

JAERI-Tech

99-024



JP9950173



ハステロイXR溶接継手のクリープ強度

1999年3月

橋 勝美・西 宏・衛藤基邦・武藤 康

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

本レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の問合せは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越しください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布をおこなっております。

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

©Japan Atomic Energy Research Institute, 1999

編集兼発行 日本原子力研究所

ハステロイ XR 溶接継手のクリープ強度

日本原子力研究所東海研究所エネルギー・システム研究部
橋 勝美・西 宏・衛藤 基邦・武藤 康⁺

(1999年2月2日受理)

高温工学試験研究炉の中間熱交換機や配管のライナーなどの高温構造物に使用されている Ni 基耐熱合金ハステロイ XR について、母材、TIG 溶接継手、及び溶接金属の大気中クリープ（破断）試験を 950°C で行った結果、以下の事項が明らかにされた。

- i) 溶接継手のクリープ破断強度は、短時間側では母材と同等であるが、1000 h を超えると母材よりも低くなる。この原因是、溶接金属のボロンが濃度勾配により母材へと拡散したためと考えられる。
- ii) 溶接金属のクリープ破断強度は、短時間側では母材よりも僅かに高めであるが、2000 h を超えると低下する傾向が認められる。これも溶接金属に含まれるボロンの影響として説明できる。
- iii) 溶接金属強度の方向差については、破断時間に関してはビードと直角方向の強度がビード方向の強度よりもやや高いが、差は僅かである。しかし、クリープ変形速度に関しては、明瞭に差が認められ、溶接線に対して直角方向の伸びが大きい。
- iv) 高温時効の影響は、溶接継手に対しては認められるが、溶接金属については明瞭には認められない。高温時効による強度の低下が継手ほどではないのは、濃度勾配が無いためにボロンが拡散し難かったためと説明できる。

Creep Strength of Hastelloy XR Welded Joints

Katsumi TACHIBANA, Hiroshi NISHI, Motokuni ETO and Yasushi MUTO ⁺

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

(Received February 2, 1999)

Creep (rupture) tests have been carried out at 950°C in the air environment for base metal, welded joint and weld metal specimens of Hastelloy XR, which is a Ni base heat resistant alloy and is employed as a high temperature material of the intermediate heat exchanger and piping liners for the High Temperature Engineering Test Reactor (HTTR). The weld metal contained some amount of boron. The following results were clarified:

- 1) Stress rupture strengths of welded joints were equivalent to in the short time duration but lower than after about 1000h those of base metal. The reason can be attributed to boron diffusion from weld metal to base metal due to concentration gradient.
- 2) The stress rupture strength of weld metal was slightly higher than that of the base metal. However, it has an inclination of drop the straight line after 2000h. This is also explained by the effect of boron diffusion. Regarding the difference due to the orientation of weld metal, the transverse strength to the weld bead was slightly higher than the longitudinal strength. The creep elongation to the lateral direction was clearly larger than that to the longitudinal direction.
- 3) High temperature pre-aging was observed to have detrimental effect in the welded joints, but it was not observed in the weld metal. This can be explained by the estimation that boron diffusion in the weld metal specimen was very small because of no concentration gradient.

⁺ Department of Advanced Nuclear Heat Technology, Oarai Research Establishment

Keywords : Hastelloy XR, Welded Joints, Weld Metal, Creep Test, Creep Strength,
Minimum Creep Strain Rate, Boron, Diffusion

This is a blank page.

目 次

1.はじめに.....	1
2.試験方法.....	5
2.1 供試材料.....	5
2.2 クリープ試験装置および試験方法.....	6
3.試験結果.....	14
3.1 クリープ破断.....	14
3.2 クリープ変形.....	14
3.3 破断後の試験片の金属組織観察.....	18
4.考察.....	57
4.1 ハステロイX及びXR溶接継手強度に関するこれまでの研究.....	57
4.2 ボロンの影響.....	58
4.3 材料力学的な影響.....	59
5.まとめ.....	62
参考文献.....	64

Contents

1. Introduction.....	1
2. Experimental Method.....	5
2.1 Tested Material.....	5
2.2 Test Apparatus and Testing Method.....	6
3. Results.....	14
3.1 Creep Rupture.....	14
3.2 Creep Deformation.....	14
3.3 Microstructure of Ruptured Specimens.....	18
4. Discussions.....	57
4.1 Research on Creep Strength of Hastelloy XR Welded Joint up to this Time.....	57
4.2 Influence of Boron.....	58
4.3 Influence of Mechanical Heterogeneity.....	59
5. Summary.....	62
References.....	64

List of tables

- Table 2.1 Chemical composition of tested Hastelloy XR.
- Table 2.2 Mechanical properties of as-received Hastelloy XR.
- Table 2.3 Chemical composition of welded metal of tested Hastelloy XR.
- Table 3.1 Creep test results.
- Table 3.2 Instantaneous strain.
- Table 3.3 Prediction of minimum creep strain rate.
- Table 3.4 Time to the onset of tertiary creep.

List of figures

- Fig. 1.1 Stress-rupture strength of Hastelloy XR welded joints at 950°C.
- Fig. 1.2 Stress-rupture strength of Hastelloy XR welded joints at 900°C.
- Fig. 1.3 Stress-rupture strength of Hastelloy XR forged block.
- Fig. 1.4 Comparison of stress-rupture strengths between base metal, weld metal and welded joint specimens.
- Fig. 2.1 Microstructure of as-received Hsastelloy XR.
- Fig. 2.2 Cutting schedule for test specimens (mm).
- Fig. 2.3 Sectional view of as-received welded joint.
- Fig. 2.4 Microstructure of as-received welded joint.
- Fig. 2.5 Hardness distribution of base metal.
- Fig. 2.6 Hardness distribution of welded joint.
- Fig. 2.7 Creep test specimen of ϕ 6 in diameter (mm).
- Fig. 2.8 Creep test specimen of ϕ 10 in diameter (mm).
- Fig. 3.1 Creep rupture time for all materials,
- Fig. 3.2 Creep rupture time for base metal and welded joint.
- Fig. 3.3 Creep rupture time for welded joint and weld metal.
- Fig. 3.4 Relationship between rupture elongation and time to rupture.
- Fig. 3.5 Relationship between reduction in area and time to rupture.
- Fig. 3.6 Relationship between instantaneous strain and initial stress.
- Fig. 3.7 Creep curve and creep strain rate for base metal at 34MPa.
- Fig. 3.8 Creep curve and creep strain rate for base metal at 29MPa.
- Fig. 3.9 Creep curve and creep strain rate for base metal at 24MPa.
- Fig. 3.10 Creep curve and creep strain rate for base metal at 20MPa.
- Fig. 3.11 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 40MPa.
- Fig. 3.12 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 34MPa.
- Fig. 3.13 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 29MPa.
- Fig. 3.14 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 24MPa.
- Fig. 3.15 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 20MPa.

- Fig. 3.1 6 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 17MPa.
- Fig. 3.1 7 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 14MPa.
- Fig. 3.1 8 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 11MPa.
- Fig. 3.1 9 Creep curve and creep strain rate for pre-aged welded joint at 29MPa.
- Fig. 3.2 0 Creep curve and creep strain rate for pre-aged welded joint at 17MPa.
- Fig. 3.2 1 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 34MPa.
- Fig. 3.2 2 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 29MPa.
- Fig. 3.2 3 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 17MPa.
- Fig. 3.2 4 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 15MPa.
- Fig. 3.2 5 Creep curve and creep strain rate for pre-aged weld metal(L) at 29MPa.
- Fig. 3.2 6 Creep curve and creep strain rate for weld metal(T) at 34MPa.
- Fig. 3.2 7 Creep curve and creep strain rate for weld metal(T) at 29MPa.
- Fig. 3.2 8 Creep curve and creep strain rate for pre-aged weld metal(T) at 17MPa.
- Fig. 3.2 9 Creep behavior for base metal.
- Fig. 3.3 0 Creep behavior for welded joint.
- Fig. 3.3 1 Creep behavior for weld metal(L).
- Fig. 3.3 2 Creep behavior for weld metal(T).
- Fig. 3.3 3 Comparison of creep behavior among base metal, welded joint and weld metal at 34MPa.
- Fig. 3.3 4 Comparison of creep behavior among base metal, welded joint and weld metal at 29MPa.
- Fig. 3.3 5 Comparison of creep behavior among welded joint and weld metal at 17MPa.
- Fig. 3.3 6 Relationship between minimum creep strain rate and stress.
- Fig. 3.3 7 Relationship between minimum creep strain rate and time to rupture.
- Fig. 3.3 8 Relationship between time to the onset of tertiary creep and stress.
- Fig. 3.3 9 Microstructure of ruptured welded joint(WJ-02, $\sigma = 34\text{ MPa}$, TR = 197.0h).
- Fig. 3.4 0 Microstructure of ruptured welded joint(WJ-12,WJ-03).
- Fig. 3.4 1 Microstructure of ruptured weld metal (WM-05L, $\sigma = 17\text{ MPa}$, TR = 2214.5h).
- Fig. 4.1 Von Mises effective stress distribution at the vicinity of fusion line.
- Fig. 4.2 Time dependent Von Mises effective stress distribution at the vicinity of fusion line at the location of $R/\sqrt{2}$.

This is a blank page.

1. はじめに

高温工学試験研究炉¹⁾の中間熱交換器や配管のライナーなどの高温構造物にはNi基耐熱合金ハステロイXR²⁾が使用されている。ハステロイXRはガスタービンの燃焼室などの材料として使用されている耐酸化性に優れた合金であるハステロイXをベースに、微量成分を調整した(ヘリウム中の耐食性を改良するためTi, Alを減らしSi, Mnを増やし最適化を計った。また、摩耗した材料が炉心で放射化されるのを防ぐためCoを減らす)合金である。強化成分であるTi, Alを減らしたためクリープ強度が若干低下したので、後に40~50ppmのボロンを添加するようになった(ハステロイXR-I²⁾)。

1979年から1984年の間に、高温工学試験研究炉(HTTR)の設計及び工事の認可に備えて、ハステロイXRの母材及び溶接継手の引張試験、クリープ(破断)試験及び疲労試験が実施された。ここではTIG溶接継手のクリープ(破断)試験について取り上げる。

先ず、昭和54年度から56年度の3カ年間、川崎重工業(株)への委託により、TIG及びEB溶接継手の950°Cにおけるヘリウムガス中クリープ(破断)試験(応力19~25MPa、破断時間140~600h)を実施した。この結果、EB溶接継手の強度は母材と同等であったが、TIG溶接継手の破断時間は母材の約1/3であった³⁾(Fig.1.1参照)。

続いて、昭和57~58年度には、富士電機(株)(大気中)、川崎重工業(株)(ヘリウムガス中)、三菱重工業(株)(ヘリウムガス中)、(株)日立製作所(大気中及びヘリウムガス中)、石川島播磨重工業(株)(ヘリウムガス中:母材のみ)各社への委託により試験を実施した。試験温度は、800°C、850°C、900°C、950°C及び1000°Cで、素材としては、厚さ15mmの圧延板に加えて厚さ90mmの鍛造ブロックも使用した。更に、溶接金属部の組織の改良を意図して溶接後溶体化熱処理を行ったものについても試験を行った。主要な結論は以下の通りである⁴⁾。

- ①900°Cにおける板材溶接継手のクリープ破断強度は母材と変わらない(Fig.1.2参照)。ただし、厚さ90mmの溶接の場合には、850°C、900°C及び950°Cのいずれの温度でも母材強度よりも低い(Fig.1.3参照)。
- ②950°Cにおいては、溶接継手のクリープ破断強度は母材の強度よりも低く、溶接継手の破壊は溶接金属部において生じている(Fig.1.3及び1.4参照)。
- ③溶接金属試験片の強度は950°Cでは母材なみであり、850°Cでは母材よりもむしろ高い(Fig.1.4参照)。
- ④溶接後の溶体化熱処理は、950°Cにおける強度及び破断延性を増すのに有効であるが(Fig.1.1参照)、900°Cではクリープ破断強度を低下させる(Fig.1.2参照)。

この結果、以上の原因の究明と、省令第81号⁵⁾の第5条に、「溶接部は、母材の強度と同等以上の強度を有するものでなければならない。」とあることから、設計基準も含めて何らかの対策が必要と考えられた。

これに関連して、三菱重工業(株)により優れた溶接技術が開発された⁶⁾との情報が寄せられたので、原研側で、三菱重工業(株)製の溶接板を購入し、クリープ試験を行うことにした。

試験は溶接継手の強度に加えて、溶接継手の破断箇所と溶接金属の強度の関連も合わせて明らかにするため、供試材としては、溶接継手板及び溶接金属板を製作した。ここで、母材はボロンを殆ど含まない初期の仕様のハスチロイXRであり、溶接棒はボロンを添加したものである。ボロンの含有量は溶接金属部の分析結果から、9 ppm（継手の溶接金属部：三菱マテリアル分析）、12 ppm（溶接金属：三菱マテリアル分析）、30 ppm（溶接金属：三菱重工業分析）であり、かなりの幅があるが、いずれにしてもボロン添加による強化が行われている。

本報告書では、この950°C大気中クリープ試験について、第2章に試験方法、第3章に試験結果、第4章に考察を記す。本試験で得られたデータを他の研究者による試験結果から得られる知見と合わせて考察すると、以下のようにまとめられる。

- i) 溶接継手のクリープ破断強度は、短時間側では母材と同等であるが、1000hを超えると母材よりも低くなる。この原因の一つは、溶接金属のボロンが濃度勾配により母材へと拡散したためと考えられる。もう一つの原因として、溶接金属と母材のクリープ変形量の差によって溶接金属側に半径方向の圧縮応力が生じ、Misesの相当応力は公称応力よりも大きくなる影響が考えられる。しかし、解析によれば応力の発生箇所は溶接線近傍であり、実際に破断が生じた中央部ではないので、試験結果の説明にはならない。
- ii) 溶接金属のクリープ破断強度は、短時間側では母材よりも僅かに高めであるが、2000hを超えると低下する傾向が認められる。これも溶接金属に含まれるボロンの影響として説明できる。
- iii) 溶接金属強度の方向差については、破断時間に関してはビードと直角方向の強度がビード方向の強度よりもやや高いが、差は僅かである。しかし、クリープ変形速度に関しては、明瞭に差が認められ、溶接線に対して直角方向の伸びが大きい。
- iv) 高温時効の影響は、溶接継手に対しては認められるが、溶接金属に対しては認められない。高温時効による強度の低下が継手ほどでないのは、濃度勾配が無いためにボロンが拡散し難かつたためと説明できる。

なお、ハスチロイXRの溶接に関しては、その後、原研の材料応用工学研究室とメーカー（川崎重工業（株）、富士電機（株）、三菱マテリアル（株））の共同研究⁷⁾、更に材料応用工学研究室とメーカー（石川島播磨重工業（株）、日本ウェルディングロッド（株）、富士電機（株）、三菱マテリアル（株））の共同研究の結果、母材と溶接金属に30 ppm程度のボロンを含有させることが適当であることが明らかにされ^{8)、9)}、HTTR実機に適用された。

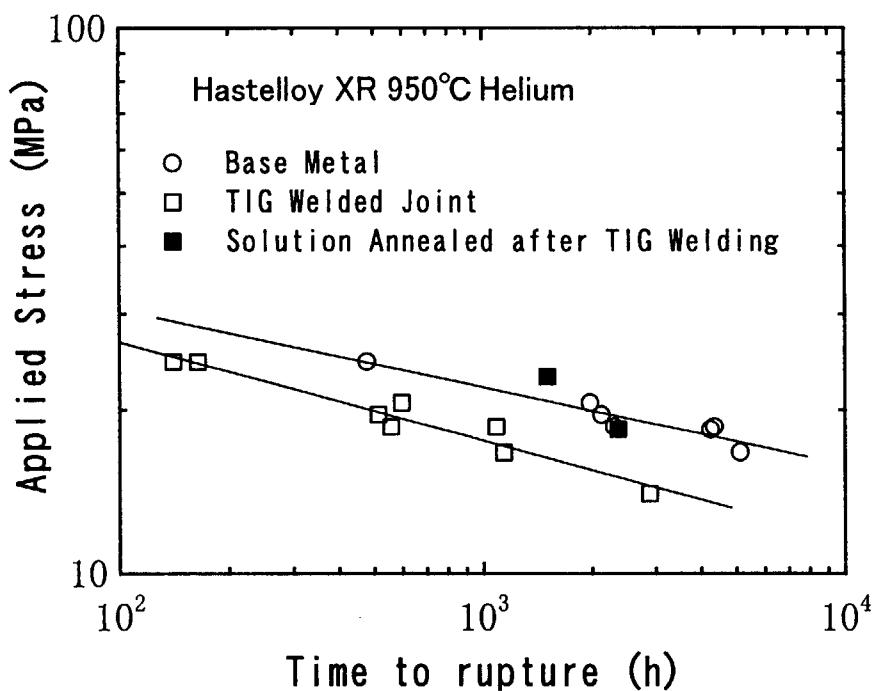


Fig. 1.1 Stress-rupture strength of Hastelloy XR welded joints at 950°C³⁾.

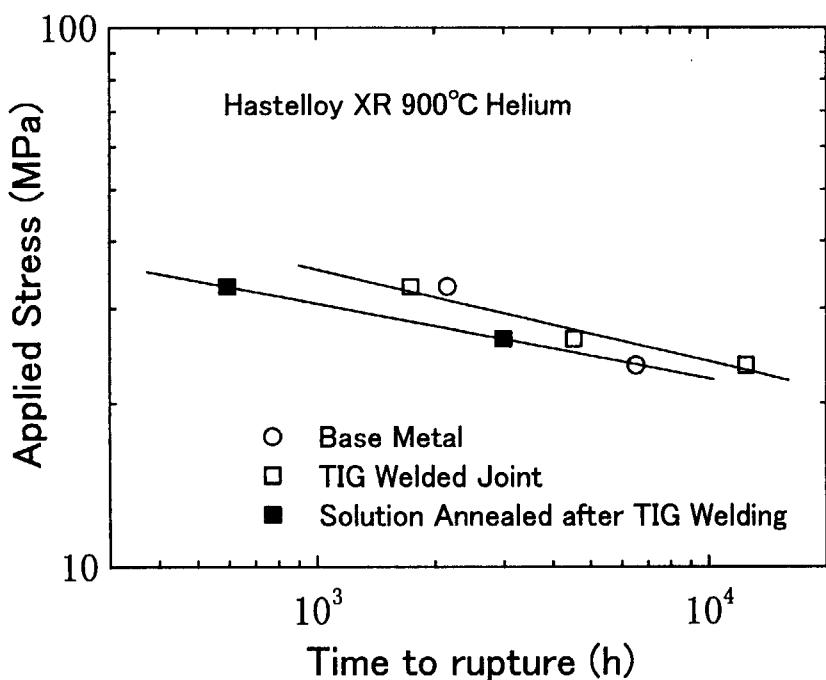
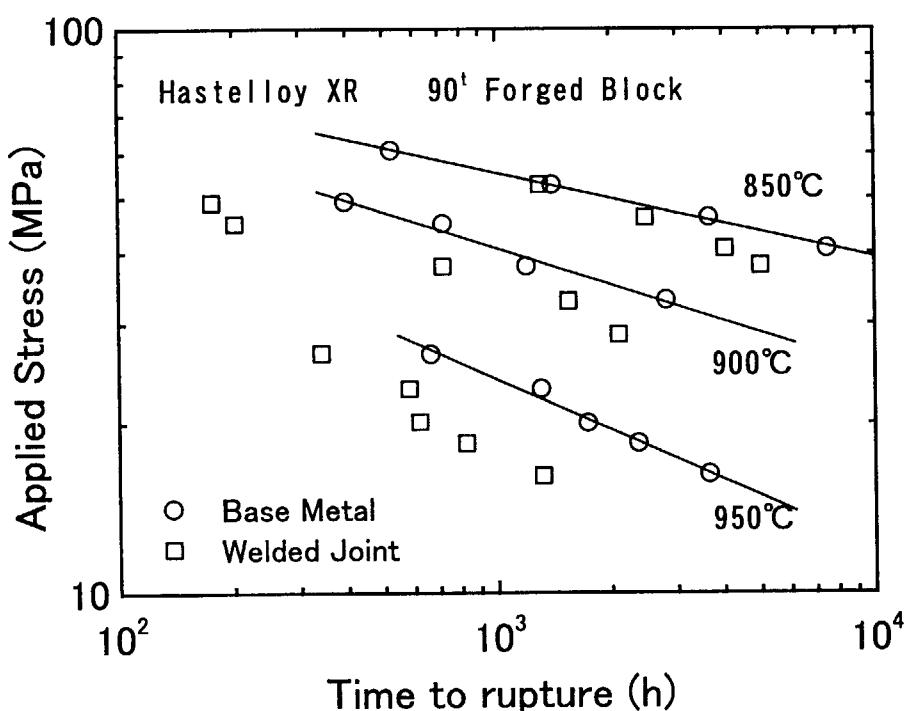
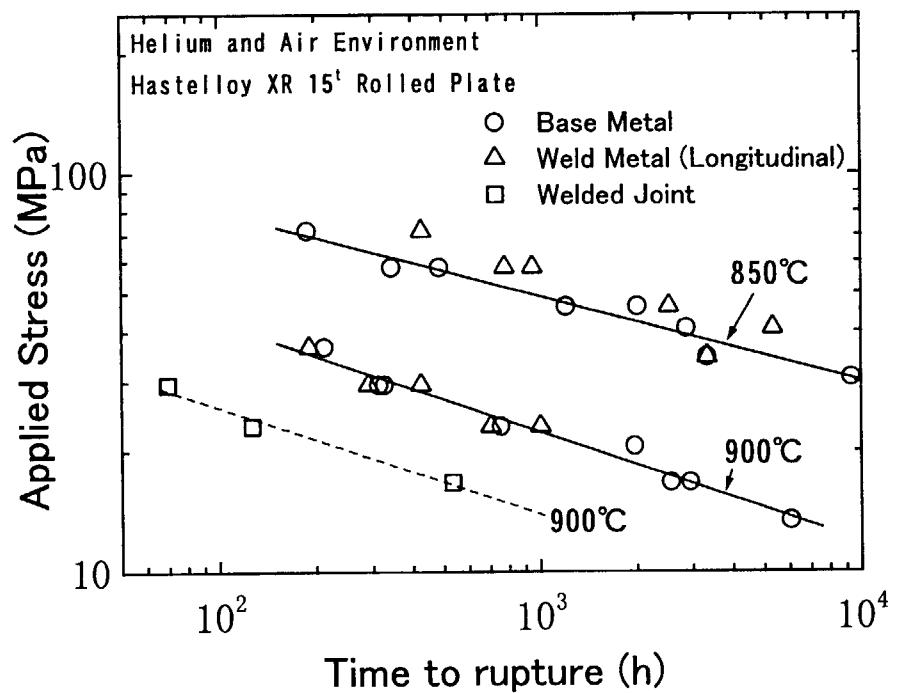


Fig. 1.2 Stress-rupture strength of Hastelloy XR welded joints at 900°C⁴⁾.

