当所

鶴戸口英善 教授

安藤 良夫 教授

川崎 正之 理事

研究実施について

当所企画室

同東海研究所安全工学部長

野沢 俊弥 室長

村主 進 部長

研究評価について

高知高等工業専門学校

東京大学工学部

中村 康治 校長

飯田 国広 教授

なお本研究は構造強度研究室のプロジェクトとして実施したもので室員の一致した協力が大きかったことを付記する。

また、本研究の細部にわたっては、数多くの研究所内外の関係者があり、それぞれの氏名を列挙できないが、ここにその貢献の大きかったことを識して謝意を表わす次第である。

参 考 文 献

- 1) KAWASAKI M., FUJIMURA T., SUZUKI, M., NAMATAME H., KAWASAKI M.: "Evaluation of the Embrittlement of Pressure Vessel Steels Irradiated in JPDR," ASTM STP 484 (1971)
- 2) 藤村, 古平, 生田目, 鈴木: "JPDR 圧力容器の照射ぜい化についての安全性評価", JAERI 1202 (1971)
- 3) 古平, 生田目: 圧力容器製造におけるステンレス鋼肉盛溶接の研究 (第1報) —肉盛溶接部の性能に及ぼす溶接後熱処理の影響—溶接学会誌, 第41巻, 第7号, 7月 (1972), p 827-836.
- 4) KONDO T., NAKAJIMA H. and NAGASAKI R.: "Metallographic Investigation on the Cladding Failure in the Pressure Vessel of a BWR", Nuclear Engineering and Design, Vol. 16 (1971), No. 3, 205-222.
- 5) 日本溶接協会原子力研究委員会 SCS 小委員会, "原子炉用ステンレス鋼肉盛りクラッドの欠陥防止に関する研究 (昭和43年度原子力平和利用委託研究)".
- 6) DELONG W.T., OSTROM G.A. and SZUMACHOWSKI E.R.: "Measurement and Calculation of Ferrite in Stainless Steel Weld Metals", W.J., Vol. 35 (1956), No. 11, 521s-528s.
- 7) 日本溶接協会原子力研究委員会 FI 小委員会, "原子炉圧力容器の製造履歴によるぜい化ならびにノズル取付部の放射線検査に関する試験研究 (昭和40年度原子力平和利用委託研究)"
- 8) EBERT K.A.: "Beeinflussung der Schweißsicherheit bei Austenitischen Chrom-Nickel-Stählen durch den Ferritgehalt", Schw. u. Schn., 20 (1968), 2, 64-71.
- 9) HULL F.C.: "Effect of Delta Ferrite on the Hot Cracking of Stainless Steel", W.J., Vol. 46 (1967), No. 9, 399s-409s.
- 10) FREDRIKS H. and VAN DER TOORN L.J.: "Hot Cracking in Austenitic Stainless Steel Weld Deposits", British W.J. Vol. 15 (1968), No. 4, 178-182.
- 11) 三好, 仲西: "厚板ステンレス鋼板のサブマージ・アーク溶接の際に発生する高温割れに関する一考察", 富士技報, Vol. 42 (1969), No. 3, 1-7.
- 12) POOLE L.K.: "Sigma-Un Wanted Constituent in Stainless Weld Metal", Metal Progress, Vol. 61 (1954), No. 6, 108-112.
- 13) MALONE M.O.: "Sigma and 885°F Embrittlement of Chromium-Nickel Stainless Steel", W.J., Vol. 46 (1967), No. 6, 241s-245s.
- 14) CREAMER E.L., ROZALSKY I. and LEONARD R.W.: "Embrittlement of Type 347 Stainless Steel Weldments by Sigma Phase", W.J., Vol. 48 (1969), No. 6, 239s-244s.
- 15) GOW J.T. and HARDER O.E.: "Balancing the Composition of Cast 25% Chromium-12% Nickel Type Alloys", Trans. ASME., Vol. 30 (1942), 855-919.
- 16) CARPENTER O.R. JESSEN N.C., OBERG J.L. and WYLIE R.D.: "Some Considerations in the Joining of Dissimilar Metals for High-Temperature, High-Pressure Service", Proc. ASTM., Vol. 50 (1950), 809-857.
- 17) "Welding Dissimilar Metals", Metal Construction and British W.J., Vol. 1 (1969), 12s, Proceedings of the Conference, 14-16, May 1969.
- 18) CHRISTOFFEL R.J. and CURRAN R.M.: "Carbon Migration in Welded Joints at Elevated Temperature", W.J., Vol. 35 (1956), No. 9, 457s-468s.
- 19) 古平, 仲西, 石田: 圧力容器製造におけるステンレス鋼肉盛り溶接の研究 (第2報) —溶接後熱処理による肉盛り溶接部の性能劣化要因について—溶接学会誌, 第41巻, 第12号, 12 (1972), p. 1402-1409.
- 20) POOLE L.K.: "Sigma-Unwanted Constituent in Stainless Weld Metal", Metal Progress, Vol. 61 (1954), No. 6, 108-112.
- 21) MALONE M.O.: "Sigma and 885°F Embrittlement of Chromium-Nickel Stainless Steel", Weld. J., Vol. 46 (1967), No. 6, 241s-245s.
- 22) CREAMER E.L., ROZALSKY I. and LEONARD R.W. "Embrittlement of Type 347 Stainless Steel Weldments by Sigma Phase", Weld. J., Vol. 48 (1969), No. 6, 239s-244s.
- 23) ALBRITTON O.W. and KADRECEK P.E.: "Microstructural Variations in Welded Austenitic Steel Caused by Heating at 1350°F", Weld. J., Vol. 47 (1968), No. 2, 73s-81s.
- 24) 稲垣, 中村, 頼娃: "オーステナイト系ステンレス鋼肉盛り溶接金属の後熱処理に関する冶金的考察", 溶接学会誌, Vol. 40 (1971), No. 6, 563-572.
- 25) CARPENTER O.R. JESSEN N.C. OBERG J.L. and WYLIE R.D.: "Some Considerations in the Joining of Dissimilar Metals for High-Temperature, High-Pressure Service", Proc. ASTM., Vol. 50 (1950), 809-857.
- 26) "Welding Dissimilar Metals", Metal Construction and British Weld. J., Vol. 1 (1969), No. 12s, Proceeding of the Conference, 14-16, May 1969.
- 27) CHRISTOFFEL R.I. and CURRAN R.M.: "Carbon Migration in Welded Joints at Elevated Temperature", Weld. J., Vol. 35 (1956), No. 9, 457s-468s.
- 28) 金材研, 原研共同研究報告書 (昭和42, 43年度) JPDR 圧力容器のクラッドき裂の進展性に関する試験研究, JAERI-memo, 3490, 2月 (1969), 75 p.

