

JAERI - M

91-181

ハステロイXR系合金用溶加材の開発研究  
— 薄肉構造物用溶加材を用いた総合特性評価 —

1991年11月

渡辺 勝利・中島 甫・佐平 健彰<sup>\*1</sup> 丸七 香樹<sup>\*1</sup>  
竹入 俊樹<sup>\*1</sup> 斉藤貞一郎<sup>\*2</sup> 高津 玉男<sup>\*2</sup> 仲西 恒雄<sup>\*3</sup>  
辻 宏和・塚田 隆

JAERI-Mレポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。  
入手の間合わせは、日本原子力研究所技術情報部情報資料課（〒319-11茨城県那珂郡東海村）あて、お申しこしてください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-11茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費頒布をおこなっております。

JAERI-M reports are issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Information Division  
Department of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-  
mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-11, Japan.

©Japan Atomic Energy Research Institute, 1991

編集兼発行 日本原子力研究所  
印 刷 いばらき印刷機

ハステロイXR系合金用溶加材の開発研究  
—薄肉構造物用溶加材を用いた総合特性評価—

日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部

渡辺 勝利 ・ 中島 甫 ・ 佐平 健彰\*<sup>1</sup> ・ 丸七 香樹\*<sup>1</sup>  
竹入 俊樹\*<sup>1</sup> ・ 斉藤貞一郎\*<sup>2</sup> ・ 高津 玉男\*<sup>2</sup> ・ 仲西 恒雄\*<sup>3</sup>  
辻 宏和 ・ 塚田 隆

(1991年10月7日受理)

本報は工業規模溶製した溶加材を用いてハステロイXR系合金の溶接性およびTIG溶接部の総合特性評価を行うことを目的として、一連の共同研究により得られた成果を述べたものである。即ち、これまでに実験室規模溶製で進めてきた薄肉構造物用溶加材の開発研究の成果をもとに、ハステロイXR母材の化学組成範囲内においてB等の微量元素含有量を最適化した溶加材を工業規模で溶製した。その溶加材を用いて、TIG溶接施工試験を行うとともに、溶接部については、Bの拡散挙動ならびに、腐食、時効脆化および高温強度の諸特性を調べた。得られた結果は、溶接性、および溶接部ともに良好な特性を示したことから、本溶加材の量産化の見通しが得られ、実用化できると結論された。

---

東海研究所：〒319-11 茨城県那珂郡東海村白方字白根2-4

\*1 三菱マテリアル(株)

\*2 日本ウエルディング・ロッド(株)

\*3 (株)富士電機総合研究所

Filler Metal Development for Hastelloy Alloy XR  
- Weldability and Properties of Weldment Used the Filler Metal  
for Thin Wall Structure -

Katsutoshi WATANABE, Hajime NAKAJIMA, Kensho SAHIRA<sup>\*1</sup>  
Kouki MARUSHICHI<sup>\*1</sup>, Toshiki TAKEIRI<sup>\*1</sup>, Teiichiro SAITOH<sup>\*2</sup>  
Tamao TAKATSU<sup>\*2</sup>, Tsuneo NAKANISHI<sup>\*3</sup>, Hirokazu TSUJI  
and Takashi TSUKADA

Department of Fuels and Materials Research  
Tokai Research Establishment  
Japan Atomic Energy Research Institute  
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received October 7, 1991)

The present report describes the results of cooperatative research in order to evaluate the weldability and properties of Hastelloy alloy XR weldment with the filler metal fabricated on the industrial scale. A series of qualification test was performed using the filler metal, of which the content of the minor elements such as boron was optimized on the basis of the results so far obtained by the filler metal development for Hastelloy alloy XR structure with thin wall. The boron diffusion behavior, weldability, and the properties such as corrosion, aging embrittlement and high temperature strength were examined on the Hastelloy alloy XR weldment by means of tungsten inert gas arc welding procedure. Based on the excellent weldability and weldment properties as well as the mass production possibility for the filler metal, it is concluded that the filler metals possessing the required performance has been developed.

Keywords: Hastelloy Alloy XR, Weldment, Filler Metal, Boron,  
Weldability, Weldment Properties

---

\*1 Mitsubishi Materials Corporation

\*2 Nippon Welding Rod Corporation

\*3 Fuji Electric Corporate Research and Development, Ltd.

## 目 次

1. 序 .....	1
2. 薄肉構造物用溶加材の開発研究の経緯と成果の概要 .....	2
2.1 開発研究の経緯 .....	2
2.2 成果の概要 .....	2
3. 溶接部の総合特性評価試験 .....	3
3.1 まえがき .....	3
3.2 供試材料および溶接方法 .....	4
3.3 評価結果 .....	6
3.3.1 溶着金属の化学分析 .....	6
3.3.2 曲げ試験 .....	6
3.3.3 Bの拡散挙動試験 .....	7
3.3.4 大気中クリープ試験 .....	10
3.3.5 時効脆化試験 .....	13
3.3.6 ヘリウム中高温疲労試験 .....	15
3.3.7 ヘリウム中腐食試験 .....	17
4. 総括と展望 .....	19
謝 辞 .....	20
参考文献 .....	20

## Contents

1. Introduction .....	1
2. Progress and Outline of Filler Metal Development for Thin Wall Structure .....	2
2.1 Progress of Research and Development .....	2
2.2 Outline of Results .....	2
3. Tests for Weldability and Weldment Property Evaluation .....	3
3.1 Introduction .....	3
3.2 Materials and Welding Procedure .....	4
3.3 Results .....	6
3.3.1 Chemical Analysis in Deposited Metal .....	6
3.3.2 Bend Test .....	6
3.3.3 Boron Diffusion Test .....	7
3.3.4 Creep Test in Air .....	10
3.3.5 Aging Embrittlement Test .....	13
3.3.6 High Temperature Fatigue Test in Helium .....	15
3.3.7 Corrosion Test in Helium .....	17
4. Concluding Remarks .....	19
Acknowledgements .....	20
References .....	20

## 1. 序

原研では高温ガス炉の基盤技術の確立とその高度化を図るため熱出力30MW、原子炉冷却材出口温度が定格運転時850°C、高温試験運転時950°Cの性能を有する高温工学試験研究炉(High Temperature Engineering Test Reactor : HTTR)の建設を進めている。平成2年11月における安全審査の終了に伴い炉の設置許可を得た後、「設計及び工事の方法の認可」(いわゆる設工認)を受ける段階に至っており、平成7年度に原子炉の臨界を達成することを目指している<sup>1)</sup>。

一方、これらと並行してHTTRの設計および製作に必要な一連の研究開発も積極的に展開してきた。このうち、ハステロイXRを中心とする耐熱金属材料分野の研究開発では、これまでに得られた成果を反映しつつ炉の設計および製作を進める等、多大の寄与をしてきた<sup>2)</sup>。しかしながら、この分野における成果はこれまでの開発経緯からして、母材が中心であり、高温溶接構造物を想定した場合に当然考慮されるべき溶接部の特性評価についての知見がややもすれば不足がちであった。このことは特に溶接部の健全性や長期耐久性の評価に不可欠な溶接性および高温強度特性について指摘されよう<sup>3), 4)</sup>。

本報はこのような観点から、実験室規模溶製で進めて来たハステロイXR薄肉構造物用溶加材\*の開発研究の成果<sup>5), 6)</sup>をもとに、ハステロイXR母材の化学組成範囲の中でB等の微量元素含有量を最適化した溶加材を対象に、

- ① HTTRの建設に際して工業規模溶製で安定した品質の溶加材を大量に提供するため、量産化に伴う技術的課題を抽出するとともに、必要に応じて解決策を検討する。
- ② 開発研究の成果として新規に提案した溶加材により製作した溶接部について、特に長期耐久性に関連した総合的な特性評価を実施する。

等の目的を設定して実施した共同研究の結果をまとめたものである。

---

\* 配管のライナー、中間熱交換器の伝熱管等板厚20mm未満の薄肉構造物を対象とした溶加材

## 2. 薄肉構造物用溶加材の開発研究の経緯と成果の概要

### 2.1 開発研究の経緯

HTTR用の高温部構造材である Hastelloy X R のための溶加材開発を目指して、これまでに一連の探索的研究を実施してきた<sup>4)・5)・6)</sup>。すなわち、第1期試験においては、Hastelloy X の化学組成仕様の範囲内で重回帰分析に基づいて合金設計を行った合金および Hastelloy X R の化学組成範囲を基本として合金設計により微量元素を調整した合金の2種の溶加材を試作した。これら2系列の材料について、溶加材としての製造性、溶接性および溶接部の高温強度特性についての検討を行った。しかしながら、この段階において、2種の溶加材ともクリープ特性向上に大きな寄与をすることが知られている B 等が目標組成範囲から逸脱していることが明らかとなった。その主な原因は溶加材の製造工程のうち熱処理工程および線引工程における製造条件に起因して、これらの元素含有量が変動するためであると結論された。

このため第2期試験では溶加材の製造上の工程の詳細な見直しを行い、製造工程の最適化を図ることによって、目標組成範囲内の溶加材を試作し、諸特性の評価を行った。上記の2種の溶加材ともほぼ目標とする組成範囲内のものが得られ、最適製造工程が確立された。また、特性評価結果については、2種の溶加材を用いた溶接部とも優れた性能を示した。とりわけ、Hastelloy X の化学組成範囲内で合金設計を行った合金の溶接部では溶接金属および溶接継手とも母材のクリープ破断強度を上回っていた。しかも、溶接条件の変動に対しても安定したクリープ特性を示した。さらに、クリープ破断強度推定式を提案するとともに、試作合金に対する予測値と実験値との比較では概ねよい一致が見られたことにより、本合金設計法の妥当性が証明された。

一方、Hastelloy X R の化学組成範囲内で合金設計した溶加材を用いた溶接部についても、従来技術で製造された溶加材を用いた場合と比較して、とくに高温強度特性の向上が顕著であることが明らかになった。すなわち、HTTR のヘリウム冷却系に起用することが予定されている Hastelloy X R の溶接部に要求される諸性能を満足する可能性のきわめて高い薄肉構造物用の溶加材が開発されたといえる。

### 2.2 成果の概要

これらの成果を踏まえて、当該期である第3期試験では薄肉構造物用に開発した溶加材のうち、材料の製造性および金属組織的な均質性を保つ上から溶加材が母材と同一の化学組成範囲内であることの必要性を重視して、母材と同一の化学組成を有する溶加材 (D 案合金) を研究対象とすることとした。このような理由で選定した溶加材を HTTR に適用するという観点から、溶解量のスケールアップを図り工業規模溶製で溶加材を試作し、それらを用いて第1期および第2期試験におい

て行った特性評価項目のみならず、構造物の長期耐久性と密接に関係する広範にわたる諸試験を行い、得られ結果に対する考察を行った。他方、例えば脱B現象などの課題解決の知見を得るための基礎的研究としてBの拡散挙動研究なども併せて行った。第3期試験において得られた成果を要約すると以下の如くである。

- 1) 溶加材の製造に関しては、工業規模溶製での生産技術に関する確かな見通しが得られた。
- 2) 溶接性に関しては、実用上問題となるような溶接施工に伴う溶接金属の成分の変動および溶接欠陥等は全く認められなかったことから良好な特性を示していることが分かった。
- 3) Bの拡散挙動解析により、溶接部におけるBの拡散についての定量的な情報が得られた。これらの結果は、実用条件近似下での諸事象解明の上で有用な知見となり得るであろう。
- 4) 溶接部のクリープ破断強度は Hastelloy XR 母材のそれに比べて高く、特に溶接金属でのそれはさらに高かった。しかしながら、長時間側ではクリープ破断強度の低下割合が大きくなる傾向が認められた。
- 5) 時効脆化に関しては、本実験範囲内での溶接部の破断伸びおよび破断絞りの極小値でも約10%以上の値を有していた。
- 6) 溶接部の高温疲労強度は母材のそれと同程度であり、従来の溶加材を用いた溶接部のそれをはるかに上回っていた。このことは、高温延性の改善と密接に関連しているものと考えられる。
- 7) ヘリウム中腐食に関しては、母材と溶接部との間に差は認められなかった。なお、溶接のままの表面では皮膜の剥離が生じ易い傾向にあった。このことは加速条件下での熱サイクルに起因するものと考えられる。

なお、これらの一連の研究はそれぞれの分野において特色を有する三菱マテリアル(株)、日本ウエルディング・ロッド(株)、(株)富士電機総合研究所および日本原子力研究所の4つの研究機関の協力のもとに実施した。

### 3. 溶接部の総合特性評価試験

#### 3.1 まえがき

工業規模溶解した溶加材(D案合金相当化学組成)を用いて、Hastelloy XR系合金溶接部についての総合特性評価試験を行った。即ち、溶接部の化学成分分析、曲げ特性、Bの拡散挙動、大気中クリープ特性、時効脆化特性、ヘリウム中高温疲労特性およびヘリウム中腐食特性等について検討した。

て行った特性評価項目のみならず、構造物の長期耐久性と密接に関係する広範にわたる諸試験を行い、得られ結果に対する考察を行った。他方、例えば脱B現象などの課題解決の知見を得るための基礎的研究としてBの拡散挙動研究なども併せて行った。第3期試験において得られた成果を要約すると以下の如くである。

- 1) 溶加材の製造に関しては、工業規模溶製での生産技術に関する確かな見通しが得られた。
- 2) 溶接性に関しては、実用上問題となるような溶接施工に伴う溶接金属の成分の変動および溶接欠陥等は全く認められなかったことから良好な特性を示していることが分かった。
- 3) Bの拡散挙動解析により、溶接部におけるBの拡散についての定量的な情報が得られた。これらの結果は、実用条件近似下での諸事象解明の上で有用な知見となり得るであろう。
- 4) 溶接部のクリープ破断強度は Hastelloy XR 母材のそれに比べて高く、特に溶接金属でのそれはさらに高かった。しかしながら、長時間側ではクリープ破断強度の低下割合が大きくなる傾向が認められた。
- 5) 時効脆化に関しては、本実験範囲内での溶接部の破断伸びおよび破断絞りの極小値でも約10%以上の値を有していた。
- 6) 溶接部の高温疲労強度は母材のそれと同程度であり、従来の溶加材を用いた溶接部のそれをはるかに上回っていた。このことは、高温延性の改善と密接に関連しているものと考えられる。
- 7) ヘリウム中腐食に関しては、母材と溶接部との間に差は認められなかった。なお、溶接のままの表面では皮膜の剥離が生じ易い傾向にあった。このことは加速条件下での熱サイクルに起因するものと考えられる。

なお、これらの一連の研究はそれぞれの分野において特色を有する三菱マテリアル(株)、日本ウエルディング・ロッド(株)、(株)富士電機総合研究所および日本原子力研究所の4つの研究機関の協力のもとに実施した。

### 3. 溶接部の総合特性評価試験

#### 3.1 まえがき

工業規模溶解した溶加材(D案合金相当化学組成)を用いて、Hastelloy XR系合金溶接部についての総合特性評価試験を行った。即ち、溶接部の化学成分分析、曲げ特性、Bの拡散挙動、大気中クリープ特性、時効脆化特性、ヘリウム中高温疲労特性およびヘリウム中腐食特性等について検討した。

### 3.2 供試材料および溶接方法

#### (1) ハステロイXRおよびXR-II母材

試験に供した厚さ7.5mmのハステロイXRおよび厚さ15mmのハステロイXR-II合金\*板は、いずれも工業規模で製造された。製造方法は、既報<sup>4)</sup>と同じであり、真空高周波誘導溶解(VI)+エレクトロスラグ再溶解(ESR)の二重溶解で2tonインゴットを溶製し、熱間鍛造・熱間圧延により所定の板厚に整え、1190°C×1h水冷の最終熱処理を施し、試験に供した。なお、ハステロイXR合金板は、(株)日本溶接協会実施の調査研究<sup>7)</sup>に用いられた板と同一チャージである。

Table 3.1に供試材料の化学分析結果を示す。同表には、ハステロイXの規格ASTM B435<sup>8)</sup>、AM5536<sup>9)</sup>を基にSi、Mnをより狭い範囲に、また、Co、Al、Tiの上限値を低く設定したハステロイXRの目標値<sup>10)</sup>を掲げているが、その目標を十分満足する結果が得られた。B量については、ハステロイXRではチェック分析で0.0001%と低く、また、ハステロイXR-IIでは分析部位により0.004%と0.003%の異なった値となったが、試験目的を満足している。

Table 3.2に常温引張試験結果および硬さ、結晶粒度測定結果を示す。いずれの合金板も常温引張特性は、ASTM B435規格を十分満足している。硬さも従来得られている値と同等であり、結晶粒度(Fig. 3.1参照)も目標のASTM粒度番号2~5を満足している。

ハステロイXR板については、600°Cおよび900°Cでも引張試験を実施した。その結果をTable 3.3に示す。強度、延性ともに製造者三菱マテリアル(株)の社内規格を上回っている。

Table 3.4およびTable 3.5に、ハステロイXRおよびハステロイXR-IIの大気中クリープ破断試験結果をそれぞれ示す。いずれの場合でも、破断時間、破断伸びともにAMS規格あるいは製造者の社内規格を満足する結果が得られた。

Fig. 3.1に最終熱処理後のマイクロ組織写真を示す。結晶粒の不揃い、ストリンガー状析出物も無く、均一なマイクロ組織である。

なお、外観検査、寸法検査および超音波探傷検査の結果も良好であった。

---

\* ハステロイXR-IIの化学組成範囲は、ハステロイXRと同じ規格<sup>10)</sup>が適用され、B量は100ppm以下と規定される。しかし、本報では便宜的に高B量(目標50ppm程度)のものをハステロイXR-IIとし、低B量(目標10ppm程度以下)のものをハステロイXRとして区別して取り扱うこととする。

## (2) ハステロイXR系合金の薄肉構造物用溶加材

ハステロイXR系母材の成分規格範囲内でクリープ特性および耐溶接割れ性の改善を目的に開発された合金<sup>4)</sup>のうち、長期耐久性の観点から先述のハステロイXRの成分規格内の合金を選び工業規模で溶加材を製造した。また、本合金は、とくにB量を目標値 50ppmに調整し、さらにP, S, N, Oを極力低減した合金である。

Fig. 3. 2に工業規模溶製での溶加材の製造工程を示す。Bの減少の防止で実績のある前報<sup>4)</sup>の第2期溶加材開発で設定した製造条件を基本的に踏襲した。溶解方法は母材と同じくV I + ESRの二重溶解である。直径360mm, 質量500kgのインゴットを溶解したのち、熱間鍛造, 熱間圧延, 冷間圧延で直径 5.5mmの丸棒を製造した。以上は三菱マテリアル<sup>(株)</sup>で実施されたが、その後、さらに日本ウエルディング・ロッド<sup>(株)</sup>で焼鈍, 冷間引抜き繰返しにより直径 1.2mmの溶加材とした。

Table 3. 6に溶加材の分析結果を示す。いずれの元素も目標を十分満足するものである。また、B量に関しては溶加材の製造工程でのBの減量を制御することにより、目標の 50ppmが得られている。なお、直径1.2mmの溶加材のガス成分は、Nは0.0029%, Oは0.009%と十分低いレベルであった。

## (3) 溶接方法

試験に供した母材は、厚さ 7.5mmのハステロイXRと厚さ15mmのハステロイXR-IIである。供試溶加材は直径 1.2mmの自動溶接用ソリッドワイヤーである。溶接は自動TIG溶接装置による片側溶接を行った。

シールド効果をより良好にするため、トーチにトレーリングシールド用の治具を付けてトーチから流出するシールドガスから外れた部分の溶接ビードもシールドした。

溶接条件をTable 3. 7に示す。なお、直径 1.2mmの溶加材では、既報<sup>4)</sup>において使用した直径 1.6mmの溶加材に比べワイヤーの供給量を増大させることにより、溶着速度を直径1.6mmの場合とほぼ同一とした。

Fig. 3. 3に開先形状を示す。開先角度は60°とし、ルート間隔を溶接金属試験片用のものは10mm, 溶接継手試験片用のものは2mmとし、いずれも共金材の裏当て金を用いた。各溶接試験板におけるおおよその積層数およびパス数は、厚さ 7.5mmのハステロイXRの溶接金属試験片用では6層, 12パス前後であり、溶接継手試験片用では、6層, 7パス前後であった。

一方、厚さ15mmのハステロイXR-IIの溶接金属試験片用では9層, 23パス前後であり、溶接継手試験片用では8層, 14パス前後であった。Fig. 3. 4, 3. 5に溶接金属試験片および溶接継手試験片の採取要領を示す。

### 3.3 評価結果

#### 3.3.1 溶着金属の化学分析

##### (1) 目的

供試溶加材から得た溶着金属の化学成分分析を行い、溶加材との化学成分変化を検討し、TIG溶接施工の健全性評価に資する。

##### (2) 実験方法

溶着金属の化学分析用試料の作製はJIS Z 3184「溶着金属の化学分析用試料の作製方法」に準拠して行った。母材に厚さ15mmの Hastelloy XR-II 板を用いた肉盛溶着金属の4層目以上から形削盤により分析試料を採取した。

元素分析はMn, W, Al, Co, Mo, Cu およびMgについては原子吸光法, CおよびSについては赤外線吸収法, SiおよびPについてはモリブデン青吸光法, Crについては過硫酸アンモニウム酸化過マンガン酸カリウム滴定法, Feについては三塩化チタン還元重クロム酸滴定法, Tiについては高周波誘導結合プラズマ発光法, Bについてはクルクミン吸光法, Niについてはジメチルグリオキシム分離EDTA滴定法, Nについては不活性ガス溶融熱伝導度法およびOについては不活性ガス溶融赤外線吸収法を採用した。

##### (3) 実験結果および考察

Table 3.8 に溶加材とその溶着金属の化学成分分析結果を示す。

溶加材とその溶着金属との化学成分を比較するとBを含む各元素の含有量に大きな変化がないことが既報<sup>4)・7)</sup>の場合と同様に再確認された。これは不活性ガスを用いたTIG溶接では溶接時に酸化等により飛散する成分が少ないものと考えられる。

##### (4) まとめ

供試溶加材を用いて溶接した後、溶着金属の化学分析を行った結果、溶加材の化学成分とその溶着金属の化学成分とではほとんど変化がないことが再確認され、TIG溶接施工に問題はないことが分かった。

#### 3.3.2 曲げ試験

##### (1) 目的

工業規模(500kg)で溶製した溶加材を用いた溶接継手の曲げ試験を行い、溶接性を検討する。

##### (2) 実験方法

溶接継手の曲げ試験は厚さ7.5mmの Hastelloy XR および厚さ15mmの Hastelloy XR-II の母材について実施した。Hastelloy XRでは溶接継手の自由曲げ試験および型曲げ試験(裏曲げ試験)を行った<sup>7)</sup>。Fig. 3.6 に各々の試験片形状および寸法を示す。Hastelloy XR-IIでは、溶接継手の型曲げ試験(表曲げ試験, 側曲げ試験, 裏曲げ試験)を行った。Fig. 3.7 に各々の試験片の形状および寸法を示す。

試験方法は、自由曲げ試験についてはJIS Z 3123「突合せ溶接継手の自由曲げ試験方法」に準

扱し、溶接部の標点距離の伸びが総理府令第74号第13条、別表第8にあるように20%以上になるまで曲げた。型曲げ試験はJIS Z 3122「突合せ溶接継手の曲げ試験方法」に準拠して行った。判定基準としては、いずれも総理府令第74号第13条、別表第8に従った。

### (3) 実験結果および考察

Hastelloy XR溶接継手の自由曲げ試験結果をTable 3.9に示す。曲がり部の伸びは27.0%および23.1%にも拘らず曲がり部に割れ等の欠陥は認められなかった。Hastelloy XR溶接継手の型曲げ試験には裏曲げ試験片を用いた。試験結果をTable 3.9に示す。試験後の溶接部に割れ等の欠陥は認められなかった。Hastelloy XR-IIの溶接継手の型曲げ試験には、表曲げ、側曲げおよび裏曲げ試験片を用いた。試験結果をTable 3.10に示す。いずれの試験片にも試験後の溶接部に割れ等の欠陥は認められなかった。Fig. 3.8～Fig. 3.10に試験後の試験片外観を示す。

以上述べたとおり溶接継手の曲げ試験では厚さ7.5mmのHastelloy XR母材のものおよび厚さ15mmのHastelloy XR-II母材のもの共に溶接割れは認められず溶接性は良好であった。これは溶加材中のBを適正含有量50ppmに調整し、その他溶接割れを助長すると考えられる元素P、SおよびO等を、極力低くしたためと考えられる<sup>11)</sup>。

### (4) まとめ

厚さ7.5mmのHastelloy XRおよび厚さ15mmのHastelloy XR-II溶接継手の曲げ試験を行った結果、割れ等の溶接欠陥は全く認められなかったことにより溶接性が良好であることが分かった。

## 3.3.3 Bの拡散挙動試験

Hastelloy XR合金中のBの拡散挙動の把握は、Hastelloy XRの板、棒、線の製造上はもとより、とくに溶接継手による高温構造物の健全性確保において重要な意義を有している。その観点で、Bの拡散挙動を調べるため、(1)板の溶接継手によるBの拡散挙動試験と(2)丸棒によるBの拡散挙動試験を実施した。

### (1) 板の溶接継手によるBの拡散挙動試験

#### 1) 目的

溶接継手による構造体において、Bの系外への拡散・逸散、溶接金属と母材のBの濃度差に基づく拡散、溶接金属と母材のBの拡散の差異などが予想される。ここでは、これらの現象を確認するため、板のTIG溶接継手による拡散対を作製し、Bの拡散挙動を調べることにした。

#### 2) 実験方法

3.2項で述べた溶接方法でTIG溶接した二種類の継手、Hastelloy XR-II継手〔板厚15mmのHastelloy XR-II母材のHastelloy XR-II溶加材による突合せ溶接継手 (Fig. 3.3(d))〕およびHastelloy XR継手〔板厚7.5mmのHastelloy XR母材のHastelloy XR-II溶加材による突合せ溶接継手 (Fig. 3.3(b))〕を用意し、次いで、代表的に大気中で950°Cにおいて3000hの熱処理を施した。なお、950°Cは、HTTRの高温試験運転温度に対応する<sup>1)</sup>。

試験体の断面マクロ組織をFig. 3.11に示す。試験体の寸法は、巾を溶接金属の中心線より両側に35mm、長さ50mmとし、板厚に対して十分大きくした。Hastelloy XR継手については、溶接

時に使用した母材と同材の裏あて金を付けたまま熱処理した。Fig. 3.11のマクロ写真(C)に見られるように裏あて金は、溶接金属と巾1~2mmで接合している。

Fig. 3.12にBの分析箇所を示す。断面の継手方向では、板厚の1/4, 1/2および3/4の位置で、板厚方向では、溶接金属と母材の位置で分析を実施した。ただし、ハステロイXR継手では、母材のB量は極く微量なため板厚方向での母材の分析は実施しなかったが、裏あて金を含む溶接金属の板厚方向での分析を実施した。

Bの分析方法は、既報<sup>4)</sup>でイオンマイクロアナライザー(IMA)により微量でも分析できることが分かっており、その方法に従った。ただし、定量化を図るため、B量の異なる試料により、IMAで得られる $^{11}\text{B}^+ / ^{60}\text{Ni}$ のカウント数比を実績のある混酸(硝酸, リン酸)溶解-誘導結合プラズマ発光分析(ICP発光分光分析)<sup>3)</sup>で較正した。Fig. 3.13にその較正図を示す。図中に破線で示すように、最大で15ppm程度のバラつきがあるが、良い相関が得られている。

分析試料は、直径1インチのホルダー(厚さ, 3mm)にセットできるように切断し、鏡面研磨(no etched)の後、IMAで分析した。分析装置は(株)日立製作所製のIMA-3型である。一次イオンには $\text{O}^{2+}$ を用い、加速電圧15kV, イオン電流 $1.0\mu\text{A}$ , イオンビーム径 $300\mu\text{m}$ の条件で分析した。また、分析間隔は、場合に応じて $300\mu\text{m}$ または $500\mu\text{m}$ とした。

### 3) 実験結果および考察

ハステロイXR-II継手断面の継手方向のB分布をFig. 3.14に示す。板厚の1/4, 1/2および3/4のいずれの箇所においても、 $950^\circ\text{C}$ で3000hの大気中加熱によるB分布の顕著な変化は見られない。Fig. 3.15に同継手断面の $950^\circ\text{C}$ で3000hの大気中加熱後の母材と溶接金属の板厚方向のB分布を比較して示す。いずれの場合でもBは一樣に分布していることが分かる。

以上の結果より、 $950^\circ\text{C}$ で3000hの大気中加熱では、母材、溶接金属ともにBは系外に逸散することは無いことが分かった。また、母材と溶接金属間ではBの拡散現象は認められず、このことは拡散の駆動力となる濃度差が殆ど無いためと判断される。

一方、ハステロイXR継手断面の継手方向のB分布をFig. 3.16に示す。いずれの箇所においても、溶接のままでは溶融線を境として明瞭なBの濃度差が認められ、また、 $950^\circ\text{C}$ で3000hの大気中加熱によりBの濃度差が緩やかになることが観察される。さらに、加熱により溶融線より母材側にBが拡散していることが認められる。なお、3/4Tの箇所では、他の箇所に比べB量のレベルがやや低くなっているが、これは、ハステロイXRの裏あて金と一部接合されているため、そこを經由してBが拡散したためと判断される。Fig. 3.17に裏あて金を含む溶接金属の板厚方向のB分布(図中の○印)を示す。同図には、後述する相互拡散モデルで共通に扱えるため、継手方向の1/4Tおよび1/2Tのデータ(それぞれ図中の△, □印)もプロットしている。いずれの場合でも、 $950^\circ\text{C}$ で3000hの大気中加熱により溶融線を境いに対称的にBが分布していることが分かる。

上記の挙動をFig. 3.11およびTable 3.11<sup>12)</sup>に示す一次元相互拡散モデルの非定常問題として解析することとする。初期条件、境界条件および解は、Table 3.11に示した通りであるが、拡散後の溶融線上の濃度は初期濃度の1/2に設定した。解は誤差関数で表されるが、Table 3.12

に3000h 加熱後のBの濃度を、拡散係数Dをパラメータとして溶融線からの距離xと対応させて計算した表を掲げる。Fig. 3.18は、Fig. 3.17の実験値と計算値とを比較した図である。実験値のB分布プロファイルは、上記モデルと良く一致しておりその適用は妥当なことが分かった。これにより950°CでのBの相互拡散係数を推測すると、 $1 \times 10^{-9} \text{cm}^2/\text{s}$ よりやや大きい値と見積もられる。ちなみに、316Lステンレス鋼中のBの拡散係数は、950°Cで $4 \times 10^{-8} \text{cm}^2/\text{s}$ (Fig. 3.19<sup>4)</sup>参照)であり、 Hastelloy XR中でのそれは、この値よりやや小さい。

#### 4) まとめ

TIG溶接継手板を950°Cにおいて大気中で3000h加熱し、Bの拡散挙動を調べた結果、次のことが判明した。

- ① 950°Cにおける3000hの大気中加熱では、母材および溶接金属ともにBが系外に逸散することは無い。
- ② Hastelloy XR板とHastelloy XR-II溶接金属間ではBの相互拡散が認められ、950°Cでの拡散係数は、 $1 \times 10^{-9} \text{cm}^2/\text{s}$ よりやや大きい値と見積もられる。この値は、316Lステンレス鋼中のBの拡散係数よりやや小さい。

### (2) 丸棒によるBの拡散挙動試験

#### 1) 目的

Bの拡散挙動におよぼす因子として、温度、時間、雰囲気(大気中、He中)、試料形状、負荷応力等が挙げられる。ここでは、これらの因子の大略の影響を把握することを目的とした。

#### 2) 実験方法

用いた試料の形状は、Bの分析および解析の容易性より全て円柱とし、直径1.6、6および10mmとした。直径1.6mmの線は、第2期溶加材開発<sup>4)</sup>で用いた合金CおよびD溶加材であり、直径6mmおよび10mmの丸棒は、過去に製造したHastelloy XR-IIである。試験温度は950°Cおよび1000°Cとし、大気中あるいは原研B型He中の雰囲気中で最長5000hまで加熱した。また、負荷応力の影響を調べるため過去に実施した平行部直径10mmの大気中クリープ試験後および本報の大気中クリープ試験後(平行部直径6mm)の試験片のB分析を行った。Bの分析は、混酸(硝酸、リン酸)溶解-誘導結合プラズマ発光分析(ICP発光分光分析)方法で行ったが、大気中クリープ試験後のB分析は、前述のIMAにより行った。直径6mmおよび10mmの試料のICP発光分光分析では、外周近傍と中心近傍のB量の差異も調べた。外周部の分析試料は、外周を含め約1~1.5mmの深さまでをサンプリングした。直径1.6mmの線では一括してBを分析した。

#### 3) 実験結果および考察

Fig. 3.20にICP発光分光分析でBを分析した結果を、加熱時間で整理して示す。Bの減少が認められるのは、直径1.6mmの原研B型He中の1000°C加熱および1000°Cでの直径10mmの大気中クリープ試験後の2種類である。前者では数時間加熱でBの減少が始まり、数百時間で殆どのBが逸散している。後者では、約300hから減少し始め約5000hで残留B量が数ppmに減少している。また、外周部のB量は、中心部のそれより低くなっている。一方、950°C(無負荷)では、大気中、原研B型He中を問わず数千時間加熱を行ってもBは減少していない。丸棒から系外へ