Fig. 1.3 Stress-rupture strength of Hastelloy XR forged block.⁴⁾Fig. 1.4 Comparison of Stress-rupture strengths between base metal, weld metal and welded joint specimens.⁴⁾

2. 試験方法

2. 1 供試材料

供試材料のハステロイ X R は、三菱金属（株）（現三菱マテリアル（株））で製造された溶体化熱処理（1190°Cにて60 min. 水冷却）によって結晶粒度No. 3に調整されたチャージ番号7-616、ボロン含有量1~2 ppmの厚さ20 mm圧延板である。Table 2. 1にその化学成分を示す。またTable 2. 2に素材購入時のメーカーにて実施した室温、600°Cならびに900°Cにおける機械特性試験結果を示す。Fig. 2. 1に受け入れ材の金属組織写真を示す。母材試験用のクリープ試験片は、幅100 mm×長さ100 mmの板から採取し、溶接継手ならびに溶接金属のクリープ試験片は、幅160 mm×長さ950 mmの大きさの溶接した板材料より製作した。

溶接は参考文献（6）と同じ溶接方法を用い、シールドガスとして純度99.9%以上のアルゴンガスによる狭間先自動TIG溶接で下向き姿勢にて行い、溶加材はφ1.6のリール巻きでボロンを添加したハステロイ X R である。溶加材成分については当初部外秘ということであったので、納入された製品から溶接金属（φ38）および溶接継手サンプル（35x60x20^t）を採取し、三菱マテリアル（株）に化学分析を依頼した。結果はTable 2. 3に示すとおりであり、ボロンが12 ppm（溶接金属供試材）および9 ppm（溶接継手供試材の溶接金属部）含まれていた。試験後、原研の要求に応じて三菱重工（株）より提出されたデータによれば、溶接ワイヤのボロン量は30 ppmであり、厚さ15 mmの板を溶接した継手の溶接金属のボロン量は33 ppmであった。三菱マテリアル（株）の分析値（9 ppm）と大きな開きがあるが、この差の理由は明らかでない。

試験片の採取方法はFig. 2. 2に示すように、溶接継手試験片は溶接線と直角方向に、また溶接金属試験片は、厚さ20 mm、幅60 mmのTIG溶接金属部より、溶接方向（L : Longitudinal）および溶接方向と直角方向（T : Transverse）に試験片を採取した。Fig. 2. 3に溶接継手部のマクロ組織写真を示す。またFig. 2. 4は光学顕微鏡により拡大撮影した溶接金属部と溶接境界部の金属組織を示したものである。溶接金属はデンドライト組織となっており、また溶接金属と母材部との境界には数十μmのボンド部がある。Fig. 2. 5, Fig. 2. 6に母材の厚さ方向および溶接継手部の硬さ試験結果を示す。硬さ測定はビッカース硬度計で荷重9.8 Nにて行い、溶接継手部の測定は板厚さの1/4、1/2及び3/4における試験片長さ方向の硬さを測定した。溶接継手部の硬さは板厚の位置によらずほぼ等しく、溶接金属の部分がもっとも高く（HV=約280）、溶接金属部の外側に溶接熱影響によると思われる硬化部があり、溶接金属（約13 mm）と硬化部（片側約7.5 mm）の合計幅は約28 mmである。また硬化部の外側の硬さは約200であり母材の硬さ175より高くなっている。

なお溶接継手材のクリープ試験の結果、クリープ寿命は母材に比べて短かった。この原因として、クリープ試験中の熱影響によりボロンの拡散、希釈や炭化物の析出が考えられたので、溶接継手ならびに溶接金属について高温時効を施した試験片についてもクリープ試験を行った。高温

時効処理はクリープ試験片加工後、クリープ試験と同じ温度950°Cでクリープ破断時間に相当する1510時間で行った。

クリープ試験片は、Fig. 2. 7に示す平行部の直径が6mm、標点間距離32mmの丸棒試験片とFig. 2. 8に示す直径10mm、標点間距離52mmの試験片を使用した。

以降に示す試験結果において、試験片の種類は以下の記号を用いて示す。

母材試験片	:	B. M.	○
溶接継手試験片	:	W. J.	□
高温時効溶接継手試験片	:	W. J. - A	■
溶接金属試験片（溶接方向）	:	W. M. L	△
高温時効溶接金属試験片（溶接方向）	:	W. M. L - A	▲
溶接金属試験片（溶接方向と直角）	:	W. M. T	▽
高温時効溶接金属試験片（溶接方向と直角）	:	W. M. T - A	▼

2. 2 クリープ試験装置および試験方法

クリープ試験は、電気抵抗加熱方式の電気炉を備えたレバー比10対1ならびに2対1のレバ一式クリープ試験機を用いて、試験温度はHTTR最高使用温度950°Cで、負荷荷重一定にて大気中で実施した。試験中の伸びは、試験片標点間の伸びを2対のエクステンションロッドで炉外に取り出し、精度1μmの作動トランス型変位計で測定し、2対の伸び指示値の平均値を伸びの値とした。試験中の試験片の均熱は±1°C以内で制御した。

Table 2.1 Chemical composition of tested Hastelloy XR.

Charge No. 7-616										Chemical Composition (mass %)					
Element	C	N	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	W	Fe	B	Ni	Al	Ti
Spec.	min.	0. 05	—	0. 75	0. 25	—	—	20. 50	—	8. 00	0. 20	17. 00	—	—	—
	max.	0. 09	—	1. 00	0. 50	0. 040	0. 030	23. 00	0. 10	10. 00	1. 00	20. 00	0. 0010	Bal.	0. 05 0. 03
Ladle	0. 07	0. 003	0. 95	0. 35	<0. 001	0. 001	21. 83	0. 02	9. 02	0. 49	18. 26	0. 0004	Bal.	0. 01 0. 01	
Top	0. 07	0. 007	0. 96	0. 32	<0. 001	<0. 001	22. 00	0. 02	9. 11	0. 49	18. 59	0. 0002	Bal.	0. 01 0. 01	
Check Bottom	0. 08	0. 006	0. 93	0. 33	<0. 001	<0. 001	21. 96	0. 03	9. 11	0. 49	18. 62	0. 0001	Bal.	0. 02 0. 01	

Table 2.2 Mechanical properties of as-received Hastelloy XR.

Test Conditions	Tensile Strength (kgf/mm ²)	Yield Strength (kgf/mm ²)	Elongation G. L. 25mm (%)
Room Temp.	69. 8	31. 3	52
600°C	53. 2	19. 6	61
900°C	21. 0	15. 8	80

Table 2.3 Chemical composition of welded metal of tested Hastelloy XR.

E l e m e n t	A 1 1 D e p o	(mass %)
C	0. 0 7	
S	0. 4 7	
M n	0. 6 6	
P	$< 0. 0 0 1$	
S	0. 0 0 2	
N i	B a l.	
C o	0. 0 2	
F e	1 8. 2 9	
C r	2 1. 2 2	
M o	8. 9 0	
W	0. 4 9	
A 1	0. 0 4	
T i	0. 0 2	
B	1 2 ppm (9 ppm*)	
C u	$< 0. 0 1$	
N b + T a	$< 0. 0 1$	
Z r	0. 0 0 1	
M g	$< 0. 0 1$	
P b	3 ppm	
S n	$< 0. 0 0 1$	
A g	< 1 ppm	
V	0. 0 1	
O 2	4 0 ppm	
N 2	9 0 ppm	

* ; 20mm in Thickness Welded Joint

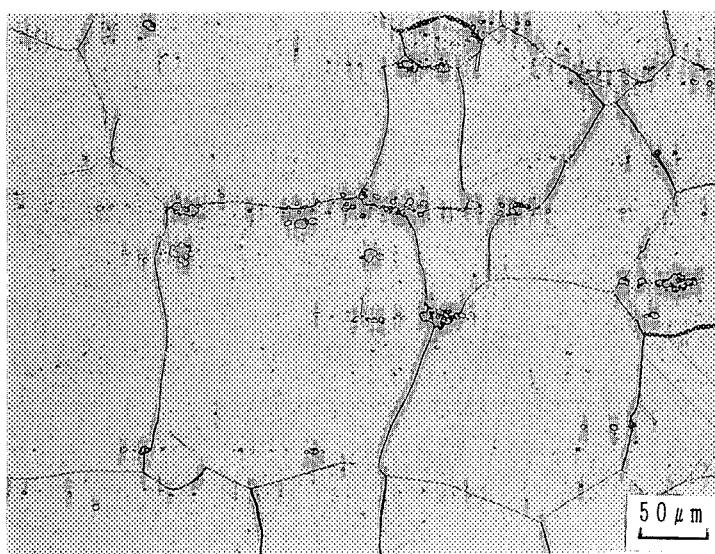
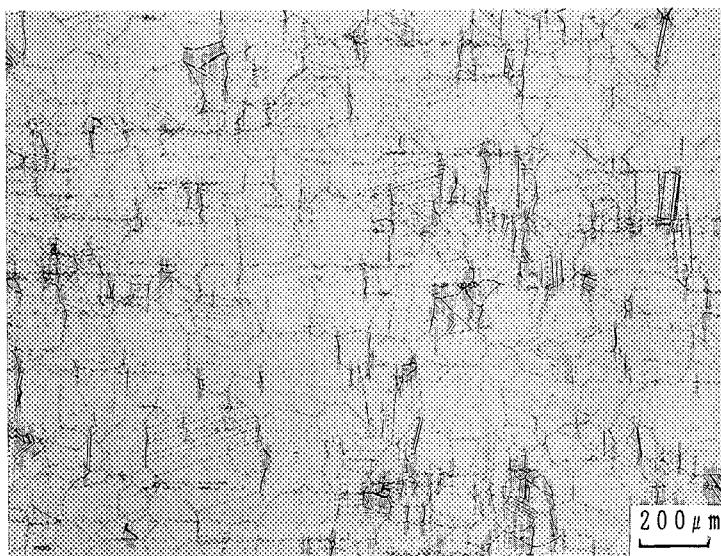
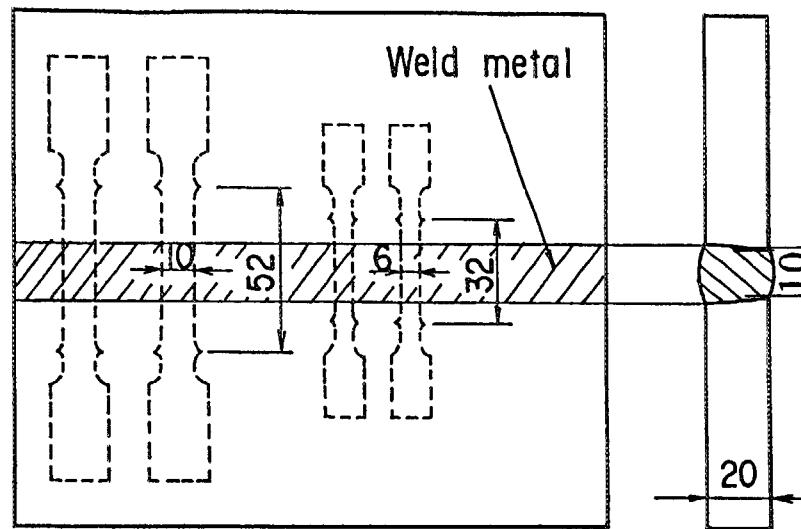
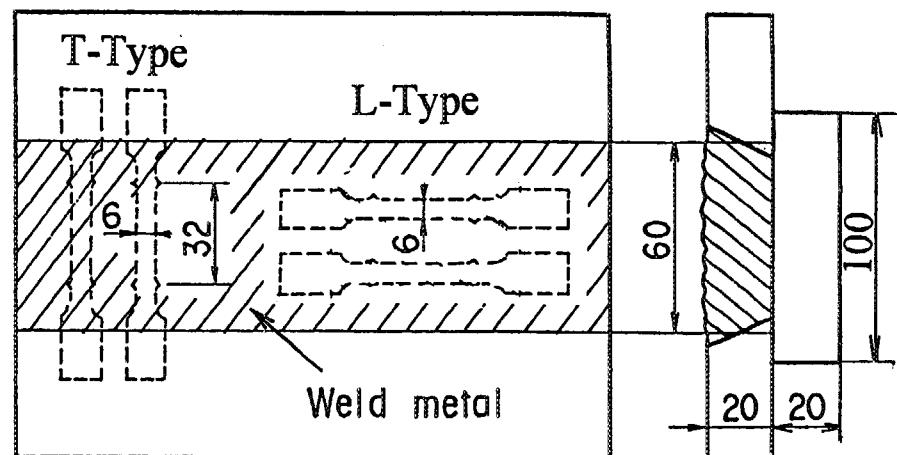


Fig. 2.1 Microstructure of as-received Hsastelloy XR.



(a) Welded Joint



(b) Weld Metal

Fig. 2.2 Cutting Schedule for Test Specimens (mm).

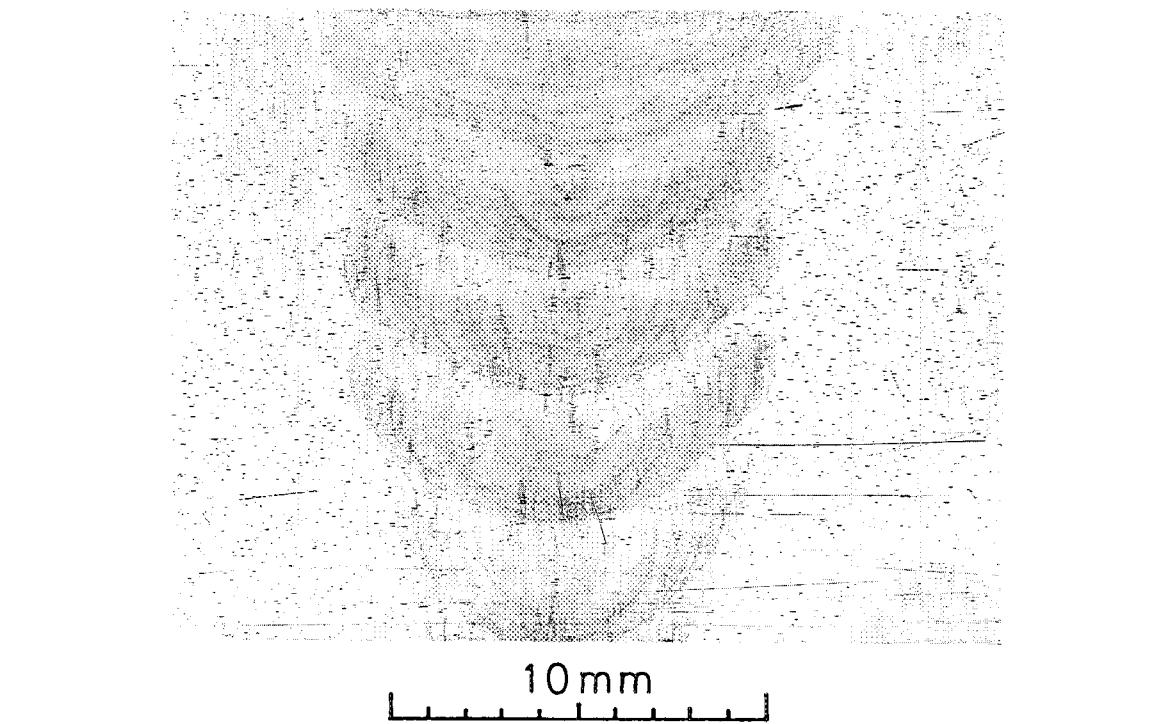


Fig. 2.3 Sectional view of as-received welded joint.

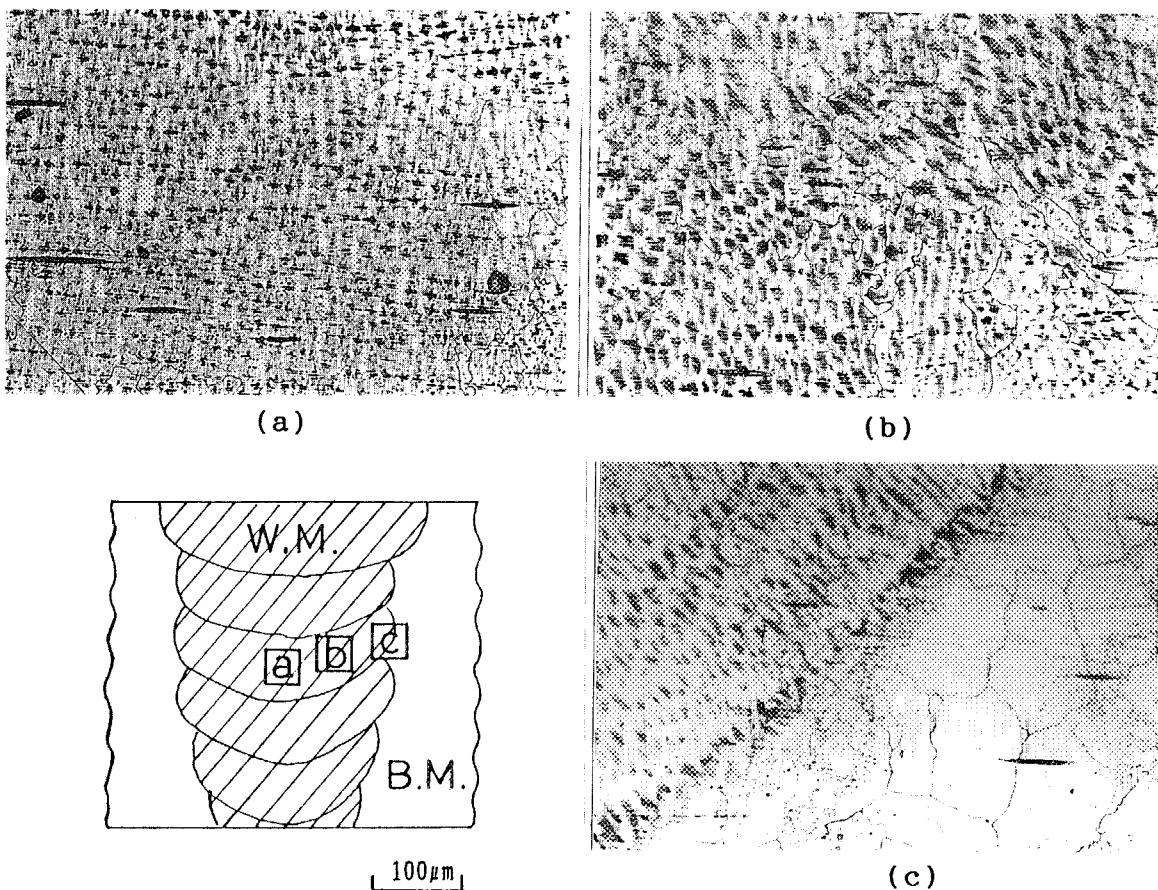


Fig. 2.4 Microstructure of as-received welded joint.

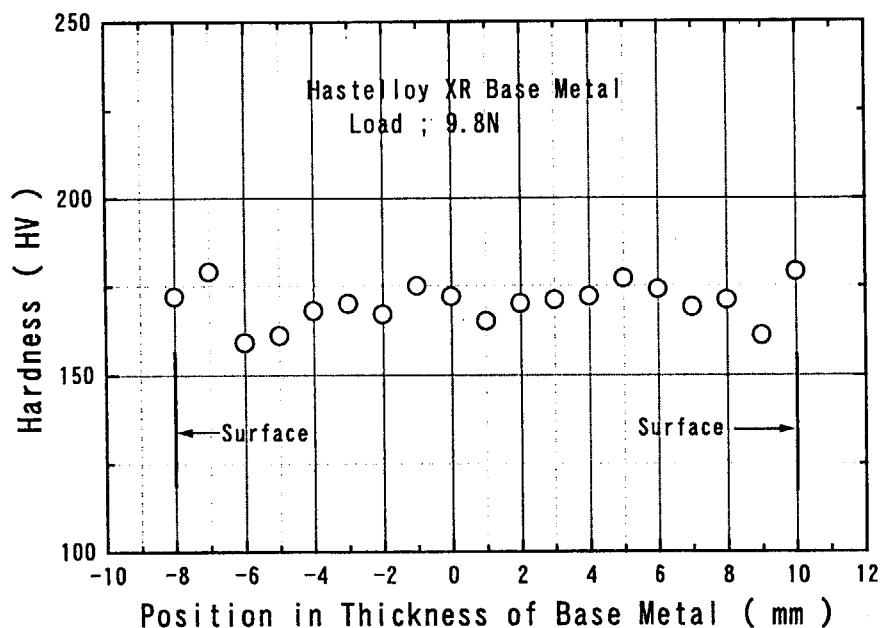


Fig. 2.5 Hardness distribution of base metal.

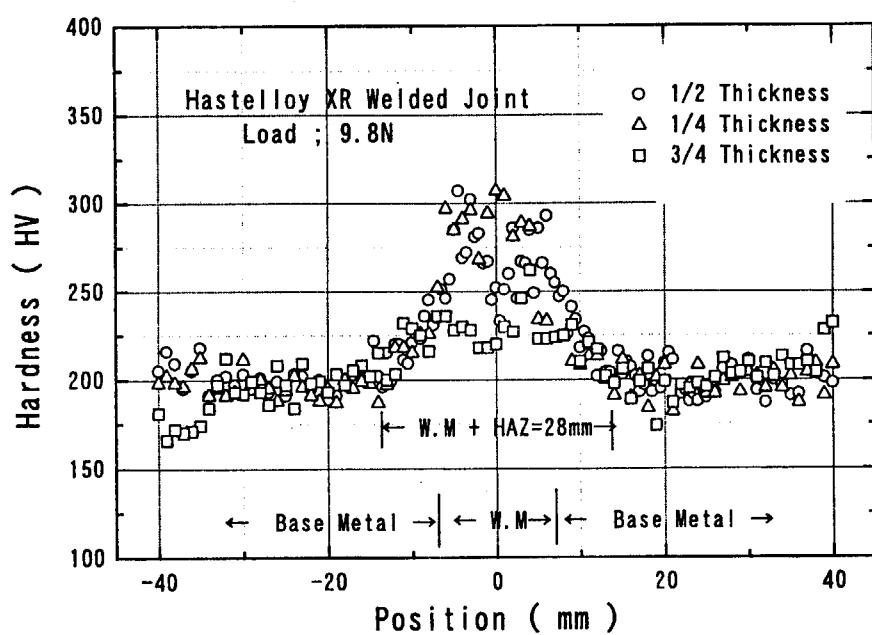


Fig. 2.6 Hardness distribution of welded joint.

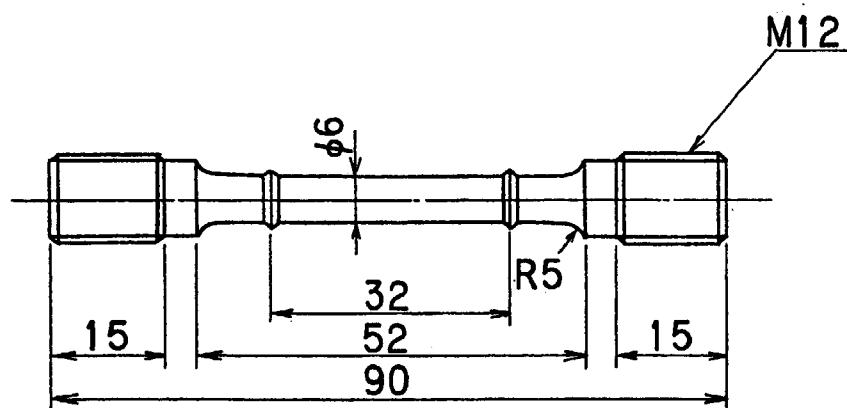


Fig. 2.7 Creep test specimen of $\phi 6$ in diameter (mm).