- 29) 飯田：圧力容器の低サイクル疲労強度，溶接学会誌，第37巻，第5号（1968），p. 480-493.
- 30) 飯田：歪制御低サイクル疲労，溶接学会誌，第37巻，第6号（1968），p. 542-558.
- 31) 日本溶接協会，原子力研究会 FBW 小委（昭和44年度動燃事業団委託研究）：高速炉構造用ステンレス鋼の溶接施工に関する研究（I），8月（1971），225. p.
- 32) 大路：多軸応力下の低サイクル疲労，材料，第16巻，第163号，4月（1967），p. 213-227.
- 33) PARIS P.C.，: ASME Paper, No. 62, Met-3 (1962).
- 34) CROOKER T.W. and LANGE E.A.: "Low Cycle Fatigue Crack Propagation in A 201 B, A 302 B and A 517 F Pressure Vessel Steel", Welding Research Supplement, July (1967), p. 322-s-328-s.
- 35) 北川：疲れき裂への破壊力学の適用，機械学会誌，第75巻，第642号，7月（1972），p. 1068-1080.
- 36) 亀岡，佐藤(栄)，安，佐藤(裕)：原子炉圧力容器ノズル取付部の高応力疲労に関する研究，高圧力，Vol. 5, No. 5 (1967)，p. 1093-1101.
- 37) 機械学会（昭和40年度原子力平和利用委託研究報告書）：原子炉圧力容器のノズル取付部およびスカート取付部の構造強度とその材料の高応力疲労に関する試験研究，6月（1968），p. 171.
- 38) FUJIMURA T., MIYAZONO S., UEDA S. et al.: "Characteristics of Crack Propagation in Overlaid Nozzles of a Nuclear Reactor," Proc. of 1st. Int. Conf. on Pressure Vessel Tech., Delft, The Netherlands, Sept. 20-Oct. 2 (1969), p. 1213.
- 39) FUJIMURA T., MIYAZONO S., KODAIRA T. and SHIBATA K.: "Integrity Assessment of Structural Models of a Reactor Vessel with Notched Nozzles Under Cyclic Pressure Loading", Proc. 2nd. Int. Conf. on Pressure Vessel Tech., San Antonio, Texas U.S.A., Oct. 1-4, (1973).
- 40) NARDUZZI E.D. and WELTER G.: "High-Pressure Vessels Subjected to Static and Dynamic Loading," Welding Research Supplement, May (1954), p. 320-s-238-s.
- 41) DUBUC J. and WELTER G.: "Investigation of Static and Fatigue Resistance of Model Pressure Vessels," Welding Research Supplement, July(1956), p. 329-s-337-s.
- 42) WELTER D. and DUBUC J.: "Fatigue Resistance of Simulated Nozzles in Model Pressure Vessels of T-1 Steel," Welding Research Supplement, August(1962), p. 368-s-274-s.
- 43) PICKETT A.G. and GRIGORY S.C.: "Studies of the Fatigue Strength of Pressure Vessels-Part-1, Cyclic Pressure Tests of Full Size Pressure Vessels," SWRI Project No. 03-1274, Sept. (1966).
- 44) PICKETT A.G. and GRIGORY S.C.: Part-11, Prediction of the Low Cycle Fatigue Life and Terminal Failure Behavior of Pressure Vessels," SWRI Project No. 03-1274, Feb. (1968).
- 45) PICKETT A.G. and GRIGORY S.G.: "Cyclic Pressure Test of Full-Size Pressure Vessels," Experimental Mech., Bulletin No. 135, Nov. (1968).
- 46) LANE P.H.R.: "Pulsating Pressure Fatigue Tests on Pressure Vessel Branch Connections," B.W.J., Vol. 15, No. 7 (1958), p. 327-332.
- 47) LANE P.H.R., and ROSE R.T., "Comparative Performance of Pressure Vessel Nozzles under Pulsating Pressure," Proc. of Sym. on P.V. Research Towards Better Design, I.M.E., June (1961).
- 48) SOETE W., HEARANT F., DECHAENE F. and HEIRMAN J.: "Pressure Vessel Research in Belgium," I.I.W., D.C XIII, p. 269-.
- 49) WELLINGER K., KRAEGELOH E., KUSSMAUL K. and STURM D.: "Die Bruchgefahr bei Reactordruckbehaeltern und Rohrleitungen," Nuclear Engg. Design, 20(1972), p. 215-235.
- 50) WELLINGER K., STURM D. and JULISCH P.: "Burt Test on a Seamless Boiler Drum After Cyclic Loading Under Internal Pressure," to be published as a Fortschritt VDI-Z., Reihe.