の拡散は、Fig. 3.12およびTable 3.11に示す有限の直径を有する無限長さの円柱モデルで扱え、無次元濃度  $\log(C/C_0)$ 、(C:濃度,  $C_0$ :初期濃度)は、拡散係数Dが一定の場合  $\sqrt{t}/2r$ 、(t:時間, 2r:直径)の関数で与えられる。(Dを考慮した場合の無次元濃度をFig. 3.22に参考までに示す)。Fig. 3.20のデータを  $\log(C/C_0)$  vs  $\sqrt{t}/2r$  線図に再プロットしてFig. 3.21に示す。同図には、IMA で分析した 950°Cおよび1000°Cの大気中クリープ試験後の分析結果も掲げている。前述の2種類のBの減少挙動は、同様な曲線で整理され、 $\sqrt{t}/2r$  ( $s^{1/2} \cdot cm^{-1}$ ) の値で約1000で減少し始め、約2000で半減する。また、大気中クリープ試験後のデータを見ると、950°Cでは応力 23.7MPa, 破断時間834h,  $\sqrt{t}/2r$  ( $s^{1/2} \cdot cm^{-1}$ ) 2890(試料記号: HXR2J-4)でもBの減少は見られなかった。なお、別途実施した大気中クリープ破断試験後の試験片(平行部直径6mm)についても確認のためBの分析を行った。その結果、950°Cで応力 22.6MPa, 破断時間2857h,  $\sqrt{t}/2r$  ( $s^{1/2} \cdot cm^{-1}$ ) 5345(試料記号: MC 2D)でもBの減少は見られなかった。それに対し、1000°Cでは、例えば応力14.3MPa, 破断時間1255h,  $\sqrt{t}/2r$  ( $s^{1/2} \cdot cm^{-1}$ ) 3500(試料記号: XR-8)でBは半減している。

以上のことより、950°Cで試験した範囲では雰囲気、負荷応力の有無にかかわらずBの減少は認められなかった。一方、1000°Cでは雰囲気によらず、応力を付加した場合あるいは溶加材ではBの減少することが分かった。溶加材でBが減少するのは、残留している冷間歪が加熱時に拡散を促進するとも考えられるが明確ではない。なお、Bが減少する場合の見掛上の拡散係数を求めるとFig. 3.21より  $1 \times 10^{-8} \sim 1 \times 10^{-9} cm^2/s$  程度となる。

#### 4) まとめ

丸棒および線を用いてBの拡散挙動におよぼす温度、時間、雰囲気(大気中、He中)、試料形状、負荷応力の影響を調べた結果を得た。

- ① 950°Cでは、無負荷の場合には最長5000hまでは、雰囲気にかかわらずBの減少は認められない。また、大気中のクリープ破断試験でも、約3000hまではBの減少は認められない。
- ② 1000°Cでは、大気中およびHe中クリープ破断試験片でBの減少が認められた。また、He中の溶加材でも同様にBが減少した。その場合、見掛上  $1 \times 10^{-8} \sim 1 \times 10^{-9} cm^2/s$  程度の速度で系外にBが拡散していた。ただし、無負荷の場合には、直径6mmの丸棒を大気中で1000h加熱してもBの減少は認められない。

今後、より系統的なBの拡散挙動の把握およびBの減少の機構の解明が望まれる。

### 3.3.4 大気中クリープ試験

#### (1) 目的

工業規模溶解で試作した溶加材を用いて製作した、ハステロイXR-IIのTIG溶接金属、溶接継手およびハステロイXRの溶接継手について、大気中クリープ試験を行って高温長時間強度を評価した。

## (2) 試験方法

溶接母材としては、厚さ7.5mm のハステロイXR板材および厚さ15mmのハステロイXR-II板材を用いた。それらの化学組成をTable 3.1に示す。溶加材の線径は1.2mmで、その化学組成をTable 3.6に示す。また、溶接条件についてはTable 3.7に示す。

クリープ試験片の形状は、Fig. 3.23に示す通りで、平行部直径6mm、長さ30mmである。試験中所定の時間ごとに試験片を炉から引き出しFig. 3.23のE部で伸びを測定して、クリープ曲線を求めた。用いた試験機は試験途中で試験片を炉から引き出しやすいように工夫したマルチ型クリープ試験機であった。試験雰囲気は大気中で、試験温度は950 および1000℃とした。試験後は代表的な試験片について、断面組織観察を行った。

## (3) 試験結果

## ・クリープ曲線

Table 3.13およびTable 3.14にクリープ試験結果をまとめて示す。破断位置について述べると、ハステロイXRの継手はすべて母材であったが、ハステロイXR-II継手ではボンドや溶接金属でも破断するものがあった。Fig. 3.24には応力とクリープ破断時間との関係を示す。ハステロイXR継手が最も弱く、ハステロイXR-IIの溶接金属および継手はほぼ同じ強さを呈している。ただ、950℃および1000℃とも、1000h程度で強度が低下する傾向が見られる。Fig. 3.25～Fig. 3.32には各試験片ごとのクリープ曲線を示す。いずれも一次クリープ域は見られないが、二次および三次クリープ域は明瞭に認められる。Fig. 3.33には溶接金属のクリープ速度と応力との関係を示す。両温度ともほぼ同じ勾配の直線関係が得られた。継手のクリープ速度は母材と溶接金属とを混合した値になるので、この図には示さなかった。

## ・破断延性

Fig. 3.34は破断伸びと破断時間との関係を示す。ハステロイXR-IIの溶接金属の破断延性は、破断時間1000h程度で10%前後であった。破断時間が長くなるにつれて、破断伸びが低下する傾向が認められる。ハステロイXR継手の破断伸びが短時間側で他の2つに比べ特に低い。Fig. 3.35は破断絞りと破断時間との関係を示す。破断伸びと同様な傾向を示している。いずれも破断時間1000h以降は破断延性の低下割合が少なくなる傾向が認められないこともないが、もう少し長時間側のデータを求めないと明確なことは言えない。

## ・クリープ強度

Fig. 3.36はクリープ破断データをラーソン・ミラー・パラメータで整理した結果である。ここには日本溶接協会HWS小委員会で求めた、厚板7.5および60mmのハステロイXR-IIの溶接金属とハステロイXR継手のデータも比較のために併記している。ハステロイXRの継手は母材破断が多いので、本研究で得た結果(■印)やHWS小委員会の結果(□印)ともハステロイXR(2.8ppm B)母材のマスター破断曲線に対応した強度が得られているが、パラメータ数値の大きい領域ではマスター破断曲線から弱い側に外れるものが多くなる。

ハステロイXR-IIの溶接金属のクリープ強度はかなり強く、本研究結果(●印)はハステロイXRとハステロイXR-II(50ppm B)の母材のマスター破断曲線の中間的な強度を示した。しかし、

HWS小委員会の結果はそれよりも強く、ハステロイXR-IIの母材と同程度の強度を示している。またハステロイXR-IIの継手(▲印)は破断位置がほとんど母材であるにもかかわらず、ハステロイXR-II(50ppmB)の母材強度より弱い結果が得られた。これは今回使用した板材のB量が30ppm程度であり、従来のハステロイXR-IIの平均的なB量である50ppm前後より低かったためと考えられる。なお、ハステロイXR-IIの溶接金属および継手ともパラメータ数値の大きい領域で強度が低下する傾向があり、パラメータ $23 \times 10^3$ 程度ではハステロイXR程度まで強度が低下している。その理由の一つとして、クリープ試験中におけるB含有量の減少が考えられる。3.3.3節のFig. 3.20にクリープ試験後の試験片のBをIMAで分析した結果が示されているが、1000℃では明らかにB含有量が減少している。例えば1000℃、大気中におけるクリープ試験片で、試験時間1000h程度のものは試験前に比べB含有量はほぼ半減している。このことはB含有量の減少が長時間側でクリープ強度低下の大きい要因と関連づけることができる。しかし、950℃ではB含有量の低下はほとんど認められていないのに、Fig. 3.24に示すように応力23.7MPaにおける、ハステロイXR-IIの溶接金属や継手の強度は弱くなる傾向を示していることや、B含有量の少ないハステロイXRでも、パラメータが大きい領域で強度低下の割合が大きくなっていることもあって、B以外の要因が関わっている可能性も十分に考えられる。今後は長時間側でクリープ強度が低下する状況をフォローしつつ、またその原因究明を行っていく必要がある。

#### ・断面顕微鏡組織観察

Fig. 3.37は試験後のクリープ試験片の外観を示す。ハステロイXR継手(XRJ)は母材破断であるにも拘らず絞りが少ない。Fig. 3.38はハステロイXR-II溶接金属、950℃のクリープ試験後の試験片断面組織である。粒界にボイドが形成して破断に至った様相がわずかに認められるが、絞りは少ない。Fig. 3.39はハステロイXR継手、950℃の断面組織である。母材破断であり、粒界ボイドが多数発生し、それが連なったように破断しているが、結晶粒の変形は少ない。またマクロ写真で見える限り溶接金属にはクラックが認められていない。Fig. 3.40はハステロイXR-IIの継手の断面組織である。粒界に沿った直線状の割れが多数発生して破断に至っている。Fig. 3.41は1000℃におけるハステロイXR-IIの溶接金属の断面組織である。粒界に沿った直線状の割れが多数形成されている。Fig. 3.42はハステロイXR継手の断面組織である。母材破断であるが結晶粒の変形が少なく、950℃よりも粒界剥離しやすかった様相を呈している。Fig. 3.43はハステロイXR-II継手の断面組織である。母材破断であるが、応力方向に結晶粒が伸ばされたような変形を伴って破断している。粒界がBによって強化されたことを裏付けるかのように、粒界に孤立したボイドが多く残っており、ハステロイXRの母材にみられる粒界剥離的な破断とは明らかに様相が異なっている。

#### (4) まとめ

今回工業規模溶解で試作した溶加材を用いたハステロイXR-IIのTIG溶接金属およびその継手のクリープ試験を大気中において、950および1000℃で行い次の結果を得た。

- ① 溶接金属のクリープ破断強度は、ハステロイXRの母材のそれよりかなり強かった。

- ② 溶接金属および継手とも長時間側でクリーブ破断強度の低下割合が大きく、ラーソン・ミラー・パラメータが $23 \times 10^3$ 程度では Hastelloy XR 母材のクリーブ破断マスター曲線程度まで低下した。
- ③ 溶接金属の破断延性は破断時間1000h程度で10%前後であった。一方 Hastelloy XR 継手は母材破断にも拘わらず、破断延性が Hastelloy XR-II 溶接金属や継手より低かった。また、いずれの場合も、破断時間の増加とともに破断延性は低下するが、破断時間1000h以上ではその低下割合が減少する傾向が認められた。

### 3.3.5 時効脆化試験

#### (1) 目的

工業規模溶解した溶加材を用いて、TIG 溶接を施した Hastelloy XR-II 溶接部の時効にもとづく引張性質の変化について検討を行う。

#### (2) 実験方法

時効温度は700, 800, 900, 950および1000°Cとした。時効時間は従来からの研究により1000時間程度の時効により飽和することが知られているため、それぞれの温度で1000hとした。大気中加熱による表面酸化層の影響を去除するため時効処理後に試験片の作製を行った。用いた引張試験片の形状および寸法をFig. 3.44に示す。引張試験は島津製作所製、容量10トンの試験機を用い、試験方法はJIS Z2241及びJIS G0567に準拠した。時効後の引張試験温度は、室温および時効温度と同一の温度とし、試験はいつでも大気中で行った。

#### (3) 実験結果および考察

##### 1) 時効後の室温引張性質

Fig. 3.45に時効後の溶接部についての0.2%耐力と引張強さに対する時効温度との関係を示す。0.2%耐力および引張強さとも類似した挙動を示し、700°Cにおける時効により強度は一旦上昇し、それより高温側では殆ど変化しなかった。この場合、溶接部の強度は母材のそれに比べ、いずれの時効温度においても概ね高かった。

Fig. 3.46に時効後の溶接部についての破断伸びと時効温度との関係を示す。時効によりいずれも破断伸びは減少し、800°Cにおける時効後において極小値を示す。その後、900°C以上の高温側では時効後の延性はいずれも上昇する。このことは炭化物の成長粗大化と密接な関係があると考えられる。Fig. 3.47に時効後の溶接部についての破断絞りとき効温度との関係を示す。ここでは前者とほぼ類似した挙動が見られ、時効によりいずれも破断絞りは一旦低下した後、その後は回復して上昇を示すことが分る。この場合、溶接部の破断伸びおよび絞りは母材のそれらに比べて時効温度が800°Cおよび900°Cでは余り差がなく、これらの場合を除いては溶接部の値の方が低かった。Fig. 3.48に室温における引張破断後の外観観察結果を示す。未時効材ではいずれも顕著なネッキングが見られるのに対して、時効材ではこの現象は殆んど認められず、時効に基づく硬化および脆化が生じたことが分る。溶接継手材では時効前後とも母材部破断であった。なお、Table 3.15に引張試験により得られた結果を参考までに示す。

## 2) 時効後の高温引張性質

Fig. 3.49に時効後の溶接部についての0.2%耐力と試験温度との関係を示す。未時効材および時効材とも試験温度の増大とともに0.2%耐力は概ね減少することが分る。700°Cにおいて時効した後、同一温度にて引張試験を行った結果では母材、溶接金属および溶接継手のいずれも未時効材に比べて0.2%耐力が増加していた。このことは700°C近傍における時効により炭化物の析出が最も顕著で而も微細に分散しているため所謂時効硬化が生じたことによるものと考えられる<sup>13)</sup>。これより高温側では時効材では母材、溶接金属および溶接継手のいずれも未時効材に比べて0.2%耐力の低下、即ち軟化していることが分り、これは炭化物の成長粗大化に起因するものと考えられる<sup>14)</sup>。

Fig. 3.50に時効後の溶接部についての引張強さと試験温度との関係を示す。未時効材および時効材のいずれもが試験温度の上昇とともに引張強さが減少することが分る。また未時効材に対する時効材の挙動の比較では0.2%耐力におけるそれと類似の挙動を示すことが分る。

Fig. 3.51に時効後の溶接部についての破断伸びと試験温度との関係を示す。母材では未時効材および時効材のいずれもが試験温度の増加に伴い破断伸びも概ね増加する傾向が見られる。これに対して、溶接部では未時効材および時効材とも前者に比べて試験温度の上昇に伴う破断伸びの増加傾向は余り見られない。しかしながら、時効後の破断伸びはその極小値においても約30%以上の値を有していた。一方、母材では時効後低温側では延性低下が観測されるが、試験温度が950°Cを超えるとこの関係は逆転して時効材の方が未時効材に比べて破断伸びは増加した。これに対して、溶接部については未時効材の破断伸びに比べて時効材のそれはいずれの試験温度においても概ね増加した。

Fig. 3.52に時効後の溶接部についての破断絞りと試験温度との関係を示す。母材では未時効材および時効材の破断絞りとも試験温度の上昇に伴いゆるやかな増大が観測された。これに対して、溶接部では未時効材および時効材のいずれもが破断絞りは試験温度が900°Cまでは僅かに増加するが、それ以上の試験温度ではむしろ低下した。母材では試験温度が900°C以上では未時効材の破断絞りに比べて時効材のそれの方が増加して居り、破断伸びにおける挙動と概ね対応していることが分る。これに対して、溶接部では試験温度が比較的低温側では両者とも未時効材の破断絞りに比べて時効材のそれの方が大きな値を示した。しかしながら、試験温度が950°C以上ではこの関係は逆転し未時効材の破断絞りのの方が大きな値を示した。いずれにしても溶接部の時効後の破断絞りについては極小値でも約30%以上の値を有していた。

Fig. 3.53に800°Cにおける引張試験後の破断部の外観観察結果を示す。母材では時効前後とも著しいネッキングが見られ、また溶接部でも時効前後とも母材ほどではないがネッキングが観測された。溶接継手材では時効前後とも溶接金属部において破断した。

Fig. 3.54に1000°Cにおける引張試験後の破断部の外観観察結果を示す。母材では時効前後とも著しいネッキングが見られるのに対して、溶接部では時効処理の有無に関係なく前者に比べてネッキングは殆んど見られなかった。溶接継手材では時効前後とも溶接金属部において破断していた。

なお、Table 3.16に引張試験について得られた結果を参考までに示す。

#### (4) まとめ

工業規模溶解した溶加材を用いて、TIG溶接を施した Hastelloy XR-II 溶接部の時効にもとづく引張性質の変化を室温および時効温度において調べた。得られた結果は以下の通りである。

##### 1) 時効後の室温引張性質

- ① 強度は 700°C 時効後にピークに達し、その後は殆んど変化しなかった。この場合、溶接部の強度は母材のそれに比べていずれの時効温度においても概ね高かった。
- ② 延性はいずれも 800°C における時効後に極小値を示し、溶接部での破断伸びおよび破断絞りとも約 10% 以上の値を有していた。この場合、溶接部の破断伸びおよび絞りは母材のそれらに比べて時効温度が 800°C および 900°C では余り差がなく、これらの場合を除いては溶接部の値の方が低かった。
- ③ 溶接継手材では 700°C の場合を除き他は全て時効前後でも母材破断であった。

##### 2) 時効後の高温引張性質

- ① 時効による強度変化は母材および溶接部とも比較的少なかった。
- ② 時効による延性変化は比較的大きかったが、溶接部についての時効後の破断伸びおよび破断絞りとも極小値でも約 30% 以上の値を有していた。
- ③ 溶接継手材では 700°C の場合を除き、他は全て時効前後とも溶接金属部破断であった。

### 3.3.6 ヘリウム中高温疲労試験

#### (1) 目的

金属材料を用いた構造物を高温で使用する場合、溶接部における性能維持が重要な課題の 1 つである。従来、Hastelloy XR 系合金の溶接部に関しては、母材よりも引張延性、クリープ破断強度、クリープ破断延性および高温疲労特性などが劣っていたが、溶加材の製造工程の適正化と化学組成の調整によって、上記の諸特性を改良できる見通しを得た。そこで、この新たに開発した溶加材を工業規模(500kg)で溶製し、その溶加材を用いて TIG 溶接施工を行った溶接部の高温疲労特性を調べることを目的とした一連の試験を実施した。

#### (2) 実験方法

厚さ 15mm の Hastelloy XR-II 板を母材として TIG 溶接施工を行った溶接部の溶接金属および溶接継手から試験片を採取した。母材および溶加材の化学組成はすでに Table 3.1 および Table 3.6 にそれぞれ示した。

用いた試験片は、Fig. 3.55 にその形状および寸法を示すように、平行部 20mm、標点間距離 15mm で、直径 10mm の平滑丸棒型である。試験に先立って、試験部表面を 2.5 $\mu$ m までのダイヤモンドペーストで研磨し、さらに高純度エタノール中で超音波洗浄を施した。

用いた試験装置は、いずれも高周波誘導加熱装置(15kW, 100kHz)およびヘリウムガスループ直結の雰囲気槽を有する、容量 50kN の電気油圧サーボ型疲労試験機および電気機械型疲労試験機である。

試験は全て完全両振りの軸ひずみ制御で行い、負荷ひずみ波形は対称三角波とした。全ひずみ範囲は、0.28~1.2%の4水準とし、ひずみ速度は、 $1 \times 10^{-1} \% / s$ 一定とした。

試験雰囲気は高温ガス炉の一次冷却材を模擬した不純ヘリウムガス中であり、試験温度は900℃一定とした。ヘリウムガス中の不純物組成は、これまでの高温ガス炉開発の経験をもとにして、Table 3.17に示す値に制御しながら、循環式ループで供給した。ここで用いた不純ヘリウムガスは、一般に便宜のため原研B型ヘリウムガスと呼ばれている標準仕様のものである。ヘリウムガス流量は、不純物の反応による消耗が試料表面において局所的な不純物組成の割合の変化を生じないように配慮し、2 l/minとした。ヘリウムガス中の不純物の分析には、 $H_2O$  に対して静電容量型センサー使用の露点計(SHAW HYDROMETER)を、その他に対してはHIDガスクロマトグラフ(柳本G3800F・HN)を用いた。

### (3) 実験結果および考察

Fig. 3.56に、全ひずみ範囲と破損繰返し数の関係を示す。この図には、従来の溶加材を用いてTIG溶接施工を行った溶接部のデータ<sup>15)</sup> およびハステロイXRの最適疲労曲線<sup>16)</sup> も併せて示した。従来の溶加材を用いた場合の溶接部の疲労寿命は、母材のその20~40%程度であった<sup>15)</sup> のに対して、新たに開発した溶加材を用いた場合の溶接部の疲労寿命は母材のそれとほぼ等しい。

Fig. 3.56に示したデータを、引張破断延性で正規化したひずみ範囲<sup>17)</sup> と破損繰返し数の関係で整理してみると、Fig. 3.57に示すように良好な直線関係が得られる。従って、これらの材料間の疲労特性の差は、主として、高温延性の差によっており、新たに開発した溶加材を用いた場合の溶接部の高温疲労特性が改善されたのは、高温延性が改善されたことと密接に関係しているものと思われる。これは、ここで行った溶加材開発において、高温強度と高温延性の均衡を保つということを重視した方針\*の妥当性を裏付けているものといえる。

### (4) まとめ

ハステロイXR系合金の溶接部における諸特性を、溶加材の製造工程の適正化と化学組成の調整によって、改良できる見通しを得たことから、この新たに開発した溶加材を工業規模(500kg)で溶製し、その溶加材を用いてTIG溶接施工を行った溶接部の高温疲労特性を調べ、以下に示す結果を得た。

- 1) 新たに開発した溶加材を用いてTIG溶接施工を行った溶接部の高温疲労強度は、母材と同程度であり、従来の溶加材による溶接部のそれをはるかに上回っていた。
- 2) 上記の高温疲労特性の改善は、高温延性の改善と密接に関係しているものと思われる。これは、ここで行った溶加材開発において、高温強度と高温延性の均衡を保つということを重視した方針の妥当性を裏付けている。

---

\* 例えば、合金成分のうちPについては、クリープ強度を高める効果があったが、延性を害する効果もあったことから、その含有量を0.01mass%以下に抑えるという方針を採った<sup>4)</sup>。

### 3.3.7 ヘリウム中腐食試験

#### (1) 目的

金属材料を用いた構造物を高温で使用する場合、溶接部における性能維持が重要な課題の1つである。従来、ハステロイXR系合金の溶接部に関しては、母材よりも引張延性、クリーブ破断強度、クリーブ破断延性、疲労特性などが劣っていたが、溶加材の製造工程の適正化と化学組成の調整によって、上記の諸特性を改良できる見通しを得た。そこで、この新たに開発した溶加材を工業規模(500kg)で溶製し、その溶加材を用いてTIG溶接施工を行った溶接部の、高温ガス炉一次冷却材模擬ヘリウムガス中における腐食特性を調べることを目的とした一連の試験を実施した。

#### (2) 実験方法

厚さ15mmのハステロイXR-II板を母材としてTIG溶接施工を行った溶接部の表面部分および内部の2箇所からFig. 3.58に示すような要領で試験片を採取した。以下では、表面部分から採取した試験片をS材(Surface specimen)、内部から採取した試験片をI材(Inner specimen)と呼ぶ。母材および溶加材の化学組成はすでにTable 3.1およびTable 3.6にそれぞれ示した。

用いた試験片は、10mm×5mm×2mmの平板であり、最終1200番の湿式エメリー紙による研磨で表面を仕上げた。ただし、S材の溶接表面については、溶接ままの表面で試験に供した。用いた試験装置は、ヘリウムガス中熱サイクル型腐食試験装置<sup>18)</sup>である。

試験雰囲気は、疲労試験雰囲気として用いたものと同じ原研B型ヘリウムガスであり、ヘリウムガス中の不純物組成は、すでにTable 3.17に示した。ガス供給流量は試験片表面1cm<sup>2</sup>当たり約150ml/minとした。試験圧力はほぼ大気圧である。試験温度は950および1000℃での2水準であり、実機における起動・停止の熱サイクルを加速的に模擬するために、加熱時間100hごとに試験温度と室温の間の熱サイクルを与えて、累積加熱時間を1000hとした。ヘリウムガス中の不純物の分析は、H<sub>2</sub>Oに対しては静電容量型センサー使用の露点計(SHAW HYDROMETER)を、その他に対してはHIDガスクロマトグラフ(柳本G3800F・HN)を用いた。

#### (3) 実験結果および考察

Fig. 3.59に、1000hの熱サイクル加熱後の質量変化を示す。この図には、これまでに得ているハステロイXR-II母材の腐食試験結果(図中の○印, □印, および△印)<sup>3)</sup>も示した。この図から、溶接金属の質量変化と母材のそれとの間に有意な差は無いことが分かる。

Table 3.18に、腐食試験前後の炭素含有量を示す。この表にも、これまでに得ているハステロイXR-II母材のデータ<sup>15)</sup>を併せて示した。950, 1000℃ともに、1000hの加熱によってわずかに炭素含有量は増加していることから、浸炭を生じたことが分かる。その浸炭量は、溶接金属と母材との間に有意な差は無い。溶接金属と母材との間で質量変化量にも浸炭量にも有意な差は無いことから、酸化による質量変化量にも有意な差は無いといえる。すなわち、溶接金属と母材の間で、ヘリウムガス中耐食性に基本的な差は無い。

熱サイクル加熱後の試料表面は、母材に見られる腐食表面と同様に、薄緑色の微細なウィスカ状酸化物に覆われており、これに超音波洗浄を施すと黒色の酸化物皮膜表面となる。ただし、950℃で加熱したS材の試験片では、その端部に皮膜が剥離した部分がわずかに認められた。

Fig. 3.60およびFig. 3.61に、950 °Cで加熱後のS材の試験片中央部および皮膜の剥離が見られた端部の腐食表面走査電顕写真をそれぞれ示す。溶接金属の表面には、溶接凝固時にできるリップル線およびそれらの線に直交するより細かい線状の模様が見られた。剥離はFig. 3.61に見られるように、リップル線に直交するより細かい線状の模様に沿って生じていた。剥離を生じていない部分は、Fig. 3.62に示すI材の表面と同様に、ウィスカ状酸化物により覆われている。

Fig. 3.63およびFig. 3.64に、1000°Cで加熱後のS材およびI材の腐食表面SEM写真をそれぞれ示す。いずれも表面は、微細な酸化物で覆われており、皮膜の剥離は生じていなかった。

Fig. 3.65に、1000hの熱サイクル加熱後の試料表面近傍における断面の光学顕微鏡写真を示す。S材とI材の間に、表面皮膜の厚さ、均一さおよび粒状内部酸化物の分布状態に有意な差は無い。また、これらの様相は、ハステロイXR-II母材で観察されたもの<sup>3)</sup>と同様である。

以上に述べたように、高温ガス炉一次冷却材模擬ヘリウムガス中の耐食性は、基本的には、母材と溶接部の間に差は無い。これは、ここで行った溶加材開発において、高温における耐久性関連の諸特性の均衡を保つということを重視した方針\*の妥当性を裏付けているものといえる。

#### (4) まとめ

ハステロイXR系合金の溶接部における諸特性を、溶加材の製造工程の適正化と化学組成の調整によって、改良できる見通しを得たことから、この新たに開発した溶加材を工業規模(500kg)で溶製し、その溶加材を用いてTIG溶接施工を行った溶接部の、高温ガス炉一次冷却材模擬ヘリウムガス中における腐食特性を調べ、以下に示す結果を得た。

- 1) 高温ガス炉一次冷却材模擬ヘリウムガス中の耐食性は、基本的には、母材と溶接部の間に差は無かった。これは、ここで行った溶加材開発において、高温における耐久性関連の諸特性の均衡を保つということを重視した方針の妥当性を裏付けている。
- 2) 溶接ままの表面では、皮膜の剥離が生じやすい傾向にあった。ここでの実験は、実機における起動・停止の熱サイクルを加速的に模擬して行っていることから、このような皮膜の剥離が生じたと考えられる。今後、実機における温度変化に近い条件下での挙動を調べる必要がある。

---

\* 前報<sup>4)</sup>に示したように、クリープ強度のみを重視するなら、本研究で対象とした溶加材(前報<sup>4)</sup>のD案合金に相当)よりも高強度の溶加材(前報<sup>4)</sup>のC案合金)を得ることも可能であった。しかし、ここでは、高温における耐久性関連の諸特性の均衡を保つということを重視し、高温ガス炉一次冷却材ヘリウムガス中の耐食性に優れていることが予想される溶加材を本研究の対象として採用した。

## 4. 総括と展望

ハステロイXR母材の化学組成範囲内においてB等の微量元素含有量を最適化した溶加材を用いて、ハステロイXR-IIのTIG溶接部について、①開発した溶加材の大規模生産技術の確立 ②溶接部の長期耐久性評価 ③Bの拡散挙動等の基礎的知見の補強を目指して、一連の総合特性評価試験を行った。これらを通じて得られた知見および今後の検討課題を挙げると次のようになる。

### (1) 本研究において得られた知見

- 1) 溶加材に関する工業規模溶製での生産技術の確かな見通しが得られた。
- 2) 溶接性に関しては、実用上問題となるような溶接施工に伴う溶接金属の成分の変動および溶接欠陥等は全く認められなかったことから良好な特性を示していることが分かった。
- 3) Bの拡散挙動解析により、溶接部におけるBの拡散についての定量的な情報が得られた。これらの結果は、実用条件近似下での諸事象説明の上で有用な知見となり得るであろう。
- 4) 溶接部のクリープ破断強度はハステロイXR母材のそれに比べて高く、特に溶接金属でのそれはさらに高かった。しかしながら、長時間側ではクリープ破断強度の低下割合が大きくなる傾向が認められた。
- 5) 時効脆化に関しては、本実験範囲内での溶接部の破断伸びおよび破断絞りの極小値でも約10%以上の値を有していた。
- 6) 溶接部の高温疲労強度は母材と同程度であり、従来の溶加材を用いた溶接部のそれをはるかに上回っていた。このことは、高温延性の改善と密接に関連しているものと考えられる。
- 7) ヘリウム中腐食に関しては、母材と溶接部との間に有意な差は認められなかった。なお、溶接のままの表面では皮膜の剥離が生じ易い傾向にあった。このことは、加速条件下での熱サイクルに起因するものと考えられる。

### (2) 今後の検討課題

- 1) 厚肉溶接構造物では薄肉溶接構造物と異なり、厚板特有の問題に起因する高温割れが想定される。従って、割れ防止の観点から割れの発生原因となるような欠陥形成の抑制対策のためには溶接技術面からのアプローチはもとより、より耐割れ性に優れた溶加材の開発が必須の課題であると言えよう。
- 2) 溶接構造物の安全性確保の観点から、溶接部についての長期耐久性に関連した知見、例えばヘリウム中のクリープ試験データ等を補充することが望まれる。

## 謝 辞

本研究を行うにあたり、有益な助言および激励を賜った日本原子力研究所、燃料・材料工学部、近藤達男部長に感謝致します。また、石川島播磨重工業(株)、技術研究所、接合部、樋口洵氏、同じく原子力事業部、開発プラント設計部、小池上 一氏には有益な教示と討論を頂いたことを深謝致します。さらに、三菱マテリアル(株)、日本ウエルディング・ロッド(株)、(株)富士電機総合研究所および日本原子力研究所の関係各位に本研究を実施する上で多大の御協力を得ましたことを感謝致します。

## 参 考 文 献

- 1) 日本原子力研究所編： 高温工学試験研究炉の現状，(1990)
- 2) 中島，武藤，鈴木，門馬，佐平： 日本原子力学会誌，32(1990) 863
- 3) 近藤，渡辺，佐藤，仲西，佐平，辻，倉田，塚田，小沢： JAERI-M 86-003 (1986)
- 4) 渡辺，中島，佐平，倉内，竹入，斉藤，高津，仲西： JAERI-M 89-206 (1989)
- 5) 渡辺，仲西，高津，佐平，中島： 高温学会誌，16(1990) 368
- 6) K. Watanabe, H. Nakajima, K. Sahira, N. Kurauchi, T. Takeiri, T. Saito, T. Takatsu and T. Nakanishi : J. Nucl. Mater. 185(1991), 8
- 7) 日本溶接協会，原子力研究委員会 HWS小委員会： JWES-AE-9005 (1990)
- 8) American Society for Testing and Materials B435(Nov. 1987)
- 9) Aerospace Materials Specification AMS5536K(Oct.1 1987)
- 10) 羽田，元木，馬場： JAERI-M 90-148 (1990)
- 11) 新，高津，斉藤，菊池： 溶接学会論文集 4(1986) 365
- 12) W. Jost : "Diffusion in solid, liquids, gases", 3rd edition, Academic press, New York (1960)
- 13) 渡辺，菊池，近藤： JAERI-M 7395 (1977)
- 14) 渡辺，菊池，近藤： 学振，耐熱金属材料第 123委員会研究報告，23(1982) 275
- 15) H. Tsuji, H. Nakajima and T. Kondo : in Proc. of a Specialists' Meeting on High Temperature Metallic Materials for Gas-Cooled Reactors, Cracow/Poland, 1989(IAEA, Vienna)p.81
- 16) H. Tsuji and T. Kondo : Nucl. Tech., 66(1984), 347
- 17) S. S. Manson : Exp. Mechan., 5(1965), 193
- 18) 鈴木，新藤，近藤： JAERI-M 83-093 (1983)

## 謝 辞

本研究を行うにあたり、有益な助言および激励を賜った日本原子力研究所、燃料・材料工学部、近藤達男部長に感謝致します。また、石川島播磨重工業(株)、技術研究所、接合部、樋口洵氏、同じく原子力事業部、開発プラント設計部、小池上 一氏には有益な教示と討論を頂いたことを深謝致します。さらに、三菱マテリアル(株)、日本ウエルディング・ロッド(株)、(株)富士電機総合研究所および日本原子力研究所の関係各位に本研究を実施する上で多大の御協力を得ましたことを感謝致します。

## 参 考 文 献

- 1) 日本原子力研究所編： 高温工学試験研究炉の現状，(1990)
- 2) 中島，武藤，鈴木，門馬，佐平： 日本原子力学会誌，32(1990) 863
- 3) 近藤，渡辺，佐藤，仲西，佐平，辻，倉田，塚田，小沢： JAERI-M 86-003 (1986)
- 4) 渡辺，中島，佐平，倉内，竹入，斉藤，高津，仲西： JAERI-M 89-206 (1989)
- 5) 渡辺，仲西，高津，佐平，中島： 高温学会誌，16(1990) 368
- 6) K. Watanabe, H. Nakajima, K. Sahira, N. Kurauchi, T. Takeiri, T. Saito, T. Takatsu and T. Nakanishi : J. Nucl. Mater. 185(1991), 8
- 7) 日本溶接協会，原子力研究委員会 HWS小委員会： JWES-AE-9005 (1990)
- 8) American Society for Testing and Materials B435(Nov. 1987)
- 9) Aerospace Materials Specification AMS5536K(Oct.1 1987)
- 10) 羽田，元木，馬場： JAERI-M 90-148 (1990)
- 11) 新，高津，斉藤，菊池： 溶接学会論文集 4(1986) 365
- 12) W. Jost : "Diffusion in solid, liquids, gases", 3rd edition, Academic press, New York (1960)
- 13) 渡辺，菊池，近藤： JAERI-M 7395 (1977)
- 14) 渡辺，菊池，近藤： 学振，耐熱金属材料第 123委員会研究報告，23(1982) 275
- 15) H. Tsuji, H. Nakajima and T. Kondo : in Proc. of a Specialists' Meeting on High Temperature Metallic Materials for Gas-Cooled Reactors, Cracow/Poland, 1989(IAEA, Vienna)p.81
- 16) H. Tsuji and T. Kondo : Nucl. Tech., 66(1984), 347
- 17) S. S. Manson : Exp. Mechan., 5(1965), 193
- 18) 鈴木，新藤，近藤： JAERI-M 83-093 (1983)