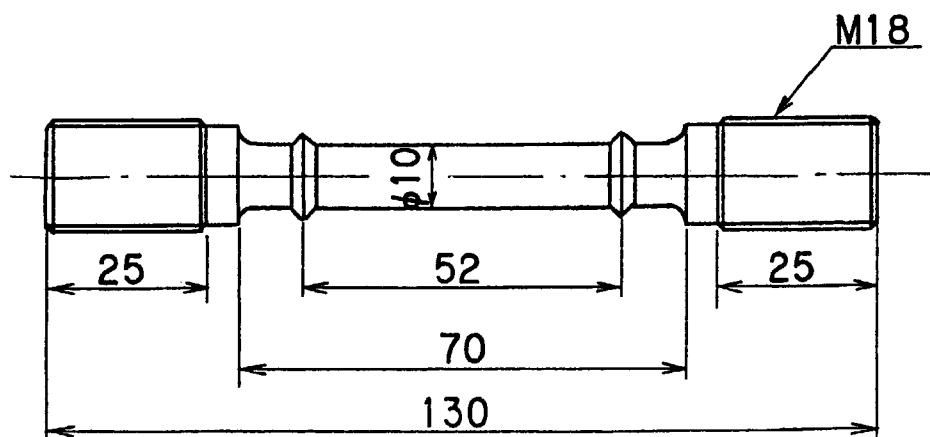


Fig. 2.8 Creep test specimen of $\phi 10$ in diameter (mm).

3. 試験結果

3. 1 クリープ破断

実施した応力に対する破断時間、破断伸びおよび絞り、破断位置のデータの一覧をTable 3. 1に示す。溶接継手の場合、高応力の2本は母材破断であり、その他は溶接金属部で破断している。負荷応力に対する破断時間 T_r を両対数グラフ上にプロットするとFig. 3. 1のようになる。点線は母材について最小自乗法により多項式曲線で近似したものである。Fig. 3. 2に母材と溶接継手（高温時効材は除く）の同じデータをプロットして比較すると、破断時間が200時間前後までは母材と溶接継手は、ほぼ同等のクリープ強度があるが、破断時間が長時間（低応力側）になると溶接継手は強度低下の傾向が母材の場合より大きいことが分る。

同じように溶接継手と溶接金属のデータをプロットしたのがFig. 3. 3である。データ数が少ないが高温時効材も含めて考えると、直角方向の溶接金属（W. M. T）が最もクリープ強度が大きく、次に溶接方向の溶接金属継手（W. M. L）で、溶接継手が最も小さくなる傾向が認められる。

Fig. 3. 4にクリープ破断伸びと破断時間の関係を示す。データのはらつきが大きいが、以下の傾向を示している。

- 1) 長時間側（低応力）になるに従い、母材、溶接継手及び溶接金属いずれもクリープ破断伸びが減少する。
- 2) 破断伸びは、母材が一番大きく、次に溶接継手であり、溶接金属は溶接方向及び直角方向いずれも非常に小さい。
- 3) 溶接継手で負荷応力が大きく母材から破断するケースの場合、破断伸びは大きくなる。

破断絞りと破断時間の関係をFig. 3. 5に示す。破断時間が長くなるに従い破断絞りが小さくなるのは、破断伸びの傾向とほぼ同じである。破断時間の短い高応力の2本の溶接継手は母材部破断なので、絞りも母材なみとなっている。

3. 2 クリープ変形

試験で測定された伸びの値より、次式により真クリープひずみ $\epsilon_c(t)$ を計算した。

$$\epsilon_c(t) = \log_e \{ 1 + (\Delta L(t) / L_0) \} - \epsilon_0$$

ΔL : 全伸び測定値

L_0 : ゲージ長さ

ϵ_0 : 初期ひずみ

ここで、ゲージ長さ L_0 は、標点間の長さよりつばの幅を差し引いた長さを使用した。また初期ひずみ ϵ_0 は試験開始の荷重負荷と同時に生じるひずみで、測定値をTable 3. 2に示す。Fig. 3. 6にこの値を負荷応力との関係で示した。これらの値は弾性ひずみに相当するものであるが、データは非常にはらついており、0.2%前後に達しているケースもある。この原因

としては、荷重負荷時の伸び測定機構の機械的ながたつきを伸びの値として測定していることが考えられる。

クリープひずみ $\varepsilon_c(t)$ およびクリープひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_c(t)$ を試験時間に対してプロットした結果を Fig. 3. 7～Fig. 3. 28 に示す。計算は試験を行った破断までの時間 (T_R) を 50～120 に分割した時間 t に対して $\varepsilon_c(t)$ を求め、この間の時間間隔を Δt として、次式によりクリープひずみ速度を計算した。

$$\dot{\varepsilon}_c(t) = \{ \varepsilon_c(t + \Delta t) - \varepsilon_c(t - \Delta t) \} / 2\Delta t$$

クリープひずみ速度-時間のグラフには目視によって求めた最小クリープひずみ速度 ($\varepsilon_{min.}$) ならびに3次クリープ開始時間 (t_3) も記入した。図は以下のような各試験材料毎に、そしていずれも応力の大きい順に配列している。

母材試験片 (B. M.)

34 MPa (Fig. 3. 7), 29 MPa (Fig. 3. 8)
24 MPa (Fig. 3. 9), 20 MPa (Fig. 3. 10)

溶接継手試験片 (W. J.)

40 MPa (Fig. 3. 11), 34 MPa (Fig. 3. 12)
29 MPa (Fig. 3. 13), 24 MPa (Fig. 3. 14)
20 MPa (Fig. 3. 15), 17 MPa (Fig. 3. 16)
14 MPa (Fig. 3. 17), 11 MPa (Fig. 3. 18)

高温時効溶接継手試験片 (W. J. - A)

29 MPa (Fig. 3. 19), 17 MPa (Fig. 3. 20)

溶接金属試験片 (W. M. L)

34 MPa (Fig. 3. 21), 29 MPa (Fig. 3. 22)
17 MPa (Fig. 3. 23), 15 MPa (Fig. 3. 24)

高温時効溶接金属試験片 (W. M. L-A)

29 MPa (Fig. 3. 25)

溶接金属試験片 (W. M. T)

34 MPa (Fig. 3. 26), 29 MPa (Fig. 3. 27)

高温時効溶接金属試験片 (W. M. T-A)

17 MPa (Fig. 3. 28)

各材料のクリープ曲線には次のような特徴がある。

1) 母材

母材試験片 (Fig. 3. 7～Fig. 3. 10) は、4ケースとも試験開始後、ひずみ速度が一端上昇し、定常の値がしばらく続いてから加速域に入り破断に至る曲線である。

2) 溶接継手

溶接継手試験片 (Fig. 3. 11～Fig. 3. 18) では、17 MPa 以上の高応力のケ

ースでは、1次クリープが短時間あった後、定常クリープ領域なしにすぐ3次クリープが現れる曲線となっている。14 MPaおよび11 MPaの低応力側では、2次クリープの領域が拡大し、母材と同じようなクリープ曲線を示している。高温時効溶接継手試験片の場合、15 MPa (Fig. 3. 19) では3次クリープが大部分を占め、一方14 MPa (Fig. 3. 20) では2次クリープが大部分を占めている。

3) 溶接金属

溶接金属試験片 (W. M. L : Fig. 3. 21～Fig. 3. 24) は、クリープひずみが小さくひずみ曲線のグラフには、伸び計の室温変化によるものと見られるばらつきが生じているが、傾向は1次+2次+3次の領域がはっきりしたクリープ曲線を示している。高温時効溶接金属試験片 (W. M. L-A) はFig. 3. 25に示した29 MPaの一例しかないが、傾向は同じである。溶接金属試験片 (W. M. T, Fig. 3. 26～Fig. 3. 27) については34 MPaの結果は、Fig. 3. 21のW. M. L材の同じ34 MPaとほぼ同様のクリープ曲線であるが、ひずみの大きさは約半分である。Fig. 3. 27に示した溶接金属試験片 (W. M. T) の29 MPaの試験結果は、溶接継手や他の溶接金属試験片には見られないような特異なクリープ曲線である。即ち定常クリープの領域が大部分を占め、3次クリープ開始直後に破壊している。高温時効試験片 (W. M. T-A : Fig. 3. 28) では1次クリープが全く認められなくなっている。

以上のクリープ曲線を母材、溶接継手および溶接金属の材料ごとに、更に34、29及び17 MPaの応力ごとにまとめて示すと以下のようになる。

材料別にまとめた特性

1) 母材

Fig. 3. 29は、母材試験片の結果をまとめたものである。高応力から低応力までクリープひずみ曲線は応力の値にかつ妥当な間隔で並んでいる。

2) 溶接継手

溶接継手試験片と高温時効溶接継手試験片について、クリープひずみ-時間の関係をFig. 3. 30に示す。高温時効したケースは塗りつぶした記号で示している。低応力になるに従ってひずみは小さくなる傾向は高温時効材にもみられる。溶接したままの材料と高温時効材を比較すると、時効材の方が同じ応力でひずみが大きく出ていることが分る。

3) 溶接金属

溶接金属試験片 (W. M. L) と高温時効溶接金属試験片 (W. M. L-A) をまとめ示したのがFig. 3. 31である。溶接したままの材料と高温時効材を比較すると高温時効材の方がひずみが大きく出ていることが分る。

Fig. 3. 32は、溶接金属試験片 (W. M. T) と 高温時効溶接金属試験片 (W. M. T-A) についてまとめたグラフである。29 MPaの曲線は、前述したとおり他のケースでは見られない特異な曲線である。

応力別にまとめた特性

応力が同じケースにおけるクリープ曲線の違いについて観察する。

1) 34 MPa

応力の高い34 MPaの場合について示すとFig. 3. 33のようになる。母材では大きなひずみが出ており破断時間も短いのに対して、溶接金属試験片のひずみは極端に小さく、破断時間は長い。溶接継手の場合には当然予想されるように、母材と溶接金属両者の中間の挙動を示している。

2) 29 MPa

29 MPaの場合をFig. 3. 34に示す。ひずみの傾向は34 MPaと同じであるが高温時効した材料がひずみが大きく出る傾向が読みとれる。

3) 17 MPa

Fig. 3. 35に示した低応力の17 MPaのケースでも溶接金属の場合は多少異なるが、ほぼ同様な傾向を示している。

Table 3. 3にクリープひずみ速度-時間のグラフからの目視によって求めた最小クリープひずみ速度($\dot{\varepsilon}_{\min.}$)を示した。尚、母材試験片の最小クリープひずみ速度は、Fig. 3. 7～Fig. 3. 10のグラフに示したように試験を行った4ケースともクリープひずみ速度が試験開始直後に最小値を示すが、一端上昇した後、定常の値でしばらく推移しているグラフであり、最小クリープひずみ速度は定常領域の最小値として明確に求められる。溶接金属については、ひずみ速度は母材に比べ非常に小さいが、明瞭な1次+2次+3次クリープ曲線であり、最小ひずみ速度は定常領域の平均値とした。溶接継手については、母材と溶接金属のひずみを重ね合わせたひずみ曲線が期待されるが、母材のひずみ速度が大きいため母材の最小ひずみ速度と同じように、一端上昇した後のひずみ速度を最小ひずみ速度とした。求めた最小クリープひずみ速度を負荷応力に対して両対数グラフ上にプロットするとFig. 3. 36のようになり、いずれの材料もNorton則で良く整理できる。

最小クリープひずみ速度は、同じ応力に対して母材(B. M.)が最も大きく、溶接継手(W. J.)、溶接金属(W. M. L)、溶接金属(W. M. T)の順に小さくなっている。またデータが少ないので断定できないが溶接継手、溶接金属とも同じ応力では高温時効材の方が最小ひずみ速度は大きい傾向を示している。

溶接継手、溶接金属ならびに母材について最小自乗法によってNorton則の係数を求めると、次式のようになる。

$$\text{母材 (B. M.) : } \dot{\varepsilon}_{\min.} = 5.62 \times 10^{-8} \sigma^{4.13}$$

$$\text{溶接継手 (W. J.) : } \dot{\varepsilon}_{\min.} = 2.69 \times 10^{-10} \sigma^{5.38}$$

$$\text{溶接金属 (W. M. L) : } \dot{\varepsilon}_{\min.} = 2.45 \times 10^{-9} \sigma^{3.98}$$

$$\text{溶接金属 (W. M. T) : } \dot{\varepsilon}_{\min.} = 2.34 \times 10^{-9} \sigma^{3.98}$$

ここで、 $\dot{\varepsilon}_{\min.}$: %/h, σ : MPaである。

これらの式を用いて、溶接継手試験片のゲージ長さ50 mm中に、前述の硬さ試験の結果より溶

接金属と熱影響部の範囲の合計が 28 mm 存在すると仮定して、溶接継手材の最小クリープひずみ速度を計算すると、W. J. (Cal.) の点線になる。計算値は 24 MPa 以上の高応力側では実験値とほぼ一致しているが、低応力側では実験値より大きくなっている。この違いは、母材の硬さは約 170 であるのに対して溶接継手材の母材部分の硬さは溶接熱影響により約 200 となっており、これに対応してクリープひずみ速度も小さくなつたと推察される。

最小クリープひずみ速度とクリープ破断時間との関係を Fig. 3. 37 に示した。最小クリープひずみ速度と応力の積は一定との実験式 (Monkman-Grant の関係) が知られているが、本試験で行った各材料も直線で近似出来る。但し傾きが異なつておる、材料の違いによるクリープ変形の仕方の違いを表している。

各材料の 3 次クリープ開始時間 (t_3) について整理したデータを Table 3. 4 に、またグラフを Fig. 3. 38 に示した。同じ応力では溶接継手が最も 3 次クリープ開始時間が早く、溶接金属 (W. M. L) と母材は、本試験の応力範囲ではほぼ同じで、溶接金属 (W. M. T) の順に遅く生じている。これは破断時間 - 応力の関係と傾向は一致している。

なお、溶接継手材では高温時効材の方が 3 次クリープ開始時間が遅くなる傾向を示している。これらを式で表すと次のようになる。

$$\text{母材 (B. M.)} : t_3 = 1.657 \times 10^8 \sigma^{-4.170}$$

$$\text{溶接継手 (W. J.)} : t_3 = 2.338 \times 10^7 \sigma^{-4.005}$$

$$\text{溶接金属 (W. M. L)} : t_3 = 2.108 \times 10^7 \sigma^{-3.489}$$

3. 3 破断後の試験片の金属組織観察

光学顕微鏡を用いてクリープ破断後の試験片の組織観察を行つた。Fig. 3. 39 に負荷応力 34 MPa にてクリープ試験を行い、母材部分で破断した溶接継手の縦断面組織を示す。観察位置は、破断部、破断部より約 2 mm 及び約 5 mm 離れた付近と溶接金属部であり、それらを (a)、(b)、(c)、(d) の順に並べてある。破断は粒界で起つており、破断部近傍にはクラックや大きなボイドがある。破断部より約 2 mm 離れた付近には約 100 μm のボイドがあり、約 5 mm 離れた付近にも粒界に沿つてボイド及び析出物が見られる。溶接金属部分にはクラックやボイドは認められない。

Fig. 3. 40 に溶接金属部で破断した溶接継手で応力 29 MPa、17 MPa の組織をならべて示す。どちらも破断部は大きい柱状晶がほとんど変形せず、結晶粒界が剥離するように破断している。17 MPa では破断部より約 5 mm 離れた所では無かったボイドが、高応力の 29 MPa の場合では認められる。

Fig. 3. 41 に 17 MPa の溶接金属試験片 (W. M. L) の組織を示した。破断部より約 3 mm 及び約 5 mm 離れた位置にも大きなクラックが有る。破断部の状況は溶接金属部で破断

した溶接継手に似ており、結晶粒界が剥離するように破断している。溶接金属の破断伸びが小さいのは、このデンドライトによる凝固組織に関連していると考えられる。

Table 3.1 Creep test results.

Material	Stress (MPa)	Specimen		Time to Rupture (h)	Rupture Elongation (%)	Reduction in Area (%)	Fracture Location
		No.	Size				
B. M.	34	C-05	φ10	161.0	46.5	51.8	B
	29	C-21	φ6	437.8	43.3	39.7	B
	24	C-25	φ6	833.4	38.5	35.5	A
	20	C-06	φ10	1443.9	29.2	35.3	B
W. J.	40	WJ-07	φ10	103.8	28.4	55.3	B. M.
	34	WJ-02	φ10	197.0	28.0	42.3	B. M.
	29	WJ-12	φ6	323.2	4.6	6.2	W. M.
	24	WJ-01	φ10	696.5	12.8	8.4	W. M.
	20	WJ-04	φ10	956.0	7.4	1.6	W. M.
	17	WJ-03	φ10	1459.6	6.1	4.4	W. M.
	14	WJ-05	φ10	2080.6	3.3	1.8	W. M.
	11	WJ-06	φ10	3714.9	3.5	2.5	W. M.
W. J. -A	29	WJ-15	φ6	263.3	6.2	4.4	W. M.
	17	WJ-14	φ6	1501.5	4.7	3.3	W. M.
W. M. L	34	WM-01L	φ6	190.0	5.3	1.8	A
	29	WM-03L	φ6	381.5	3.3	2.4	A
	17	WM-05L	φ6	2214.5	0.7	0.6	A
	15	WM-06L	φ6	2498.0	1.5	0.5	C
W. M. L-A	29	WM-04L	φ6	528.8	3.1	7.1	A
W. M. T	34	WM-02T	φ6	290.9	6.8	1.7	A
	29	WM-04T	φ6	545.1	4.6	0.5	A
W. M. T-A	17	WM-06T	φ6	3105.8	2.8	2.3	A

Note: Symbols for material are as follows;

W. J. = Welded joint, W. J. -A = Pre-aged welded joint

W. M. L = Weld metal (L-Type), W. M. L-A = Pre-aged weld metal (L-Type)

W. M. T = Weld metal (T-Type), W. M. T-A = Pre-aged weld metal (T-Type)

B. M. = Base metal

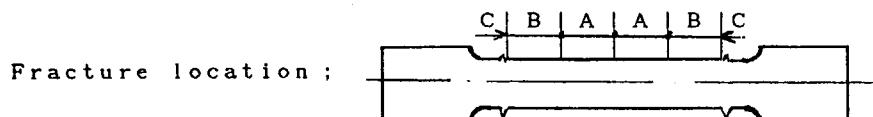


Table 3.2 Instantaneous strain.

Material	Stress (MPa)	Specimen No.	Size	Instantaneous Strain (%)
B. M.	34	C-05	φ10	0.021
	29	C-21	φ6	0.020
	24	C-25	φ6	0.007
	20	C-06	φ10	0.013
W. J.	40	WJ-07	φ10	0.018
	34	WJ-02	φ10	0.040
	29	WJ-12	φ6	0.034
	24	WJ-01	φ10	0.008
	20	WJ-04	φ10	0.004
	17	WJ-03	φ10	0.006
	14	WJ-05	φ10	0.004
	11	WJ-06	φ10	0.024
W. J. - A	29	WJ-15	φ6	0.027
	17	WJ-14	φ6	0.030
W. M. L	34	WM-01L	φ6	0.193
	29	WM-03L	φ6	0.033
	17	WM-05L	φ6	0.226
	15	WM-06L	φ6	0.000
W. M. L-A	29	WM-04L	φ6	0.027
W. M. T	34	WM-02T	φ6	0.053
	29	WM-04T	φ6	-0.002
W. M. T-A	17	WM-06T	φ6	0.000

Table 3.3 Prediction of minimum creep strain rate.

Material	Stress (MPa)	Specimen		Time to Rupture (h)	Minimum Creep Strain Rate $\epsilon_{min.} (\% / h)$
		No.	Size		
B. M.	34	C-05	$\phi 10$	161. 0	1.51×10^{-1}
	29	C-21	$\phi 6$	437. 8	4.38×10^{-2}
	24	C-25	$\phi 6$	833. 4	2.62×10^{-2}
	20	C-06	$\phi 10$	1443. 9	1.51×10^{-2}
W. J.	40	WJ-07	$\phi 10$	103. 8	1.02×10^{-1}
	34	WJ-02	$\phi 10$	197. 0	5.78×10^{-2}
	29	WJ-12	$\phi 6$	323. 2	6.75×10^{-3}
	24	WJ-01	$\phi 10$	696. 5	1.02×10^{-2}
	20	WJ-04	$\phi 10$	956. 0	2.15×10^{-3}
	17	WJ-03	$\phi 10$	1459. 6	7.48×10^{-4}
	14	WJ-05	$\phi 10$	2080. 6	3.76×10^{-4}
	11	WJ-06	$\phi 10$	3714. 9	1.47×10^{-4}
W. J. -A	29	WJ-15	$\phi 6$	263. 3	1.52×10^{-2}
	17	WJ-14	$\phi 6$	1501. 5	1.55×10^{-3}
W. M. L	34	WM-01L	$\phi 6$	190. 0	3.50×10^{-3}
	29	WM-03L	$\phi 6$	381. 5	1.46×10^{-3}
	17	WM-05L	$\phi 6$	2214. 5	1.63×10^{-4}
	15	WM-06L	$\phi 6$	2498. 0	1.42×10^{-4}
W. M. L-A	29	WM-04L	$\phi 6$	528. 8	2.48×10^{-3}
W. M. T	34	WM-02T	$\phi 6$	290. 9	1.43×10^{-3}
	29	WM-04T	$\phi 6$	545. 1	3.33×10^{-4}
W. M. T-A	17	WM-06T	$\phi 6$	3105. 8	9.88×10^{-5}

Table 3.4 Time to the onset of tertiary creep.

Material	Stress (MPa)	Specimen		Time to Rupture (h)	Time to the Onset of Tertiary Creep t ₃ (h)
		No.	Size		
B. M.	34	C-05	ϕ 10	161.0	68
	29	C-21	ϕ 6	437.8	126
	24	C-25	ϕ 6	833.4	380
	20	C-06	ϕ 10	1443.9	504
W. J.	40	WJ-07	ϕ 10	103.8	6
	34	WJ-02	ϕ 10	197.0	21
	29	WJ-12	ϕ 6	323.2	55
	24	WJ-01	ϕ 10	696.5	126
	20	WJ-04	ϕ 10	956.0	119
	17	WJ-03	ϕ 10	1459.6	253
	14	WJ-05	ϕ 10	2080.6	1000
	11	WJ-06	ϕ 10	3714.9	632
W. J. -A	29	WJ-15	ϕ 6	263.3	47
	17	WJ-14	ϕ 6	1501.5	750
W. M. L	34	WM-01L	ϕ 6	190.0	125
	29	WM-03L	ϕ 6	381.5	126
	17	WM-05L	ϕ 6	2214.5	1250
	15	WM-06L	ϕ 6	2498.0	1440
W. M. L-A	29	WM-04L	ϕ 6	528.8	250
W. M. T	34	WM-02T	ϕ 6	290.9	145
	29	WM-04T	ϕ 6	545.1	490
W. M. T-A	17	WM-06T	ϕ 6	3105.8	1950

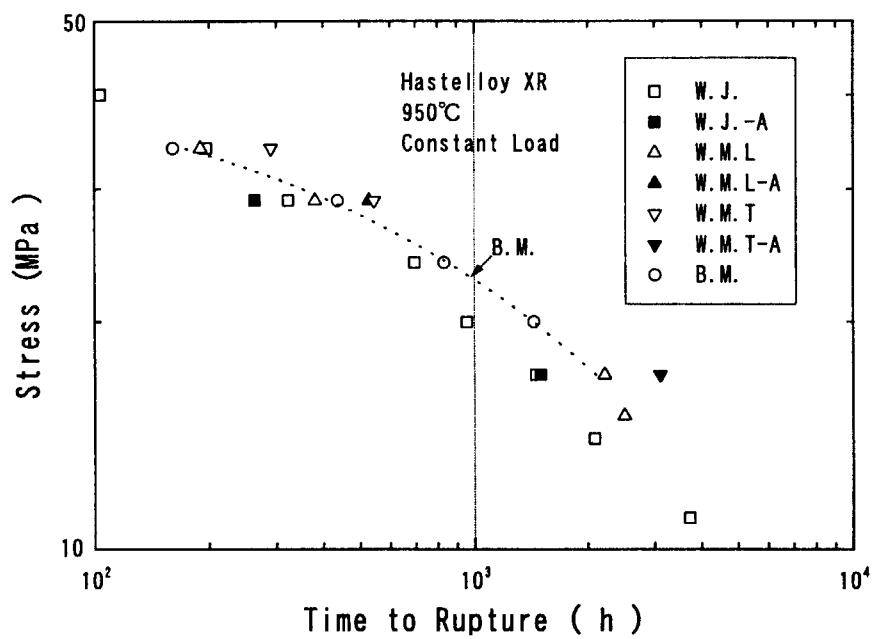


Fig. 3.1 Creep rupture time for all materials.