Outline of the Report*

1. INTRODUCTION

The Japan Power Demonstration Reactor (JPDR), of the Japan Atomic Energy Research Institute, had operated for a total of about 10,000 hrs prior to a periodic inspection in 1966. In this inspection, the occurrence of hairline cracks was observed in weld overlay inside of the top head of the pressure vessel by both visually and liquid dye penetrant inspection. Occasional cracking in the overlaid cladding is considered one of the important problems concerning the structural integrity for the pressure vessel.

The occurrence of cracking is due to conditions of post-weld heat treatment to relieve residual stresses during construction of the pressure vessel. Firstly, in order to survey this metallurgical problem, a study concerning the deterioration of mechanical and micro-structural properties was carried out.

Nextly, presuming similar occurrences of hairline cracks in the large-size nozzle corners of the vessel where the stress concentration is highest, fatigue tests were carried out with small laboratory specimens and two 1/3 scale pressure vessel models to assess the propagation of cracks and thereby evaluate structural integrity of the pressure vessel. As a result, structural integrity of the pressure vessel was tentatively confirmed. Then, with a third, 1/2 scale, model, further tests were made to affirm the vessel integrity and to examine the initiation and propagation of hairline cracks.

2. METALLURGICAL STUDIES

2.1 MATERIALS AND OVERLAID WELDING

Test plates were prepared from ASTM A 533 grade B, class 1 steel plates (thickness: 30 mm) with the overlaid cladding. The cladding was made using submerged arc welding under the following condition: electrode (0.45×50 weldp): 309 L (1st layer), 308 L (2nd layer), welding current: 800 A, arc voltage: 27 V, welding speed: 20 cm/min, and polarity: SP.