Table 3.1 Specification and chemical composition for Hastelloy Alloy XR and Hastelloy Alloy XR-II plates

		C	Mn**	Si**	P	S	Cr	Co**	Mo	W	Fe	B	Ni	Al**	Ti**	Cu	N**	O**
Spec. for Hastelloy Alloy XR *		0.05	0.75	0.25	≤0.040	≤0.030	20.50	≤2.50	8.0	0.20	17.0	≤0.010	Rem.	≤0.05	≤0.03	≤0.50	—	—
		-0.15	-1.00	-0.50			-23.00		-10.0	-1.00	-20.0							
Hastelloy Alloy XR	Ladle	0.06	0.95	0.36	<0.001	0.002	21.82	0.03	9.04	0.49	18.06	0.0003	Rem.	<0.01	<0.01	<0.01	0.009	—
	Check (T)	0.07	0.96	0.33	<0.001	0.001	21.81	0.03	9.07	0.49	18.01	<0.0001	Rem.	<0.01	<0.01	<0.01	0.009	—
(Ch. No. 9-695)	Check (B)	0.07	0.94	0.33	<0.001	0.001	21.76	0.05	9.10	0.49	17.98	0.0001	Rem.	0.01	<0.01	<0.01	0.009	0.003
	Ladle	0.08	0.84	0.34	<0.001	0.001	21.13	0.03	9.21	0.50	18.02	0.007	Rem.	0.04	<0.01	<0.01	0.002	—
Hastelloy Alloy XR - II	Check (T)	0.08	0.87	0.33	<0.001	<0.001	21.21	0.03	9.24	0.51	18.22	0.004	Rem.	0.02	<0.01	<0.01	0.002	0.002
	Check (B)	0.08	0.87	0.34	<0.001	<0.001	21.25	0.04	9.26	0.52	18.18	0.003	Rem.	0.02	<0.01	<0.01	0.006	0.002
Spec. for Hastelloy Alloy X ASTM B435 N06002		0.05	≤1.00	≤1.00	≤0.04	≤0.03	20.5	0.5	8.0	0.2	17.0	—	Rem.	—	—	—	—	—
		-0.15					-23.0	-2.5	-10.0	-1.0	-20.0							
AMS 5536 N06002		0.05	≤1.00	≤0.50	≤0.040	≤0.030	20.50	0.50	8.00	0.20	17.00	≤0.010	Rem.	≤0.50	≤0.15	≤0.50	—	—
		-0.15					-23.00	-2.50	-10.00	-1.00	-20.00							

\* : after ref. 5)      T : Top side of ingot      Rem : Remainder  
 \*\* : special requirement      B : Bottom side of ingot      — : not specified or not analyzed

Table 3.2 Results of room temperature tensile test, hardness and grain size measurements for Hastelloy Alloy XR (7.5mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-695) and Hastelloy Alloy XR-II (15mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-095) plates

	Ultimate Tensile Strength (MPa)	0.2% Offset Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HRB)	Grain Size	
					T	L
*:ASTM B435-87	≥ 655 *	≥ 240 *	≥ 35 *	Ref.	2 ~ 5	
Hastelloy Alloy XR	698	351	55	90	3.5	3.5
Hastelloy Alloy XR-II	712	321	52	90	3.0	3.0

T : Transverse direction  
 L : Longitudinal direction  
 Ref : Reference  
 AGS No. : Average grain size number

Table 3.3 Results of tensile test at 600 and 900°C for Hastelloy Alloy XR plate (7.5mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-695)

Temp.	600°C			900°C		
	Ultimate Tensile Strength (MPa)	0.2% Offset Yield Strength (MPa)	Elongation (%)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	0.2% Offset Yield Strength (MPa)	Elongation (%)
Spec. of producer	≥ 506	≥ 155	≥ 20	≥ 192	≥ 91.2	≥ 20
Hastelloy Alloy XR	512	228	64	212	170	51

Table 3.4 Results of creep rupture test at 815 and 900°C for Hastelloy Alloy XR plate (7.5mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-695)

Condition	815°C, 105 MPa				900°C, 49 MPa			
	T		L		T		L	
Roll.Direction	Rupture Time (h)	Fracture Elongation (%)	Rupture Time (h)	Fracture Elongation (%)	Rupture Time (h)	Fracture Elongation (%)	Rupture Time (h)	Fracture Elongation (%)
Spec.	≥ 24 *	Ref.	≥ 24 *	Ref.	≥ 100 **	≥ 10 **	≥ 100 **	≥ 10 **
Hastelloy Alloy XR	57	38	48	36	131	11	107	20

\* : AMS 5536  
 \*\* : Spec. of producer  
 Ref. : Reference  
 T : Transverse direction  
 L : Longitudinal direction

Table 3.5 Results of creep rupture test at 900°C for Hastelloy Alloy XR-II plate (15mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-095)

Condition	900°C, 51 MPa			
	T		L	
Roll.Direction	Rupture Time (h)	Fracture Elongation (%)	Rupture Time (h)	Fracture Elongation (%)
Spec. of producer	≥ 100	≥ 10	≥ 100	≥ 10
Hastelloy Alloy XR-II	239	80	251	97

Table 3.6 Chemical compositions of filler metal for Hatelloy Alloy XR

		C	Mn**	Si**	P	S	Cr	Co**	Mo	W	Fe	B**	Ni	Al**	Ti**	Cu	N**	O**
Hastelloy Alloy XR Filler Metal	Spec.*	0.05 0.15	0.75 -1.00	0.25 -0.50	≤0.040	≤0.030	20.50 -23.00	≤2.50	8.0 -10.0	0.20 -1.00	17.0 -20.0	0.003 -0.005	Rem.	≤0.05	≤0.03	≤0.50	—	—
	Check	0.08	0.91	0.35	<0.001	0.002	21.81	0.03	9.16	0.50	18.01	0.008	Rem.	0.02	<0.01	<0.01	—	—
(Ch. No. 9-034)	φ1.2 Wire	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.005	—	—	—	—	0.0029	0.0009
Spec. for Hastelloy Alloy X JIS Z3334 NiCrMo-2		0.05 -0.15	≤1.0	≤1.0	≤0.040	≤0.030	20.5 -23.0	0.50 -2.5	8.0 -10.0	0.20 -1.0	17.0 -20.0	—	Rem.	—	—	≤0.50	—	—

\* : after ref. 5)      Rem. : Remainder  
 \*\* : special requirement      — : not specified or not analyzed

Table 3.7 Welding condition

Welding procedure	Dia. of wire (mm)	Peak current (A)	Base current (A)	Wire feed rate (mm/min)	Arc voltage (V)	Travel speed (mm/min)	Ar flow rate (l/min)
GTAW	1.2	170	150	800	8~10	50~100	Torch: 15~20 Trailing shield: 15~20

Table 3.8 Chemical compositions of filler metal and its deposited metal (mass%)

Elements	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe	Mo	W	Cu	Al	Ti	Co	B	Mg	Ni	N	O
Check	0.08	0.35	0.91	<0.001	0.002	21.81	18.01	9.16	0.50	<0.01	0.02	<0.01	0.03	0.008	-	Rem.	-	-
Wire(1.2mm $\Phi$ )	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.005	-	-	0.0029	0.0009
Deposited metal	0.072	0.35	0.88	0.001	0.003	21.79	18.10	8.80	0.47	0.022	0.024	<0.001	0.015	0.0051	0.008	49.4	0.0032	0.0014

- : Not analyzed

Rem. : Remainder

Table 3.9 Result of bend test for Hastelloy Alloy XR welded joint

	Specimen no.	Results	Gauge length(mm)	Elongation (%) ※	Judgement
Free bend	1	No defect	11.5	27.0	Good
	2	No defect	13.0	23.1	Good
Root bend	1	No defect	-	-	Good
	2	No defect	-	-	Good

※ Reference data

Table 3.10 Result of guide bend test for Hastelloy Alloy XR-II welded joint

	Specimen no.	Results	Judgement
Face bend	1	No defect	Good
	2	No defect	Good
Side bend	1	No defect	Good
	2	No defect	Good
Root bend	1	No defect	Good
	2	No defect	Good

Table 3.11 Models used for analysis of diffusion of boron in Hastelloy Alloy XR

Model	Initial & Boundary conditions	Solution
① Semi-infinite one dimensional mutual diffusion	$t=0 \begin{cases} +0 < x \leq +\infty ; C=C_0 \\ -0 > x \geq -\infty ; C=C_s = 0 \end{cases}$ $t>0 \begin{cases} x=0 ; C=C_0/2 \\ x=+\infty ; C=C_0 \\ x=-\infty ; C=0 \end{cases}$	$\frac{C_0-C}{C_0-C_s} = \frac{1}{2} \left\{ 1 - \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right\}$ $\operatorname{erf} X = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^X e^{-\xi^2} d\xi$ <p>(probability integral)</p>
② Diffusion out of a finite slab	$t=0 \begin{cases} 0 \leq x \leq L ; C=C_0 \\ x=0 ; C=0 \end{cases}$ $t>0 \begin{cases} x=L ; dC/dx=0 \end{cases}$	$\frac{\bar{C}-C_f}{C_0-C_f} = \frac{8}{\pi^2} \sum_{\nu=0}^{\infty} \frac{1}{(2\nu+1)^2} \exp \left[ -\left( \frac{(2\nu+1)\pi}{L} \right)^2 Dt \right]$
③ Diffusion out of a finite cylinder	$t=0 \begin{cases} 0 \leq x \leq R ; C=C_0 \\ x=0 ; C=0 \end{cases}$ $t>0 \begin{cases} x=R ; dC/dx=0 \end{cases}$	$\frac{C-C_f}{C_0-C_f} = \sum_{\nu}^{\infty} \frac{4}{\xi_{\nu}^2} \exp \left[ -\frac{\xi_{\nu}^2 Dt}{R^2} \right]$ <p><math>\xi_{\nu}</math>: roots of the equation <math>Jo(x)=0</math> , <math>Jo(x)</math>: Bessel - function of zero order</p>

D : Diffusion coefficient  
 x : Distance from surface  
 t : Time  
 2L : Thickness of slab  
 2R : Diameter of cylinder

C : Concentration  
 Cs : Concentration at surface  
 Cf : Final concentration  
 $\bar{C}$  : Average concentration

Table 3.12 Calculated list C and x at 3000h as a function of D in semi-infinite one dimensional diffusion model

$x / 2 \sqrt{Dt}$	$\text{erf}(x / 2\sqrt{Dt})$	$C(x, t)$	Distance from face at $t=3000h$ : $x/\text{mm}$ Diffusion coefficient: $D/\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$		
			$1 \times 10^{-8}$	$1 \times 10^{-9}$	$1 \times 10^{-10}$
0	0	0.500	0	0	0
0.05	0.056372	.472	0.33	0.10	0.03
0.10	0.112463	.444	0.66	0.21	0.07
0.15	0.167996	.416	0.98	0.31	0.10
0.20	0.222703	.389	1.31	0.42	0.13
0.25	0.276326	.362	1.64	0.52	0.16
0.30	0.328627	.336	1.97	0.62	0.20
0.35	0.379382	.310	2.30	0.73	0.23
0.40	0.428392	.286	2.63	0.83	0.26
0.45	0.475482	.262	2.96	0.94	0.30
0.50	0.520500	.240	3.29	1.04	0.33
0.60	0.603856	.198	3.94	1.25	0.39
0.70	0.677801	.161	4.60	1.45	0.46
0.80	0.742101	.129	5.26	1.66	0.53
0.90	0.796908	.102	5.92	1.87	0.59
1.0	0.842701	.079	6.57	2.08	0.66
1.2	0.910314	.045	7.89	2.49	0.79
1.4	0.952285	.024	9.20	2.91	0.92
1.6	0.976348	.012	10.52	3.32	1.05
1.8	0.989091	.006	11.83	3.74	1.18
2.0	0.995322	.002	13.15	4.16	1.31
2.5	0.999593	.0002	16.43	5.20	1.64
3.0	0.999978	.0001	19.72	6.20	1.97

$$C(x, t) = \frac{1}{2} \left\{ 1 - \text{erf}(x / 2\sqrt{Dt}) \right\}$$

Table 3.13 Creep test results of Hastelloy alloy XR-II weldment at 950°C

Stress (MPa)	Specimen No.	Rupture time (h)	Rupture elongation (%)	Reduction in area (%)	Fracture location
52.8	XR 1	39.1	29.18	41.75	depo.
	XRJ 1	18.3	13.58	31.48	base metal
	XR II J 1	49.6	24.68	73.54	base metal
41.9	XR 2	129.0	22.45	40.65	depo.
	XRJ 2	50.5	8.67	19.93	base metal
	XR II J 2	132.7	24.11	53.68	base metal
31.5	XR 3	721.5	7.59	25.45	depo.
	XRJ 3	160.7	6.27	10.96	base metal
	XR II J 3	707.7	12.18	48.80	base metal
23.7	XR 4	1654.4	7.84	7.46	depo.
	XRJ 4	585.8	6.61	16.72	base metal
	XR II J 4	834.0	11.13	38.87	depo.

Table 3.14 Creep test results of Hastelloy alloy XR-II weldment at 1000°C

Stress (MPa)	Specimen No.	Rupture time (h)	Rupture elongation (%)	Reduction in area (%)	Fracture location
37.3	XR 5	55.3	14.33	35.01	depo.
	XRJ 5	20.4	10.83	28.59	base metal
	XR II J 5	47.3	21.80	71.66	base metal
28.2	XR 6	159.2	11.61	10.74	depo.
	XRJ 6	88.1	5.83	15.03	base metal
	XR II J 6	150.8	13.33	31.34	base metal bond
20.1	XR 7	572.9	7.42	10.24	depo.
	XRJ 7	348.7	6.11	10.58	base metal
	XR II J 7	484.7	5.23	7.04	depo.
14.3	XR 8	1255.3	11.87	12.97	depo.
	XRJ 8	816.3	7.00	10.20	base metal
	XR II J 8	1199.0	8.10	13.37	base metal

Table 3.15 Tensile properties of Hastelloy alloy XR-II weldments at room temperature

Test temp.(°C)	Aging temp.(°C)	Specimen	0.2% P.S. (MPa)	U.T.S. (MPa)	Total elongation(%)	Reduction in area (%)	Fracture location
R.T.	As received	Base metal	286	694	57.8	52.9	A
		Weld metal	469	750	31.4	36.9	A
		Welded joint	430	736	35.0	50.5	Base metal
	700	Base metal	340	783	33.5	32.3	A
		Weld metal	525	925	11.9	10.7	B
		Welded joint	526	960	15.7	14.8	Weld metal
	800	Base metal	341	736	11.6	8.3	B
		Weld metal	381	784	9.4	7.4	B
		Welded joint	396	731	7.5	9.9	Base metal
	900	Base metal	276	607	11.6	8.3	B
		Weld metal	354	714	12.6	9.1	B
		Welded joint	333	644	10.8	13.0	Base metal
950	Base metal	257	689	36.1	31.0	A	
	Weld metal	330	703	26.2	22.9	A	
	Welded joint	323	689	25.0	23.7	Base metal	
1000	Base metal	261	692	43.1	35.8	A	
	Weld metal	322	694	31.9	30.4	A	
	Welded joint	317	696	34.3	32.2	Base metal	

Table 3.16 Tensile properties of Hastelloy alloy XR-II weldments at elevated temperatures

Test temp.(°C)	Aging temp.(°C)	Specimen	0.2% P.S. (MPa)	U.T.S. (MPa)	Total elongation(%)	Reduction in area (%)	Fracture location
700	As received	Base metal	201	468	70.6	56.8	A
		Weld metal	338	529	28.2	33.7	B
		Welded joint	321	—	—	—	Base metal
700	700	Base metal	238	531	60.2	59.6	A
		Weld metal	357	567	30.3	44.9	A
		Welded joint	389	611	39.9	57.9	Base metal
800	As received	Base metal	211	374	80.7	73.1	A
		Weld metal	268	390	47.0	47.5	A
		Welded joint	273	388	45.3	51.1	Weld metal
800	800	Base metal	210	375	44.1	68.6	B
		Weld metal	223	376	54.6	61.6	A
		Welded joint	237	387	44.4	54.6	Weld metal
900	As received	Base metal	136	225	108.4	83.3	A
		Weld metal	153	234	54.4	62.9	A
		Welded joint	161	236	43.2	53.4	Weld metal
900	900	Base metal	123	214	92.5	87.1	A
		Weld metal	123	207	58.2	65.6	A
		Welded joint	127	218	54.8	66.5	Weld metal
950	As received	Base metal	109	172	95.0	84.2	A
		Weld metal	115	178	58.0	56.7	A
		Welded joint	124	184	49.8	56.0	Weld metal
950	950	Base metal	89	160	105.0	92.3	A
		Weld metal	98	166	53.2	55.6	B
		Welded joint	95	165	81.1	49.4	Weld metal
1000	As received	Base metal	71	130	110.7	84.6	A
		Weld metal	90	135	59.6	53.2	A
		Welded joint	94	138	45.1	37.1	Weld metal
1000	1000	Base metal	68	120	122.5	93.1	B
		Weld metal	75	124	61.2	48.7	A
		Welded joint	71	121	53.2	34.7	Weld metal

Table 3.17 Impurity levels in the test environment (Pa)

Impurity	H <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	CO	CO <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>
Nominal	20	0.1	10	0.2	0.5
Analysis	19 to 21	0.08 to 0.12	9 to 11	0.15 to 0.25	0.4 to 0.6

Table 3.18 Bulk carbon contents of specimens before and after exposure to JAERI-type B helium for 1000h (mass%)

Material	Before test	After test	
		950°C	1000°C
Weld metal (S)	0.0717	0.0879	0.0819
Weld metal (I)	0.0794	0.0882	0.0910
Base metal 1	0.078	0.089	—
Base metal 2	0.079	—	0.089

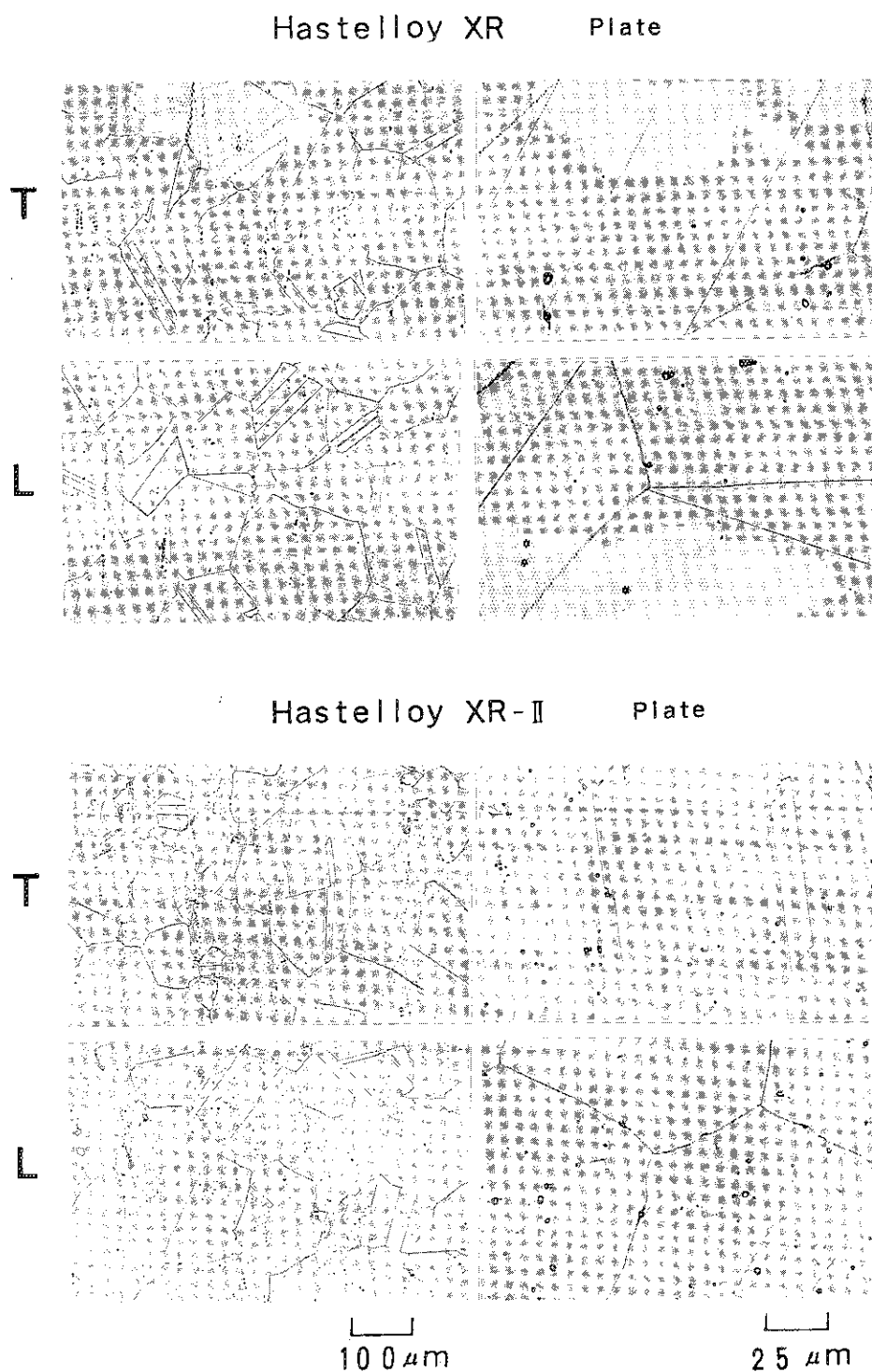


Fig. 3.1 Microstructure of Hastelloy Alloy XR (7.5mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-695) and Hastelloy Alloy XR-II (15mm<sup>t</sup>, Ch.No.9-095) plates after solution heat treatment (1190°C×1h, WQ)

T: Transverse direction  
L: Longitudinal direction

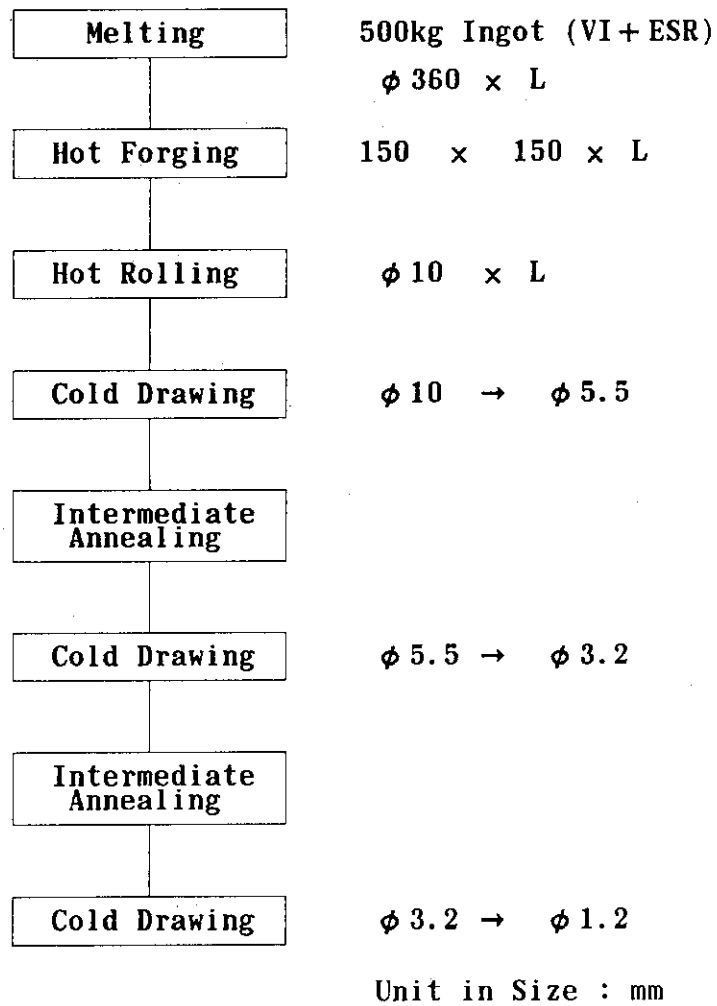
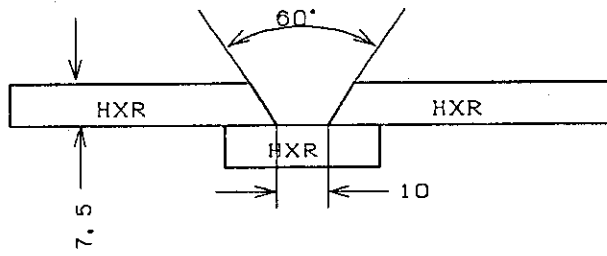
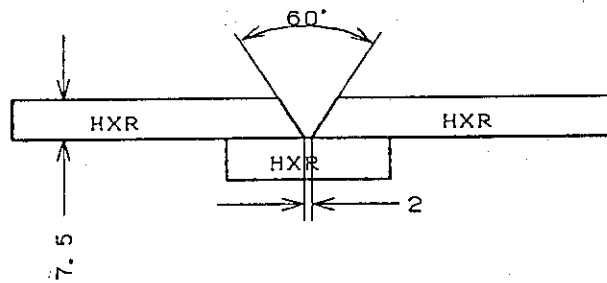


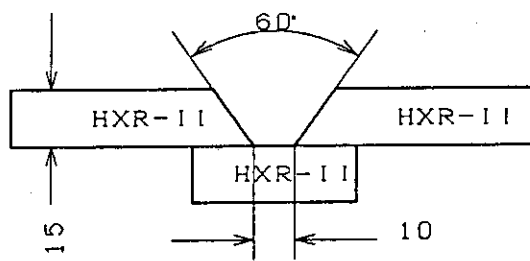
Fig. 3.2 Production flow diagram of filler metal for Hastelloy Alloy XR in large scale manufacture



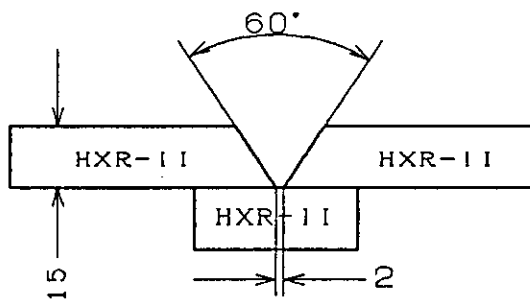
(a) HXR weld metal.



(b) HXR welded joint



(c) HXR-II weld metal



(d) HXR-II welded joint

Fig. 3.3 Groove geometry

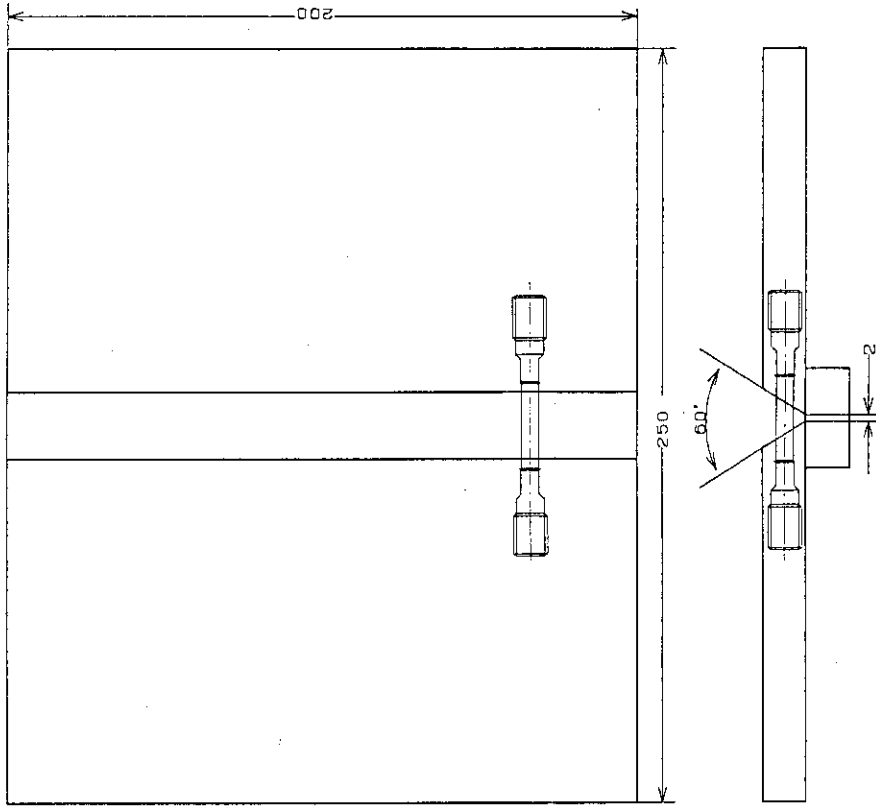


Fig. 3.5 Groove geometry and method of sampling for welded joint specimen

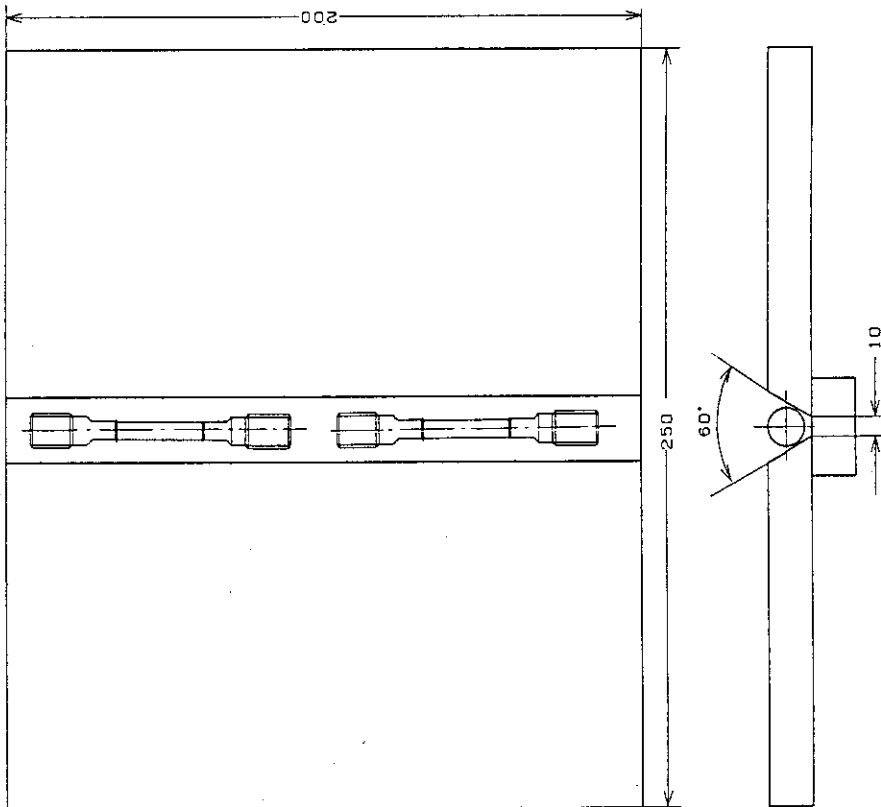


Fig. 3.4 Groove geometry and method of sampling for weld metal specimen

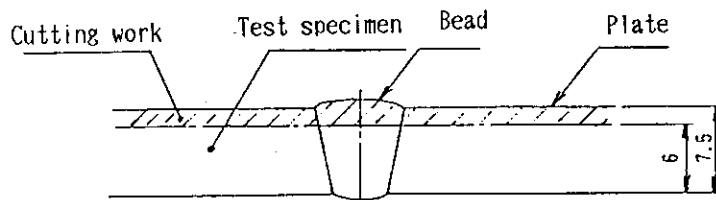
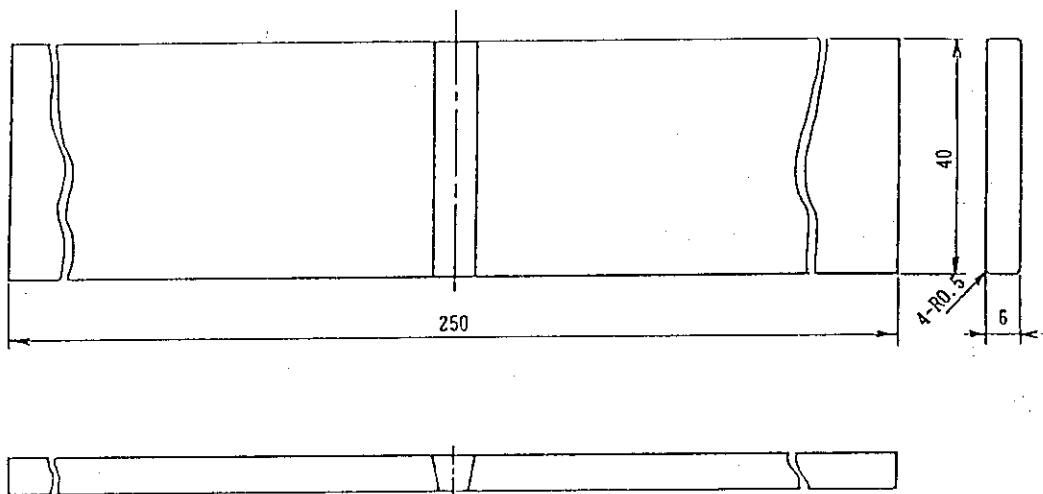
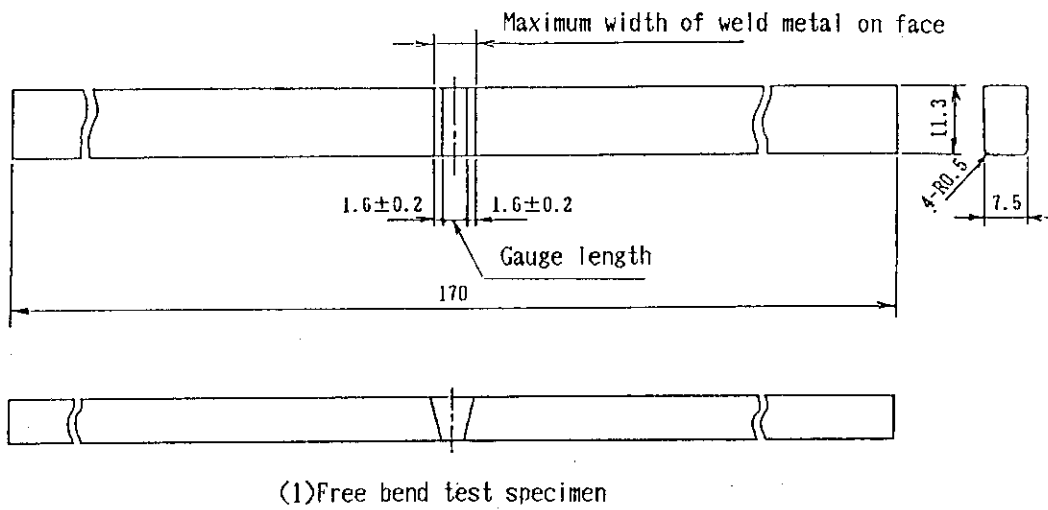