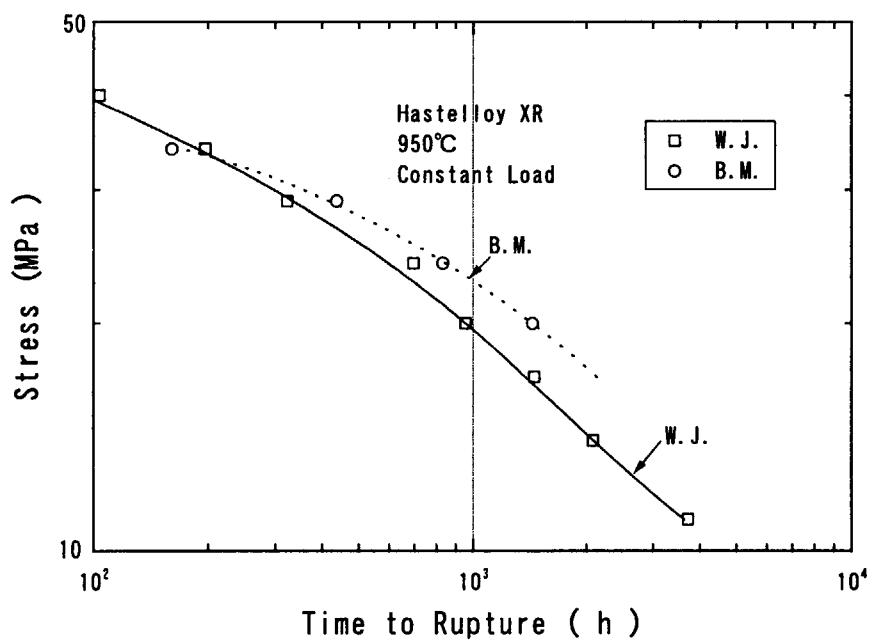


Fig. 3.2 Creep rupture time for base metal and welded joint.

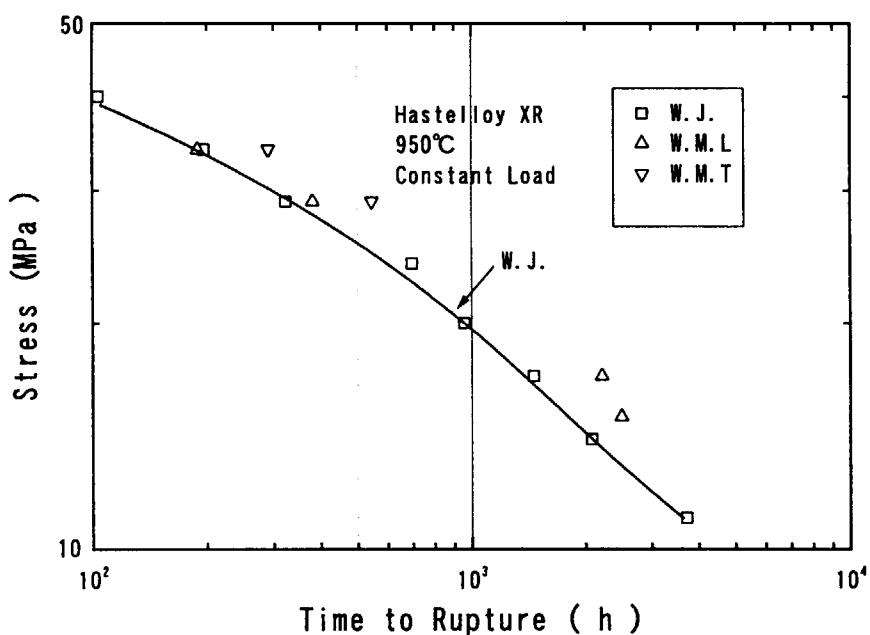


Fig. 3.3 Creep rupture time for welded joint and weld metal.

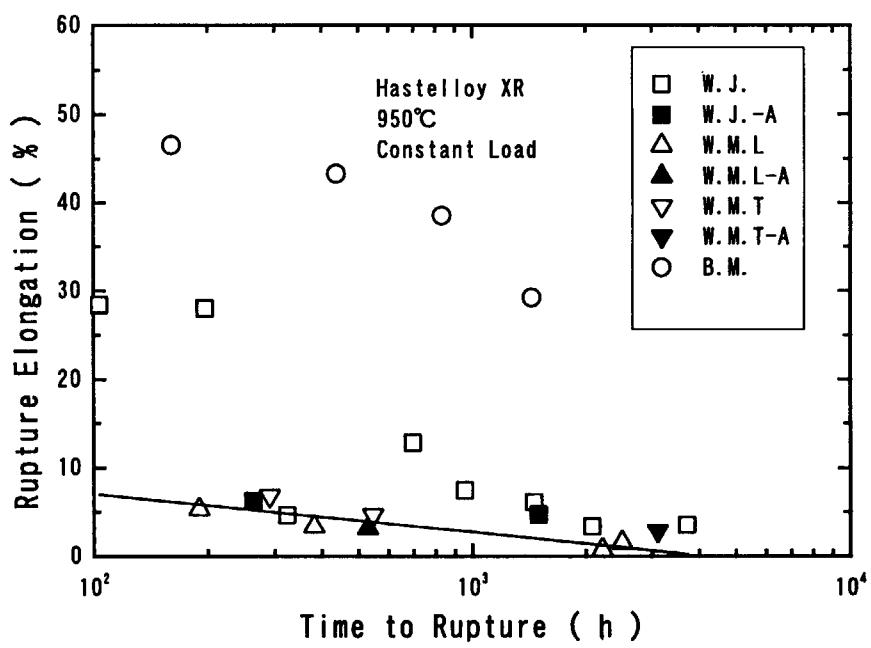


Fig. 3.4 Relationship between rupture elongation and time to rupture.

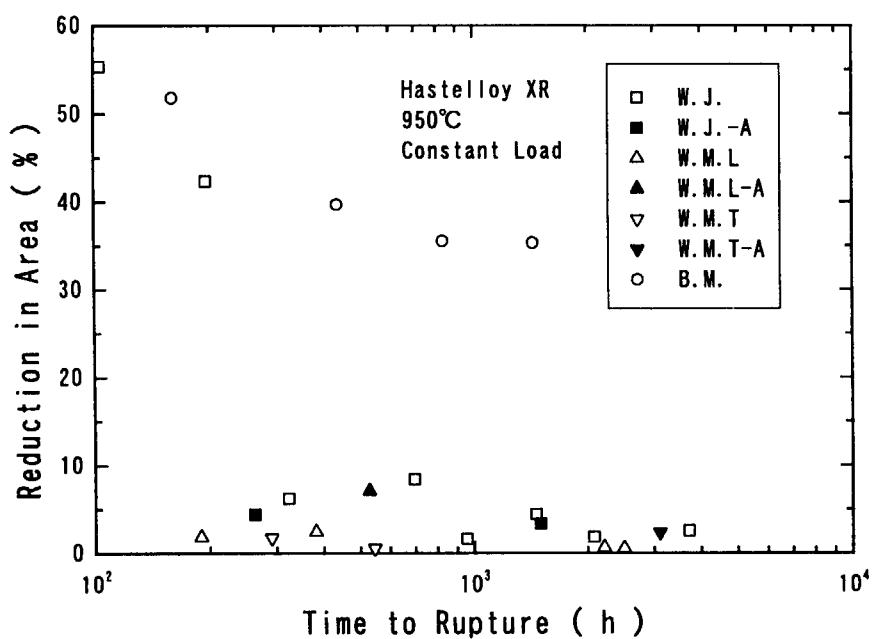


Fig. 3.5 Relationship between reduction in area and time to rupture.

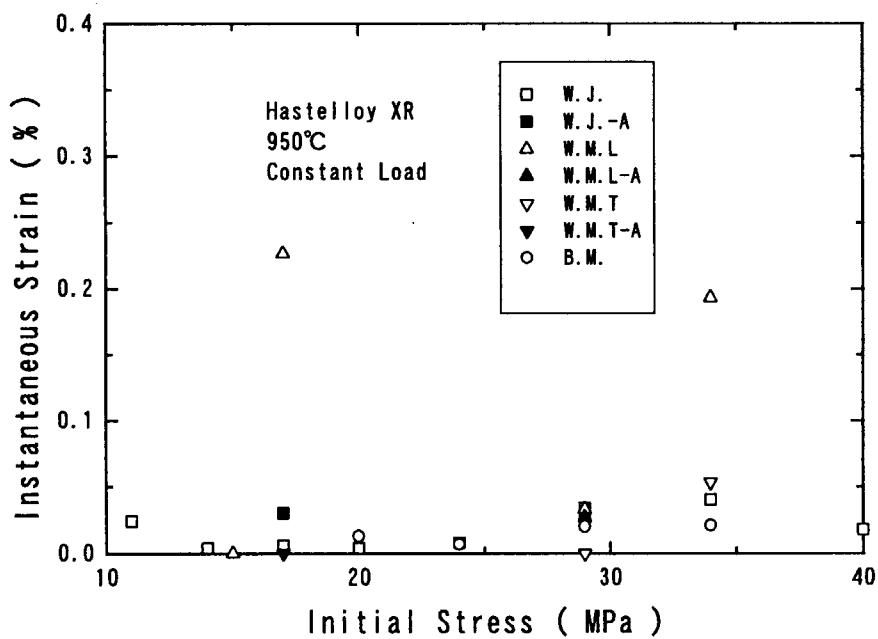


Fig. 3.6 Relationship between instantaneous strain and initial stress.

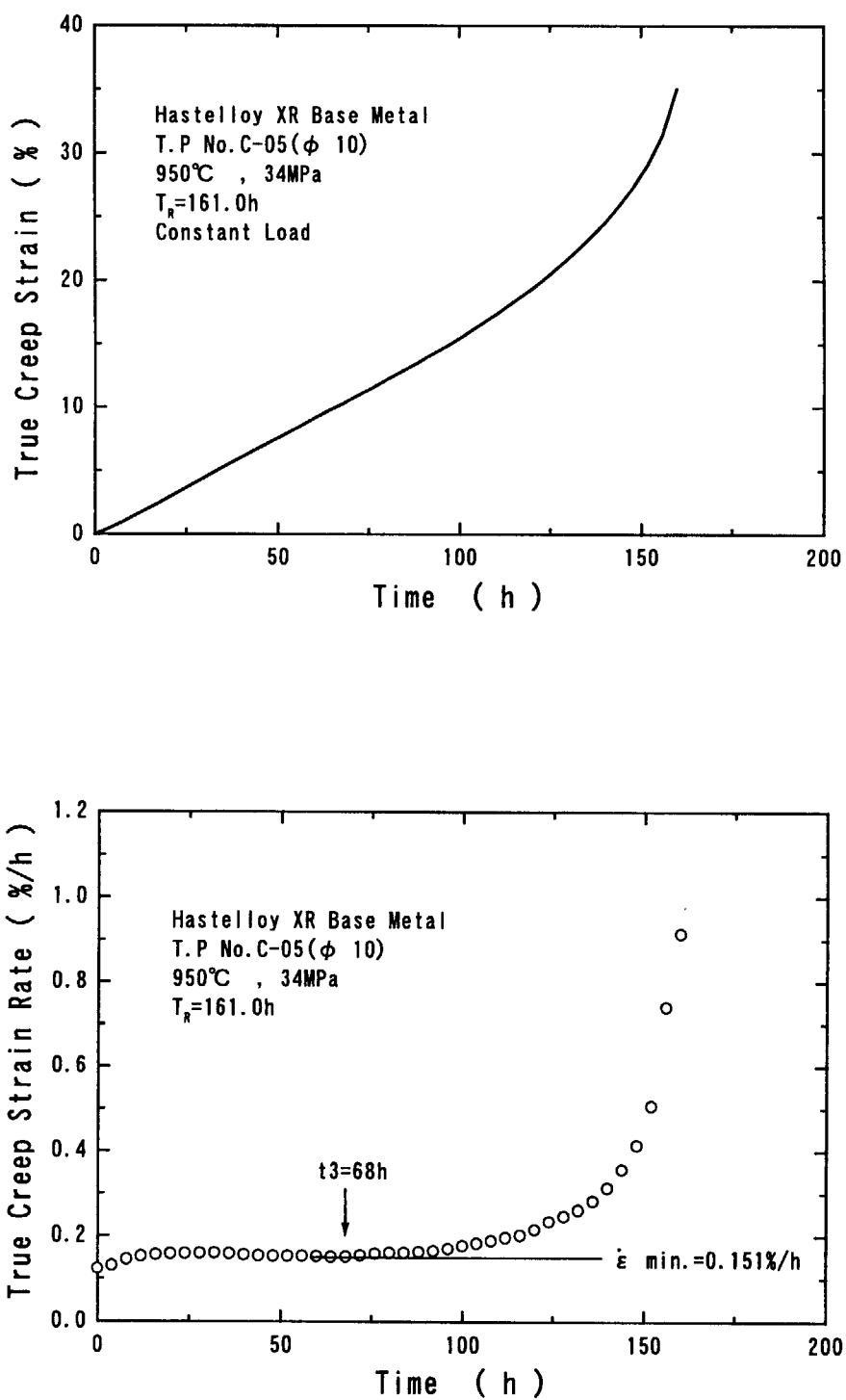


Fig. 3.7 Creep curve and creep strain rate for base metal at 34MPa.

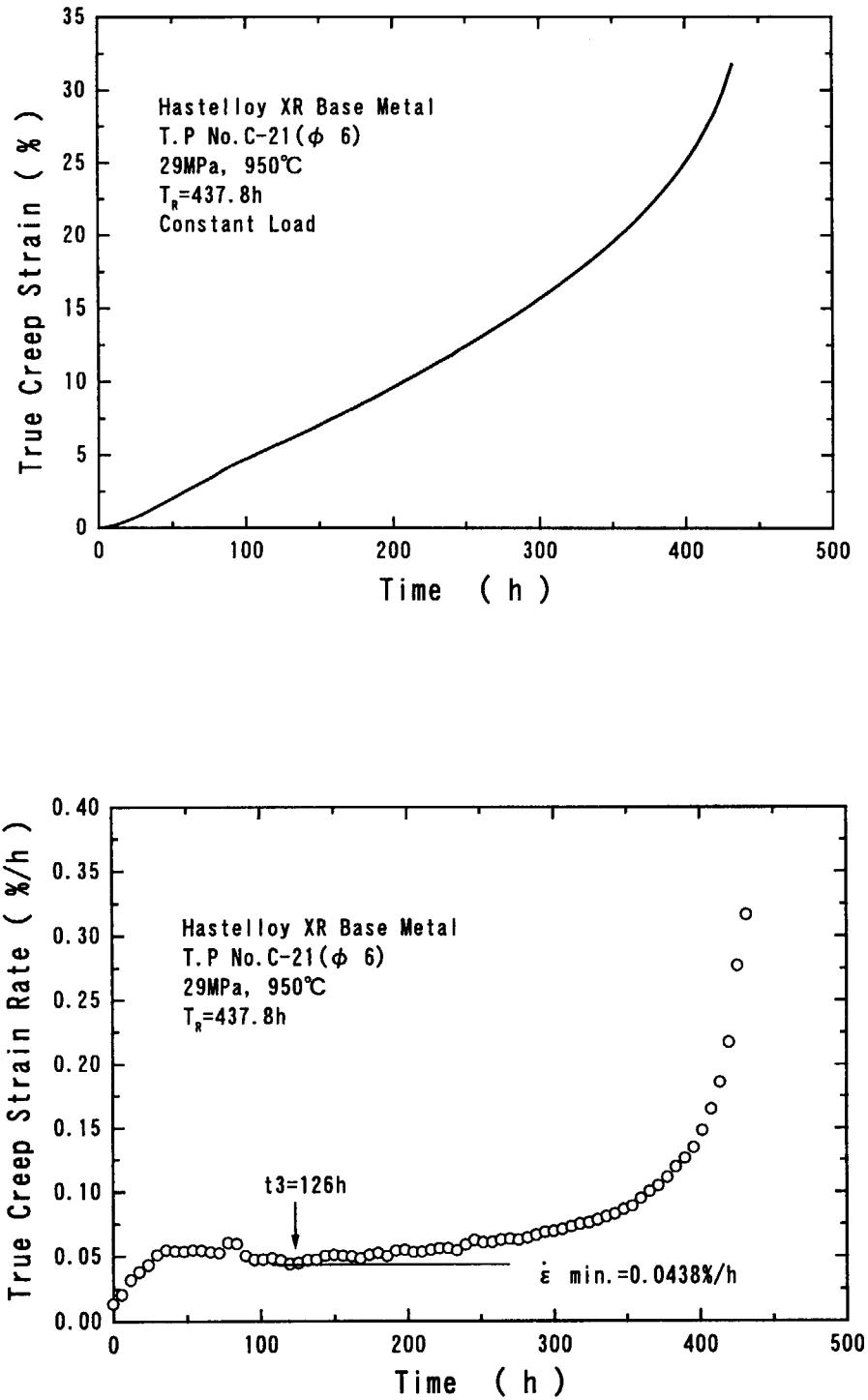


Fig. 3.8 Creep curve and creep strain rate for base metal at 29MPa.

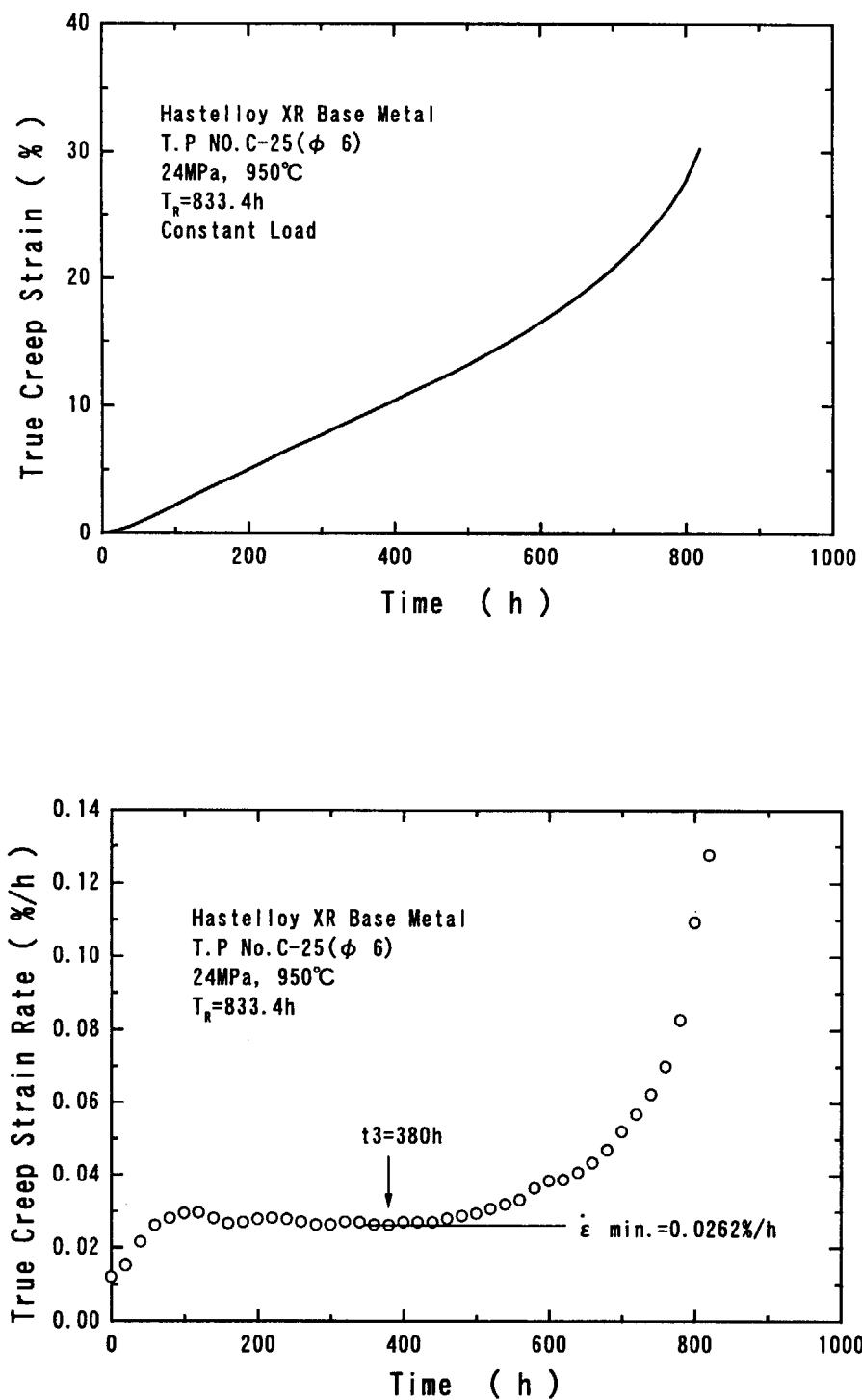


Fig. 3.9 Creep curve and creep strain rate for base metal at 24MPa.

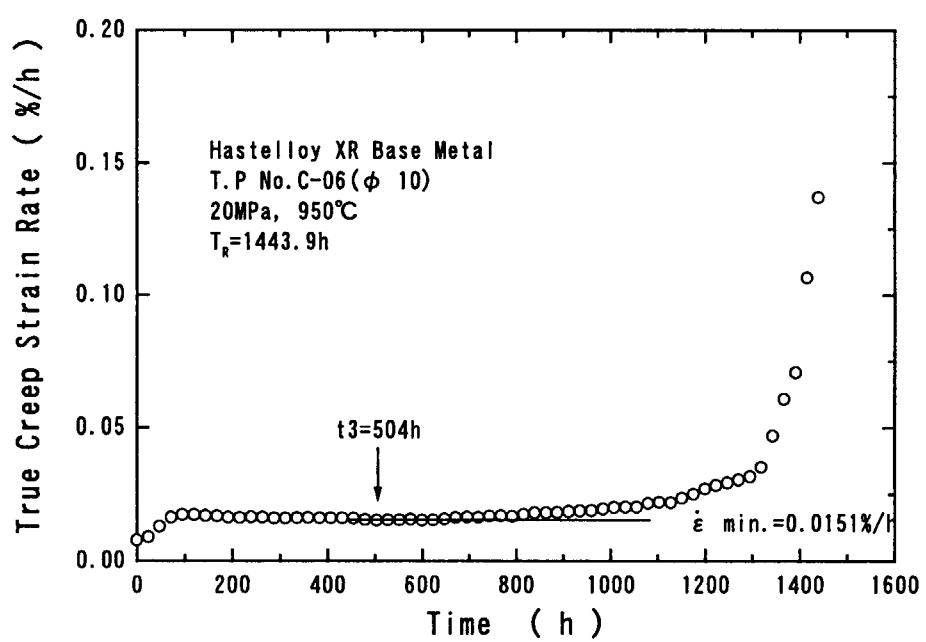
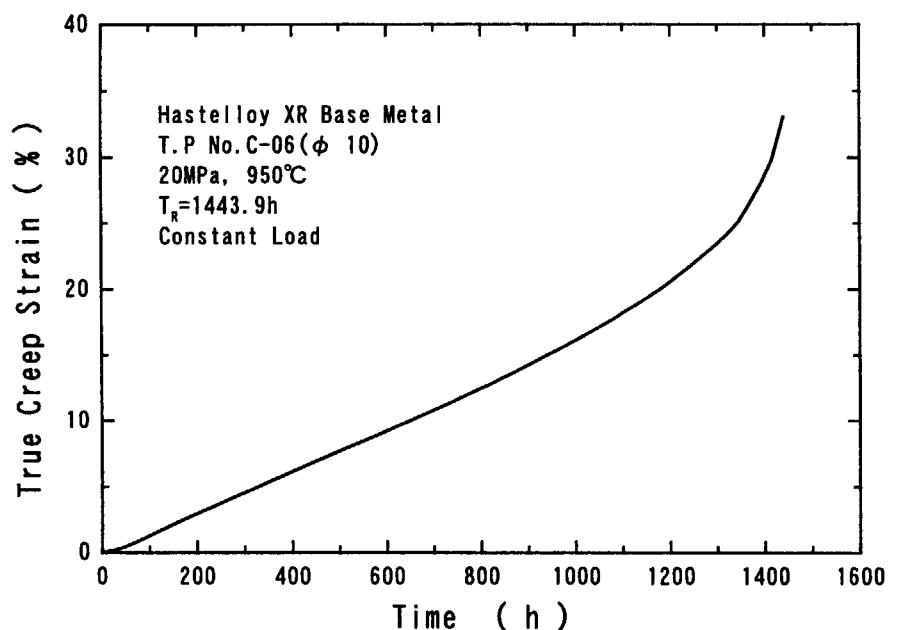


Fig. 3.1 0 Creep curve and creep strain rate for base metal at 20MPa.