The overlaid welding procedure was controlled in two different ways to provide different ferrite contents. One was 5% ferrite and another 10% ferrite in the as-welded state.

2.2 EXPERIMENTAL RESULTS AND ITS OBSERVATIONS

In order to observe the effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of the overlaid cladding, three testing methods were used, that is, half size Charpy-V notch impact test, micro tensile test and guided side-bend test. These specimens were machined from the as-welded test plates, and heat-treated at 600°, 625° and 650°C for 20, 50 or 100 hours.

* この "Outline of the Report" は、1973年10月に第2回圧力容器工学国際会議 (2nd International Conference on Pressure Vessel Technology) において発表され、同会議の Proceeding に掲載されたものである。

"Outline of the Report" was presented on the 2nd International Conference on Pressure Vessel Technology, San Antonio, U.S.A., October, 1973. This paper was included in the Proceeding on the Conference.

Remarkable decreases occurred in delta ferrite content in 20 hours of heating at 650°C in both specimens of 5% and 10% nominal ferrite contents. This tendency decreased with increasing time of heating at all heat-treatment temperatures employed. The delta ferrite reduction increased with increasing heat-treatment temperatures. A similar trend was noted in deterioration of the impact property. Furthermore, the decrease was generally greater in the material with the 10% nominal ferrite than in the 5% ferrite material. The phase changes occurring the delta ferrite seemingly are directly connected with the deterioration of the impact property. Both the 5% and the 10% nominal ferrite specimens showed slightly decreases in the yield strength, ultimate tensile strength and elongation with increasing time or temperature of the heat treatment. According to the results of guided side-bend tests performed at the same time, no cracks appeared at the weld bond in those heated for 20 hours at 600° and 625°C, but those heated for 20 hours at 650°C formed a number of fine cracks, indicating the loss of ductility at the weld bond.

Some delta ferrite precipitated in to the matrix is believed to be necessary to prevent hot cracking during the austenitic stainless steel overlaid welding. Such micro-structure on the stainless steel cladding may follow the trends of carbide precipitation and sigma phase formation, and result in embrittlement by heat-treatment at elevated temperatures. Many investigators have concluded that the delta ferrite content for the prevention of hot cracking or embrittlement should fall in the range of 3 to 15%.

The results of present test, were processed according to an empirical factor $K = \%Cr + 4X\%Mo + 3(\%Si - 1) - 16 \times \%C / \%Ni + 1/3(\%Mn - 1)$ as proposed by Gow and Harder, as shown in Fig. 2.8. From these results, the trends of ductility decrease can be classified in two groups. They are the Group I ($K = 1.48 - 1.81$, $Cr/Ni = 1.66 - 2.04$) for the case of $\Delta E/E \leq 50\%$, while Group II ($K = 1.92 - 2.44$, $Cr/Ni = 2.13 - 2.65$) for the case of $\Delta E/E \geq 50\%$. In order to minimize the deterioration of ductility due to the heat treatment, the upper limit should be set either as $K = 1.9$ or $Cr/Ni = 2.1$. In view of the plot on the Schaeffler's diagram, 9% ferrite content at the as-welded state becomes a boundary between the group I and II. Therefore the conservative engineering limit should be set at a ferrite content of 7.5%.

Christoffel and Currant, who investigated the time and temperature dependence of the width of carbon migration in dissimilar metal welds derived the following equation from the rate process theory.

$$P = -\frac{K}{T} + \log t$$

where K , T and t denote a constant, temperature in °R (Rankine) and time in hour, respectively. As K has a value of 35,000 (°R) in 2.1/4 Cr-1 Mo steel-Type 347 combination, this value was used in Fig. 2.10. It is found that, with increasing time and temperature of heat treatment, the width of carbon migration increases and the ductility decreases. In the Section III of the ASME nuclear components design code, only a specified minimum heat treating temperature (1,100°F, 593°C) is given. The results of the present study indicate that, in performing the post weld stress relieving heat treatment, the associated decreases of ductility in the stainless steel cladding must be taken into account.