Fig. 3.6 Geometry of free bend and root bend test specimen for Hastelloy Alloy XR welded joint

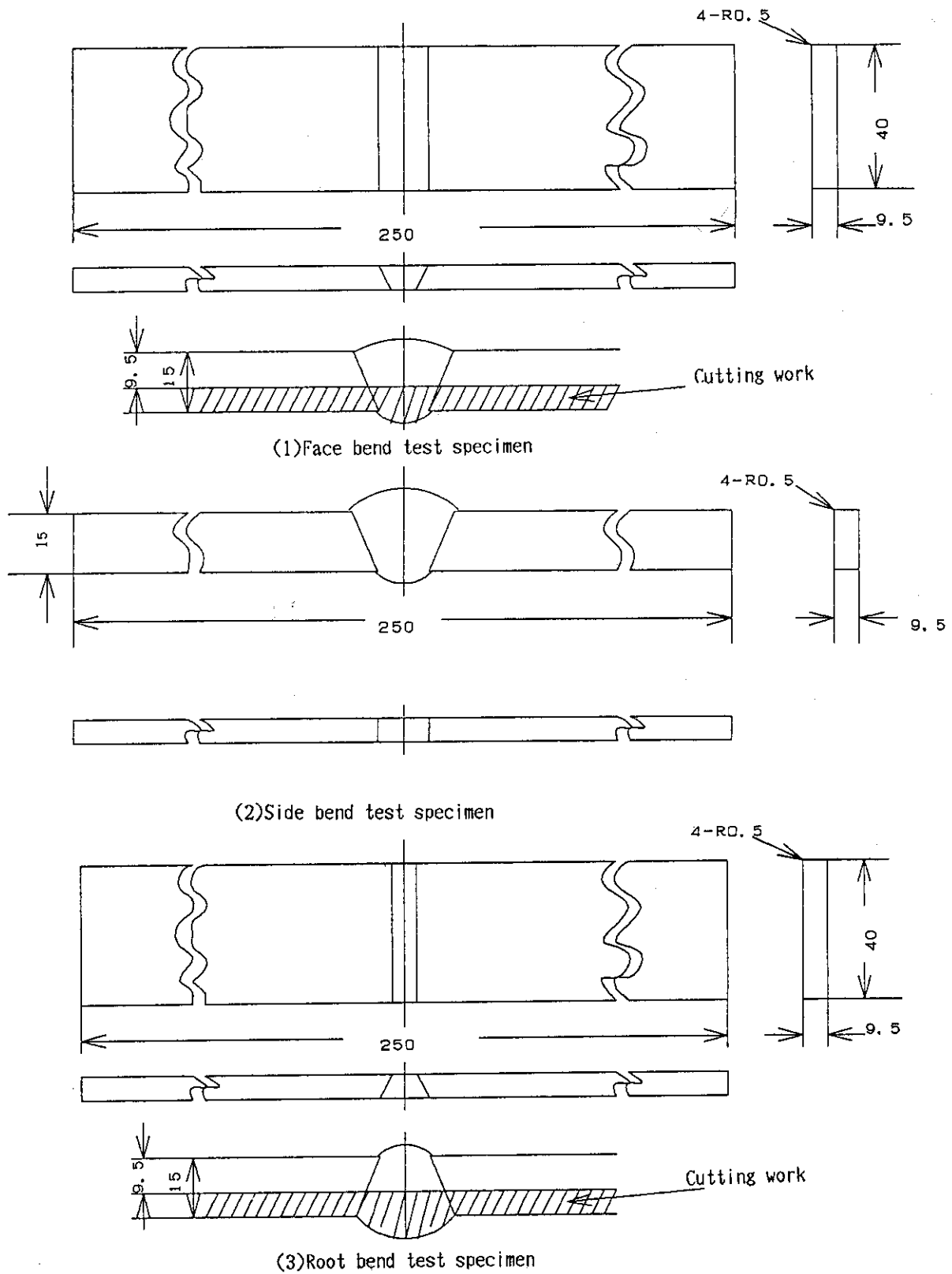


Fig. 3.7 Geometry of guide bend test specimen for Hastelloy Alloy XR-II welded joint

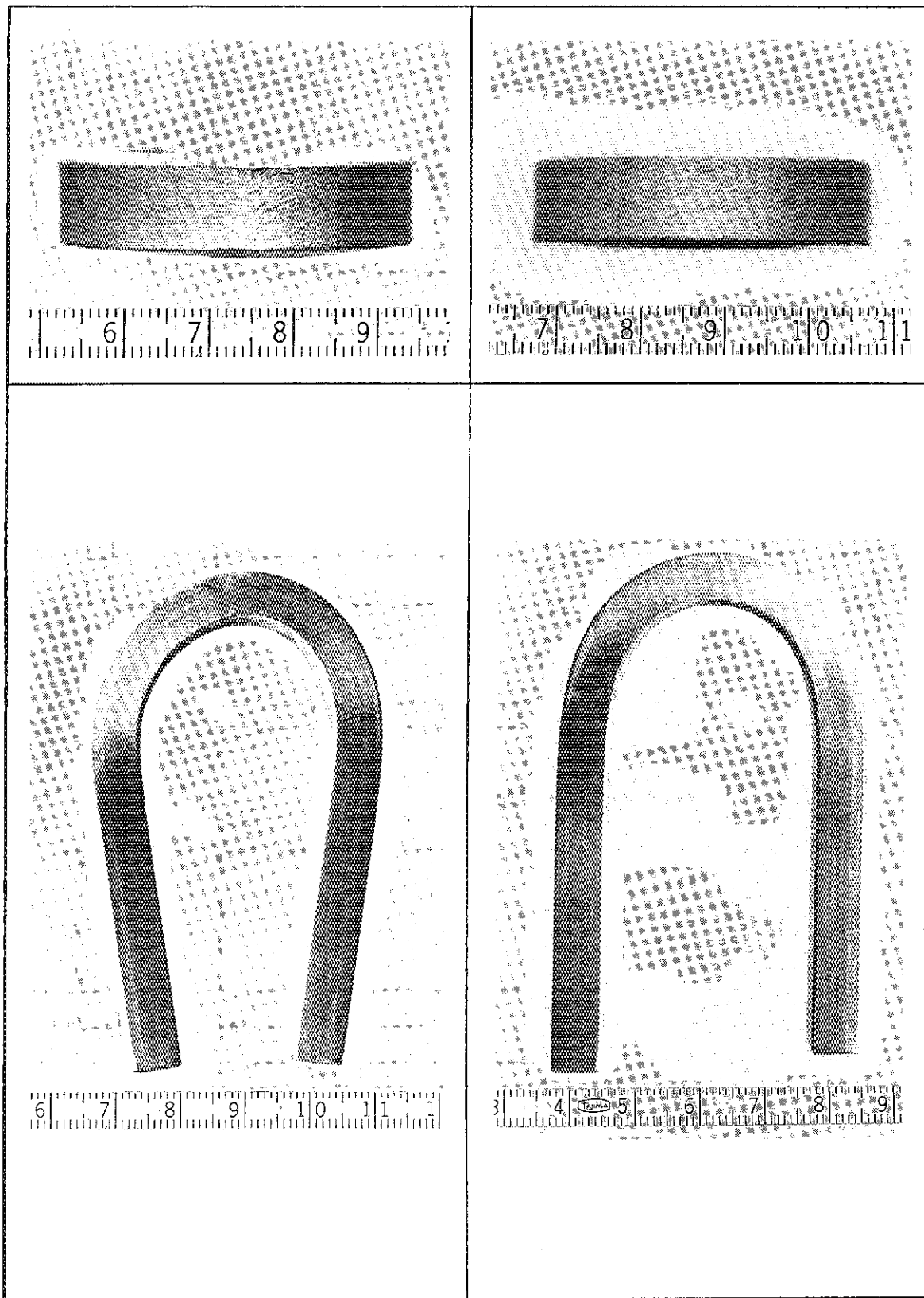


Fig. 3.8 Specimen appearance after free bend test for Hastelloy Alloy XR welded joint

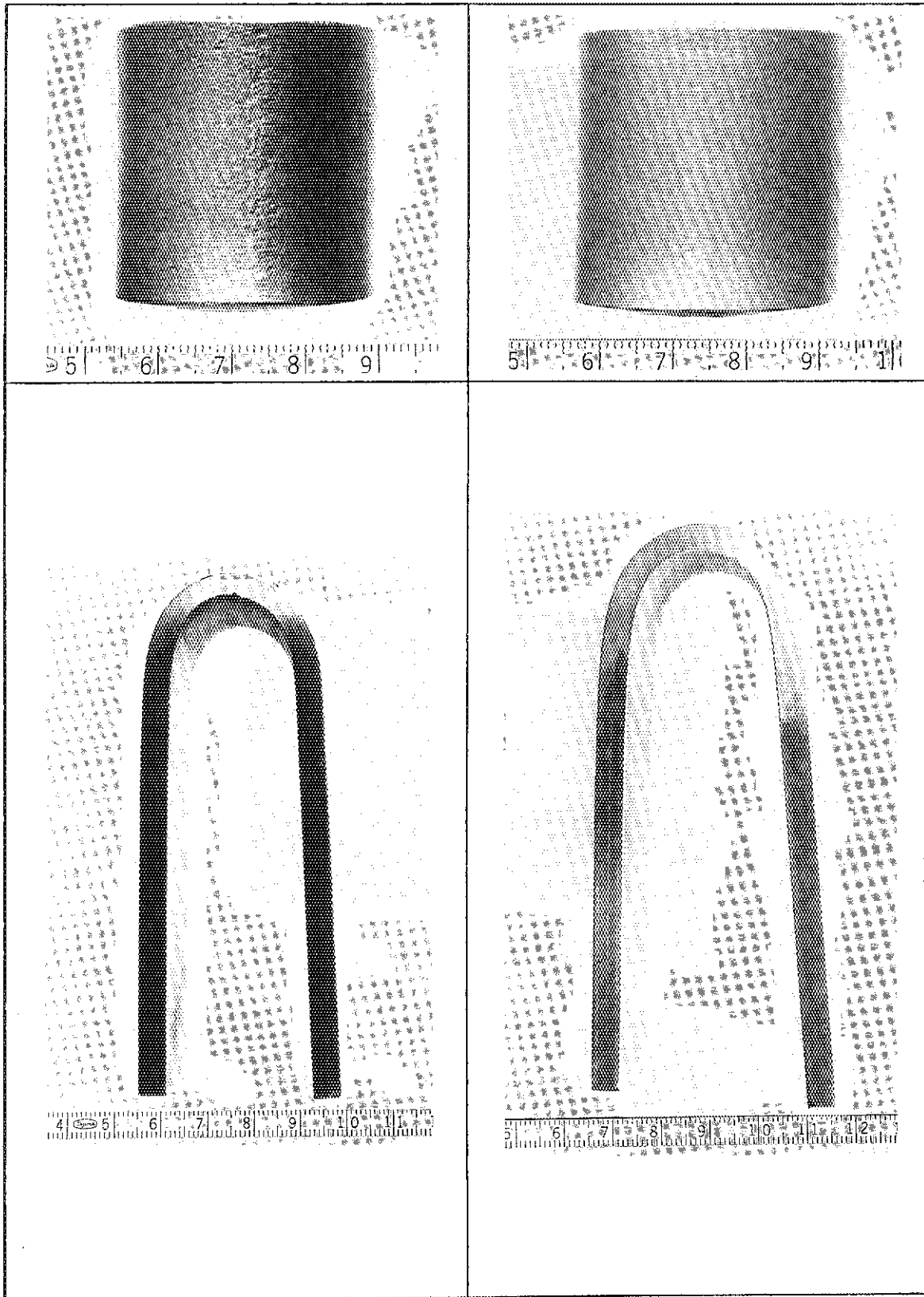
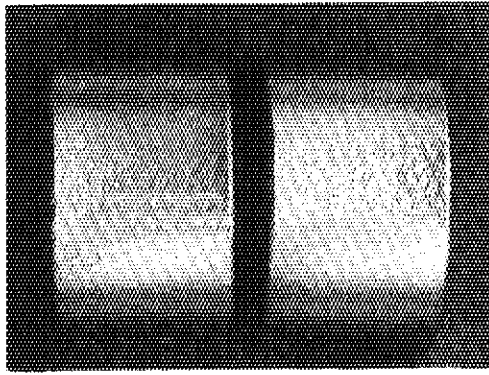
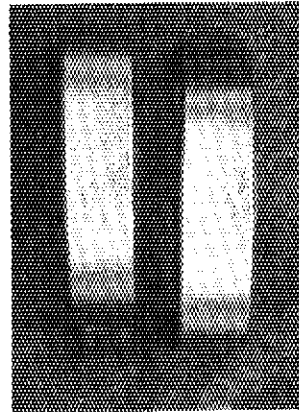


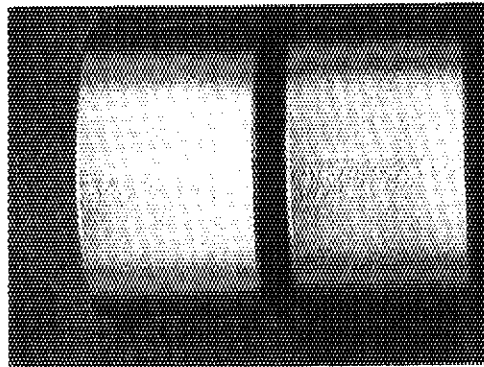
Fig. 3.9 Specimen appearance after root bend test for Hastelloy Alloy XR welded joint



(a) Face bend



(b) Side bend



(c) Root bend

10mm  
└──────────┘

Fig. 3.10 Specimen appearance after guide bend test for Hastelloy Alloy XR-II welded joint

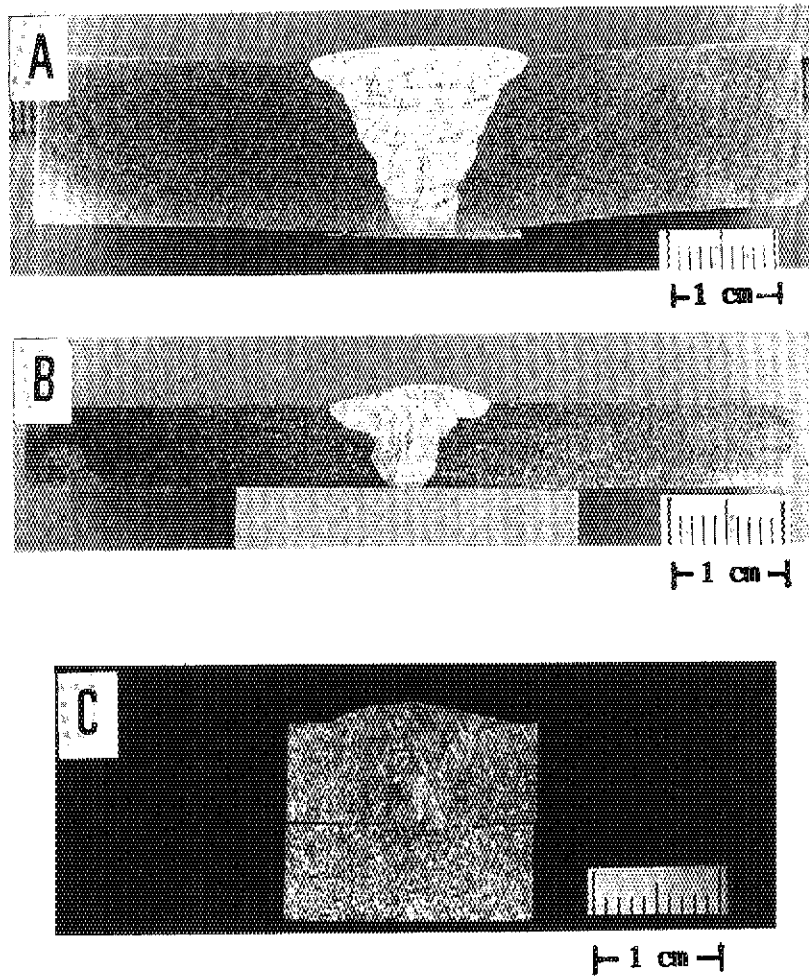
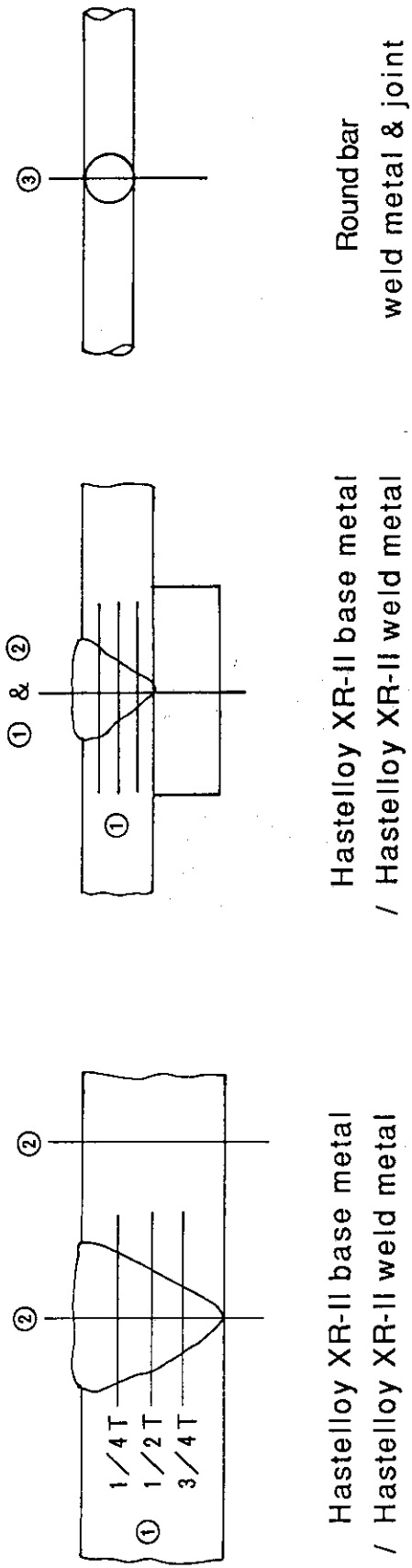


Fig. 3.11 Macrostructure of Hastelloy Alloy XR and Hastelloy Alloy XR-II TIG welded joints  
A : Hastelloy Alloy XR-II base metal (15mm<sup>t</sup>)/ Hastelloy Alloy XR-II filler metal  
B&C: Hastelloy Alloy XR base metal (7.5mm<sup>t</sup>)/ Hastelloy Alloy XR-II filler metal  
A&B: As welded,  
C : After heating at 950°C for 3000h in air



- ① Semi-infinite one dimensional mutual diffusion
- ② Diffusion out of a finite slab
- ③ Diffusion out of a finite cylinder

Fig. 3.12 Analyzed positions of boron distribution by IMA and diffusion models of weldments of Hastelloy Alloy XR

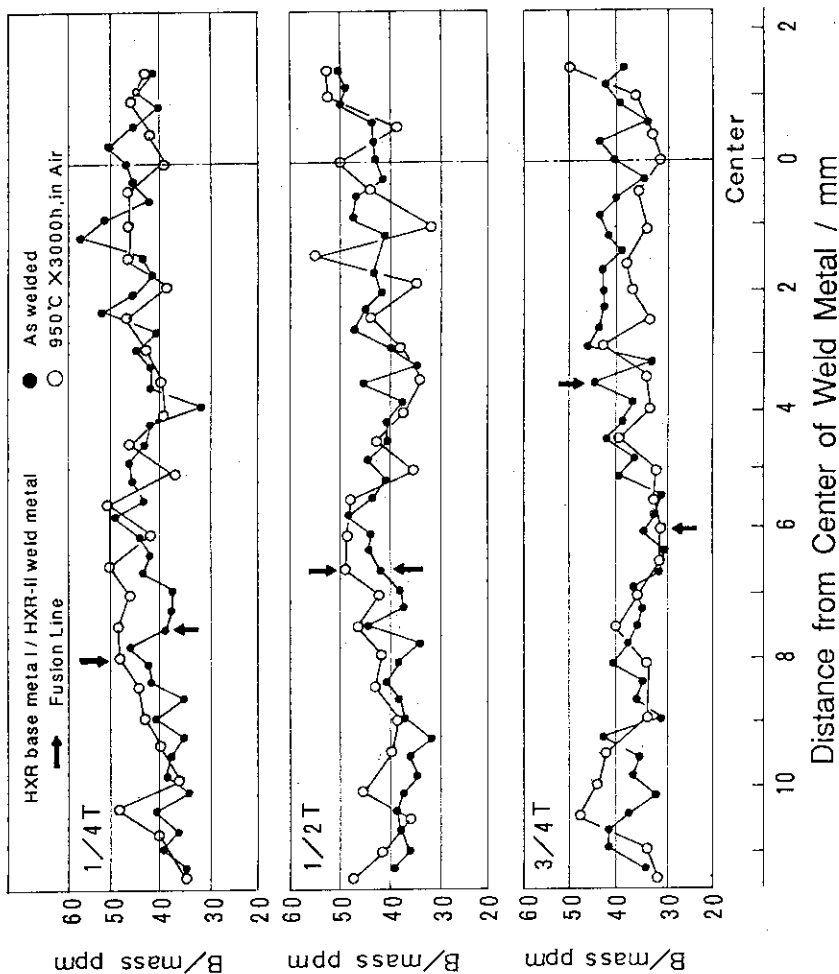


Fig. 3.14 Boron distributions in welded joints for as welded and heated (at 950°C for 3000h in air) conditions

Welded joint: Hastelloy Alloy XR-III  
 base metal (15mm $\phi$ ) /  
 Hastelloy Alloy XR-III  
 filler metal

Analyzed position: Cross direction to  
 welding line in cross  
 section

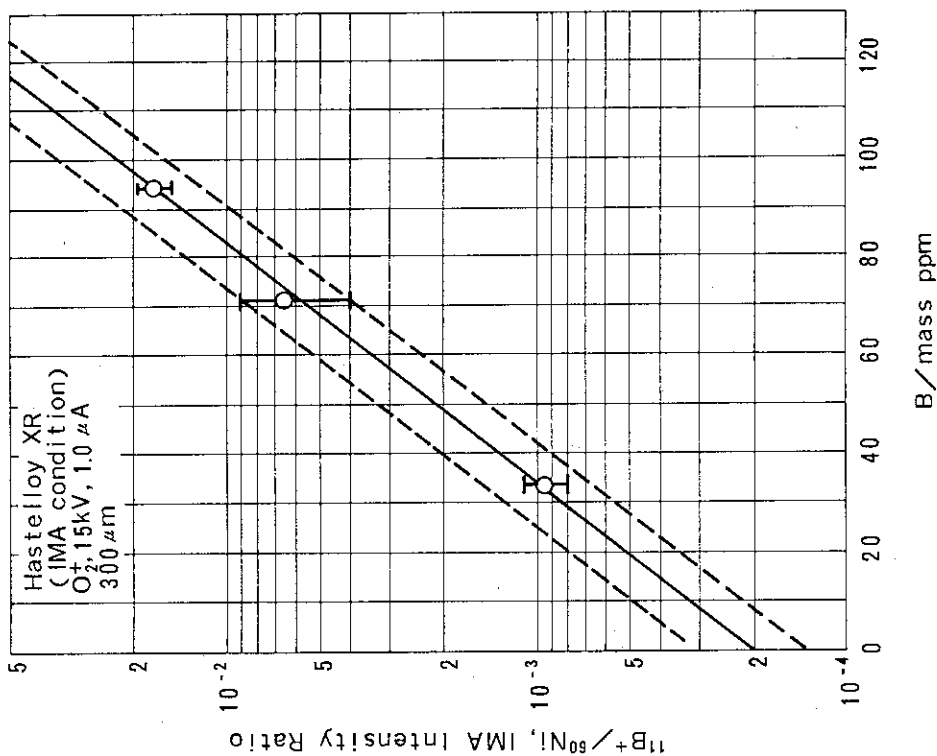


Fig. 3.13 Relation between boron content and intensity ratio ( $^{11}\text{B}^+ / ^{60}\text{Ni}$ ) by IMA (Ion Micro Analyzer) in Hastelloy Alloy XR

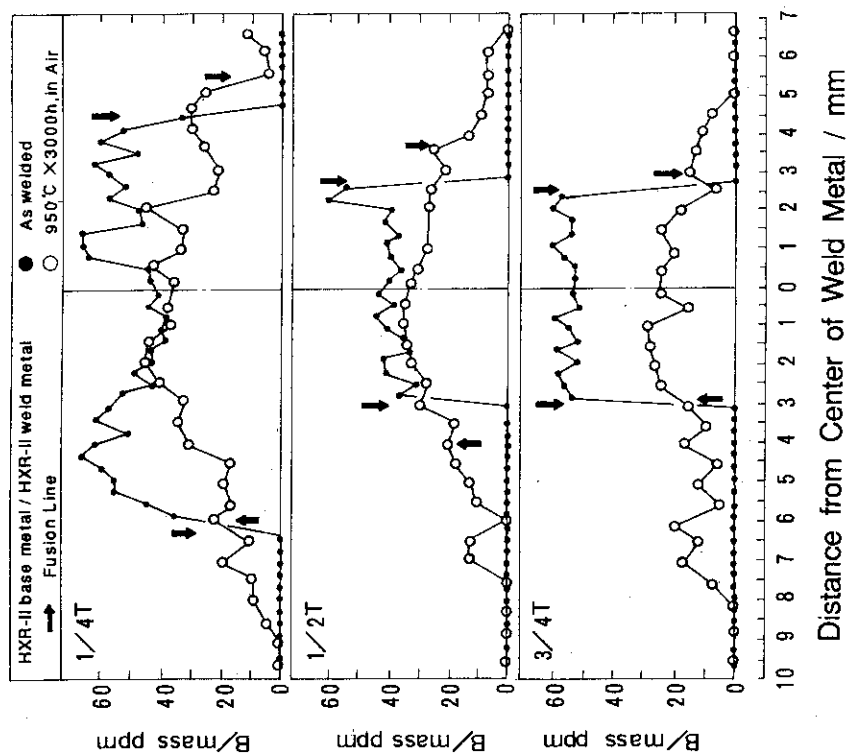


Fig. 3.16 Boron distributions in welded joints for as welded and heated (at 950°C for 3000h in air) conditions  
 Welded joint: Hastelloy Alloy XR base metal (7mm<sup>t</sup>)/Hastelloy Alloy XR-II filler metal  
 Analyzed position: Cross direction to welding line in cross section

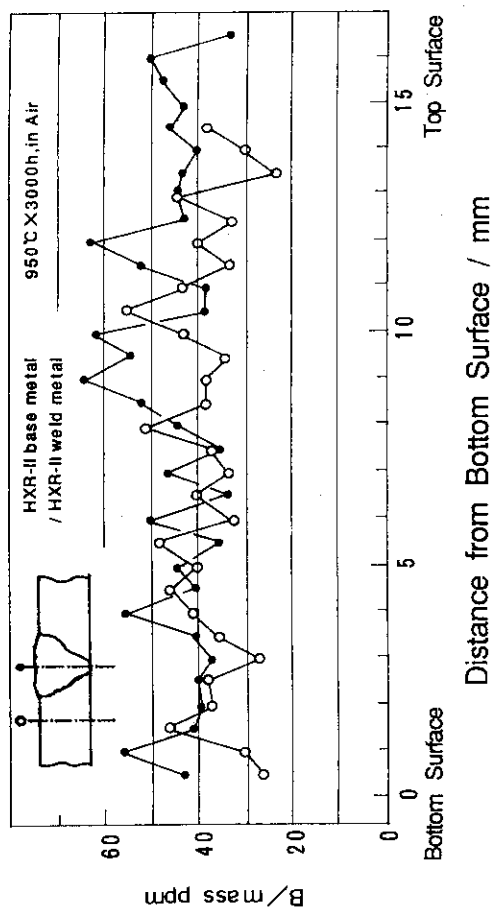


Fig. 3.15 Boron distributions in welded joints for as welded and heated (at 950°C for 3000h in air) conditions  
 Welded joint: Hastelloy Alloy XR-II base metal (15mm<sup>t</sup>)/Hastelloy Alloy XR-II filler metal  
 Analyzed position: thickness direction in cross section

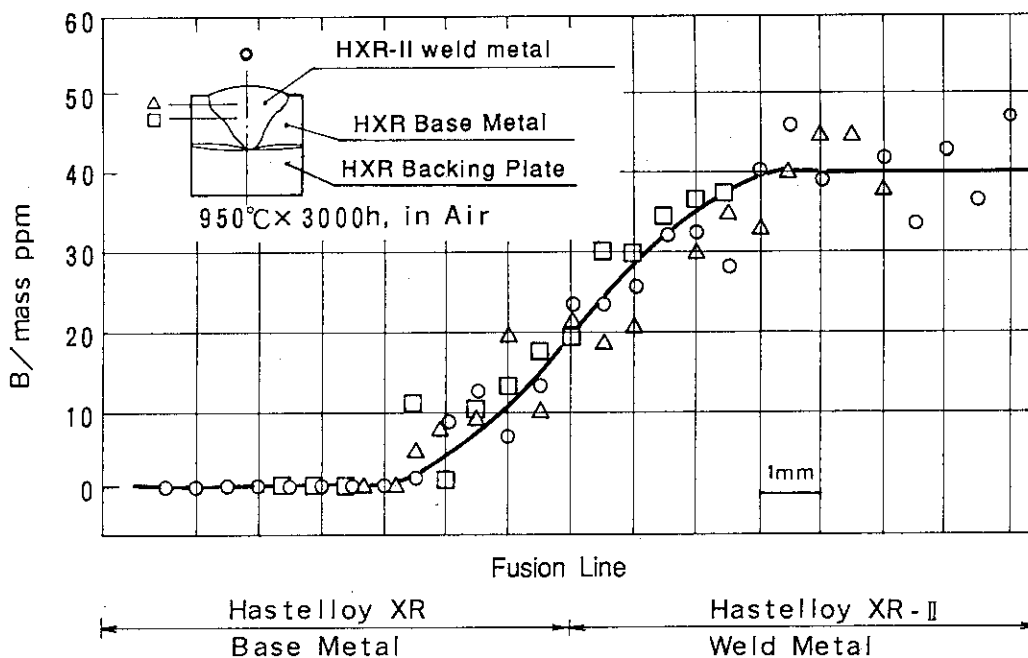


Fig. 3.17 Boron distributions in welded joint after heating at 950°C for 3000h in air  
 Welded joint: Hastelloy Alloy XR base metal (7mm<sup>t</sup>) /Hastelloy Alloy XR-II filler metal  
 Analyzed position: Vicinity to fusion line in cross section

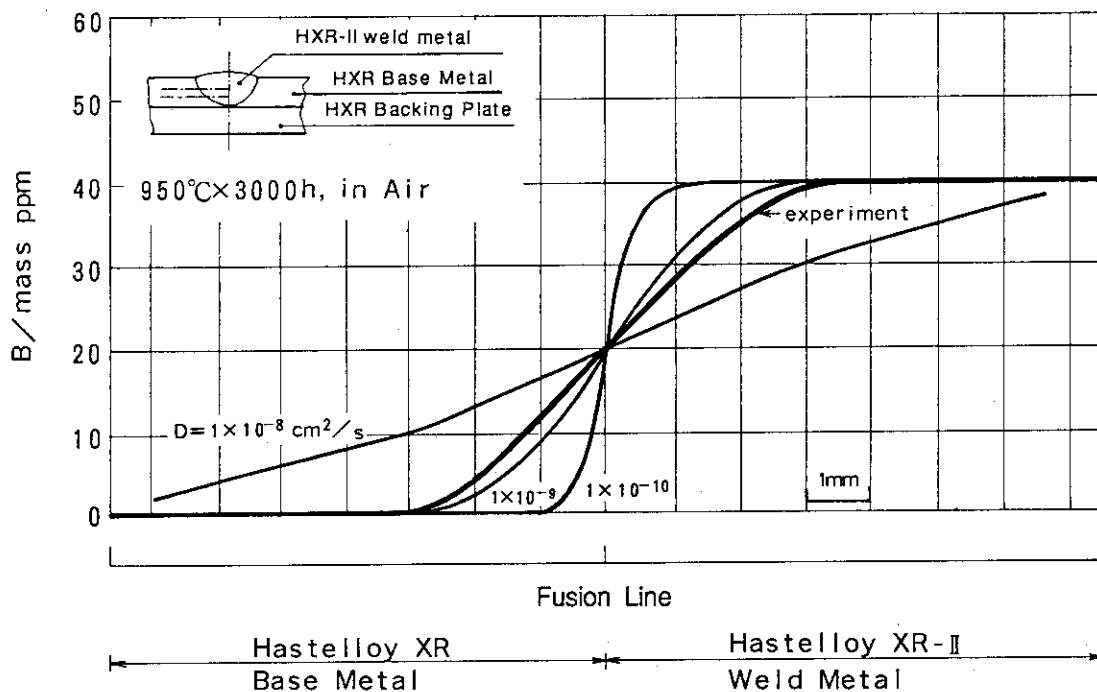


Fig. 3.18 Analyzed result of boron diffusion at vicinity to fusion line using semi-infinite one dimensional diffusion model for Hastelloy Alloy XR base metal (7.5mm<sup>t</sup>)/Hastelloy Alloy XR-II filler metal TIG welded joints after heating at 950°C for 3000h in air