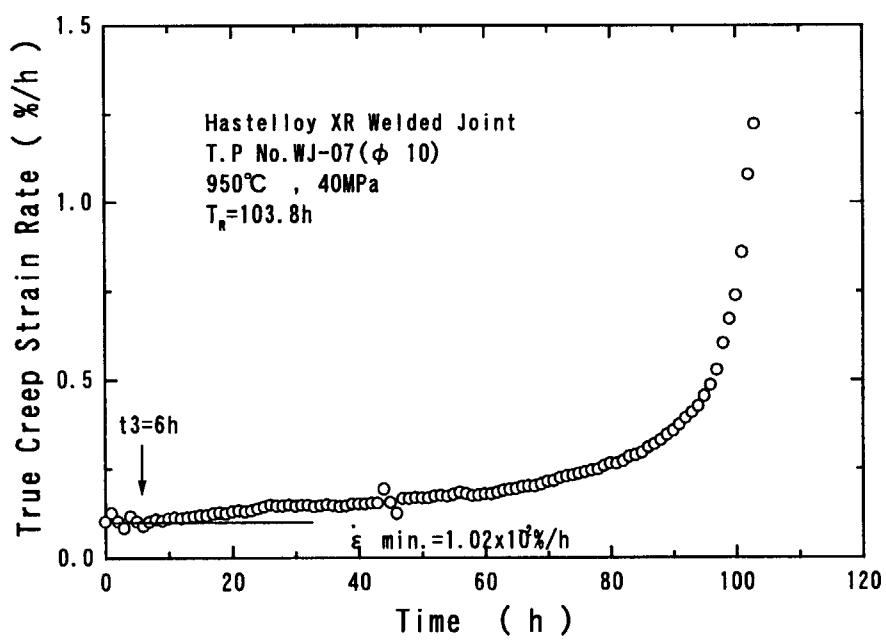
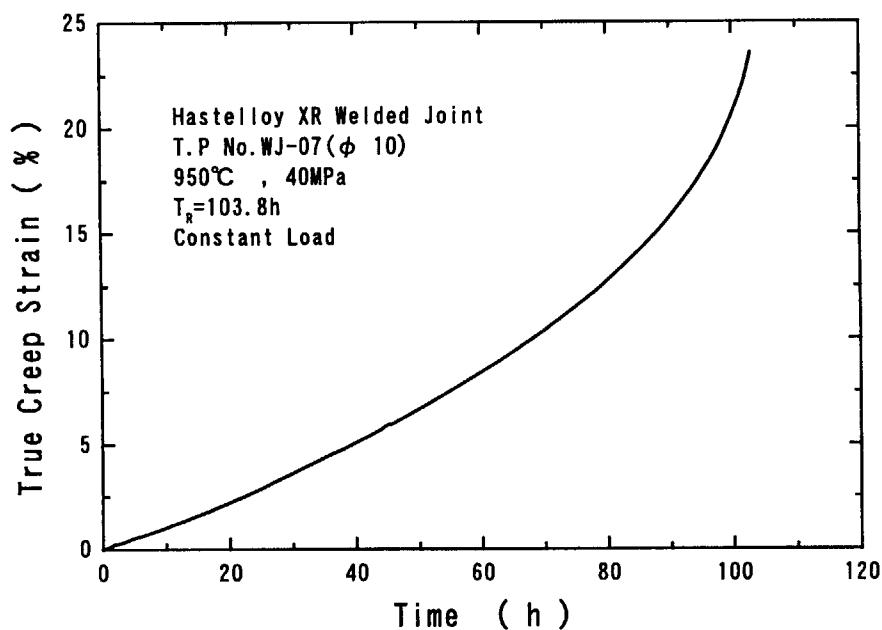


Fig. 3.1.1 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 40MPa.

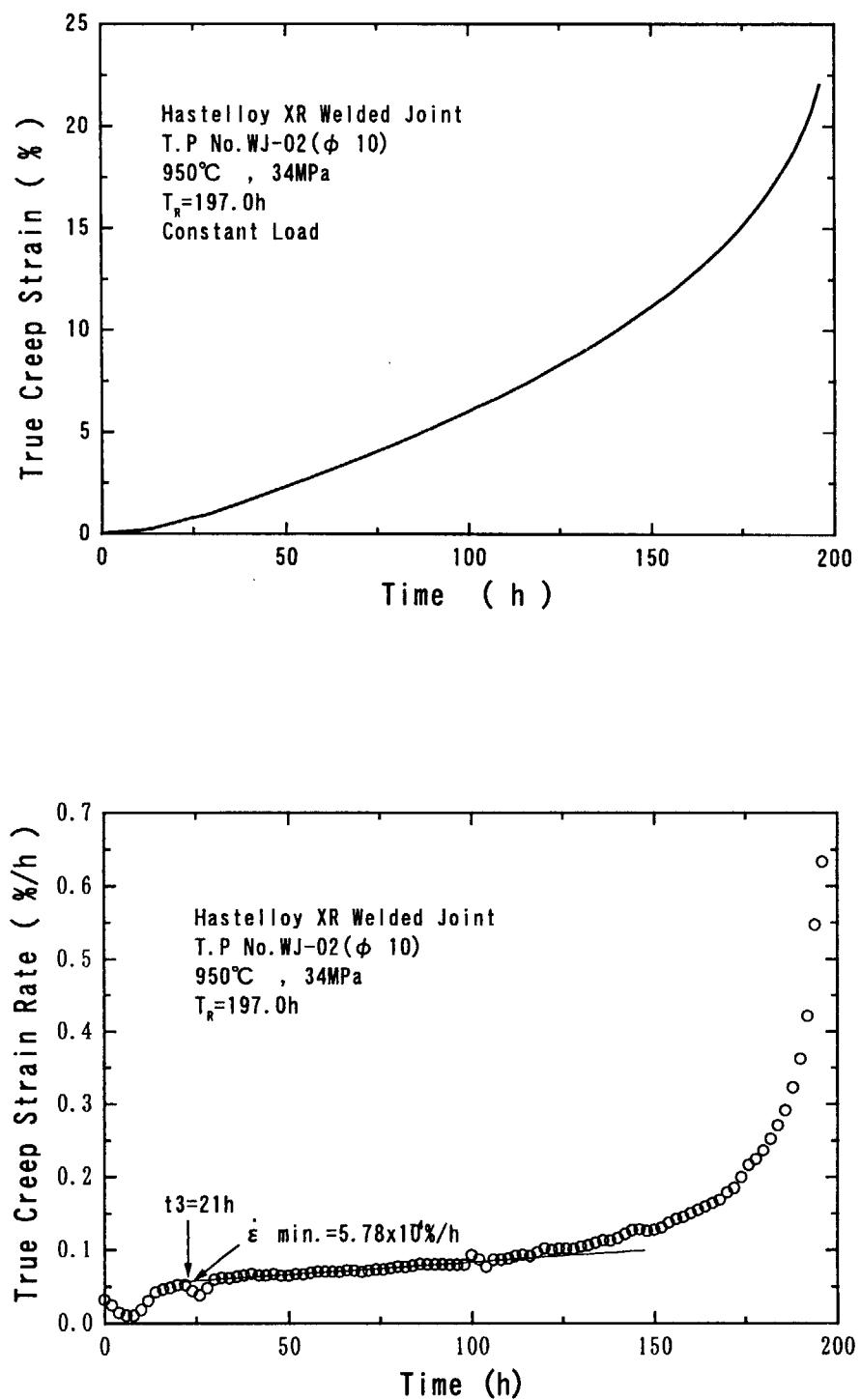


Fig. 3.1.2 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 34MPa.

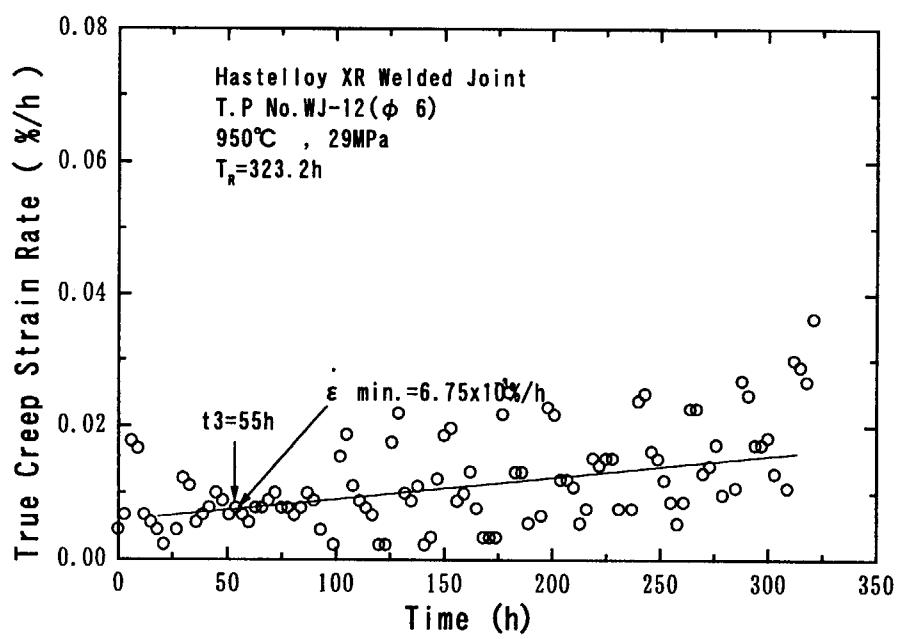
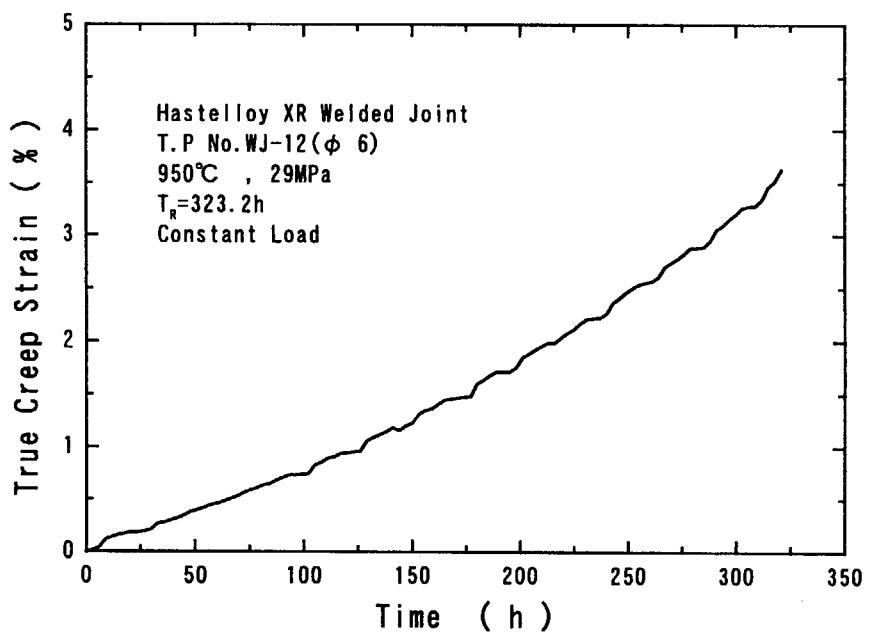


Fig. 3.1.3 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 29MPa.

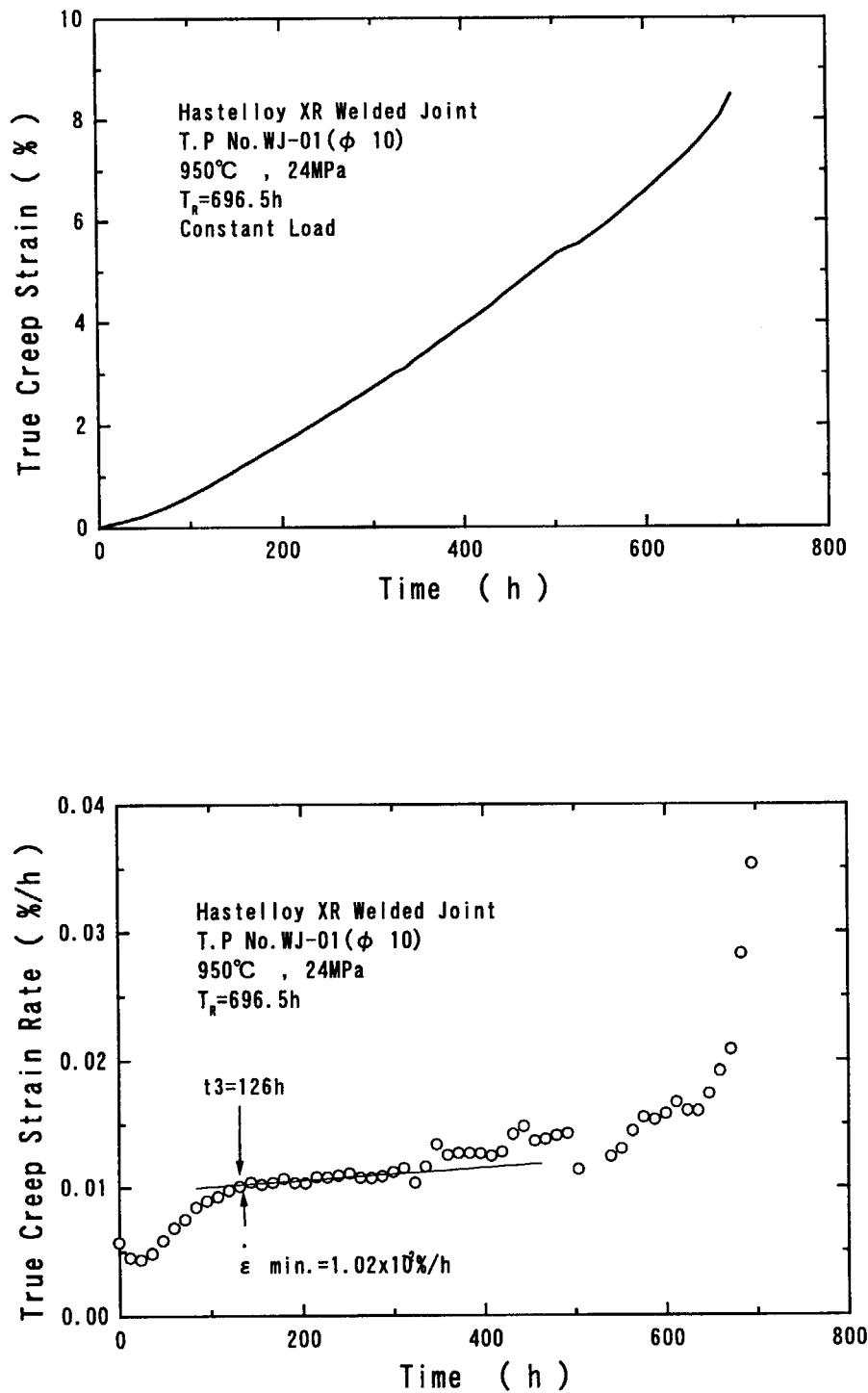


Fig. 3.1.4 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 24MPa.

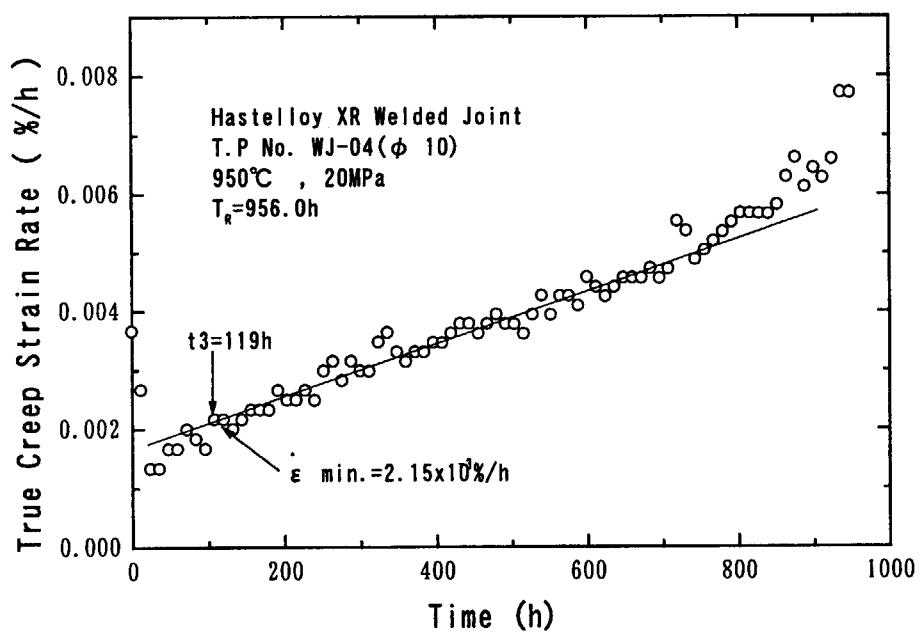
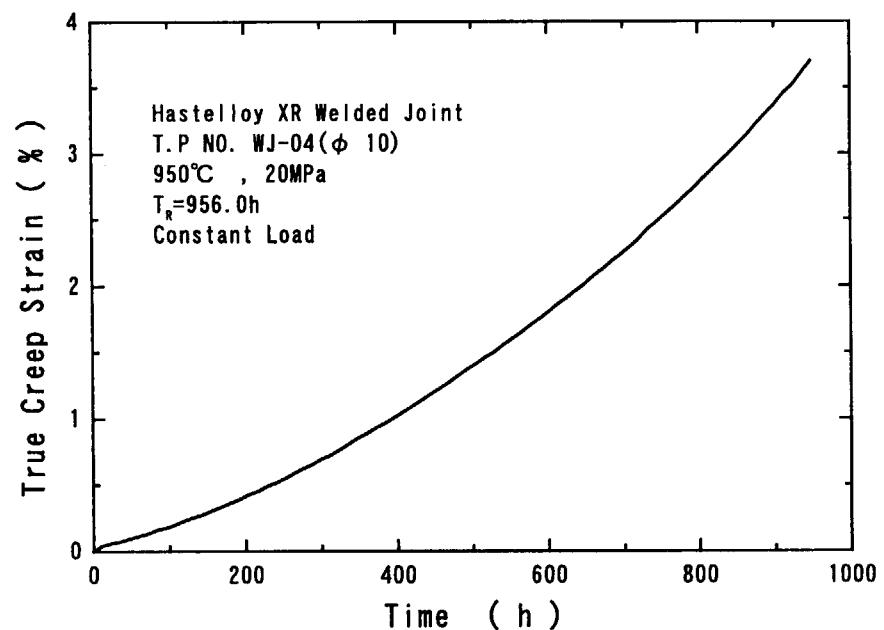


Fig. 3.1.5 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 20MPa.

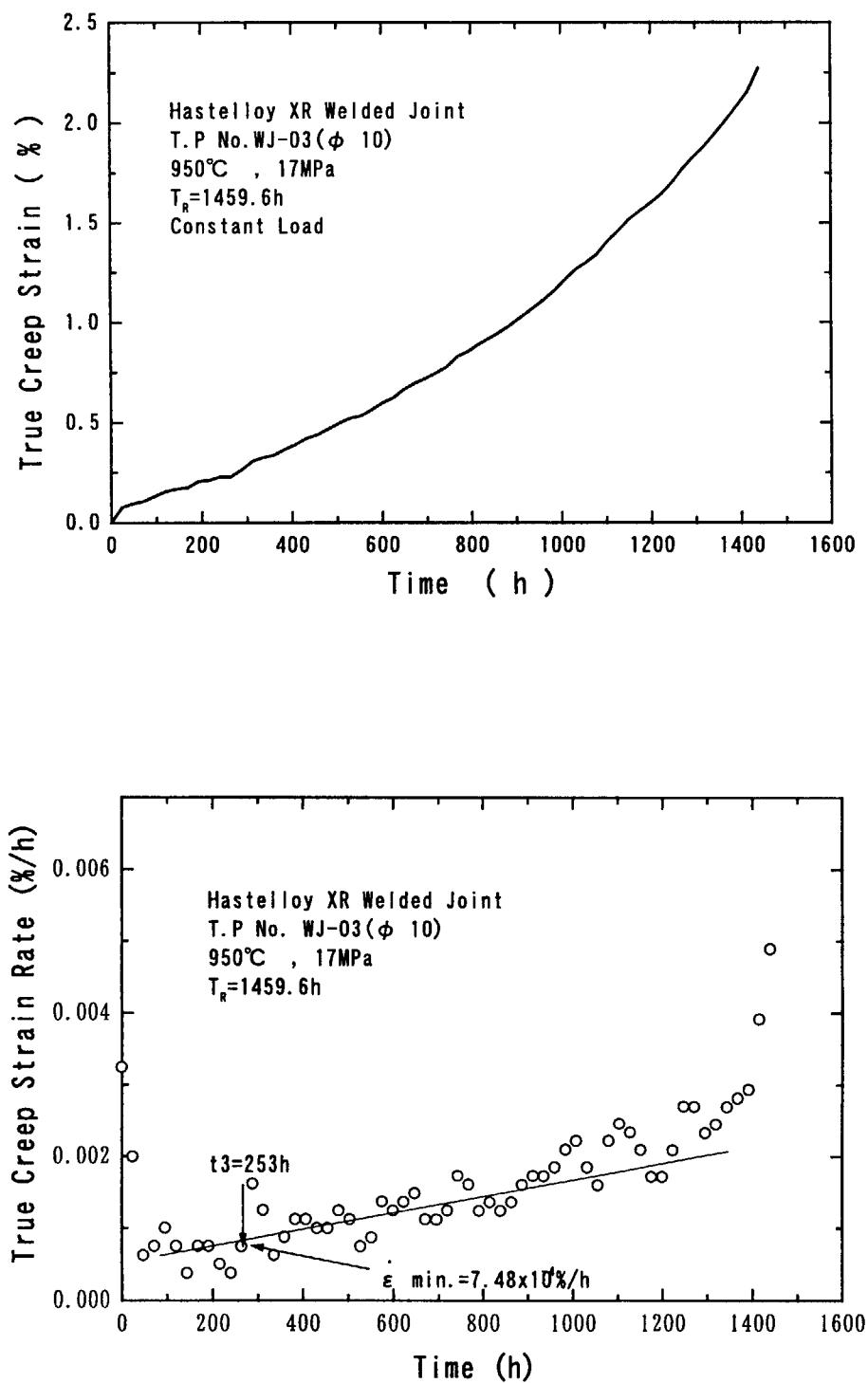


Fig. 3.1.6 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 17MPa.