3. STRUCTURAL MODEL TESTS

3.1 PRESSURE VESSEL MODEL

The main parts of the 1/2 scale model were made of the materials described in TABLE 5.3. The specification is almost the same as that for the 1/3 scale models. In the 1/2 scale model, in addition to the JPDR pressure vessel forced-circulation nozzle (N 1), three other nozzles (N 2, N 3 and N 4) for large light-water reactors, (about 1/6 scale) were included*. TABLE 5.1 shows the design code and dimension for these pressure vessel models, and also for the actual vessel. Construction of the 1/2 scale JPDR pressure vessel model is based on the section III of the ASME nuclear components design code. The reason for this is that recent reactor pressure vessels are nearly all designed by this code; therefore, information can also be obtained for the nozzles of other nuclear reactors to be constructed in the future as well as for the JPDR. Fig. 5.7 shows a sectional view of pressure vessel model No. 3.

Fig. 5.8 shows the shape and size of the JPDR nozzle (N 1) of the vessel model No. 3. Fig. 5.12 compared the JPDR nozzle corner dimensions for the models and the actual structure.

3.2 STATIC INTERNAL PRESSURE TEST

The stress distribution induced by a static internal pressure of 110 kg/cm², was obtained for pressure vessel model No. 3 prior to machining the notch. This was done by attaching strain gages both on the inside and outside of the nozzle. This static pressure of 110 kg/cm² was chosen for the inner corner circumferential strain distribution in model No. 3 to be nearly the same as that of model No. 1.

Fig. 5.35 (a) shows the stress distributions, both calculated** and experimental***, induced by static internal pressure at 110 kg/cm² on the inside corner of the JPDR nozzle for pressure vessel model No. 3. The predicted values are seen to be somewhat larger than those obtained by experiment. In Fig. 5.35 (a), the values for model No. 1 at a static pressure of 120 kg/cm² are also shown for comparison. Fig. 5.35 (b) shows the stress distribution on the outside corner of the same nozzle.

In TABLE 3.9 the results for the JPDR N 1 nozzle are given as determined using pressure vessel models No. 1, 2 and 3. The circumferential strain in inside nozzle corner for models No. 1, 2 and 3 is nearly the same, at about 2,400 μ . Whereas the stress concentration factors at the nozzle corner for models No. 1 and 2 are about 2.8, the value for model No. 3 is 2.4; a little smaller than the former values. This is probably due to the differences in nozzle corner radius and thickness and diameter ratios between shell and nozzle.

3.3 REPEATED INTERNAL PRESSURE TEST

After completion of the static loading test, a notch was machined along the axial part of the inside of nozzle corner, where the stress is the highest. To compare with the results of pressure vessel models No. 1 and 2, the notch depth was chosen to be 1.5 mm and the length 40 mm on the model No. 3. In an attempt to confirm the reliability of the testing results, a similar notch was made both on the side of pressure vessel top head and bottom.

* In this paper is described only experimental results of JPDR nozzle except other nozzles.

** by means of finite element method

*** by means of strain gages

For machining the notches, a grinder of thickness 0.3 mm, and 22.5 mm in diameter was used. A sectional view of the notched nozzle corner is shown in Fig. 5.42. The elastic stress concentration factor in the depth direction for the machined notch is given by Neuber's formula below. It is assumed that this value is equivalent to that in one half of a plate, U-notched on both sides and uniformly subjected to a tensile stress which is divided into two at the symmetric line.

$$K_t = 1 + 2K_w \sqrt{\frac{a}{\rho}}$$

where, $K_w = \sqrt{\frac{1-a/B}{1+a/B}}$; a is the notch depth, B is 1/2 of the plate width, and ρ is the notch radius.

The values of the elastic stress concentration calculated by the formula are given in TABLE 5.10. Therein the testing conditions are described for the three pressure vessel models and the operating conditions and the actual crack in JPDR pressure vessel are shown for comparison.

Fig. 5.73 shows the progress of propagation of a crack in the notch-depth direction, initiating at the notch tip as observed by the Smeck gage method, for the respective pressure vessel models. Examining the crack initiation stage, the number of cycles to the crack initiation at the notch tip in cladding layer is 1,000 and 1,500 for models No. 2 and 3, respectively. The number, beyond this point up to start of the propagation into the base metal, is several thousand cycles. Details of these results are given in TABLE 5.14.

It is seen that crack propagation into the base metal is a slow process restricted at the boundary between cladding and base metal. The cause for this may be that the heat treatment carried out in the base metal after the overlaid welding process results in the formation of a decarburized layer in this part. Still another cause may reside in the difference in thermal-expansion coefficient between cladding and base metal, which results in the occurrence of a residual stress in this boundary.