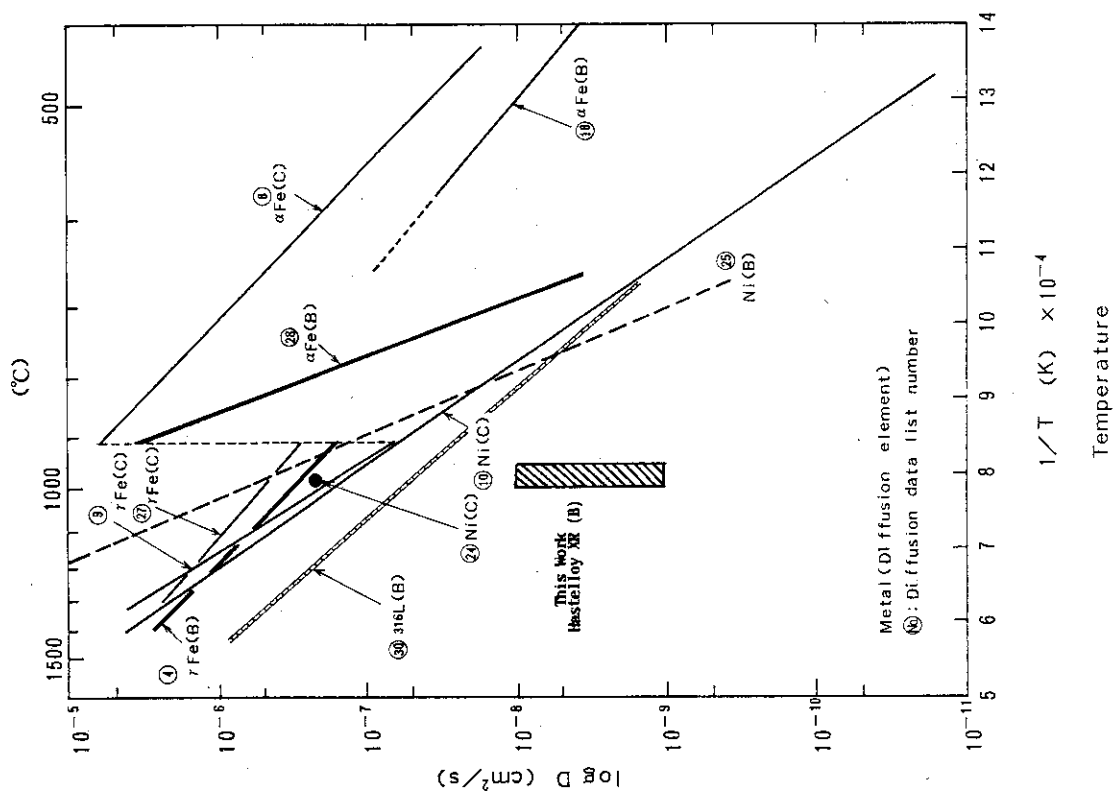


Fig. 3.19 Diffusion coefficient of boron in Hastelloy Alloy XR welded joints

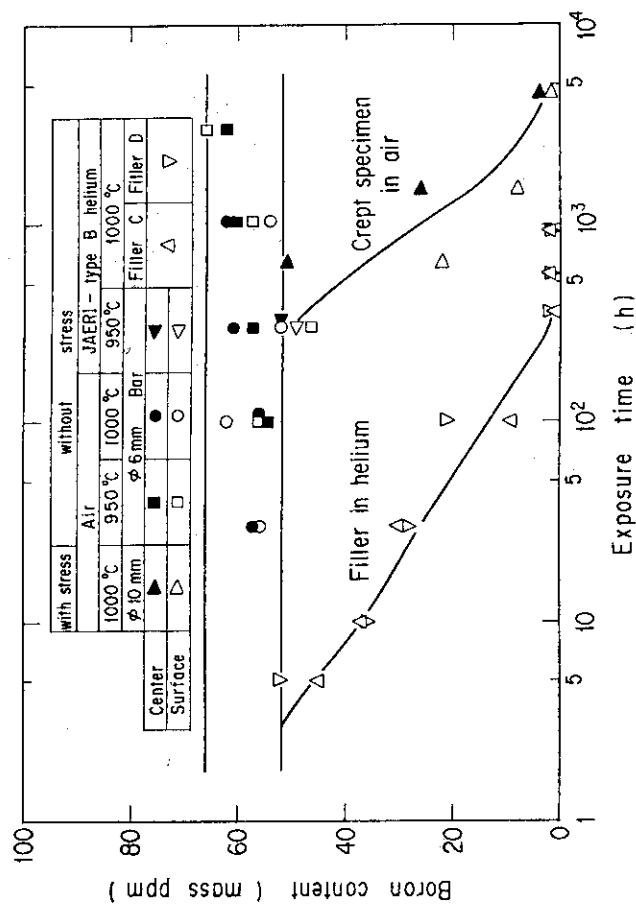


Fig. 3.20 Bulk boron contents as a function of exposure time

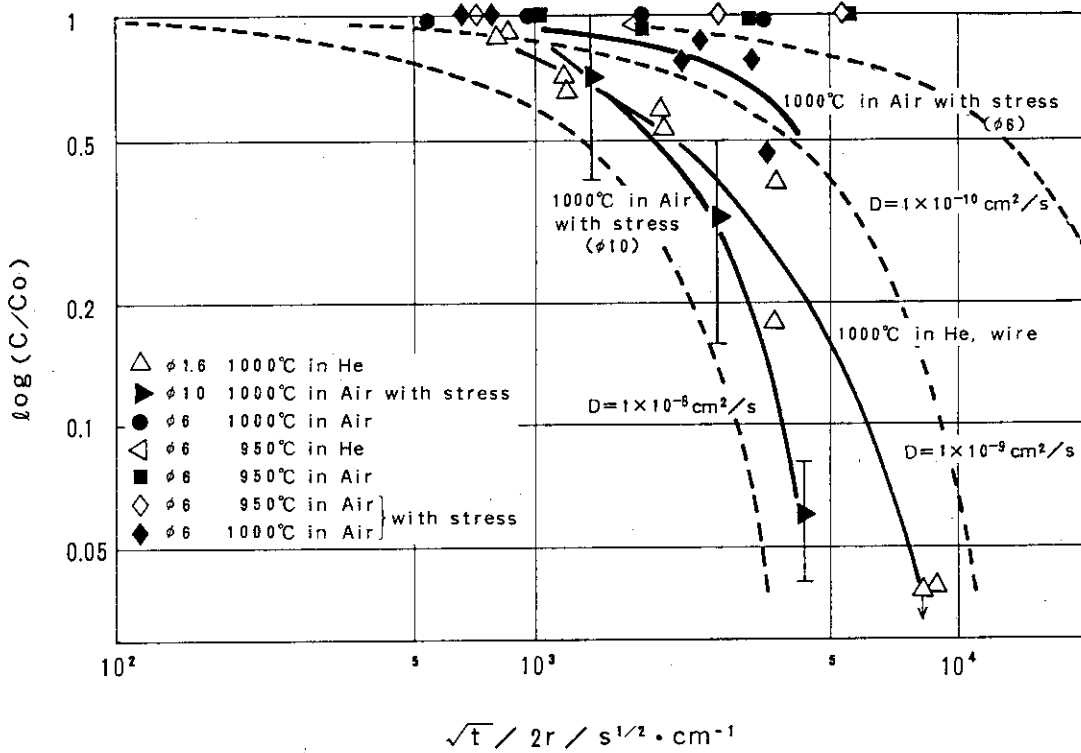


Fig. 3.21 Analyzed result of boron diffusion in Hastelloy Alloy XR-II round bars and wires using diffusion out of a finite cylinder model

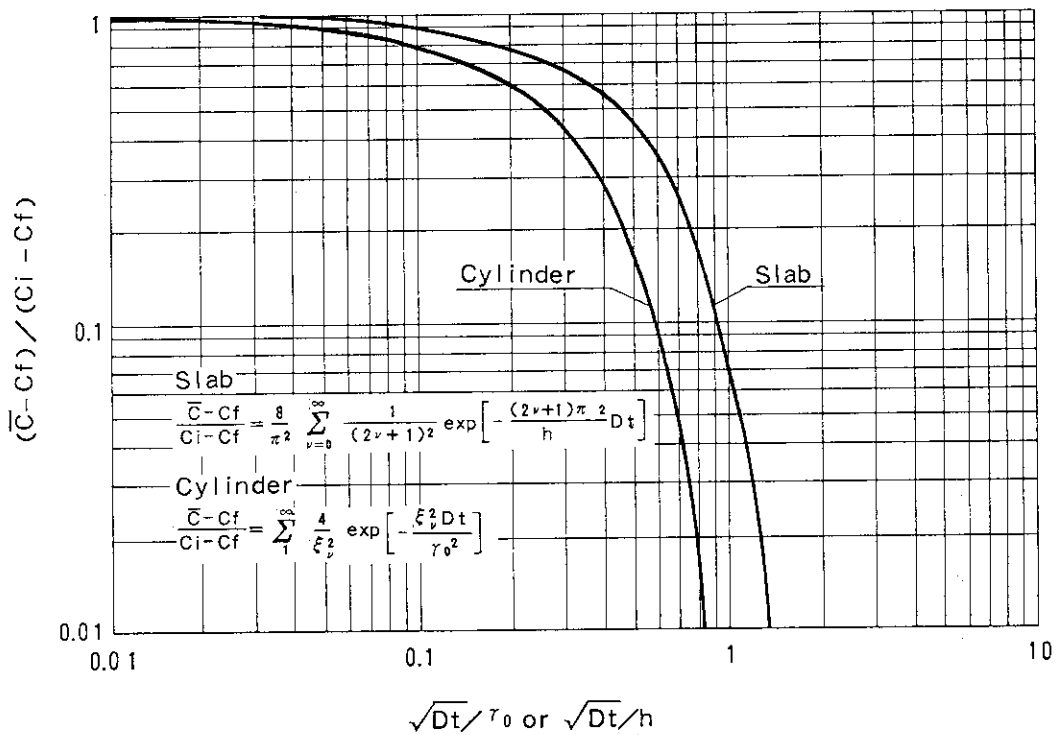


Fig. 3.22 Solutions of diffusion for models of diffusion out of a finite cylinder and slab

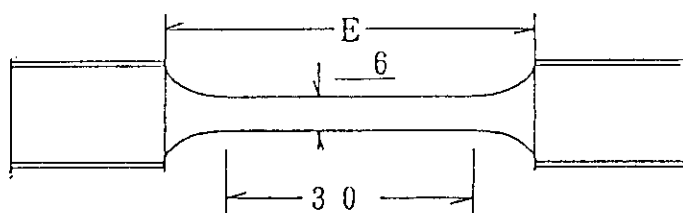


Fig. 3.23 Geometry of creep specimen

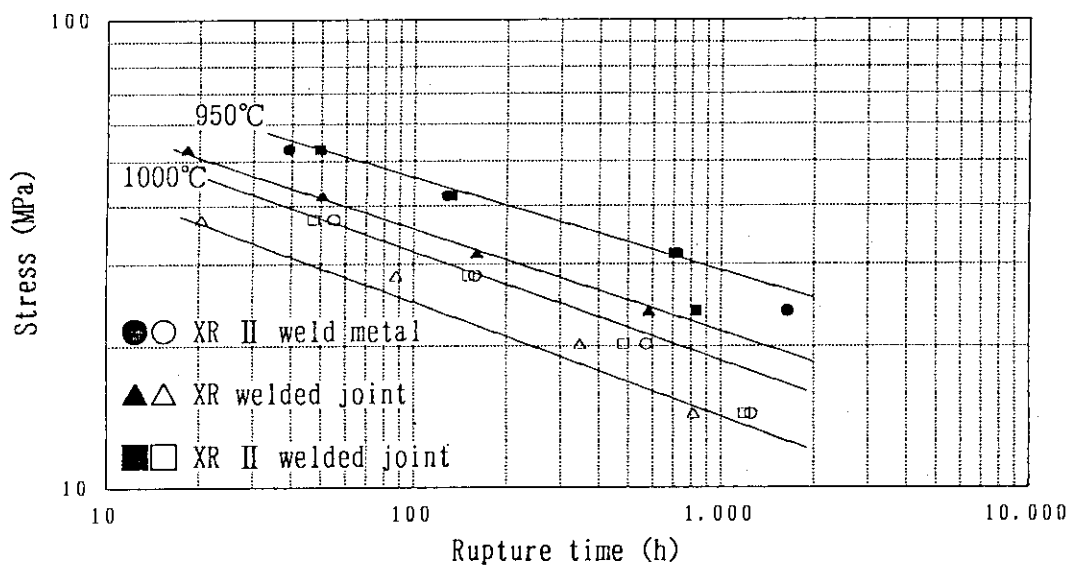


Fig. 3.24 Creep rupture time versus stress for Hastelloy Alloy XR-II weldment at 950°C and 1000°C

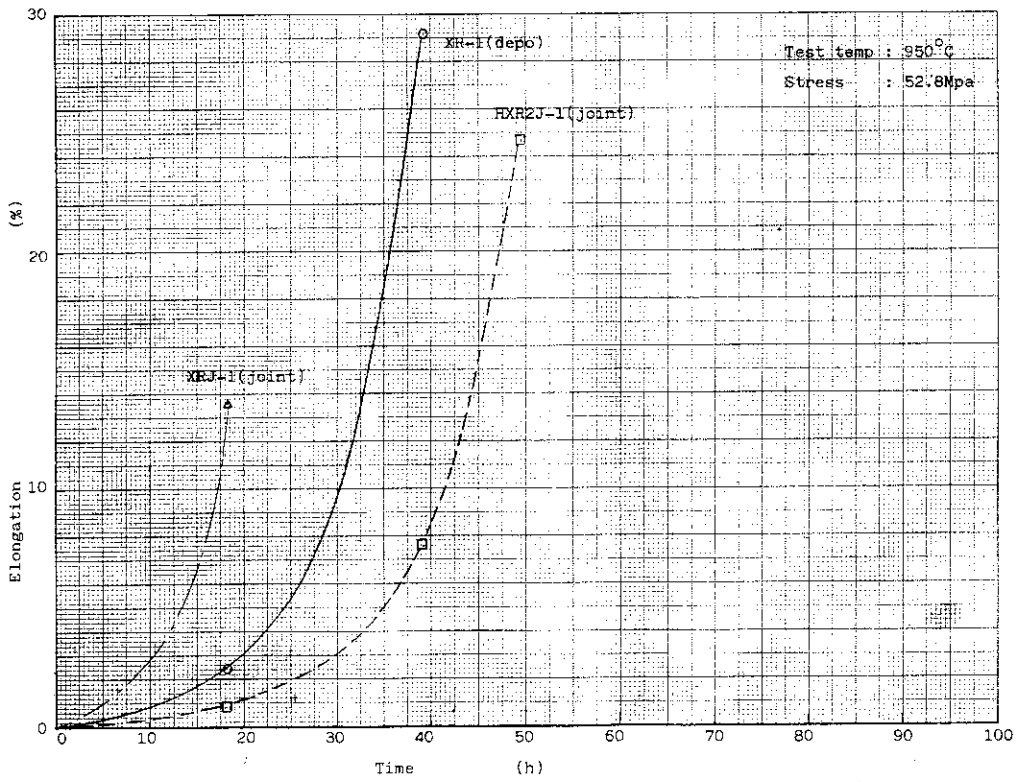


Fig. 3.25 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 52.8MPa at 950°C

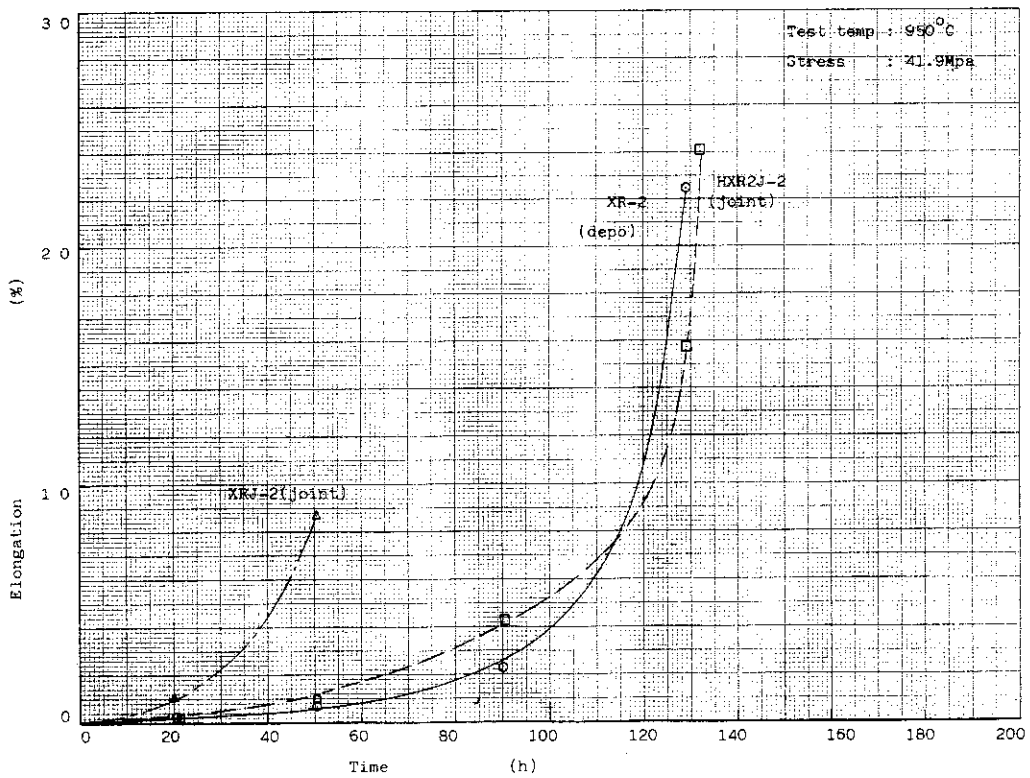


Fig. 3.26 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 41.9MPa at 950°C

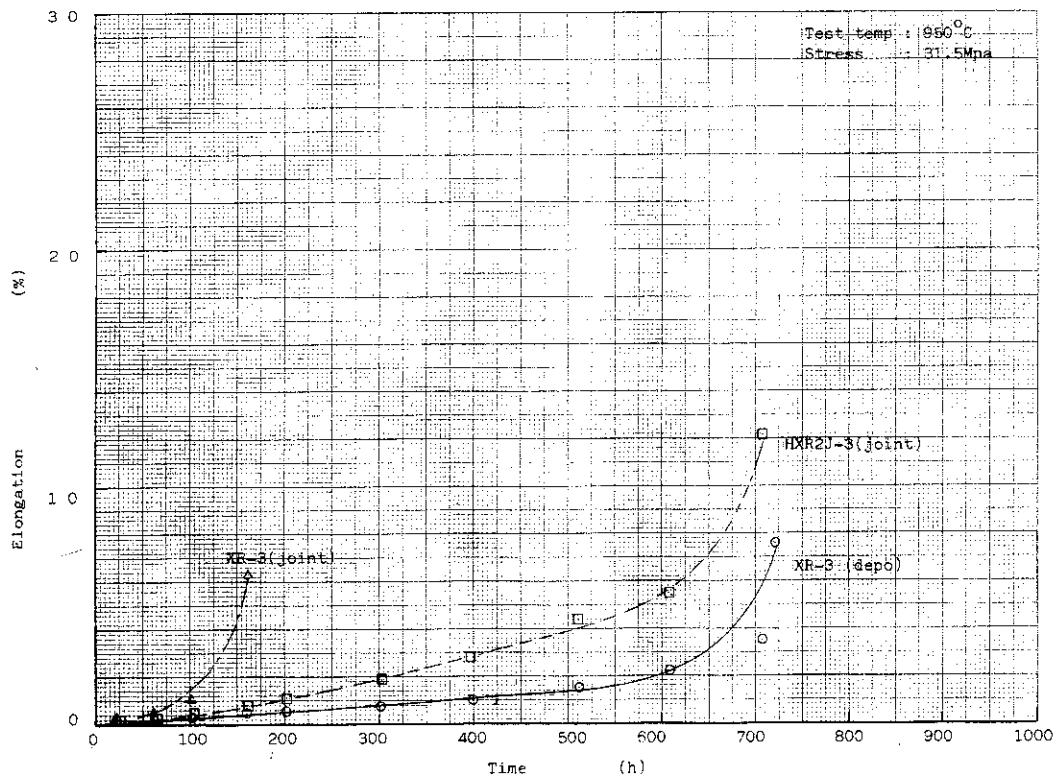


Fig. 3.27 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 31.5MPa at 950°C

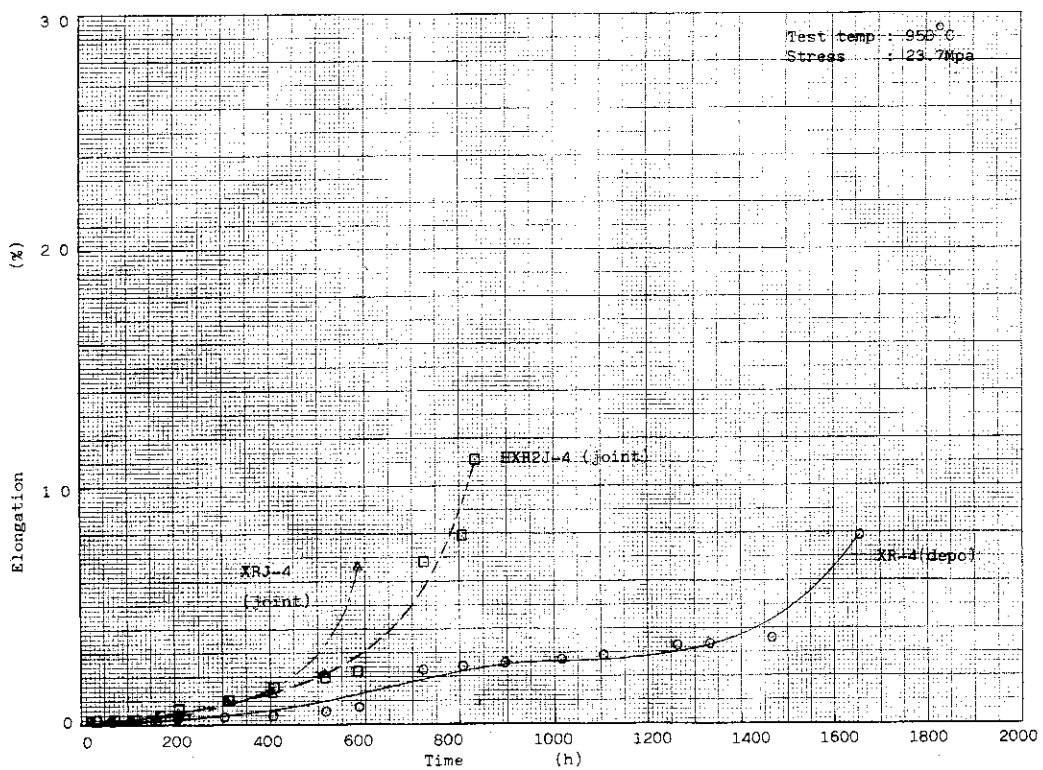


Fig. 3.28 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 23.7MPa at 950°C

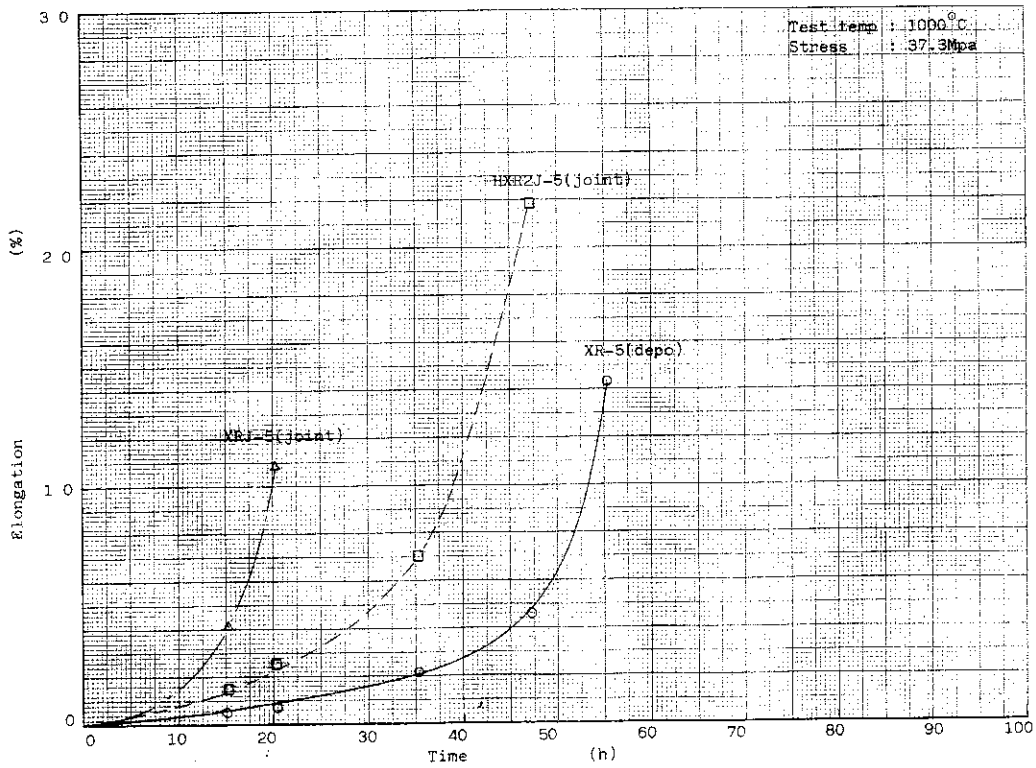


Fig. 3.29 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 37.3MPa at 1000°C

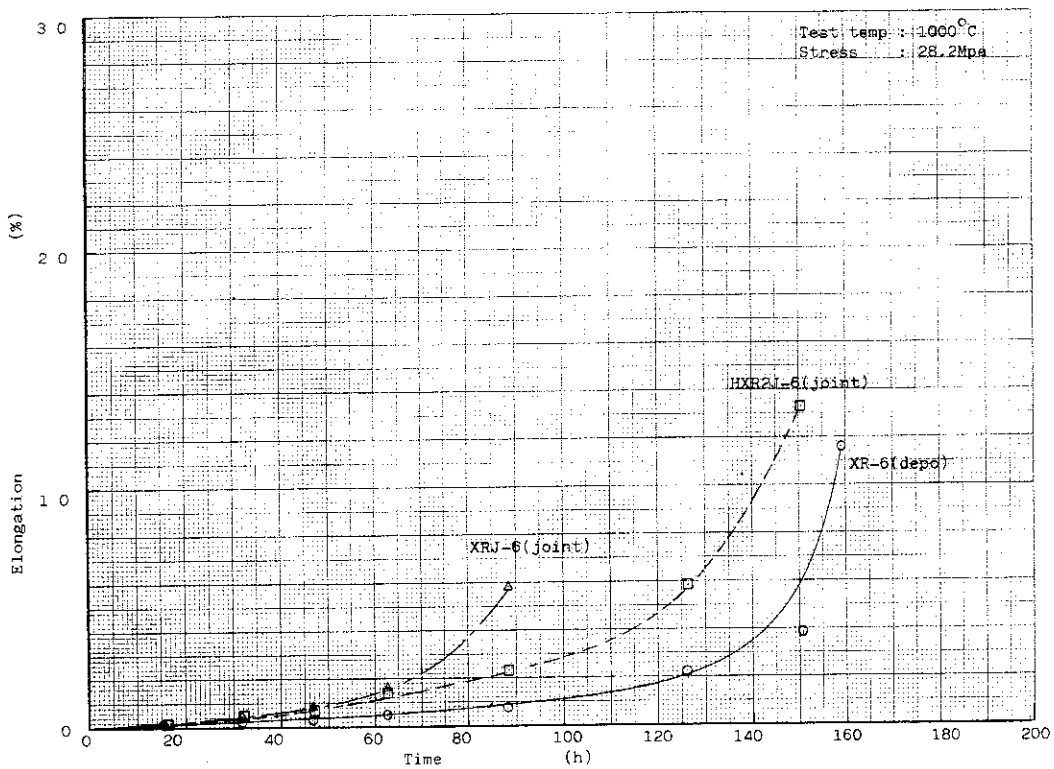


Fig. 3.30 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 28.2MPa at 1000°C

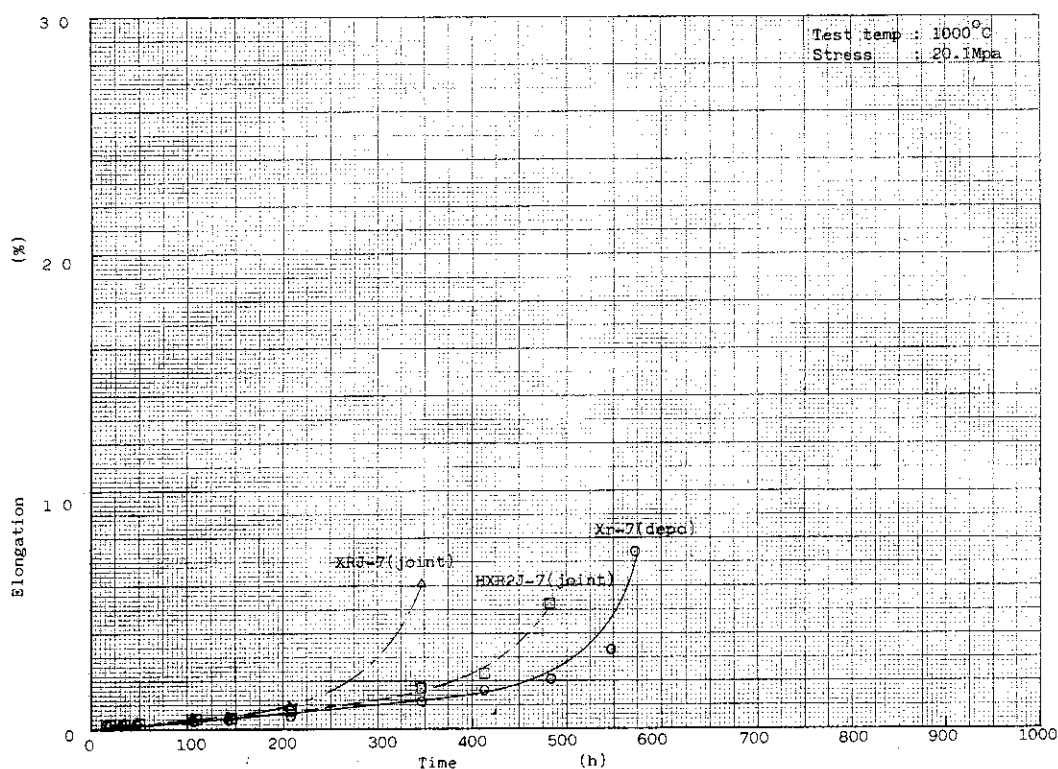


Fig. 3.31 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 20.1MPa at 1000°C

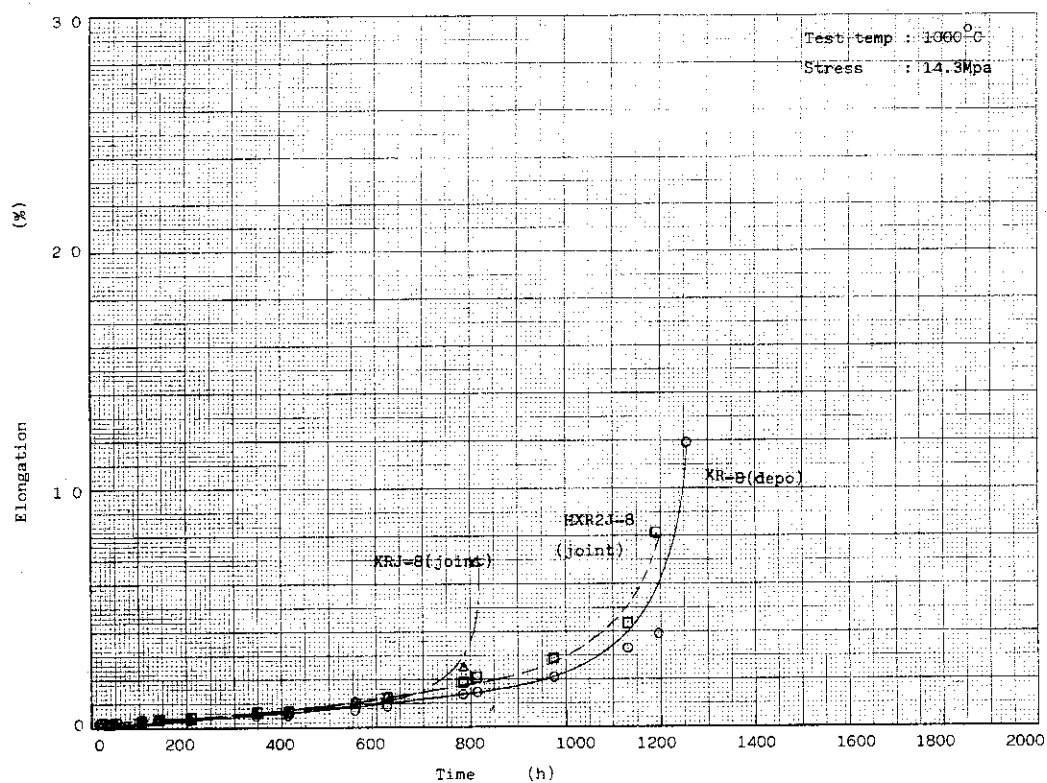


Fig. 3.32 Creep curves of Hastelloy Alloy XR-II weldment subjected to stress of 14.3MPa at 1000°C