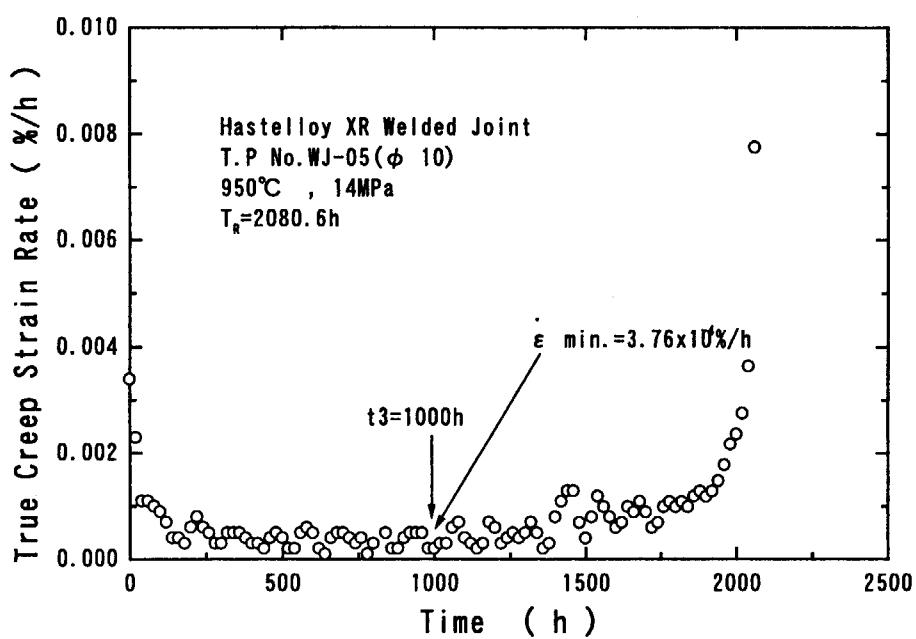
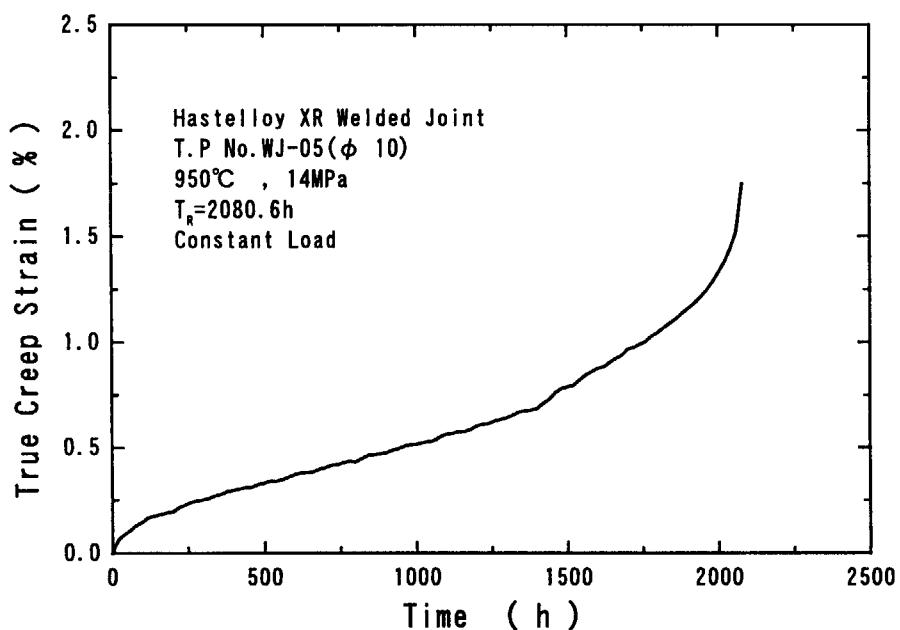


Fig. 3.1 7 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 14MPa.

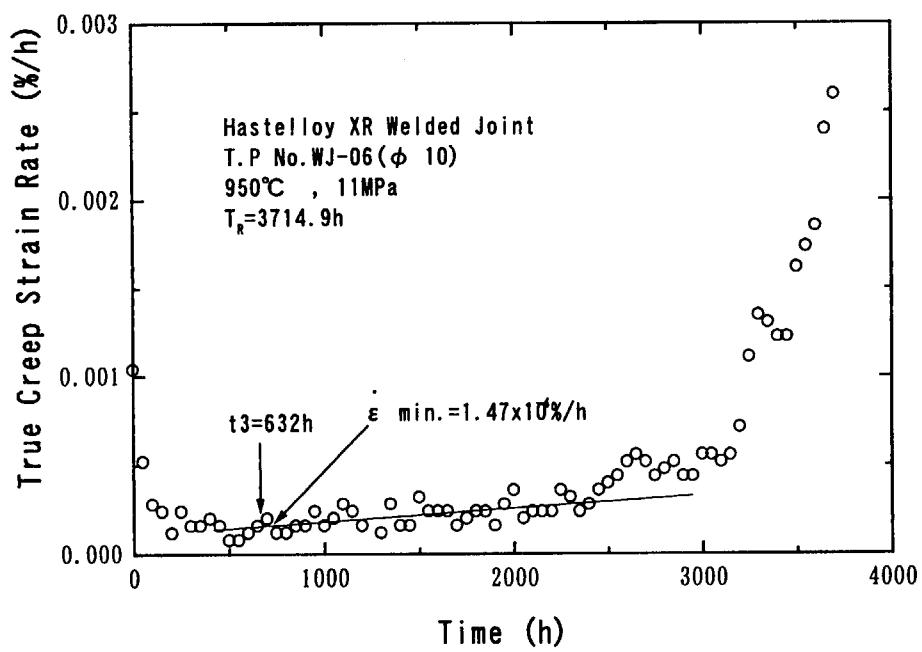
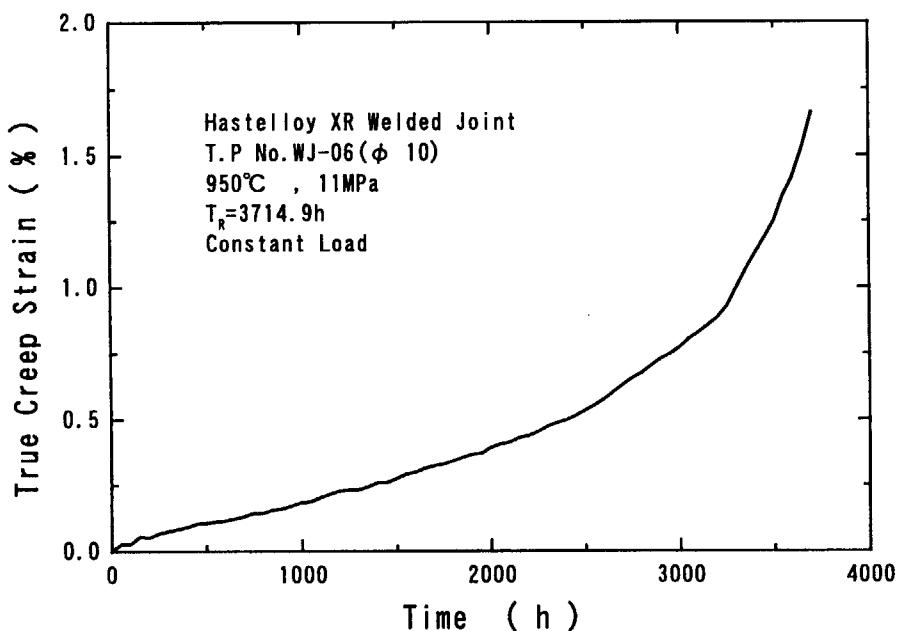


Fig. 3.1.8 Creep curve and creep strain rate for welded joint at 11MPa.

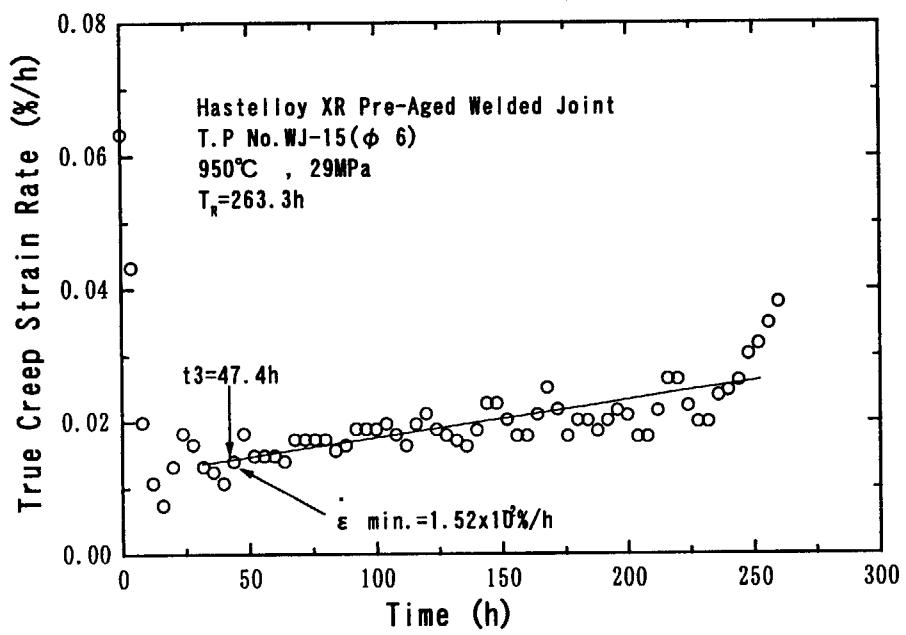
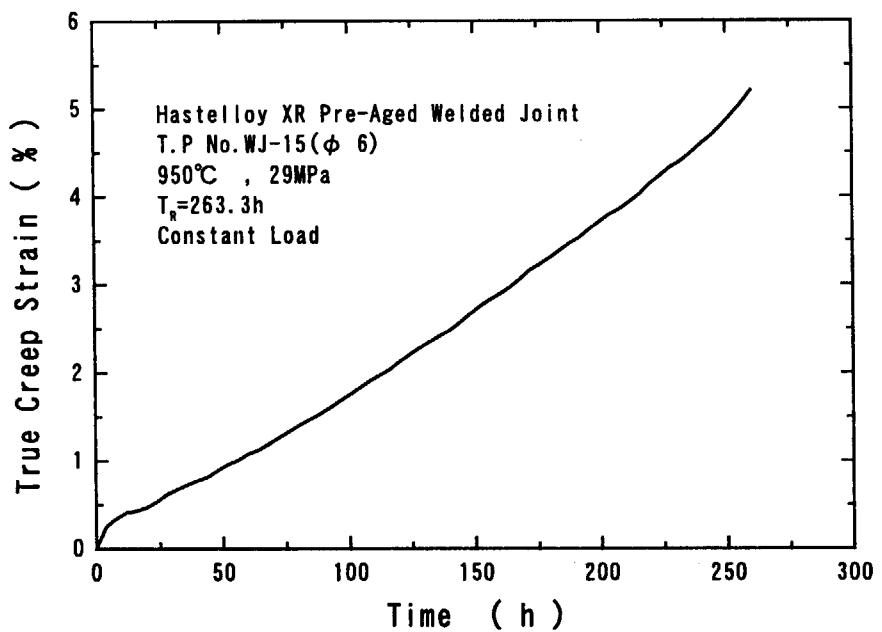


Fig. 3.1.9 Creep curve and creep strain rate for pre-aged welded joint at 29MPa.

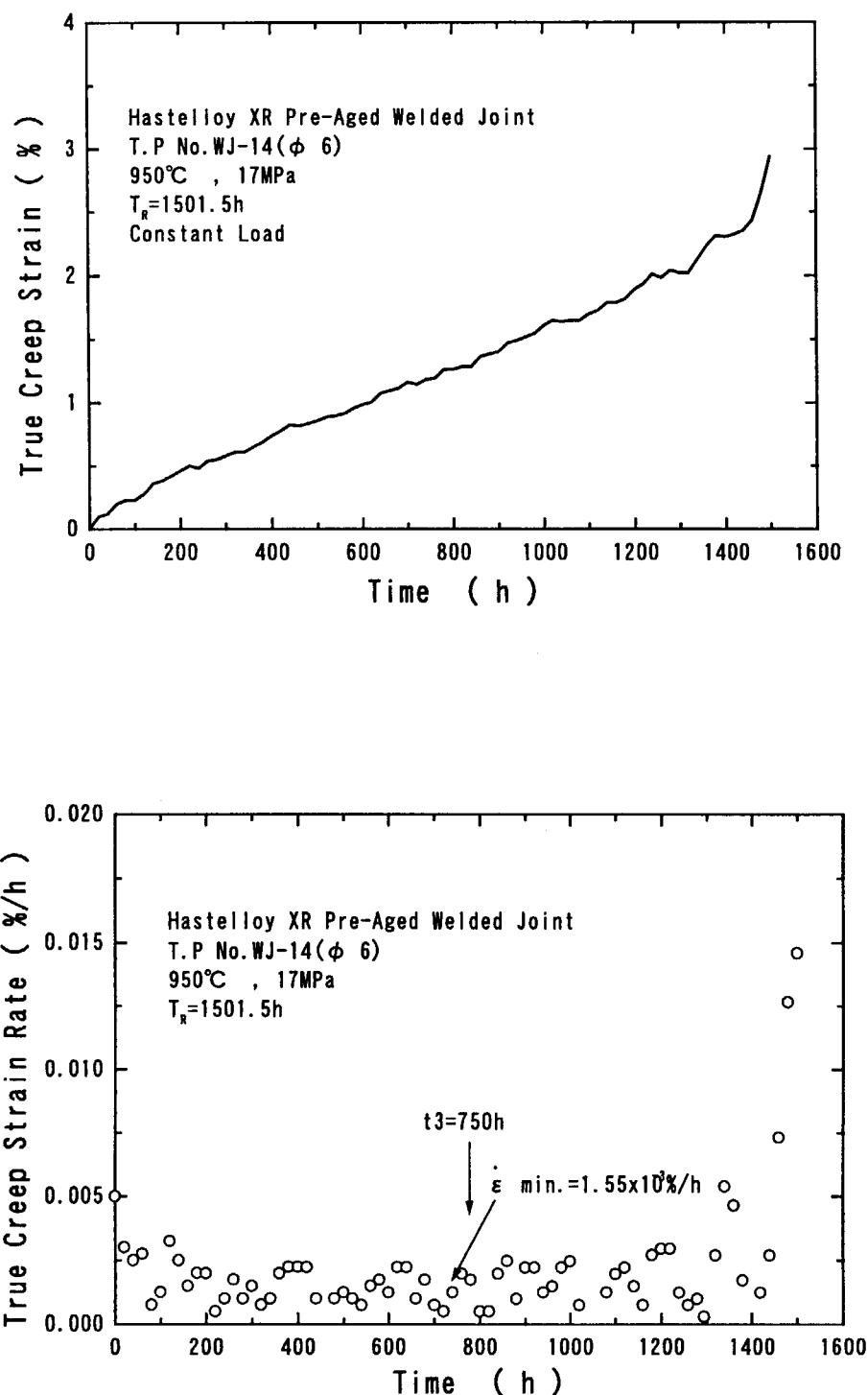


Fig. 3.20 Creep curve and creep strain rate for pre-aged welded joint at 17MPa.

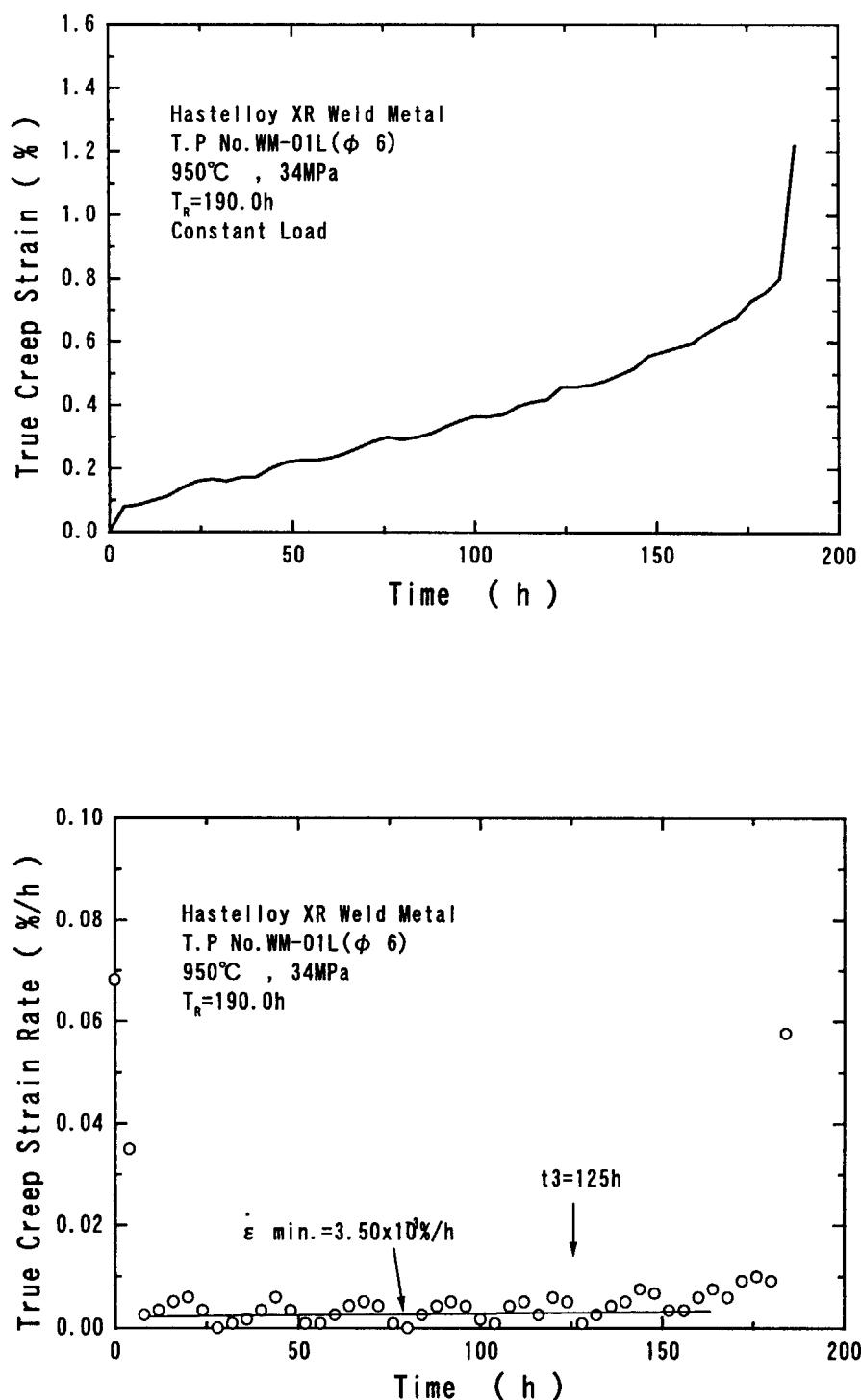


Fig. 3.2.1 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 34MPa.

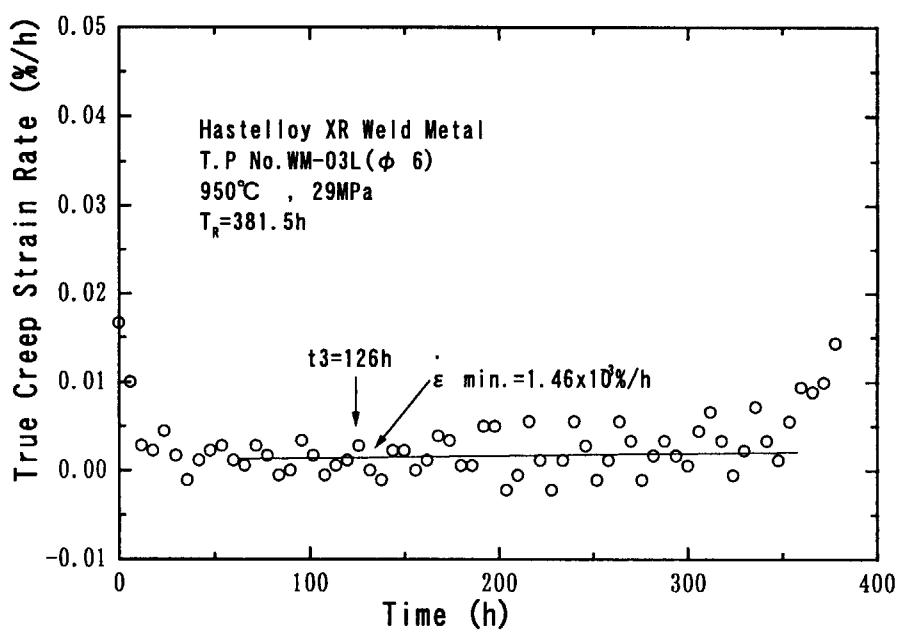
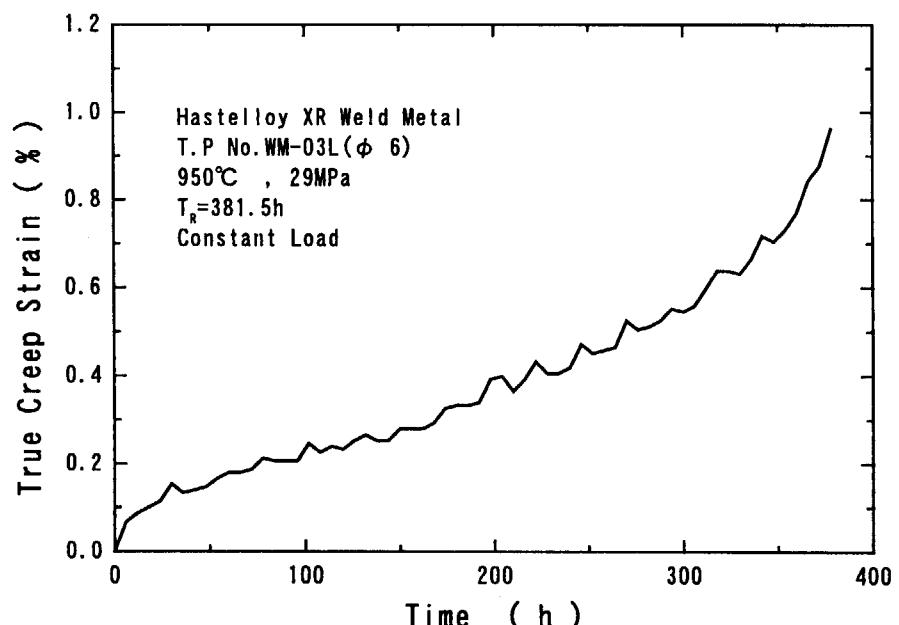


Fig. 3.2.2 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 29MPa.