The rate of propagation of a crack within the base metal is seen to be linear for pressure vessel models No. 1 and No. 2, but in model No. 3, it is exponential. This difference may be caused by differences in shape between the models, such as of the nozzle-to-shell diameter ratio and the wall-thickness ratio. The difference in stress gradient through the thickness concerned may also be involved in this and the crack initiation. TABLE 5.15 shows stress gradients as measured across the wall thickness (i.e. in notch depth direction) in the notch corner (prior to notch machining) for the respective pressure vessel models. The gradient value for models No. 1 and 2 are seen to be about twice as large as that of model No. 3. It thus appears that this difference in stress gradient (the bending stress component) is a contributing factor to the progress of crack propagation in the base metal.

Fig. 6.3 shows the S-N curves obtained with small laboratory test specimens and for the actual pressure vessel structure. In the latter case, the vertical axis represents the stress amplitude, i.e. 1/2 of the maximum circumferential stress in the nozzle corner. It is difficult, however, to obtain the stress level at the notch root in a notched nozzle corner. In Fig. 10, the solid curve for the zero-tension test was obtained from straincontrolled low cycle fatigue tests carried out by the authors with a smooth laboratory specimen of the same material as the JPDR pressure vessel base metal. The solid curve for the zero-tension notched test is from a specimen of the same base metal, but Fig. 6.3 includes the results obtained by Southwest Research Institute in the United States and by Kobe Steel Ltd. from repeated internal-pressure loading of an actual pressure vessel. It is seen in Fig. 6.3 that the number of cycles

to a failure in the actual pressure vessel is closely approximates that for the small laboratory test specimen with zero-tension. Further the number of cycles to a crack initiation is in close agreement with the cycles to a failure in the laboratory specimen, and with the ASME Code Section III design curve.

As a rough approximation, therefore, the situation for the three pressure vessel models is similar to that described above. The stress level for the notched case may be 1.5, 1.3 and 1.4, respectively, with reference to the case without a notch. These are the K_f values (fatigue strength reduction factors) for the three pressure vessel models.

The failure section at the nozzle of pressure vessel model No. 3 is shown in Fig. 6.4.

4. APPLICATION TO ACTUAL REACTOR VESSEL

In the assessment of structural integrity of the JPDR pressure vessel, if the cracks occurring in the overlaid cladding inside of the vessel shell are unrealistic, there can be no guarantee of the pressure vessel integrity against fatigue failure. According to the conventional experimental data, the fatigue strength reduction factor of a notch is generally believed to be very large, regardless of its shape factor. This means that the fatigue strength is affected even by the degree of finish accuracy on the test specimen. In the low-cycle fatigue test carried out by the authors with notched laboratory specimens of a cladding material, the assumption was made that the inside large-nozzle corner with peak stress exhibits a typical low-cycle fatigue behavior. Consequently, the tension-compression ($R=-1$) type strain-controlled low-cycle fatigue test was discarded in favor of a zero-tension ($R=0$) type strain controlled low-cycle fatigue test. This is based on the presumption that, in the nozzle corner, the fatigue behavior is that of zero-tension strain cycles with a certain mean strain. The behavior observed by the authors with pressure vessel models was close to the zero-tension type.

In the low-cycle fatigue tests made by the authors with overlaid laboratory specimens, with smooth specimens, the stainless steel cladding layer exhibited a large fatigue strength. It was equivalent to or higher than that of the base metal, due to its own intrinsic value. The fatigue strength in the notched specimen with $K_t=10$ was about the same as that for the specimen with a natural notch. It was concluded that in the structure, the stress concentration factor of a natural crack is not higher than the $K_t=10$ of the machined notch. Further, the value of K_f at the failure 10,000 cycles, was found to be 2.4, based on the fatigue strength of a smooth laboratory specimen. It is thus implied that the conventional result of the fatigue reduction factor being equivalent to the stress concentration factor in a notched specimen is valid only in low-cycle fatigue phenomena at less 1,000 cycles. In the actual structures designed with low stress levels, even if there exists a notch, its fatigue reducing effect is not too large; however, this value is in the vicinity of 2.4. The design fatigue curve ordinarily employed (with a safety factor on the stress level of 2.0) which is based on the $R=-1$ low cycle fatigue S-N curve does not necessarily give structural integrity for the structure with a notch.