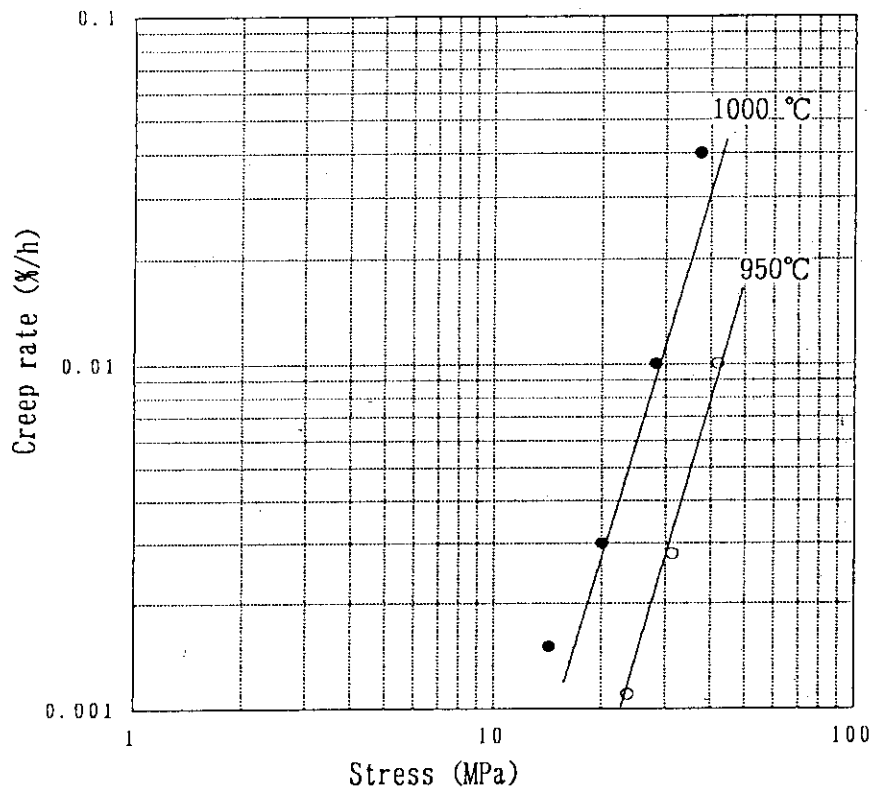
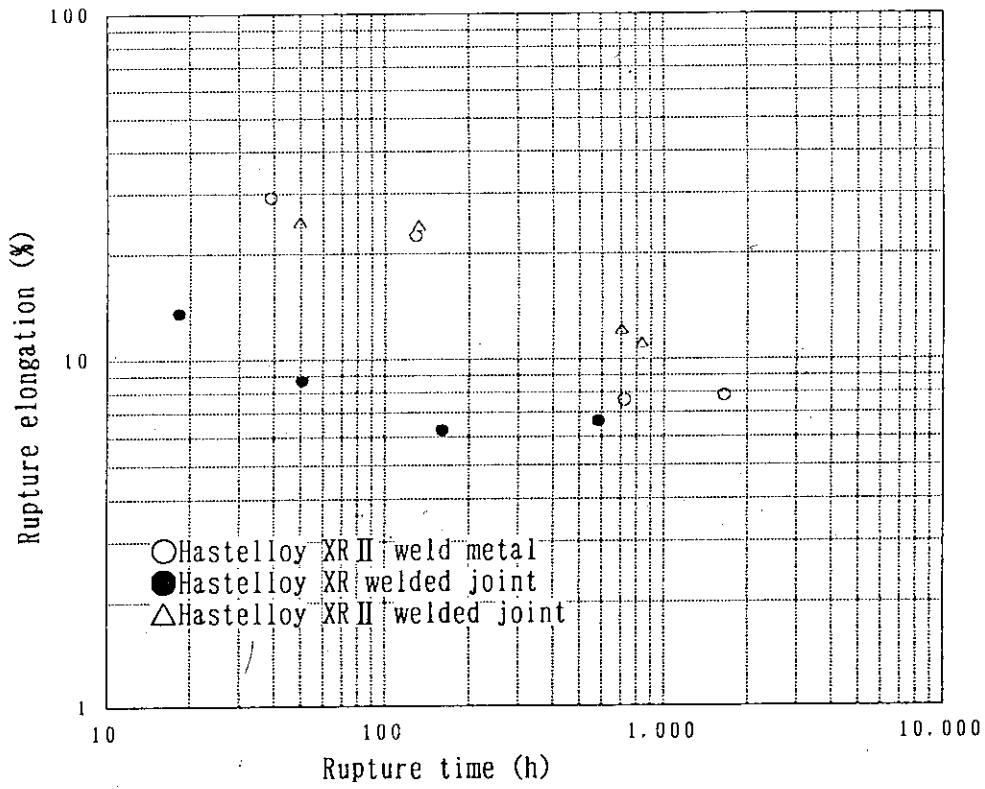
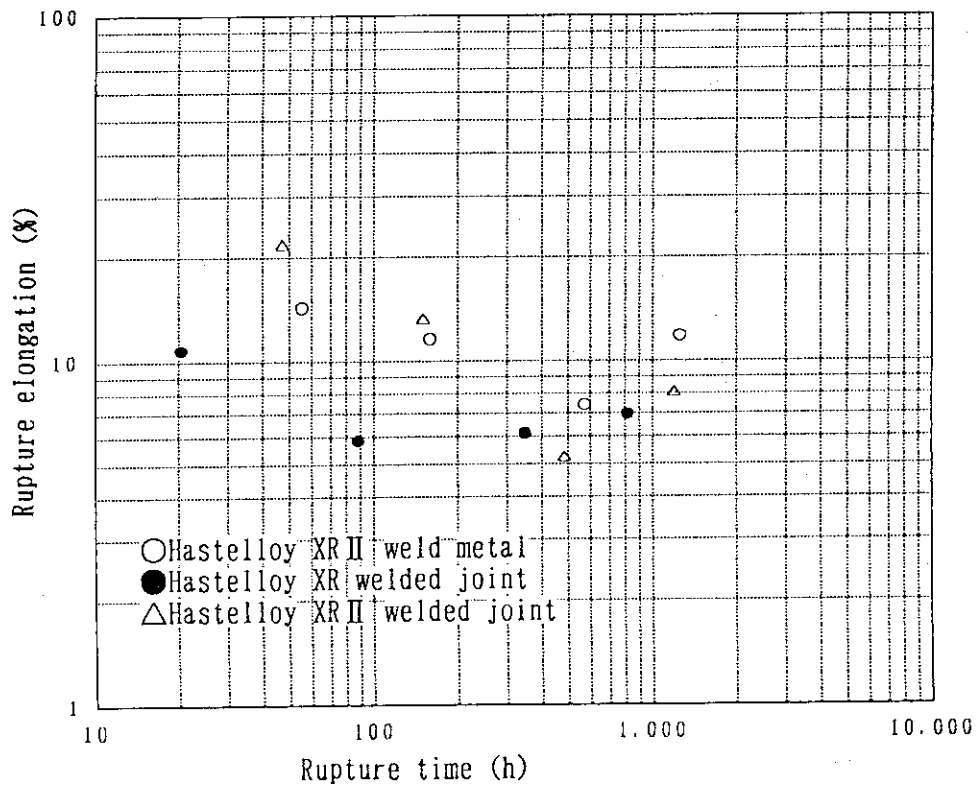


Fig. 3.33 Creep rate versus stress for Hastelloy Alloy XR-II TIG weld metal (not included welded joint data)

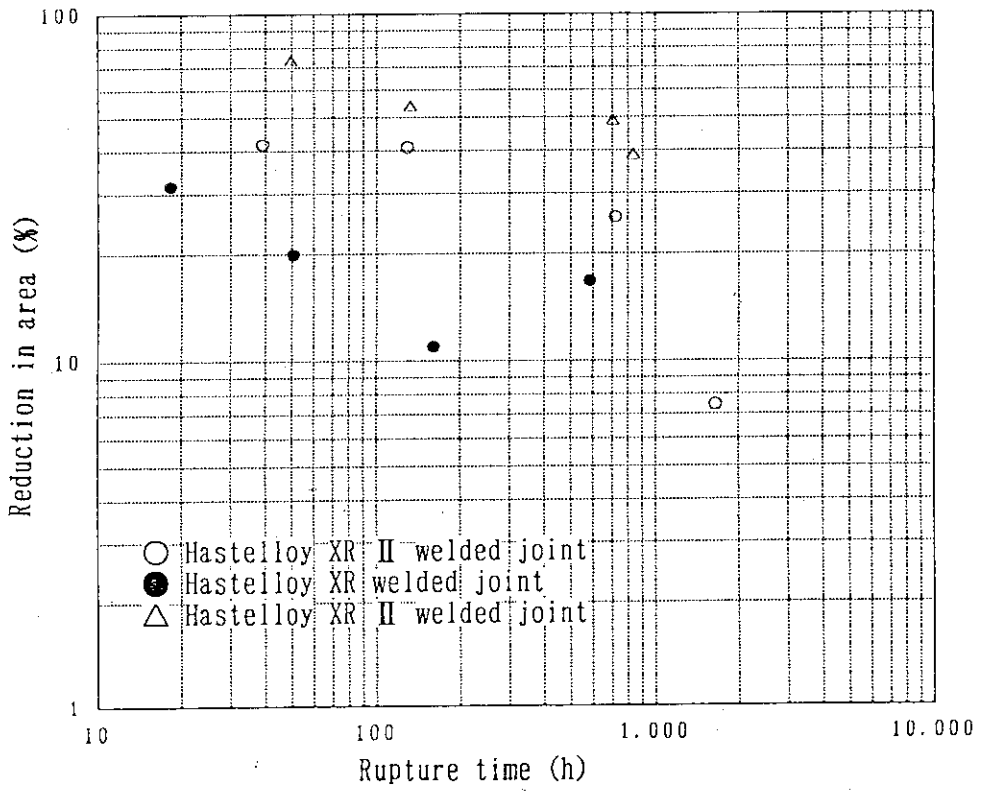


(a) Rupture elongation at 950 °C

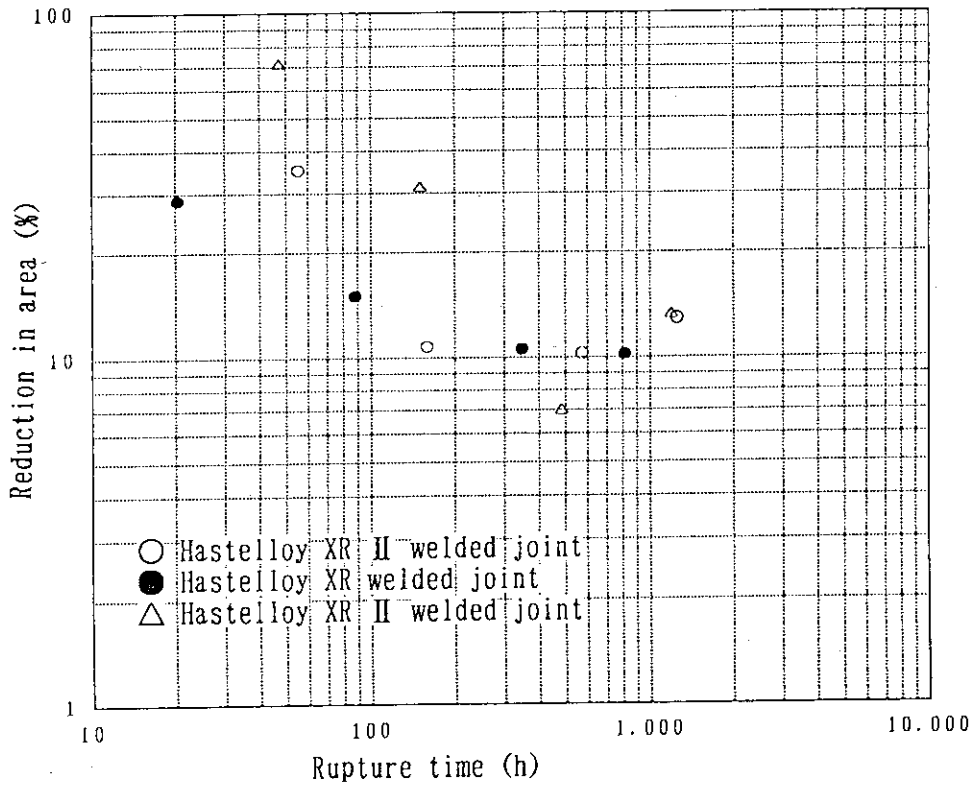


(b) Rupture elongation at 1000 °C

Fig. 3.34 Creep rupture elongation for Hastelloy Alloy XR-II crept specimens



(a) Reduction in area at 950 °C



(b) Reduction in area at 1000 °C

Fig. 3.35 Reduction in area for Hastelloy Alloy XR-II crept specimens

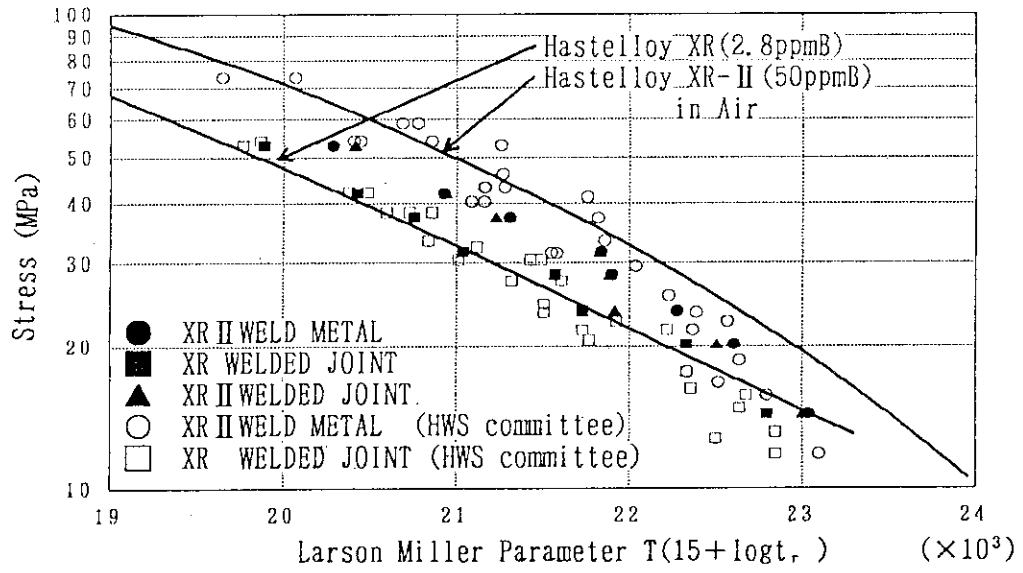


Fig. 3.36 Creep rupture strength versus Larson Miller Parameter for Hastelloy Alloy XR-II weldment

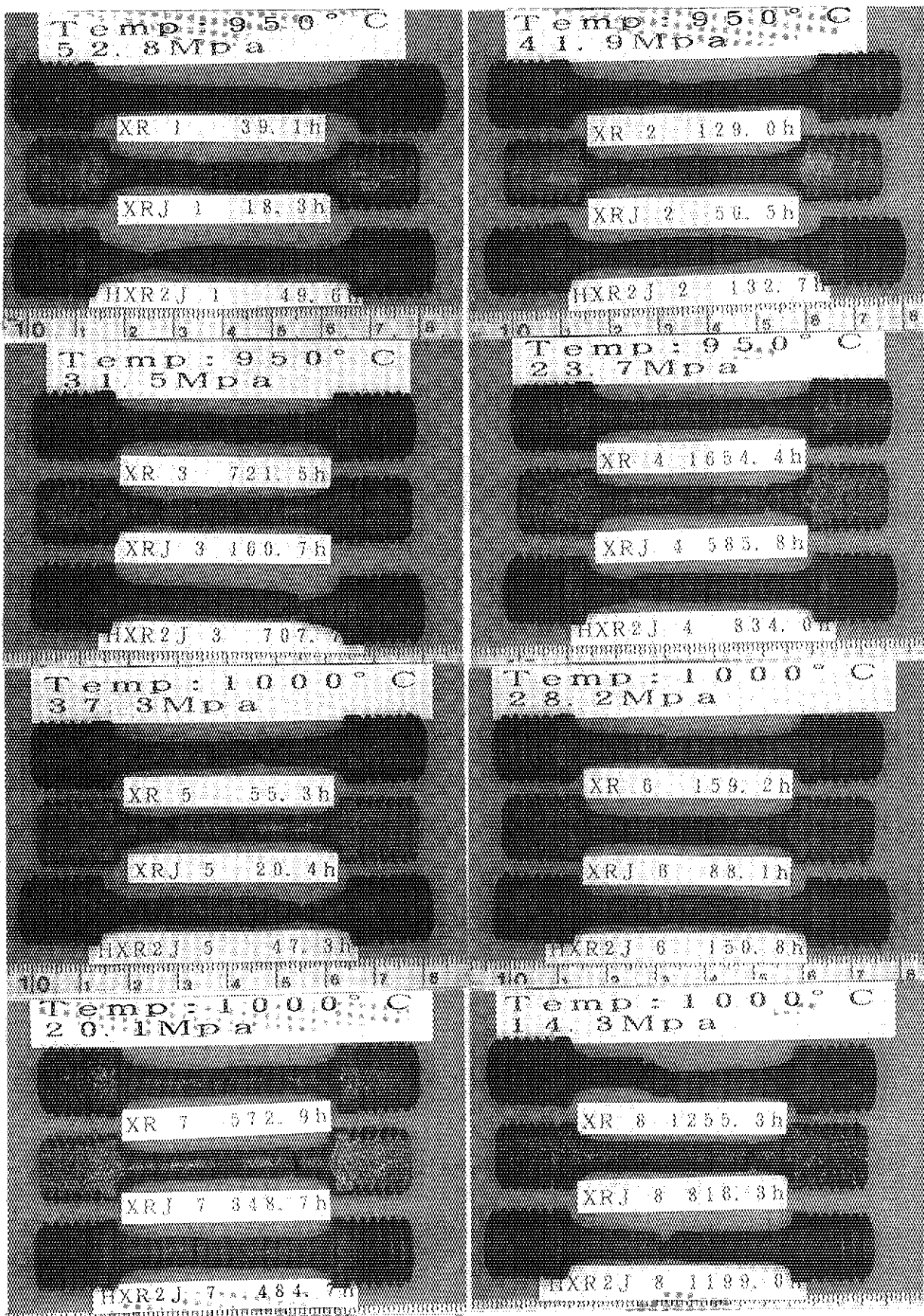
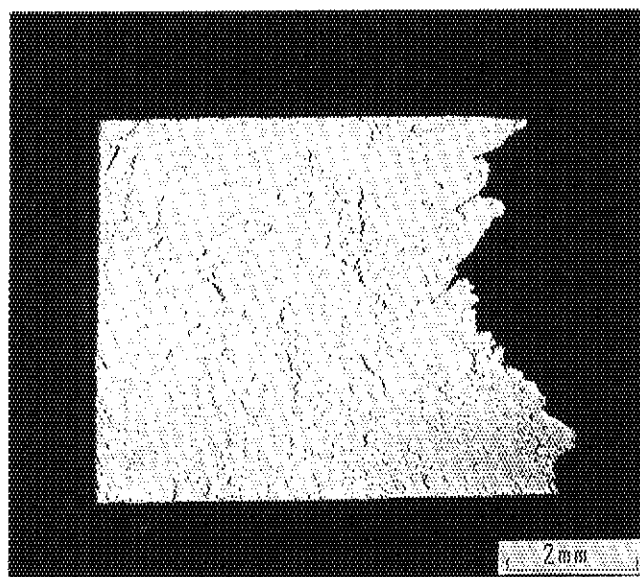
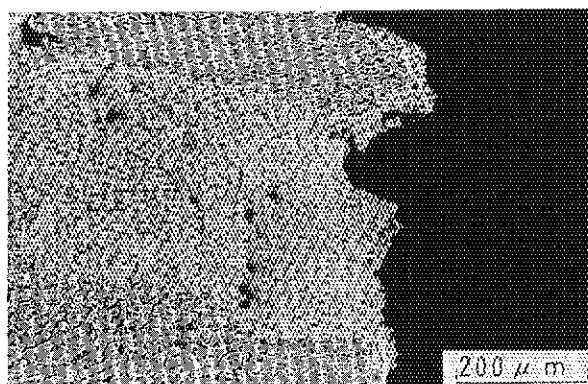


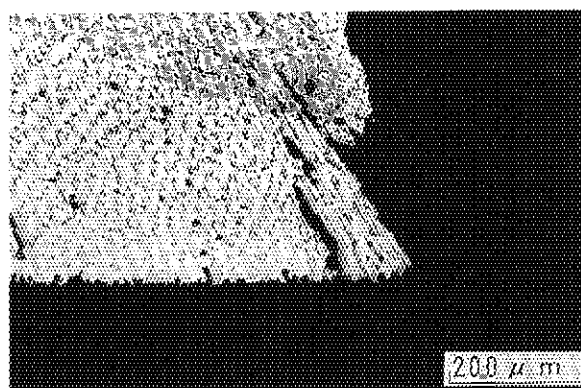
Fig. 3.37 Appearance of crept specimens



× 1 0

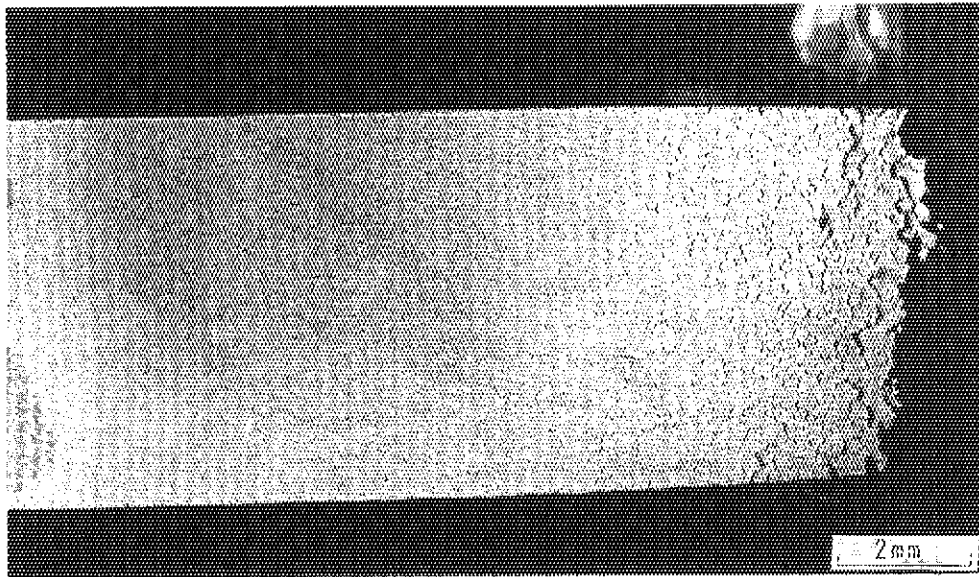


× 1 0 0

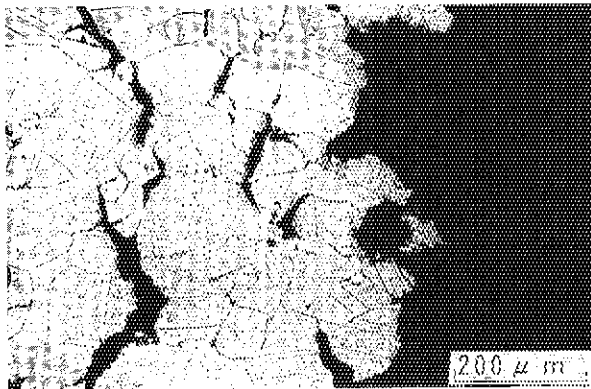


× 1 0 0

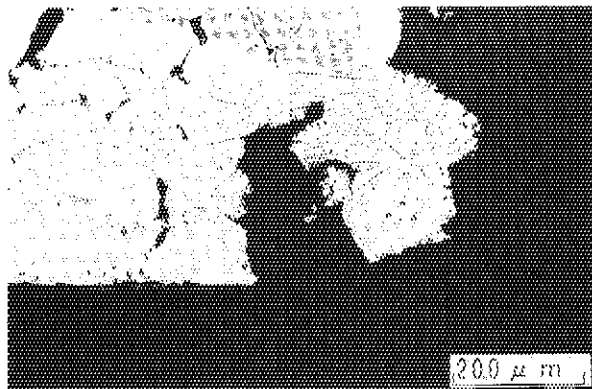
Fig. 3.38 Microstructure of fractured section for Hastelloy Alloy XR-II weld metal (950°C, 1654.4h, 23.7MPa, specimen No.XR-4)



× 10

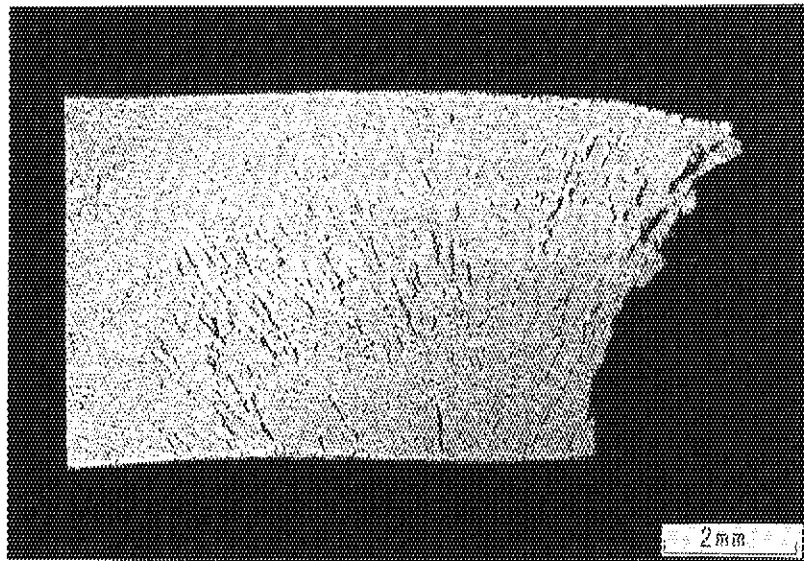


× 100

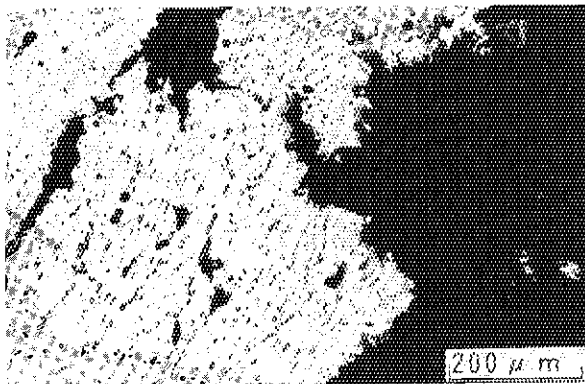


× 100

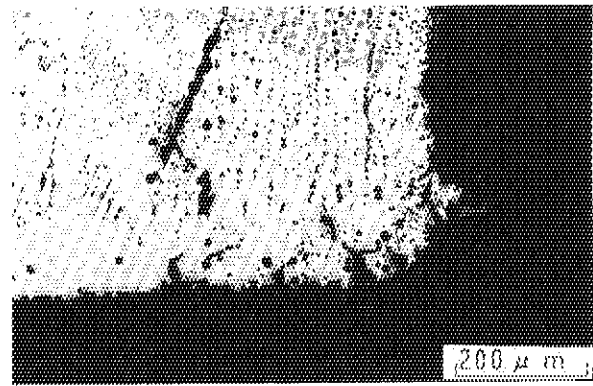
Fig. 3.39 Microstructure of fractured section for Hastelloy Alloy XR-II welded joint (950°C, 585.8h, 23.7MPa, specimen No.XRJ-4)



× 1 0

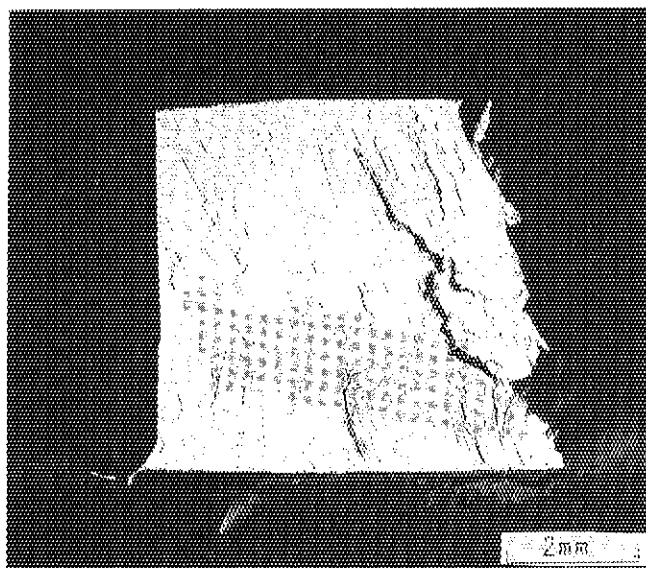


× 1 0 0

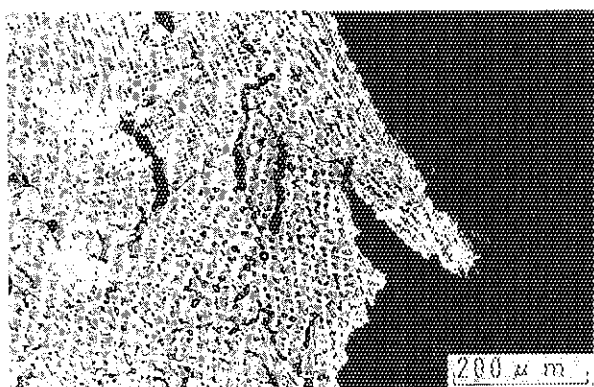


× 1 0 0

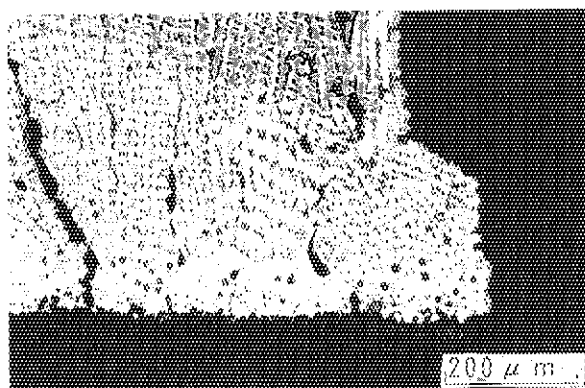
Fig. 3.40 Microstructure of fractured section for Hastelloy Alloy XR-II welded joint (950°C, 834.0h, 23.7MPa, specimen No.HXR2J-4)



× 1 0

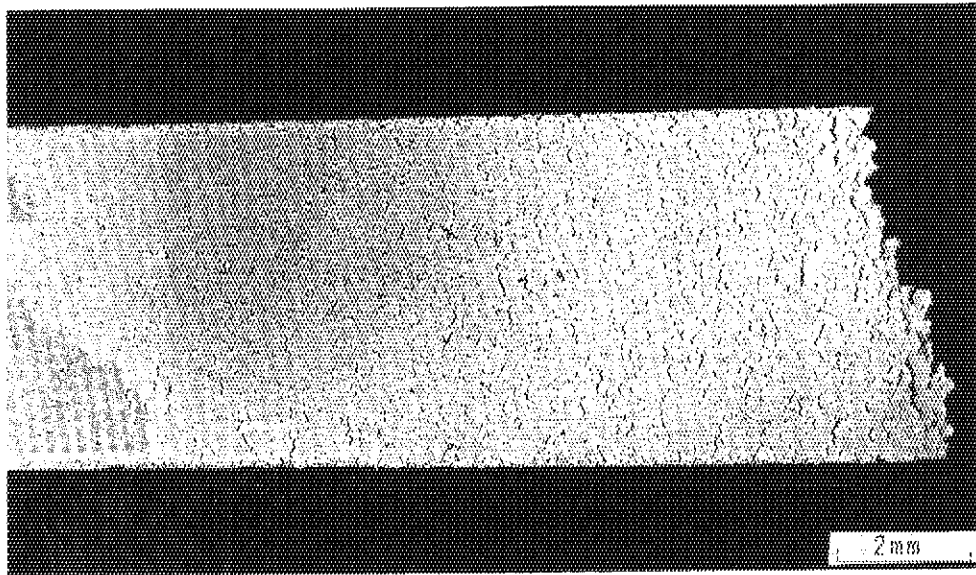


× 1 0 0

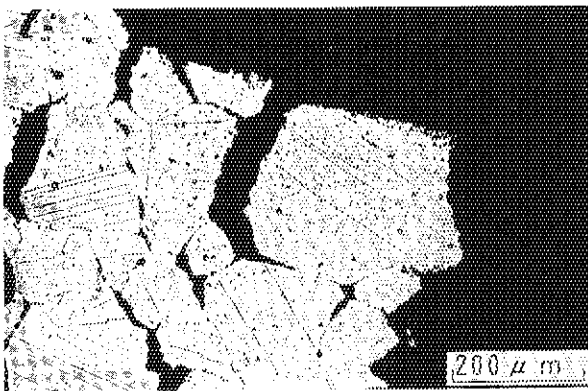


× 1 0 0

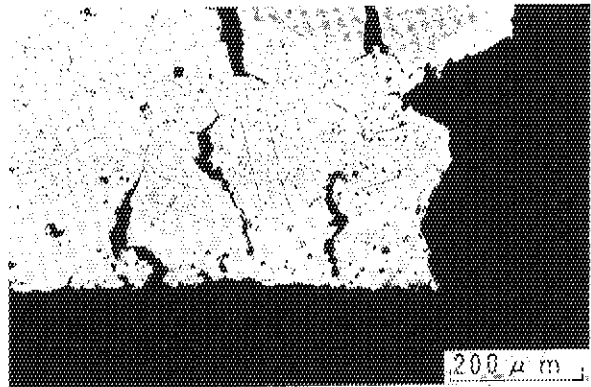
Fig. 3.41 Microstructure of fractured section for Hastelloy Alloy XR-II weld metal (1000°C, 1255.3h, 14.3MPa, specimen No.XR-8)