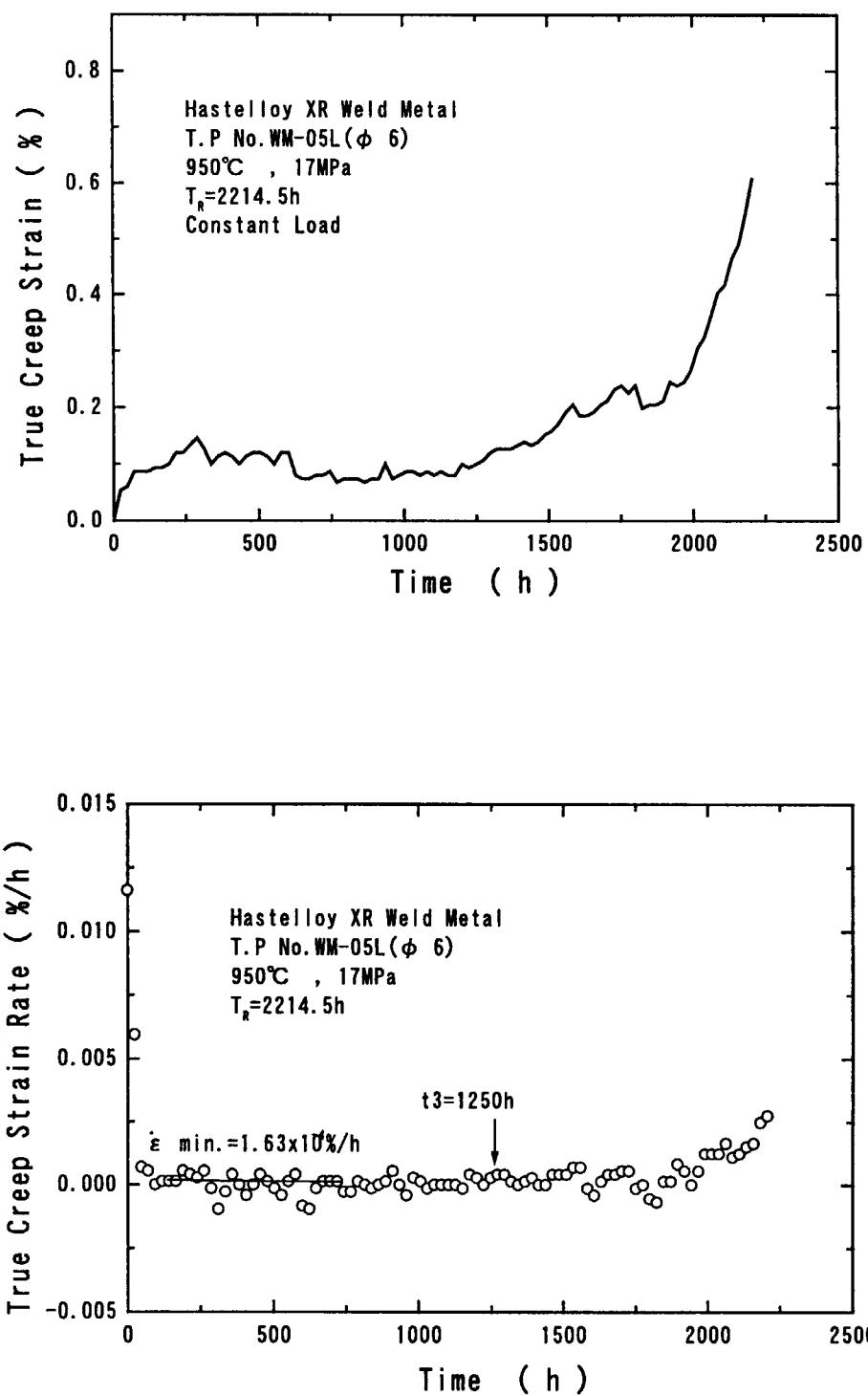


Fig. 3.2.3 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 17MPa.

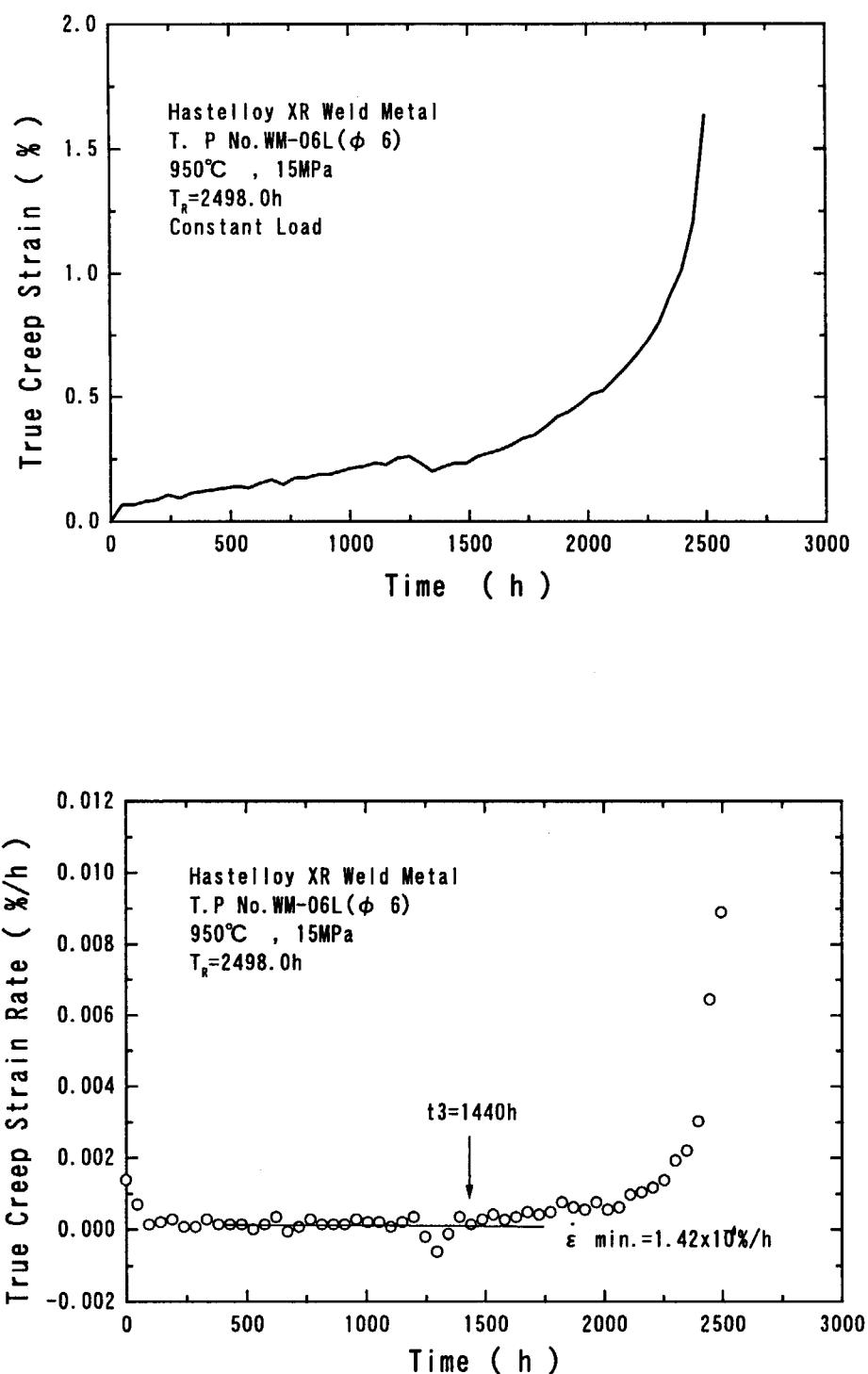


Fig. 3.2.4 Creep curve and creep strain rate for weld metal(L) at 15MPa.

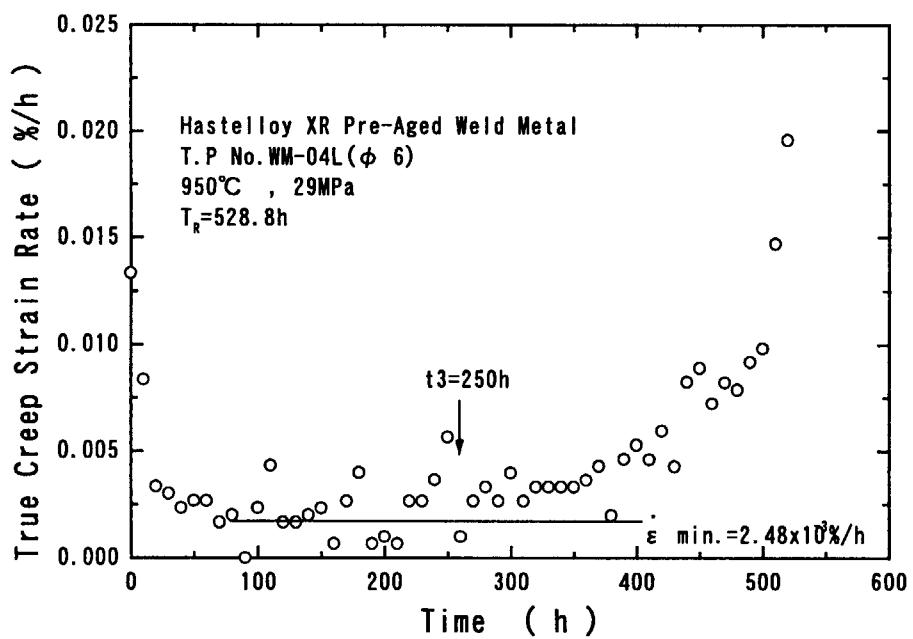
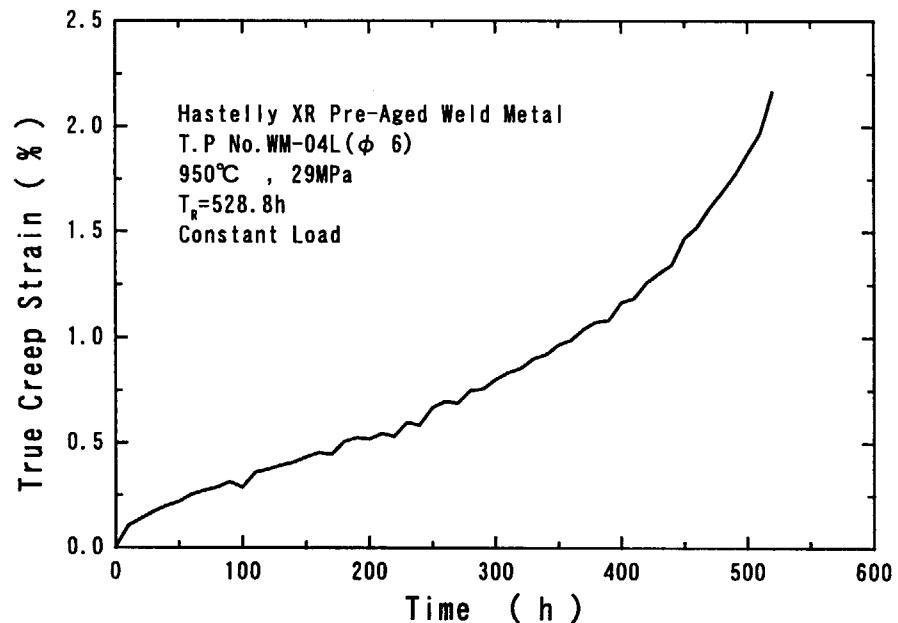


Fig. 3.2.5 Creep curve and creep strain rate for pre-aged weld metal(L) at 29MPa.

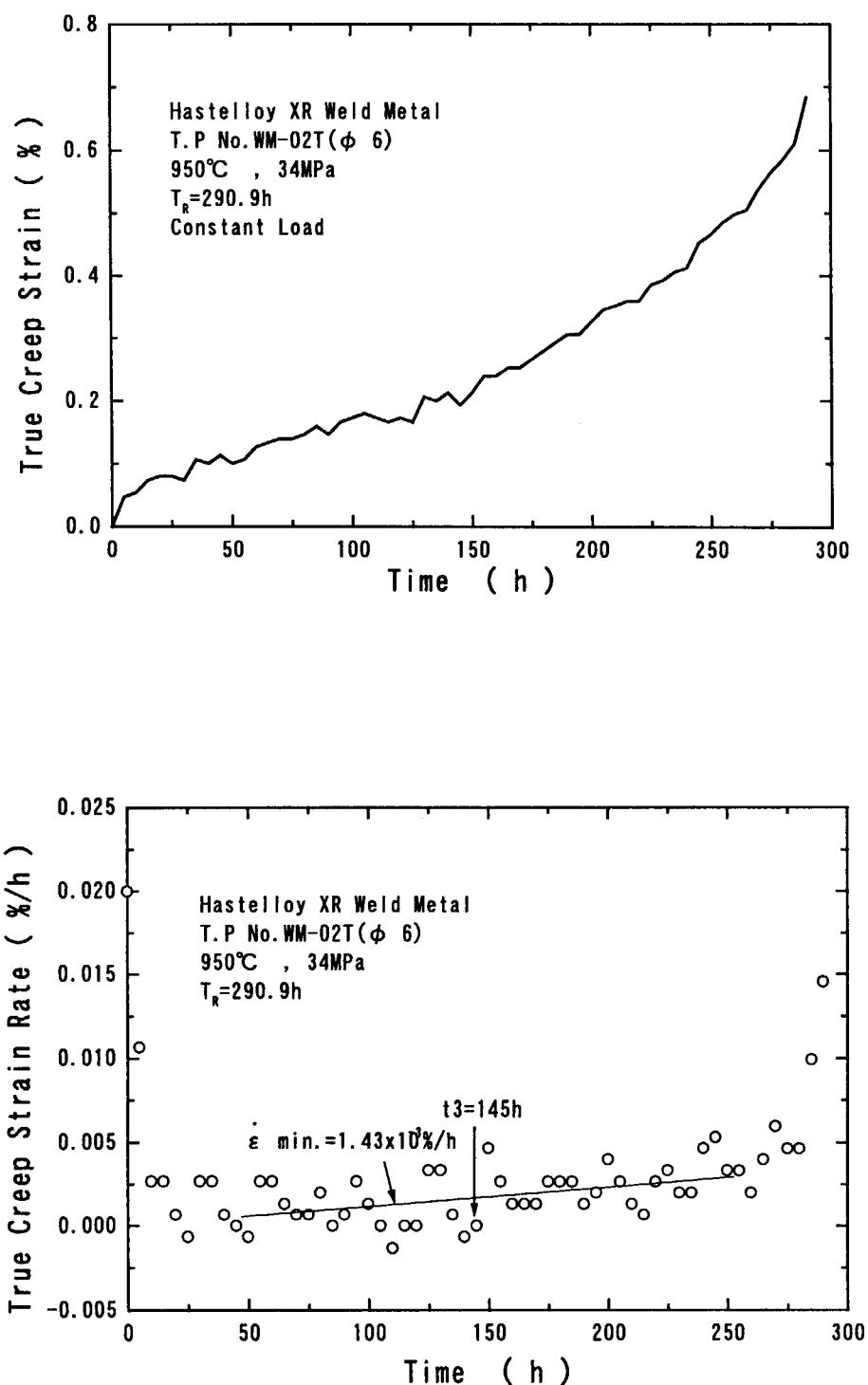


Fig. 3.2.6 Creep curve and creep strain rate for weld metal(T) at 34MPa.

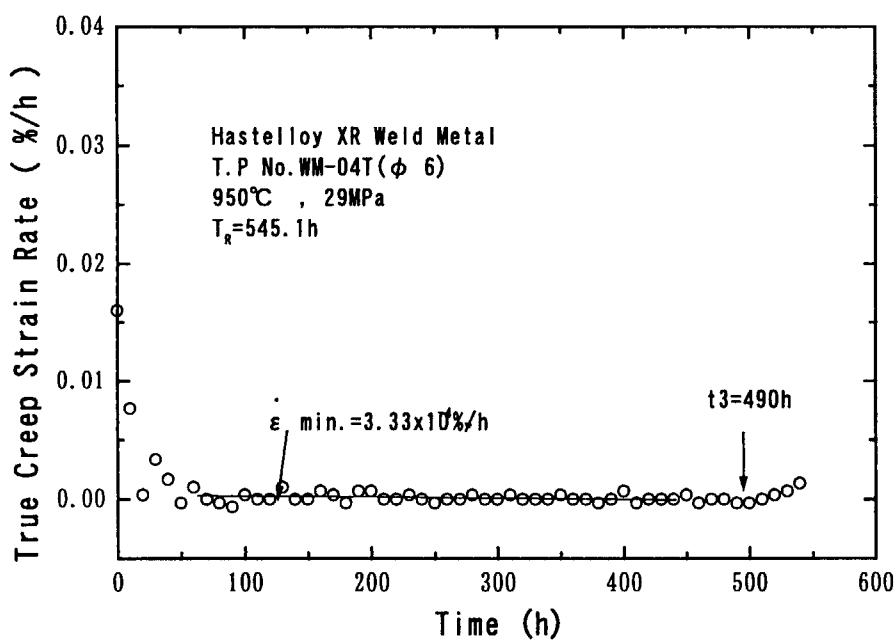
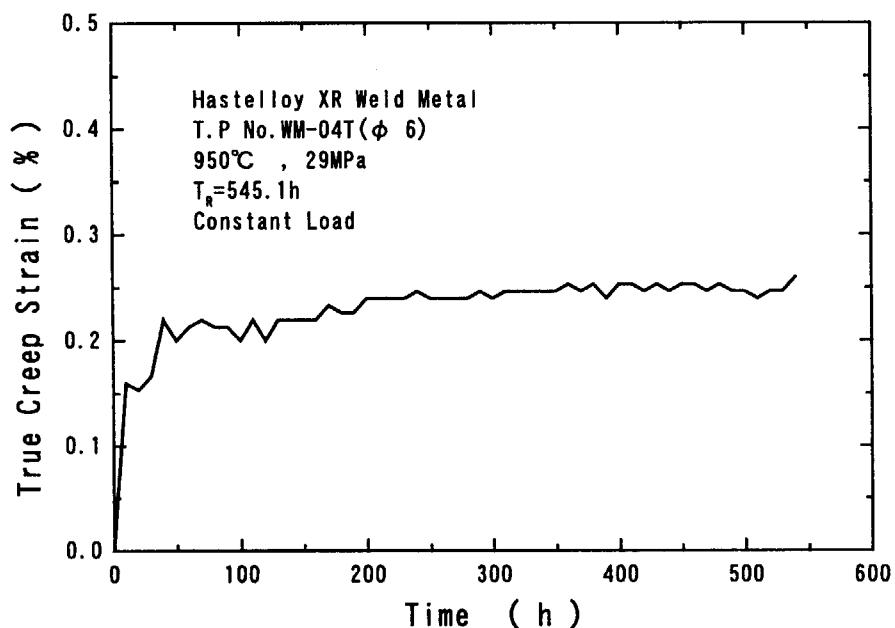


Fig. 3.2 7 Creep curve and creep strain rate for weld metal(T) at 29MPa.

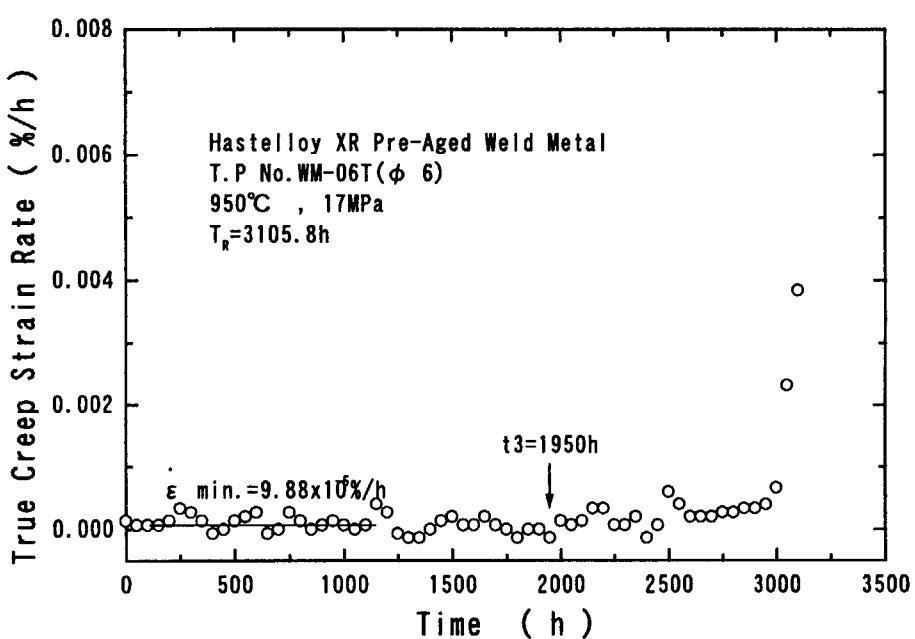
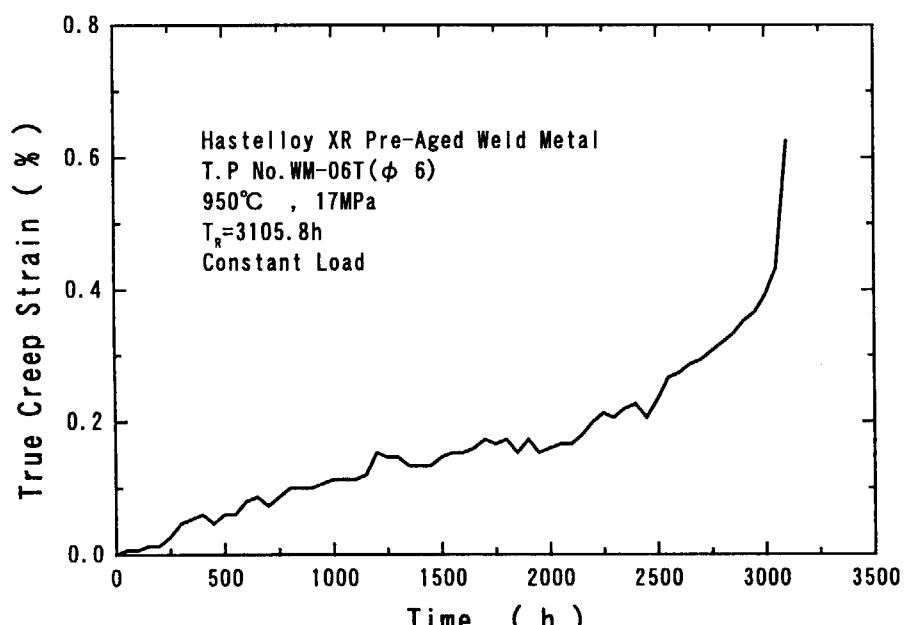


Fig. 3.2.8 Creep curve and creep strain rate for pre-aged weld metal(T) at 17MPa.

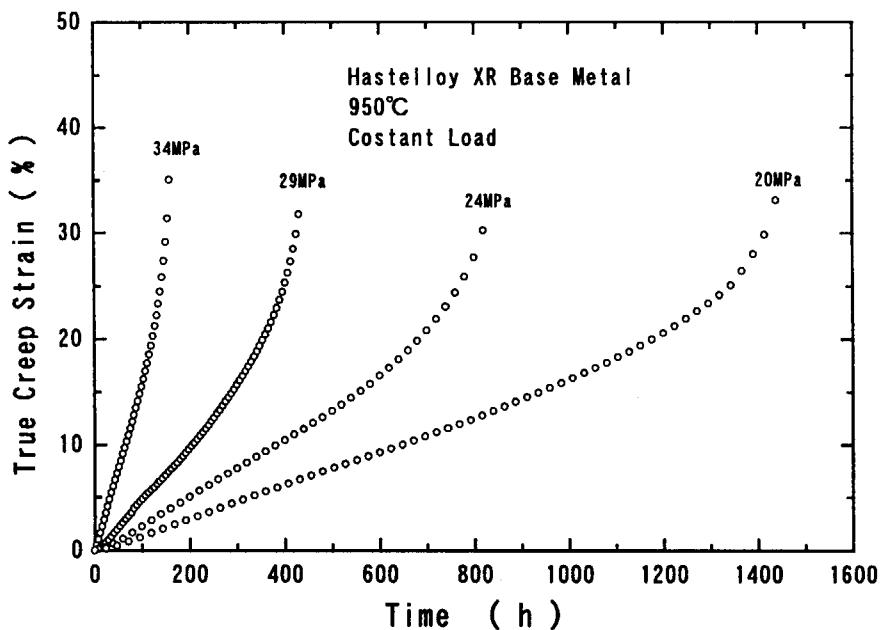


Fig. 3.2 9 Creep behavior for base metal.