In the pressure vessel models, the fatigue reduction factor at the same level of stress as that in small laboratory test specimens was found to be about 1.5. This is much smaller than the value 2.4 for laboratory specimens. The notch effect in nozzle corner of the pressure vessel was shown to be $1/1.5$ in fatigue strength reduction of the structure. Since the machined notch in nozzle corner is larger than that actually presumed, the fatigue strength reduction factor due to an actual notch may not be over 1.5.

In obtaining the fatigue reduction factors as was done above for the pressure vessel models, the primary assumption was that the $R=0$ fatigue failure curve with smooth test specimens represents the fatigue failure behavior of a pressure vessel model. This is a rather critical assumption, and not necessarily based on a sound theory. However, in the strain behavior in nozzle corners, wall thickness of specimens, the strain controlled method with gage length 50 mm, etc., it is far closer to those in a pressure vessel model, (including nozzle-corner strain and crack propagation) than is the $R=-1$ fatigue test. The crack propagation rate in a laboratory test specimen is also observed to be nearly equivalent to that in the actual structure. Furthermore, the value of N_c , the number of cycles to initiation of a crack, and that of N_f , the number of cycles to failure, in the pressure vessel models are also in agreement with the data from other models. In the authors, models, two notches were machined in each pressure vessel model, and the results were in good agreement for the initiation of cracks and the failure behavior. The reproducibility must thus be considered fairly high. The rate of crack propagation in pressure vessel models is almost the same as that in small laboratory test specimens; but the effect of a stress field is very different. In laboratory test specimens, the propagation rate is generally proportional to the fourth power of the stress intensity factor for the case of a low-alloy steel. In the experimental model, however, it is proportional to the stress level in nozzle corner, or to the 1.7 power (at most) of the stress intensity factor. The reason for this situation is probably that in a pressure vessel model (unlike a small laboratory specimen) the stress field in the course of crack propagation is not varied greatly and the gross stress is not disturbed. The propagation rate is not increased near failure of a structure. It is seen that when the crack propagation rate is to be evaluated in terms of the stress intensity factor, caution must be taken in results of a laboratory specimen and an experimental model.

5. CONCLUSION

The results of the fatigue tests with pressure vessel models No. 1 and 2 (a 1/3 scale to the actual structure) and No. 3 (a 1/2 scale) may be summarized, as follows;

- (1) The maximum circumferential stress in the inside nozzle corner in the practical range of nozzle shapes the stress concentration factor is about 2.3~2.8 with respect to the circumferential stress in the pressure vessel shell, regardless of the shape of nozzles.
- (2) In pressure vessel model No. 1, the notch was machined to the boundary with base metal so that the initiation of a crack directly led to its propagation in the base metal. In models No. 2 and No. 3, the depth of a notch was 1/2 of the cladding thickness. The number of cycles to initiation of a crack at the notch tip, N_i , in the cladding layer was 1,000 for pressure vessel model No. 2 and 1,500 for No. 3. The number of cycles to the crack initiation in base metal, N_c , was 2,000~2,400 for model No. 1, 3,300~4,800 for No. 2, and 5,000 for No. 3.
- (3) The stress field occurring in a nozzle is complex, varying with the shell-to-nozzle diameter ratio and the wall-thickness ratio. So, though nothing can be said with certainty, the propagation of a crack may be controlled largely by the stress gradient (bending-stress component) through wall thickness in the crack growth direction.
- (4) The number of cycles to a failure, N_f , is 24,700 for pressure vessel model No. 1, 22,200 for model No. 2, and 33,000 for model No. 3. The value of N_f is nearly inversely proportional to the stress amplitude in the nozzle corner ($1/2 E\epsilon_t$).
- (5) Assuming the internal pressure of JPDR to be 110 kg/cm², the number of cycles for a

crack already at the boundary to propagate into the base metal, N_c , may be over 2,000. And, the rate of crack propagation is probably less than 1×10^{-3} mm/cycle at 10,000 cycles. The number of cycles to a failure, N_f , is then possibly more than 60,000.

6. ACKNOWLEDGEMENTS

We are indebted to Dr. K. Nakamura, President of Kochi Technical College, Dr. H. Udogucho, Dr. Y. Ando and Dr. K. Iida, professors of Tokyo University, for their advices and discussions. Thanks are also due to the personnel of our laboratory.