× 1 0

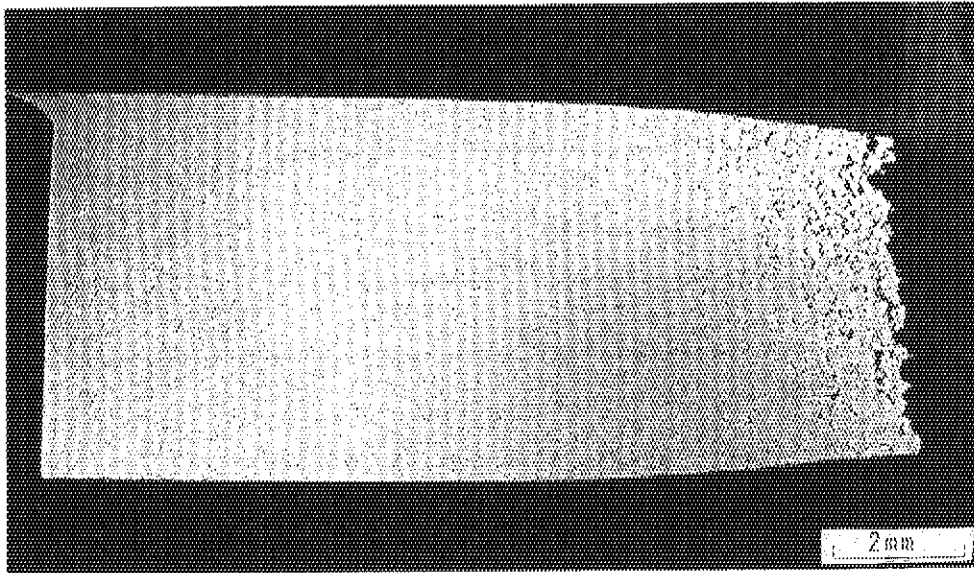


× 1 0 0

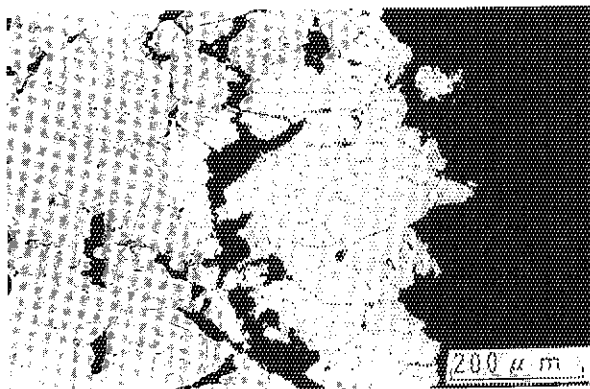


× 1 0 0

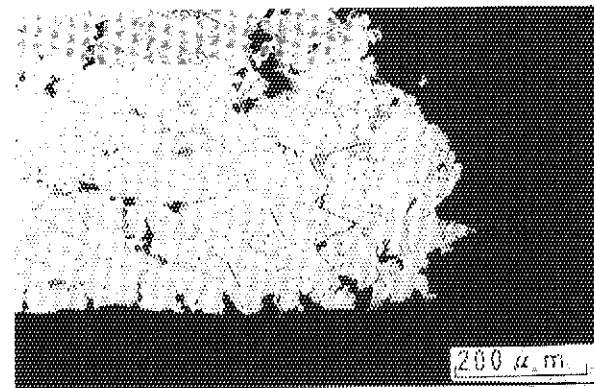
Fig. 3.42 Microstructure of fractured section for Hastelloy Alloy XR-II welded joint (1000°C, 816.3h, 14.3MPa, specimen No.XRJ-8)



× 1 0



× 1 0 0



× 1 0 0

Fig. 3.43 Microstructure of fractured section for Hastelloy Alloy XR-II weld joint (1000°C, 1199.0h, 14.3MPa, specimen No.HXR2J-8)

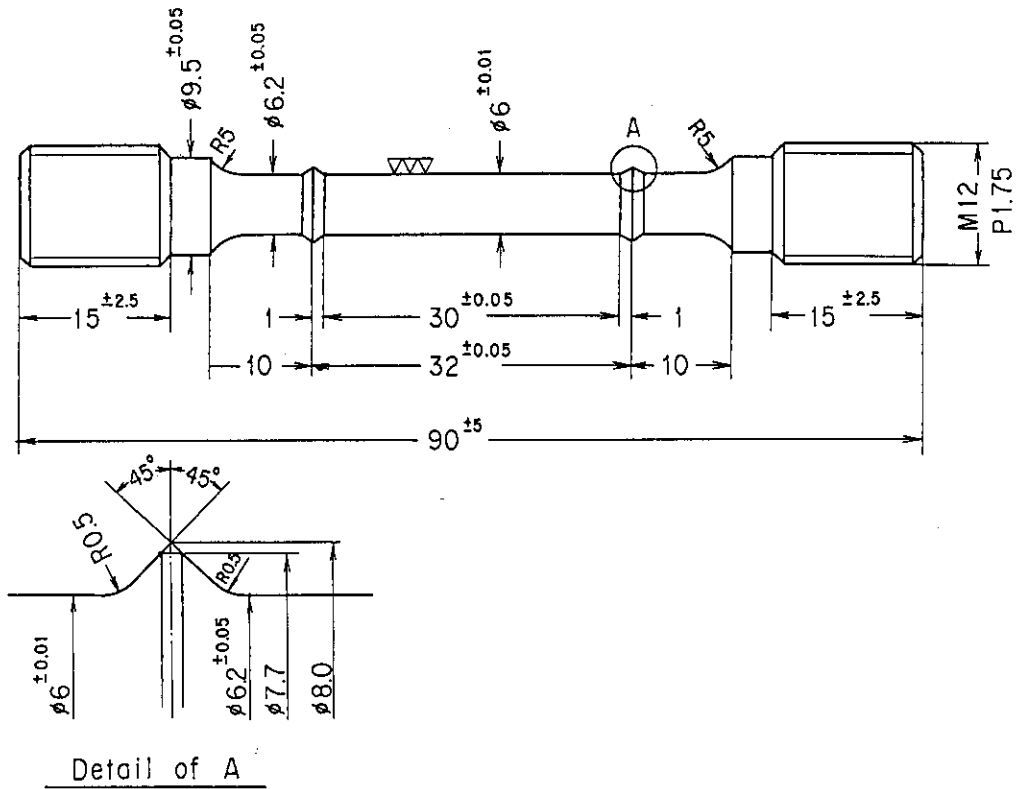


Fig. 3.44 Specimen geometry

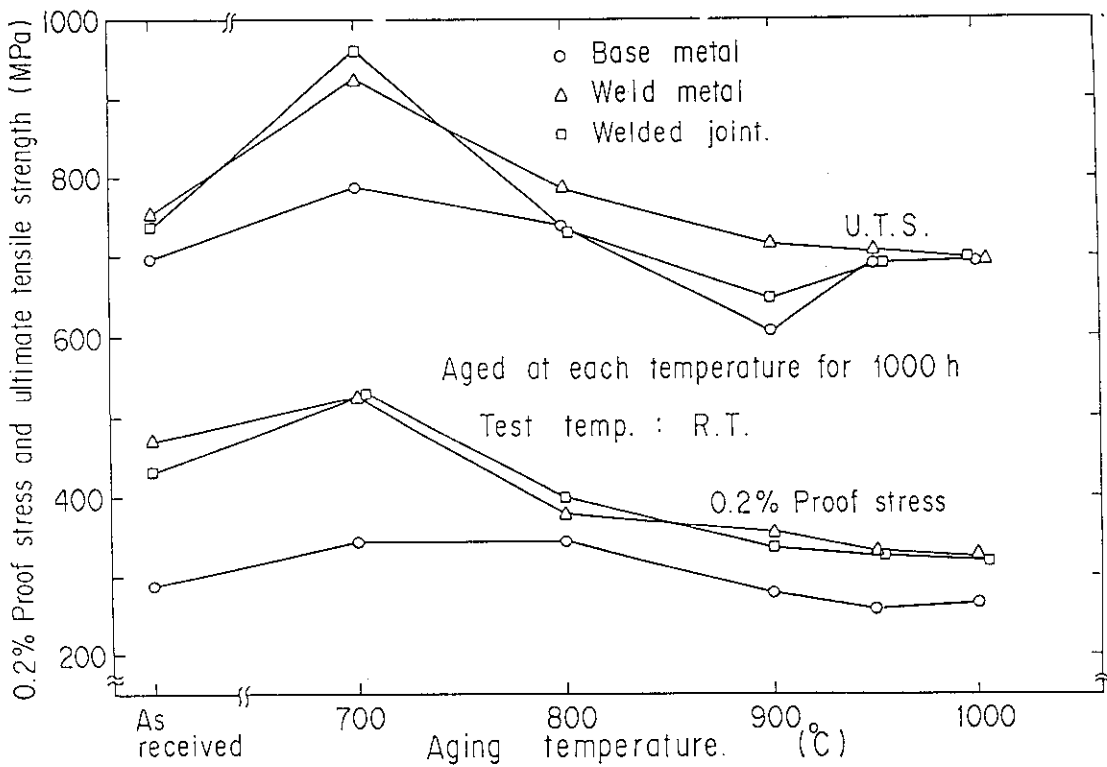


Fig. 3.45 0.2% proof stress and ultimate tensile strength versus aging temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

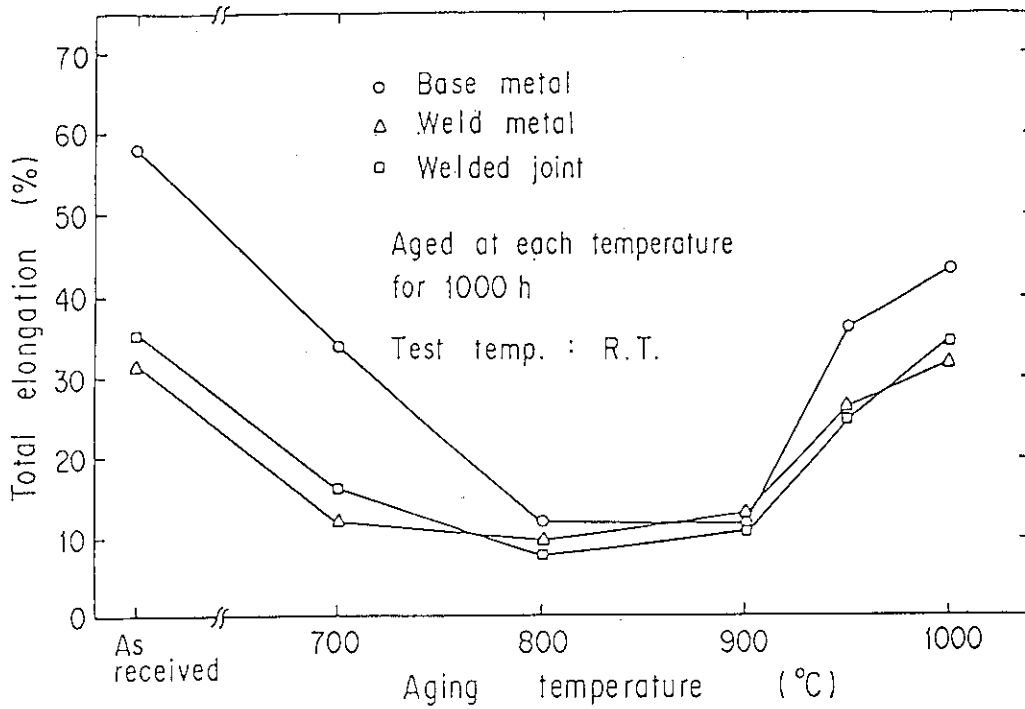


Fig. 3.46 Total elongation versus aging temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

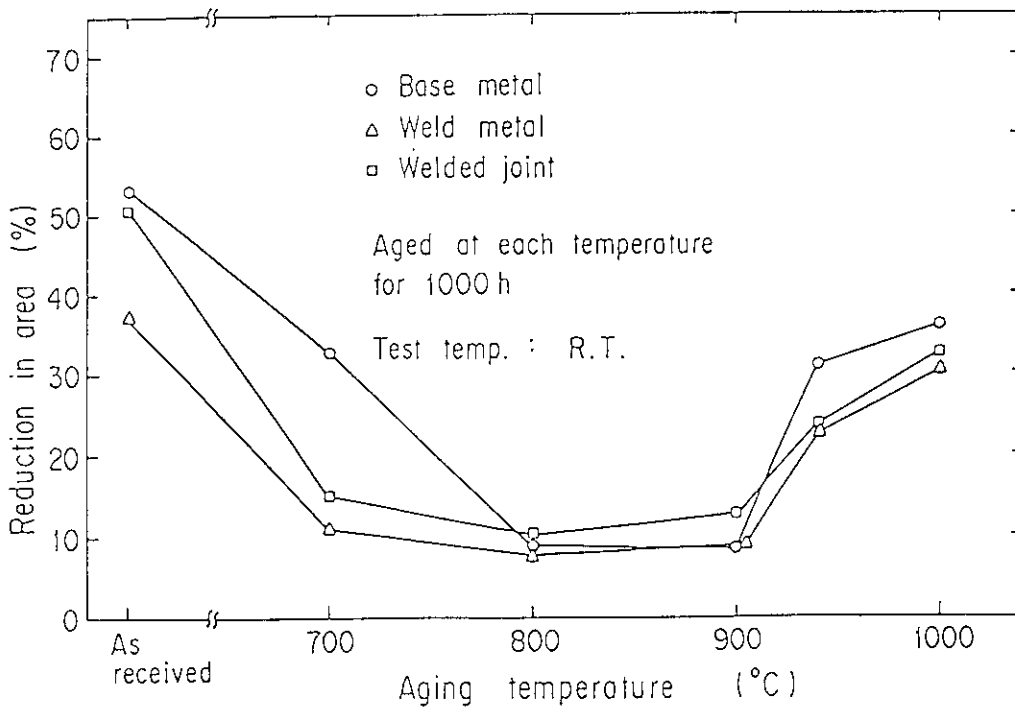
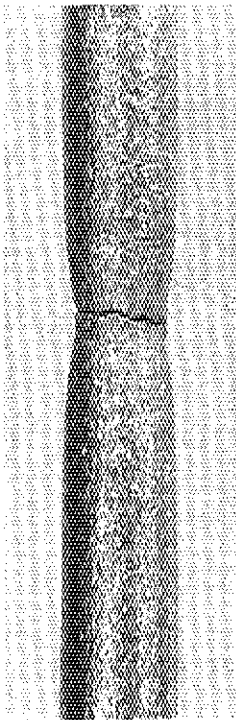
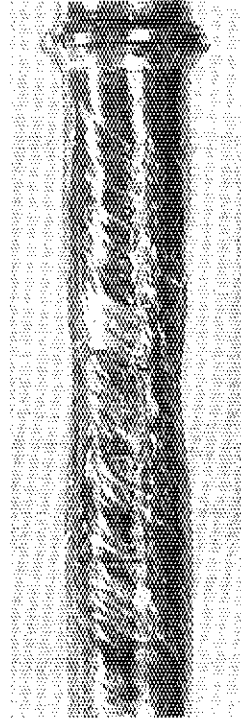


Fig. 3.47 Reduction in area versus aging temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

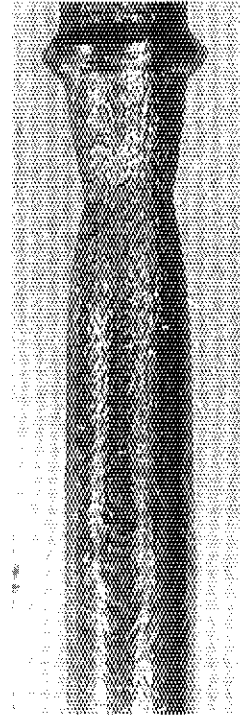
AS RECEIVED



BASE METAL



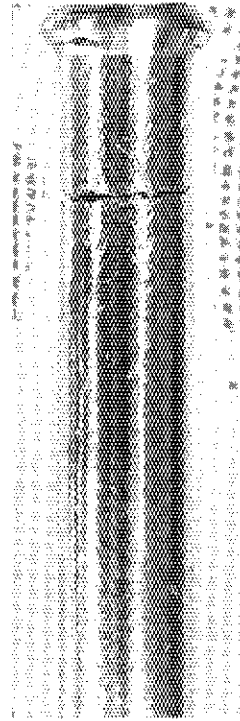
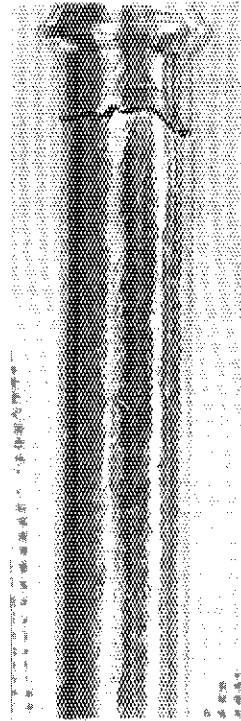
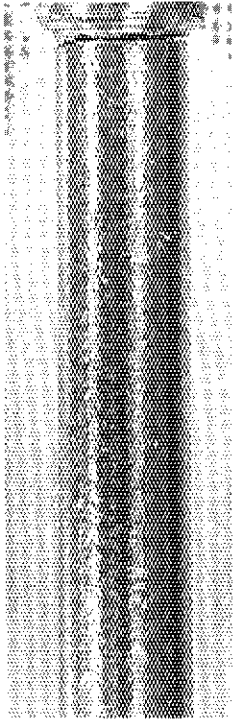
WELD METAL



WELDED JOINT

5 mm

AGED AT 800C FOR 1000 H



5 mm

TEST TEMPERATURE: R.T.

Fig. 3.48 View of fracture portion of base metal and weldments after tensile testing at room temperature post annealing at 800°C for 1000h

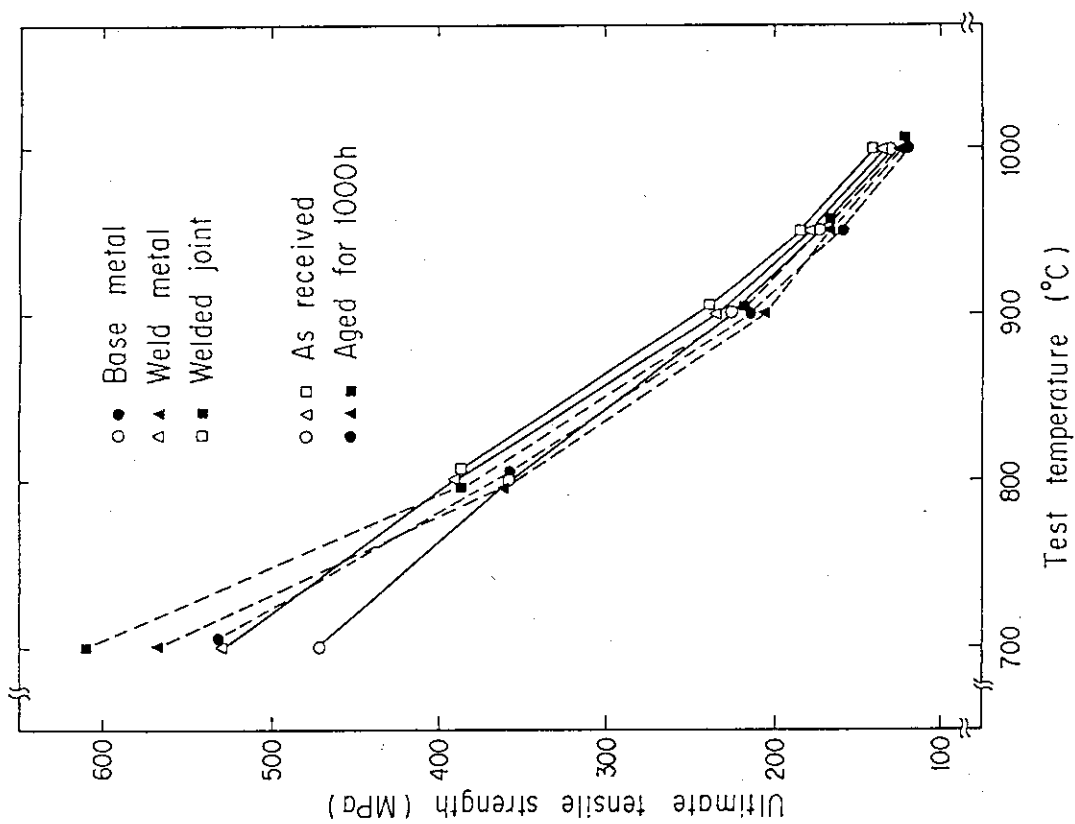


Fig. 3.50 Ultimate tensile strength versus test temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

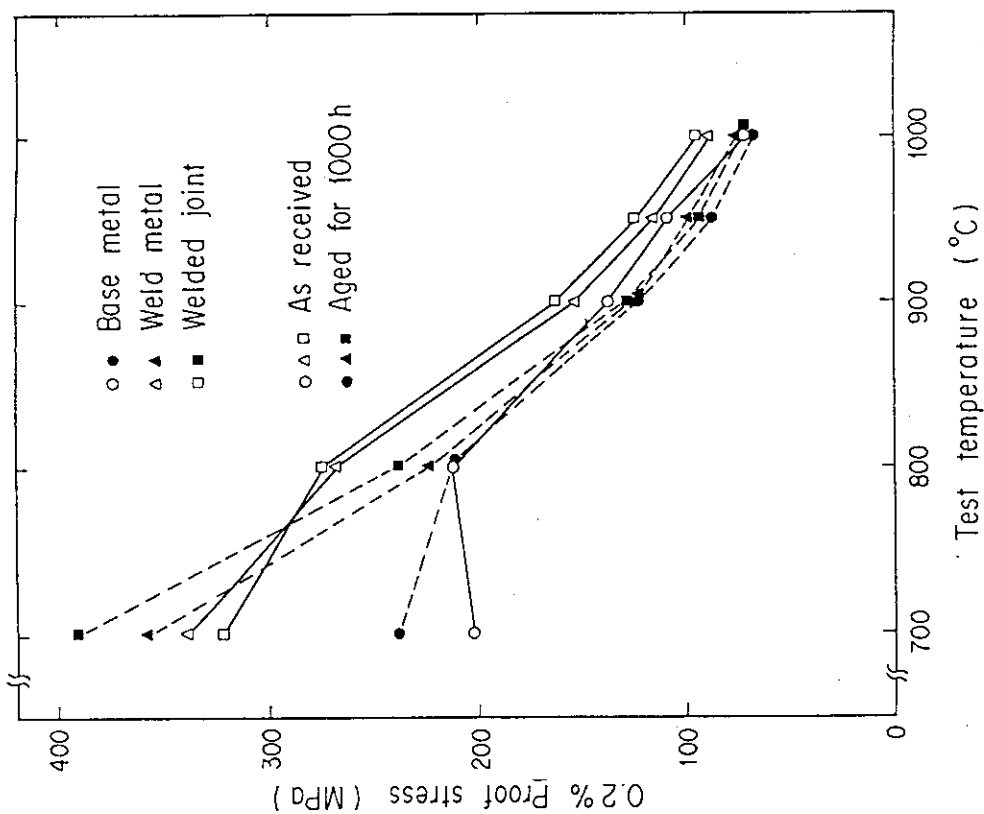


Fig. 3.49 0.2% proof stress versus test temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

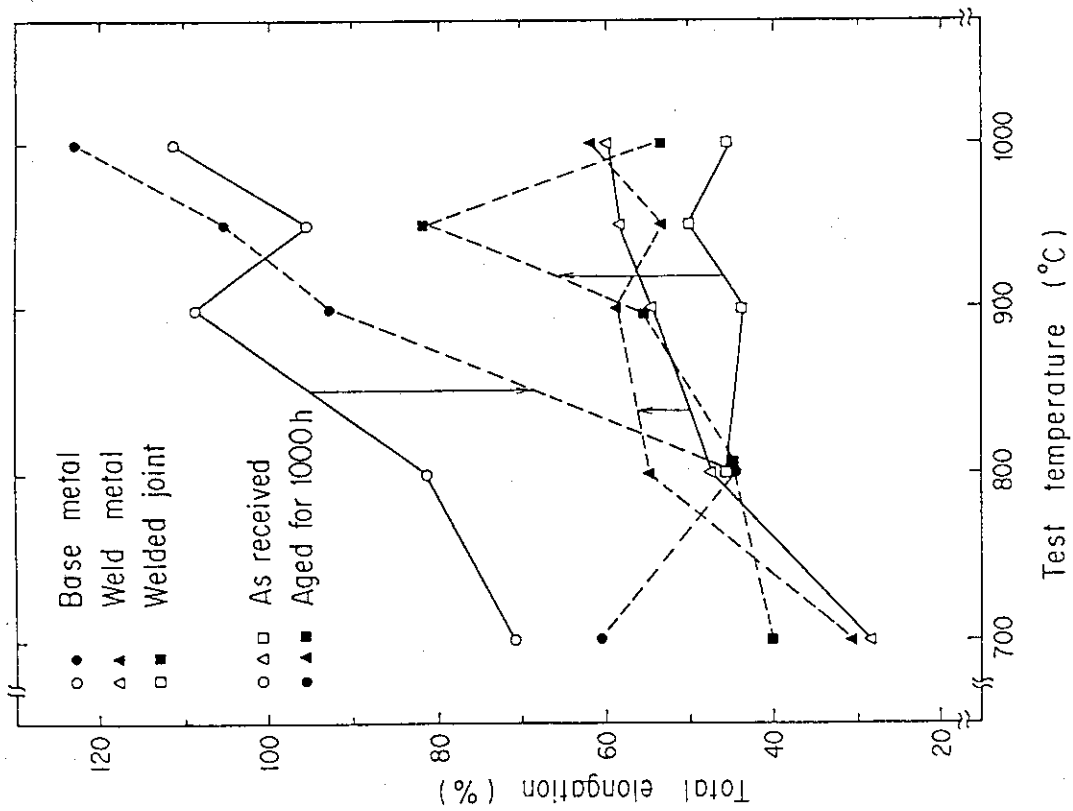


Fig. 3.51 Total elongation versus test temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

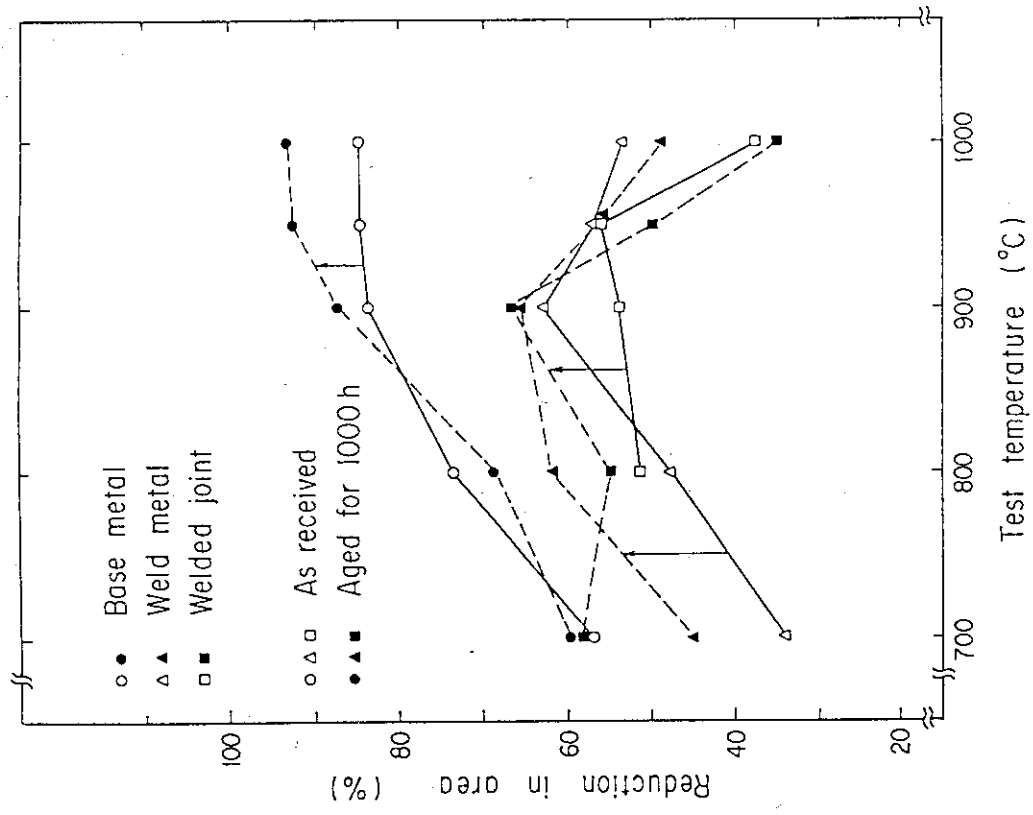
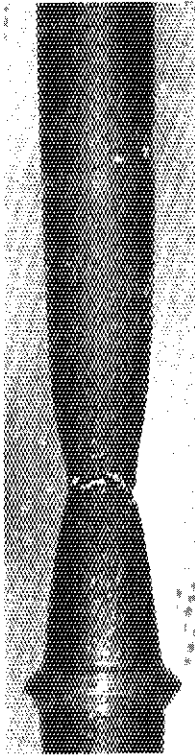
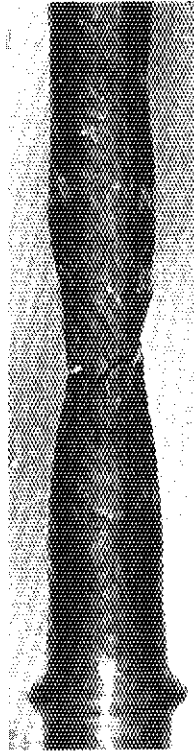


Fig. 3.52 Reduction in area versus test temperature for Hastelloy Alloy XR-II weldments

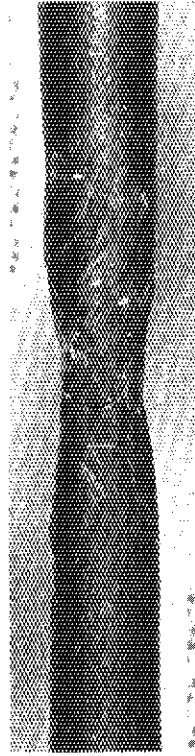
Aged at 800C for 1000h



Base metal

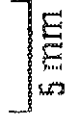


Weld metal



Welded joint

Test temperature: 800C



As received

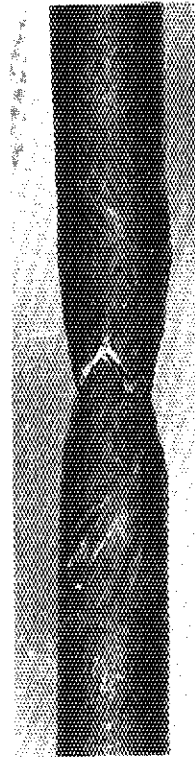
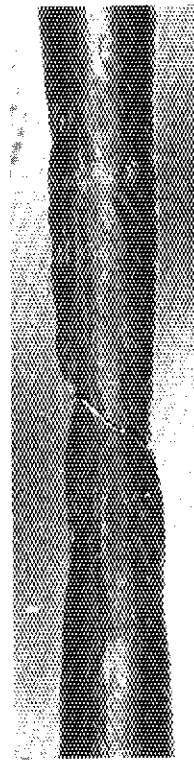
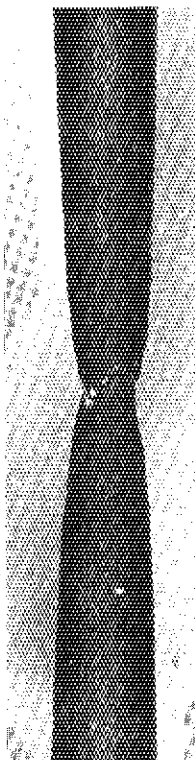


Fig. 3.53 View of fracture portion of base metal and weldments after aging at 800°C for 1000h

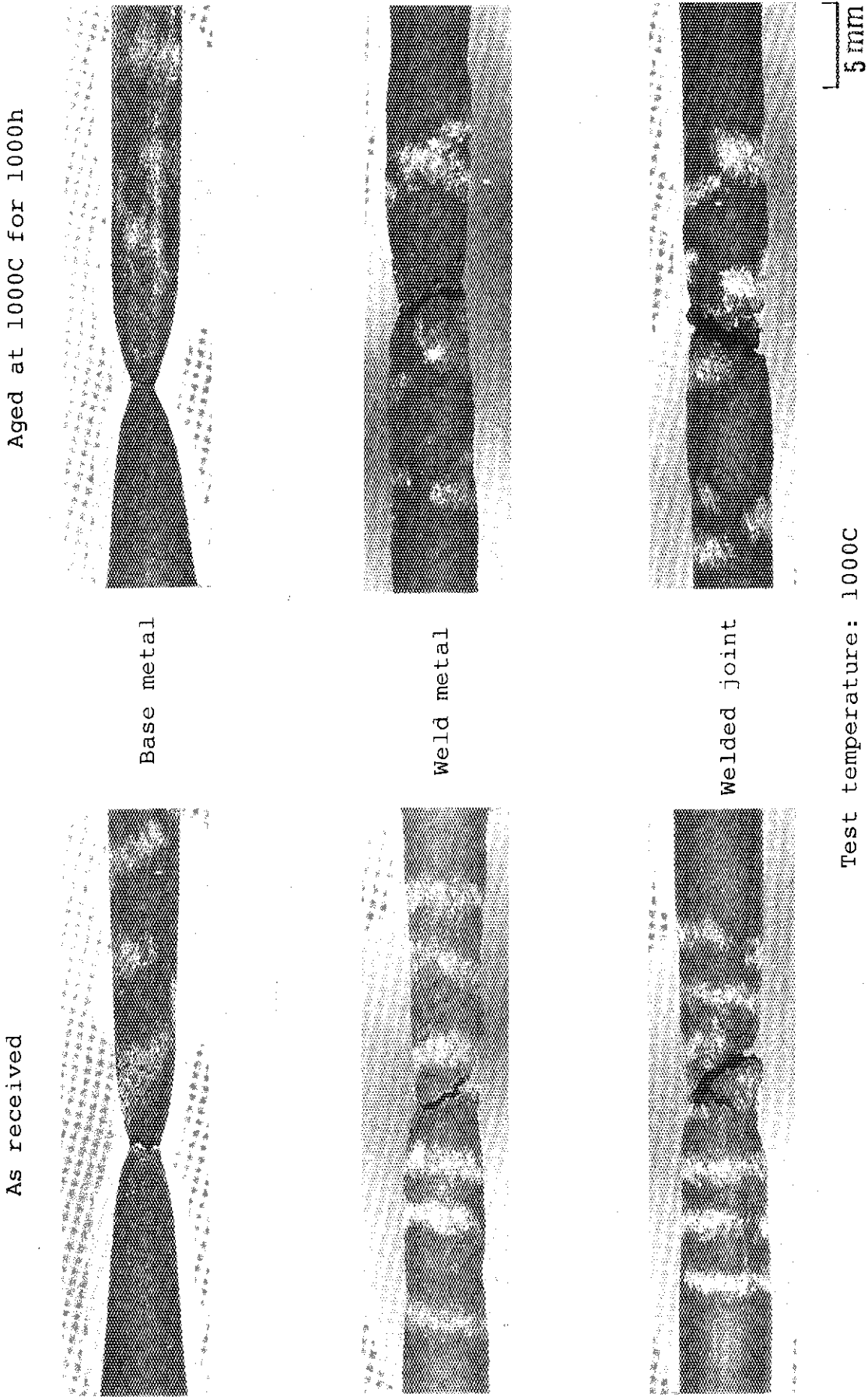


Fig. 3.54 View of fracture portion of base metal and weldments after aging at 1000°C for 1000h

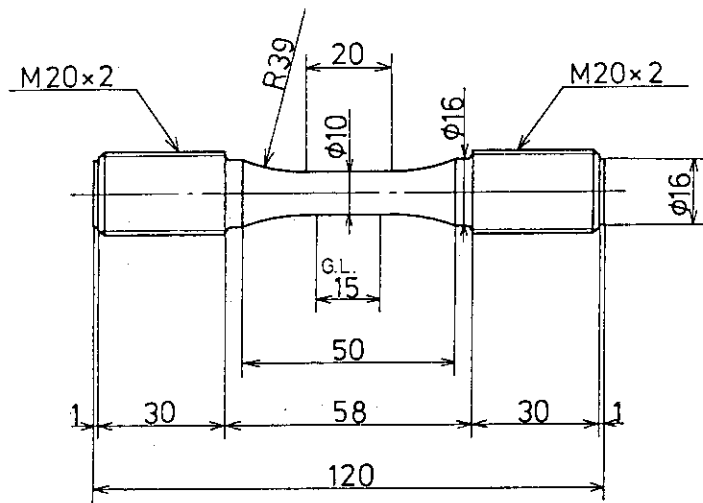


Fig. 3.55 Geometry of the specimen (mm)

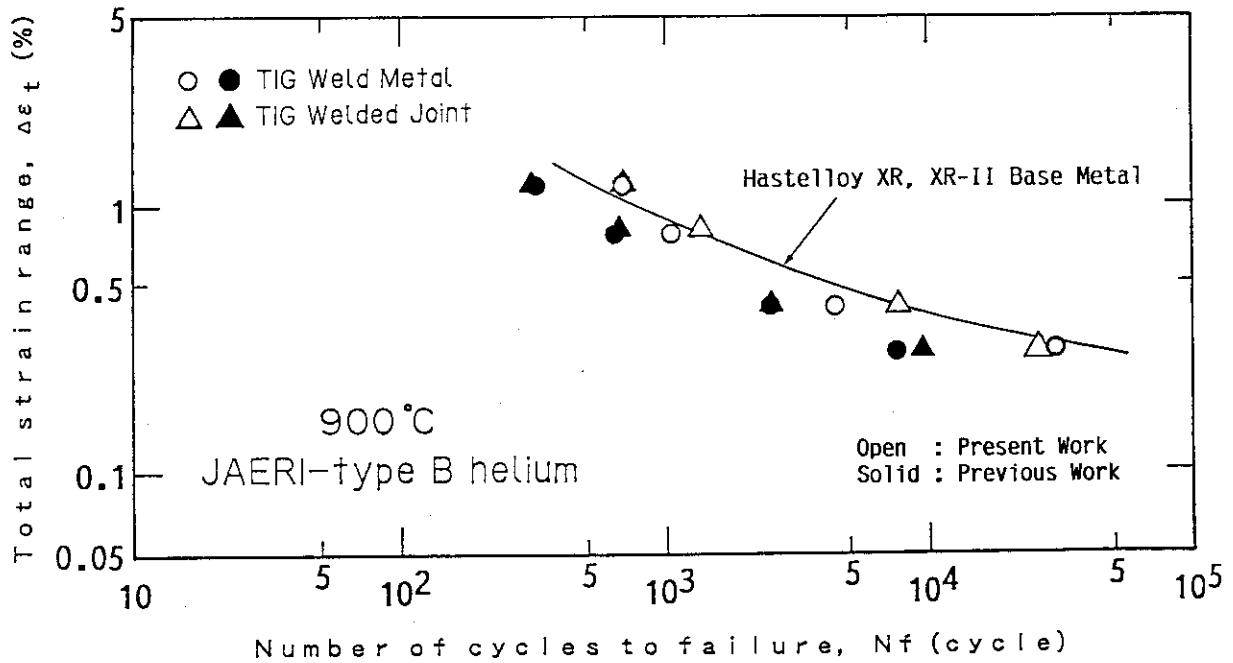


Fig. 3.56 Relation between total strain range and number of cycles to failure for Hastelloy XR-II weld metal and welded joint at 900°C

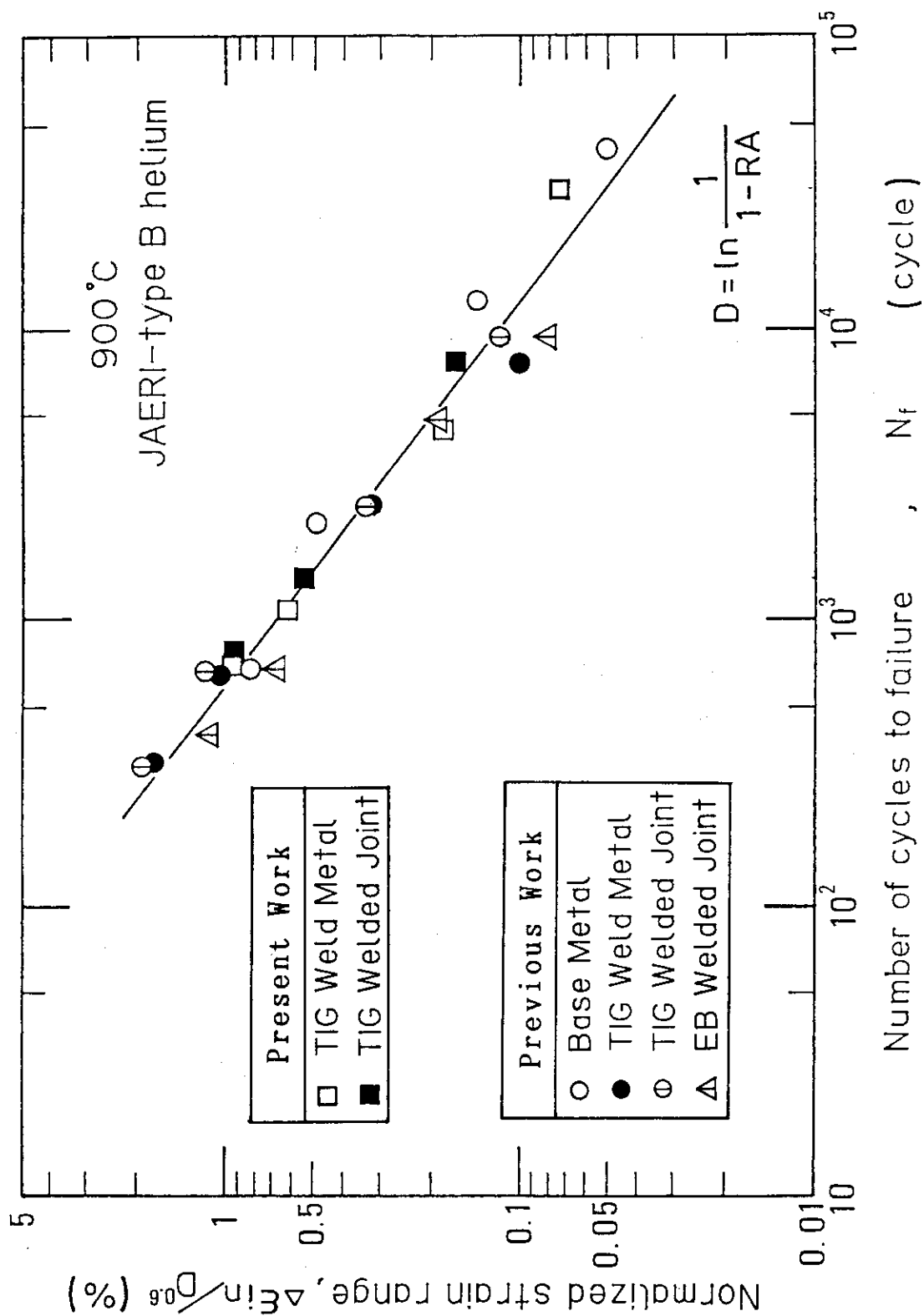


Fig. 3.57 Relation between normalized strain range and number of cycles to failure at 900°C

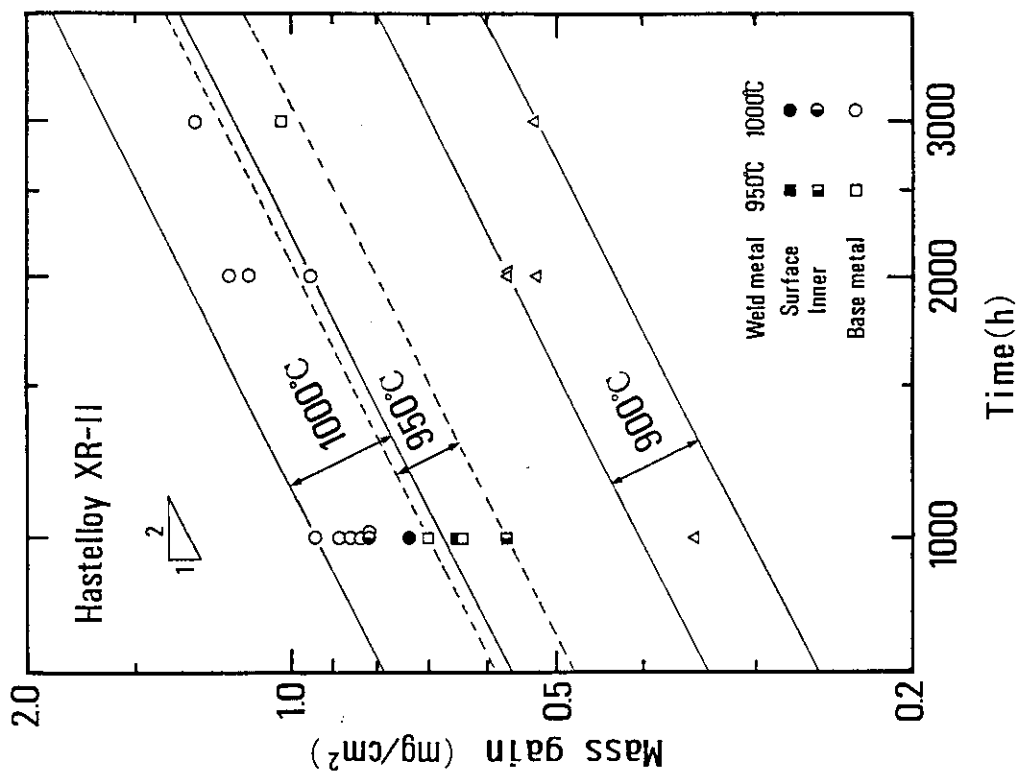


Fig. 3.59 Comparison of mass change due to exposure to JAERI-type B helium for 1000h

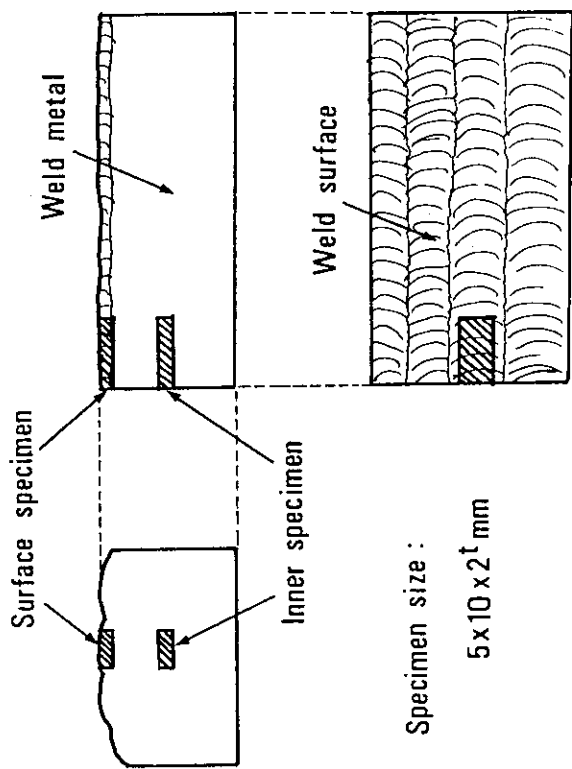


Fig. 3.58 Locations in weld metal where specimens were cut out

950°C (s)

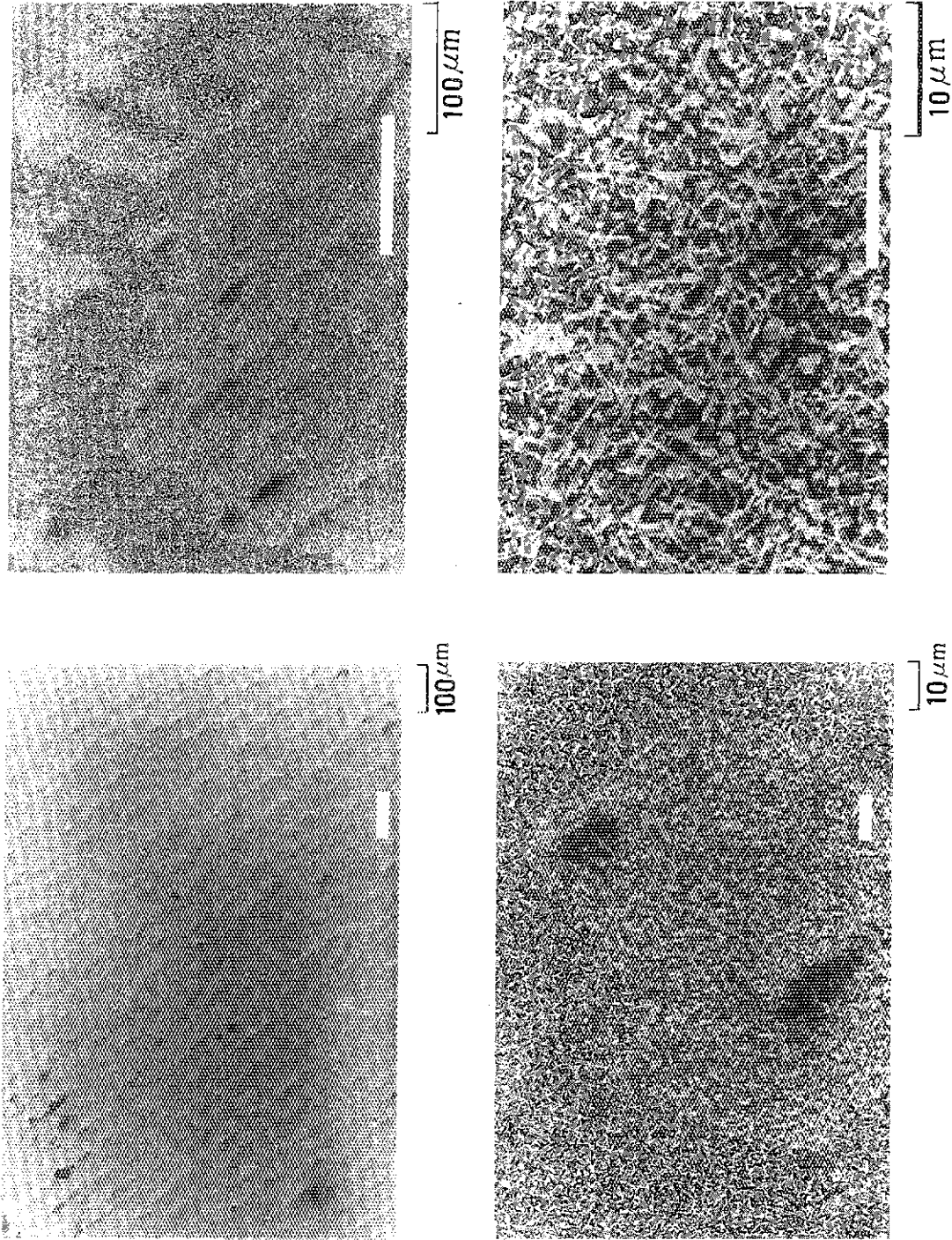


Fig. 3.60 Surface topography of the center of S-specimen after exposure to JAERI-type B helium at 950°C for 1000h

950°C (s)

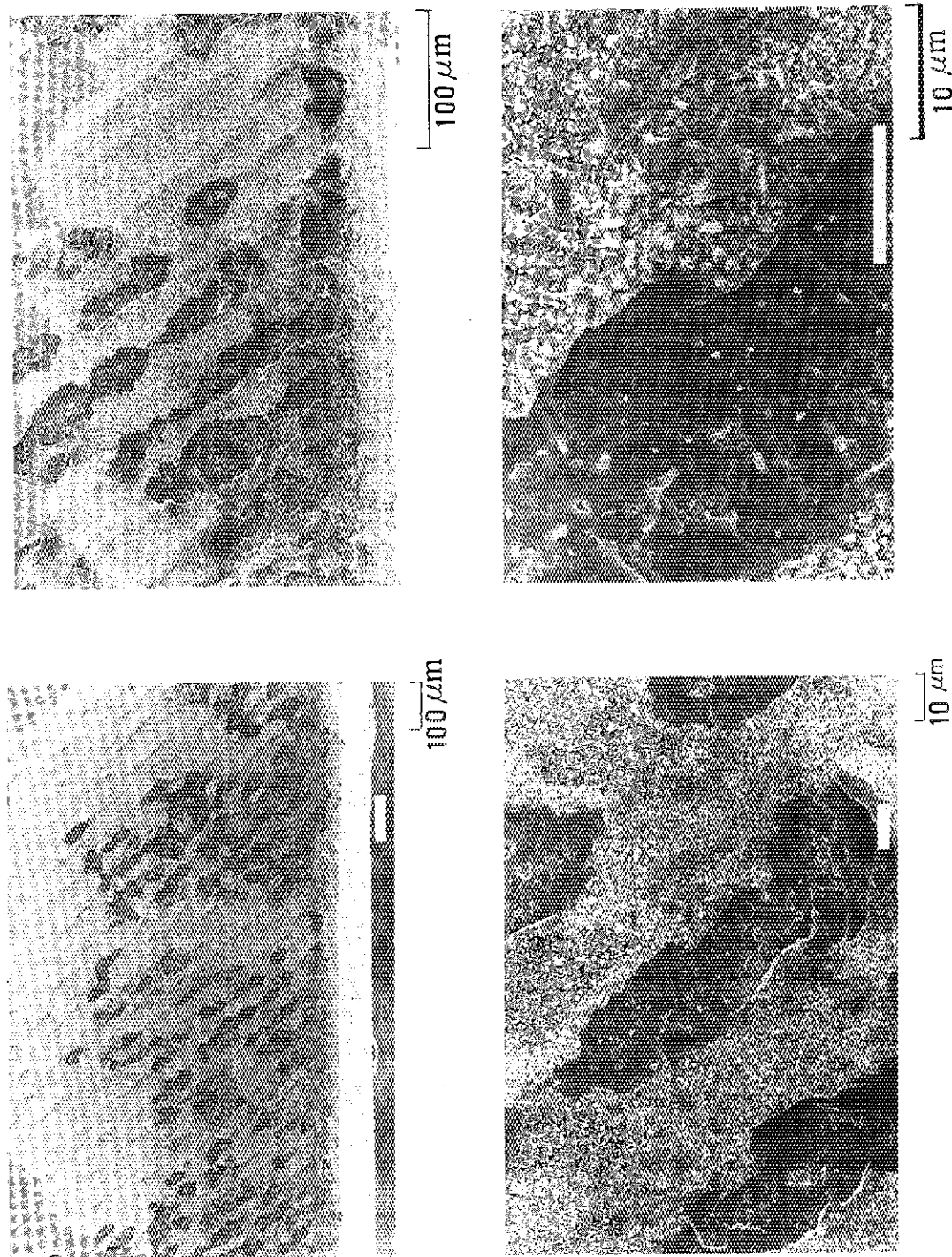
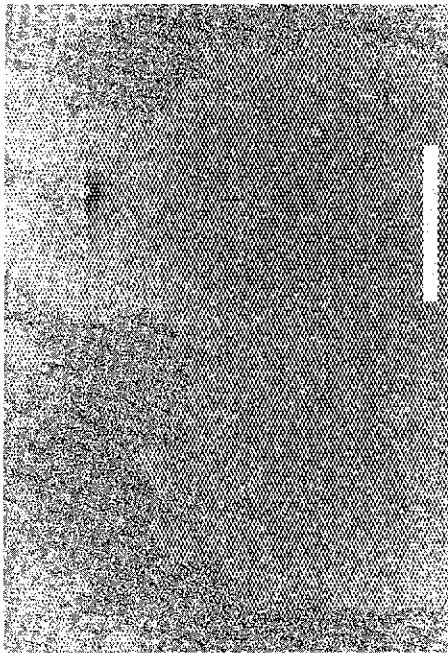
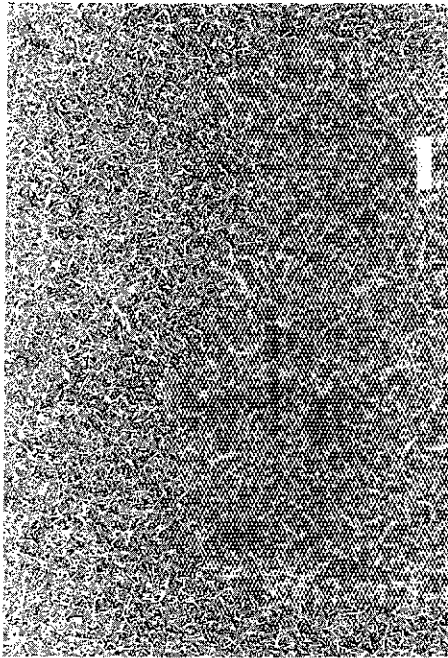


Fig. 3.61 Surface topography of the edge of S-specimen after exposure to JAERI-type B helium at 950°C for 1000h

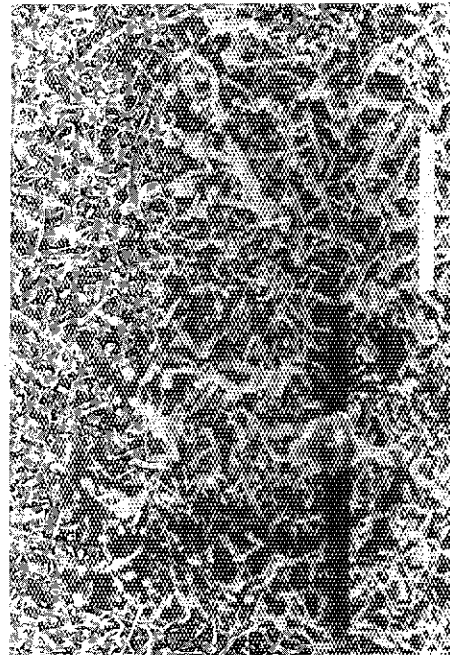
950°C (1)



100 μm



10 μm



10 μm

Fig. 3.62 surface topography of I-specimen after exposure to JAERI-type B helium at 950°C for 1000h

1000°C (s)

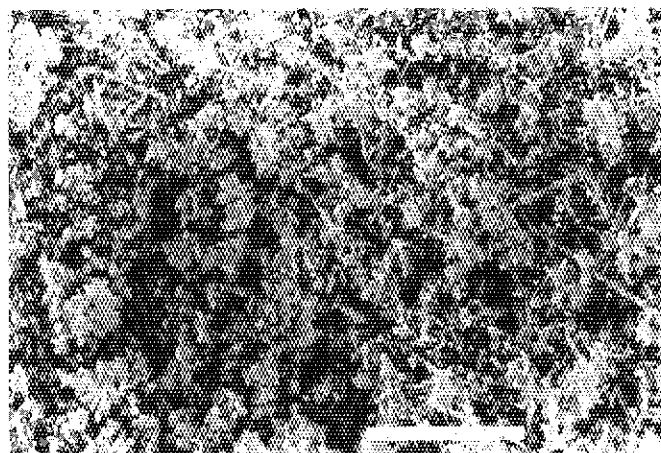
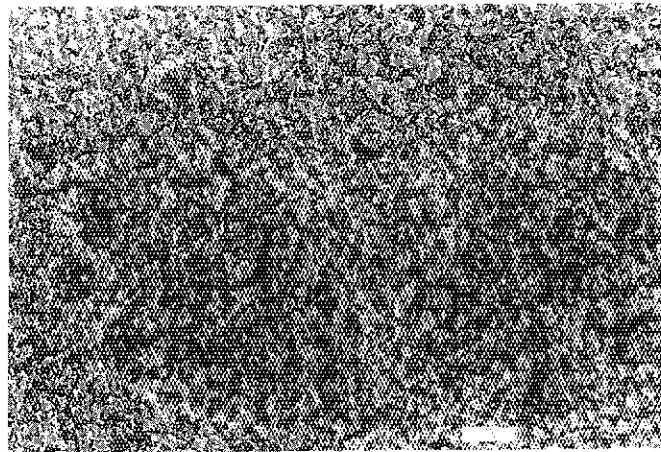
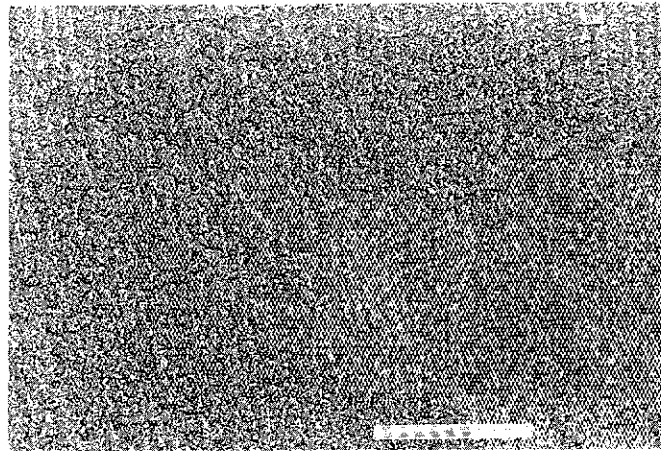


Fig. 3.63 Surface topography of S-specimen after exposure to JAERI-type B helium at 1000°C for 1000h

1000°C (1)

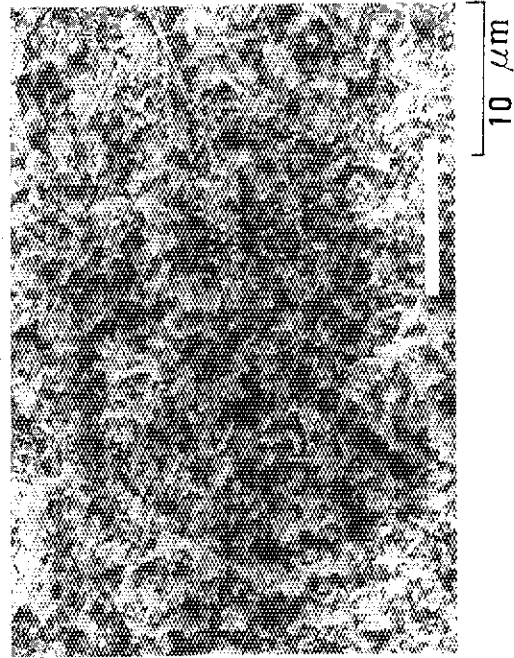
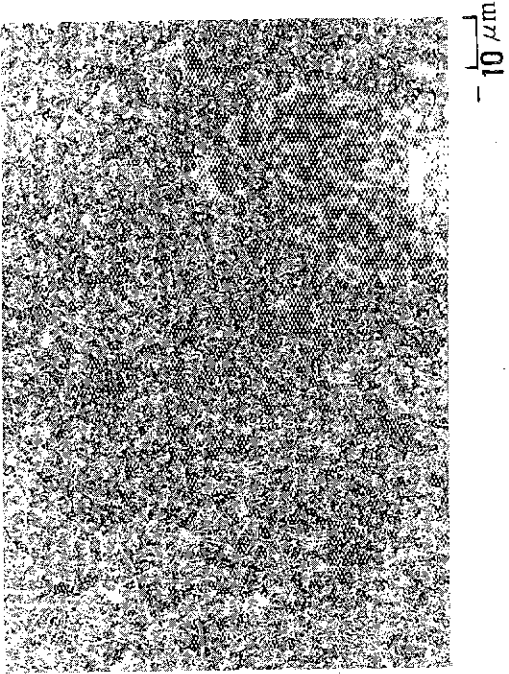
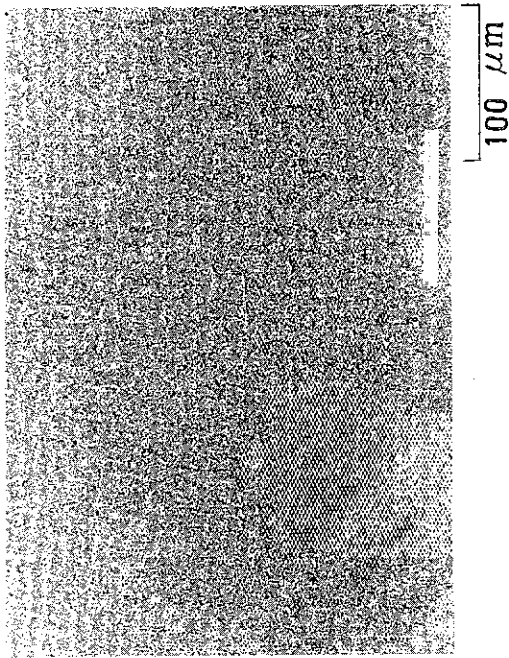
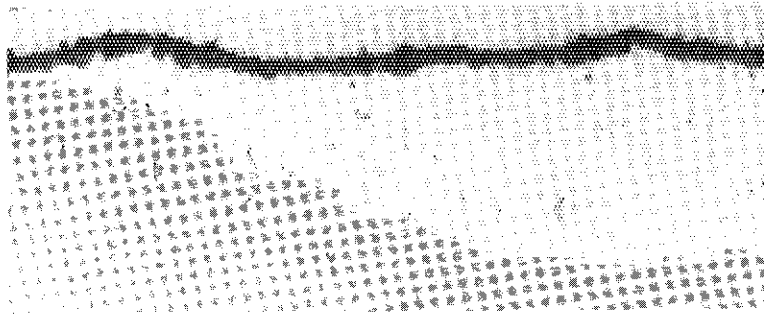
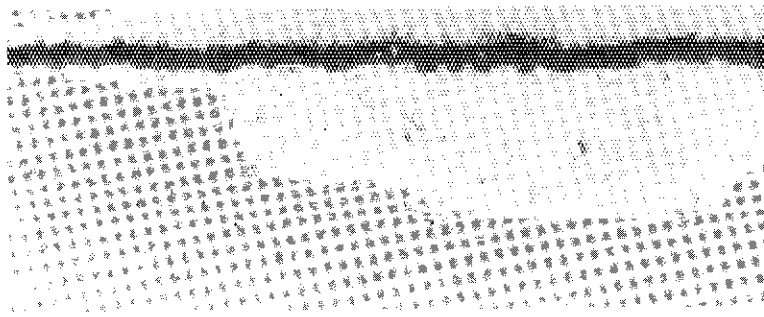


Fig. 3.64 Surface topography of I-specimen after exposure to JAERI-type B helium at 1000°C for 1000h

950°C

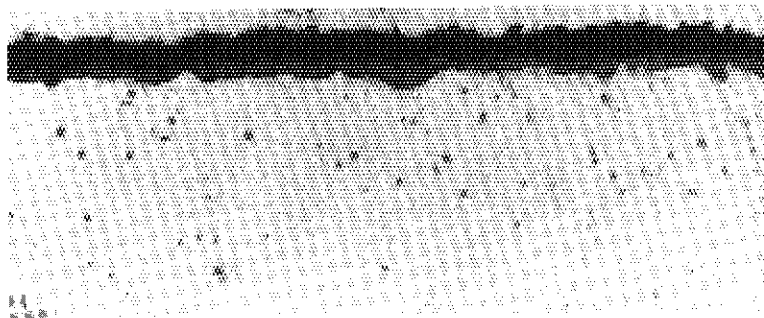


(S)

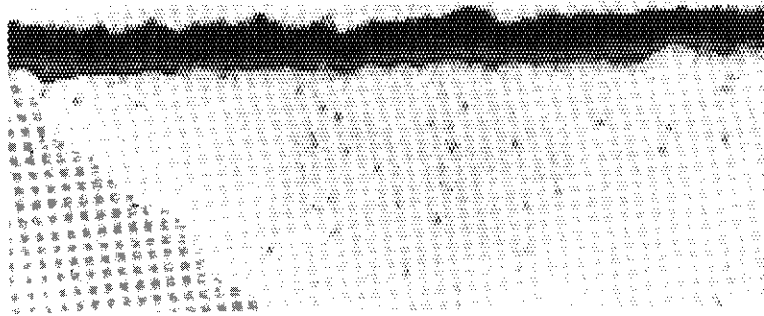


(I)

1000°C



(S)



(I)

20μm

Fig. 3.65 Cross-sectional views of specimens after exposure to JAERI-type B helium for 1000h