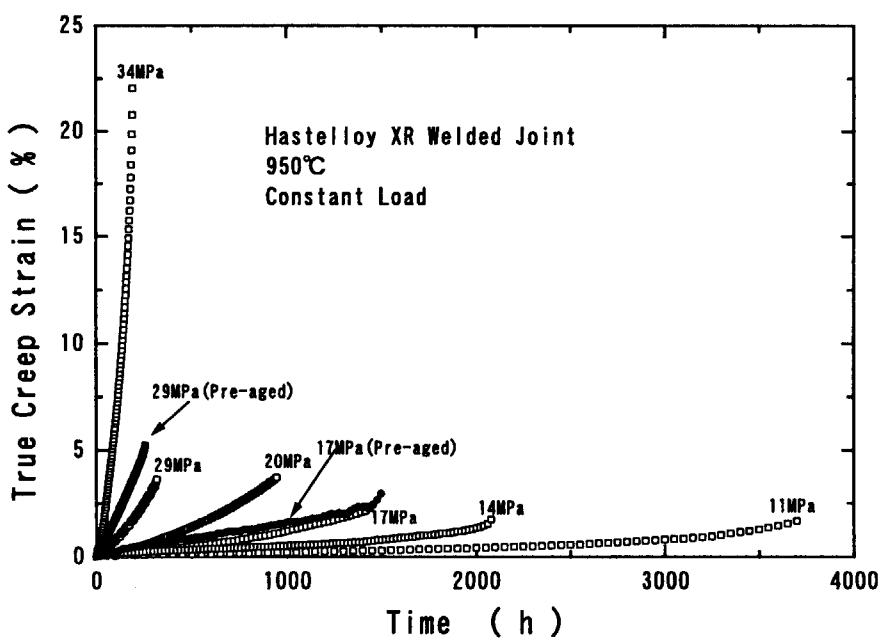


Fig. 3.3 0 Creep behavior for welded joint.

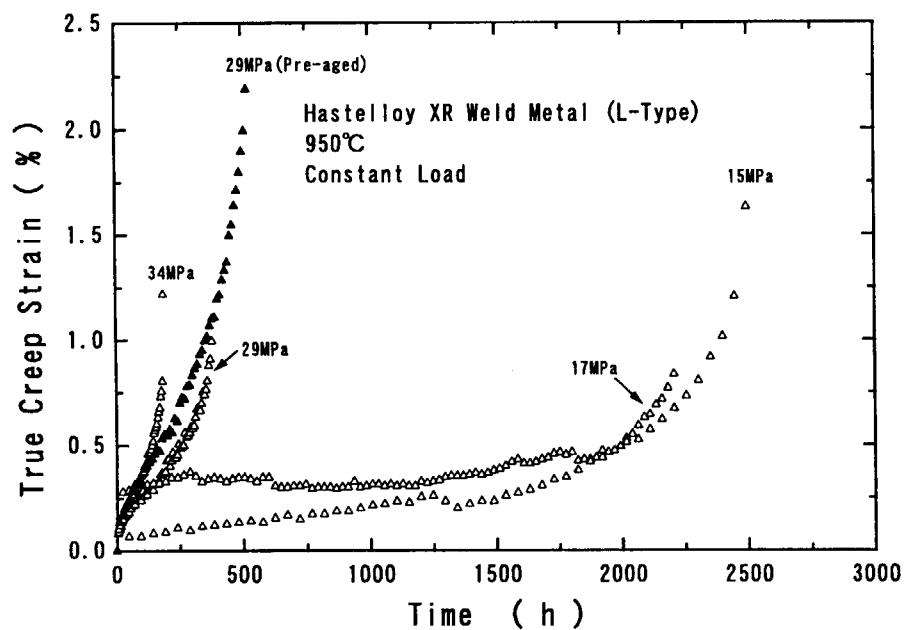


Fig. 3.3.1 Creep behavior for weld metal(L).

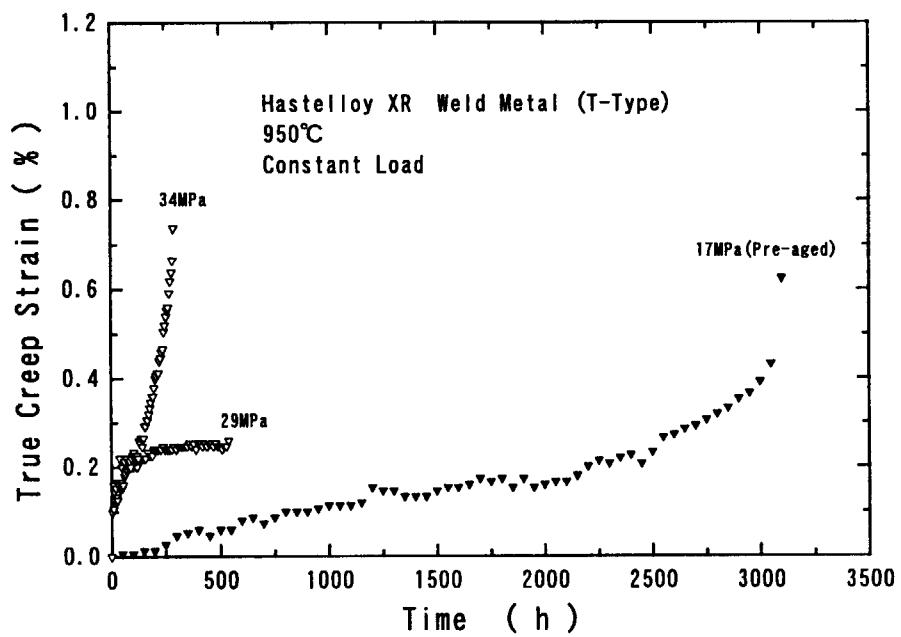


Fig. 3.3.2 Creep behavior for weld metal(T).

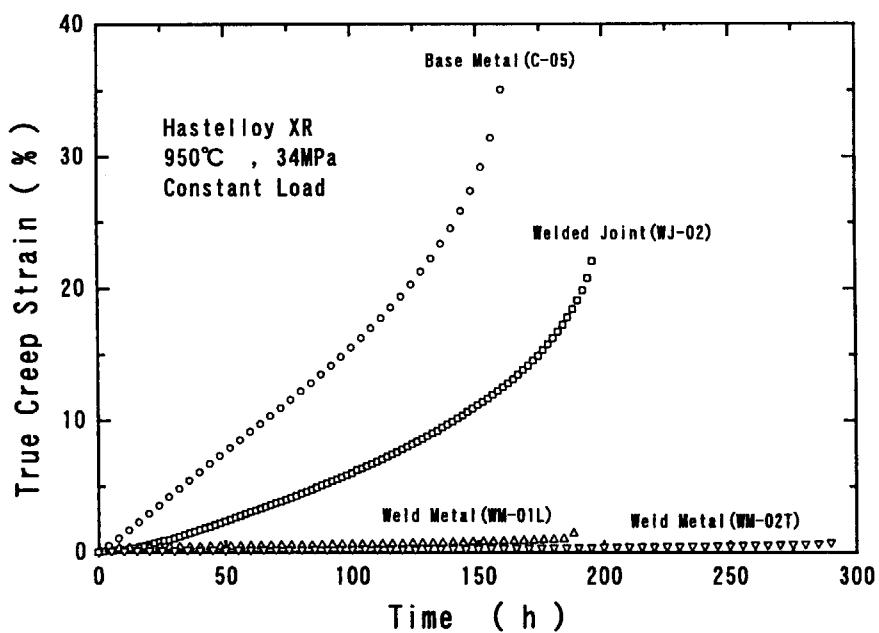


Fig. 3.3.3 Comparison of creep behavior among base metal, welded joint and weld metal at 34MPa.

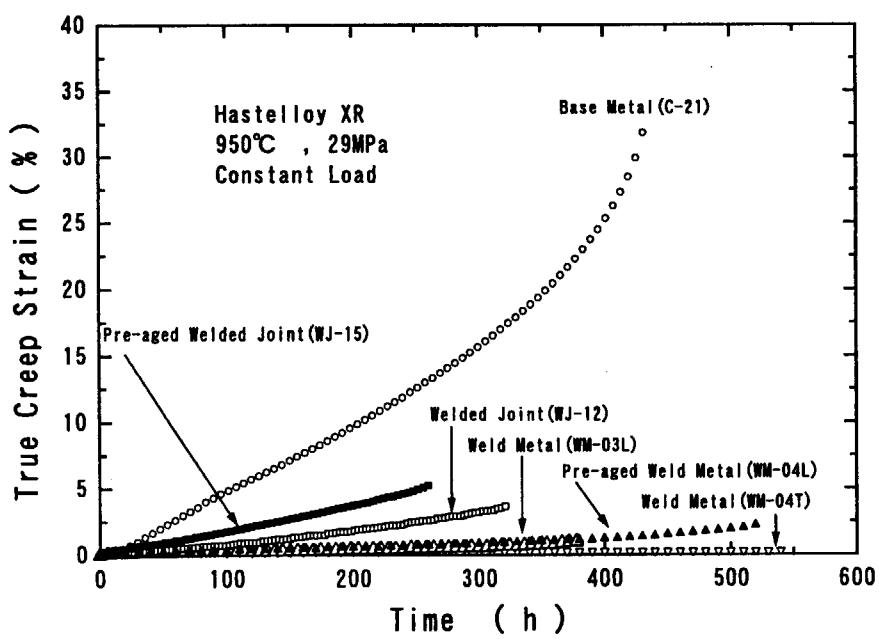


Fig. 3.3.4 Comparison of creep behavior among base metal, welded joint and weld metal at 29MPa.

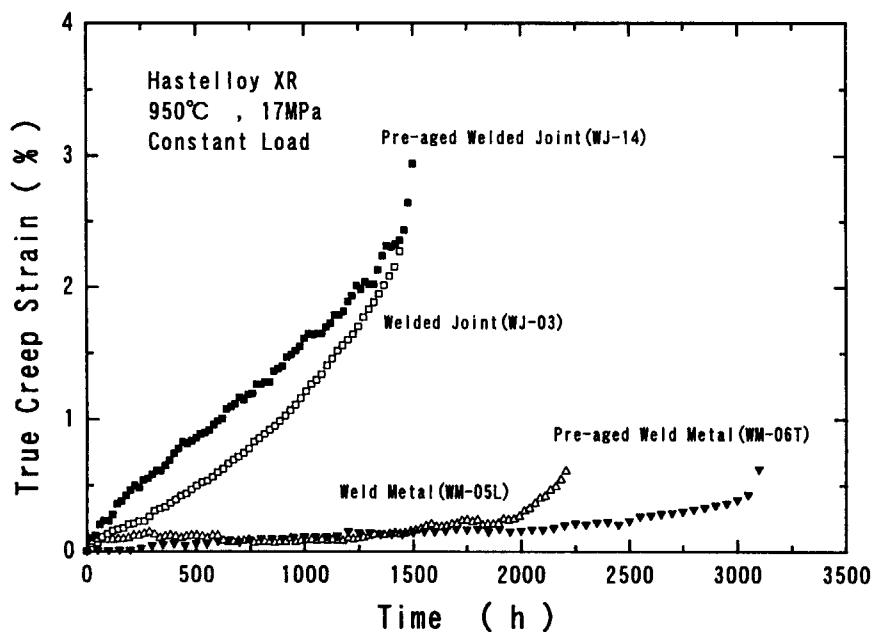


Fig. 3.3.5 Comparison of creep behavior among welded joint and weld metal at 17 MPa.

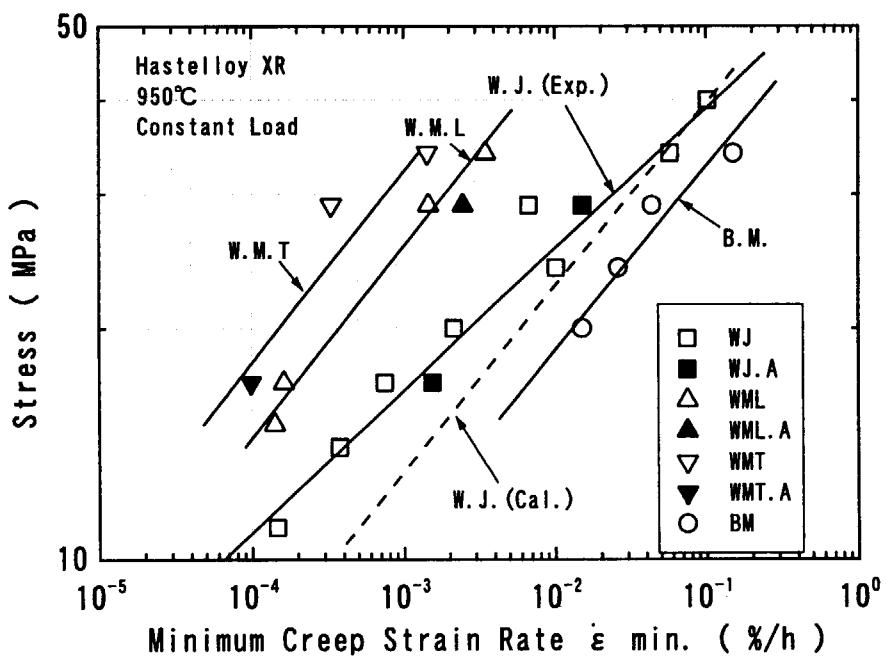


Fig. 3.3.6 Relationship between minimum creep strain rate and stress.

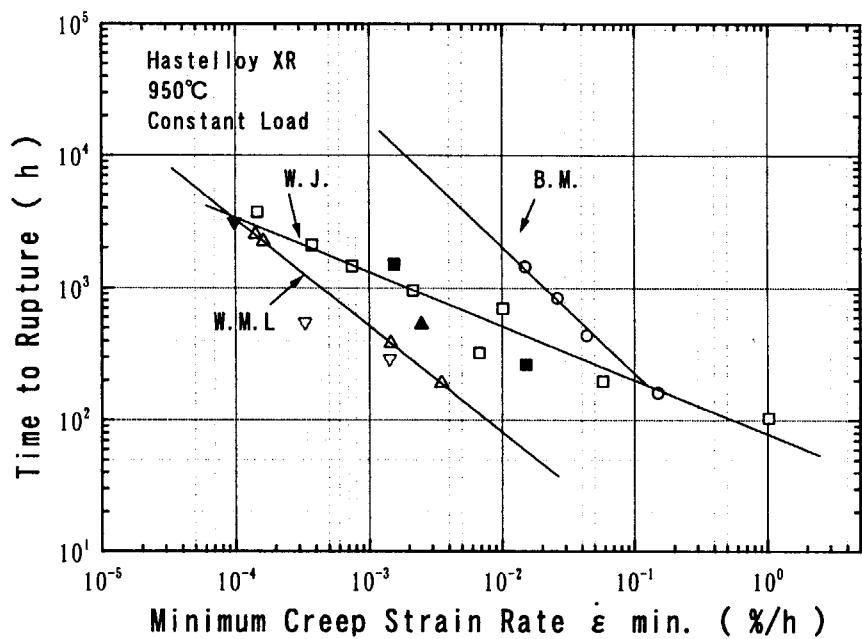


Fig. 3.3.7 Relationship between minimum creep strain rate and time to rupture.

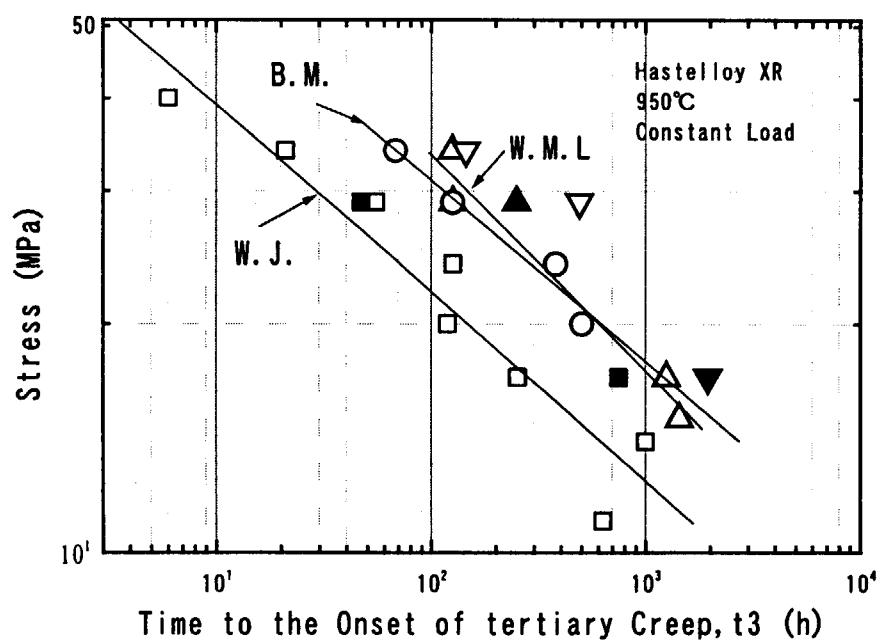
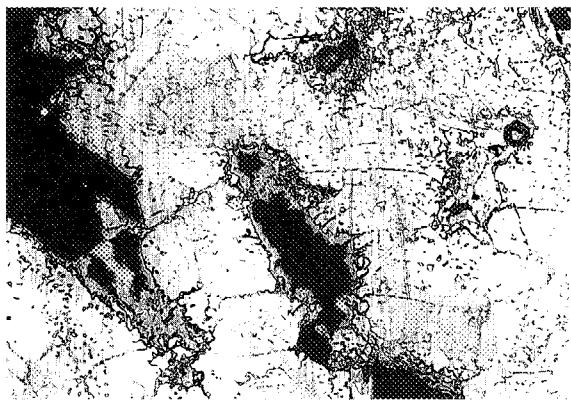
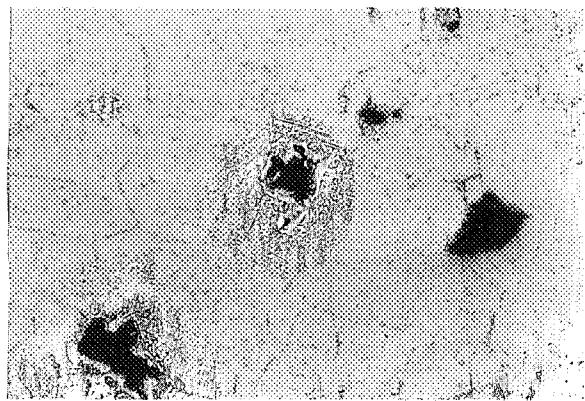


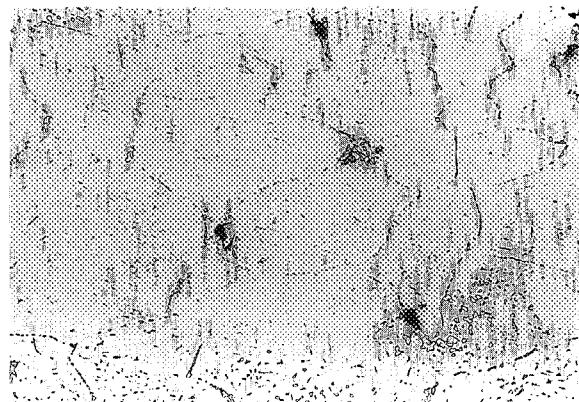
Fig. 3.3.8 Relationship between time to the onset of tertiary creep and stress.



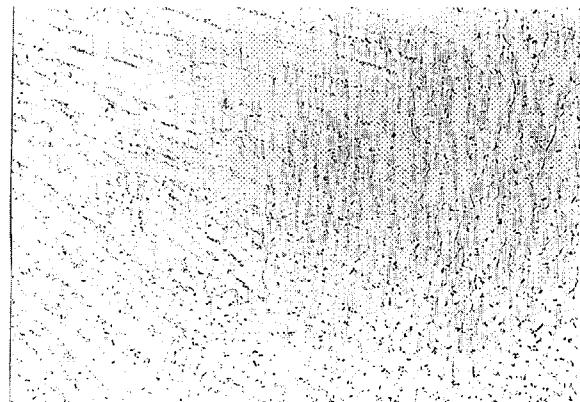
(a)



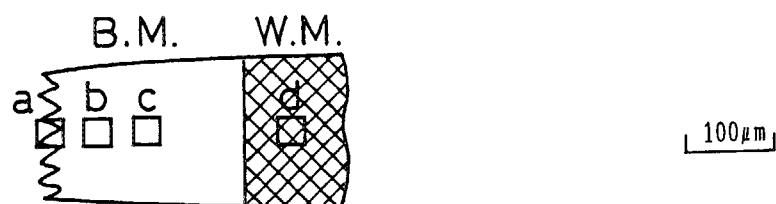
(b)



(c)



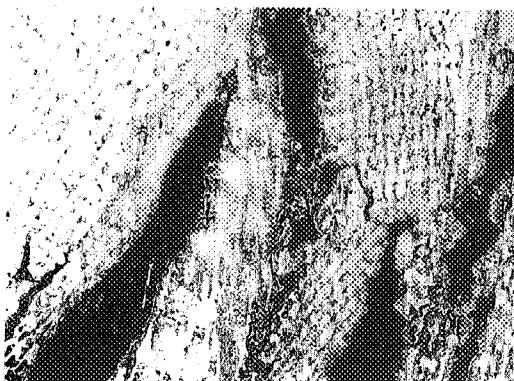
(d)



W J - 0 2 , 3 4 M P a , T R = 1 9 7 . 0 h

Fig. 3.3.9 Microstructure of ruptured welded joint(WJ-02, $\sigma = 34 \text{ MPa}$, $TR = 197.0 \text{ h}$).

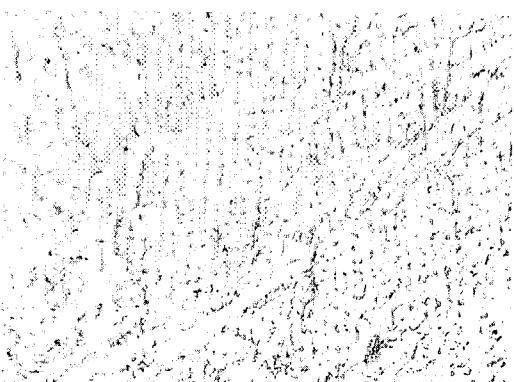
2 9 M P a (W J - 1 2)



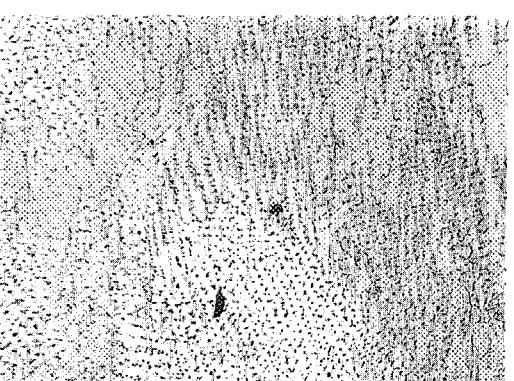
1 7 M P a (W J - 0 3)



(2 mm)



(5 mm)

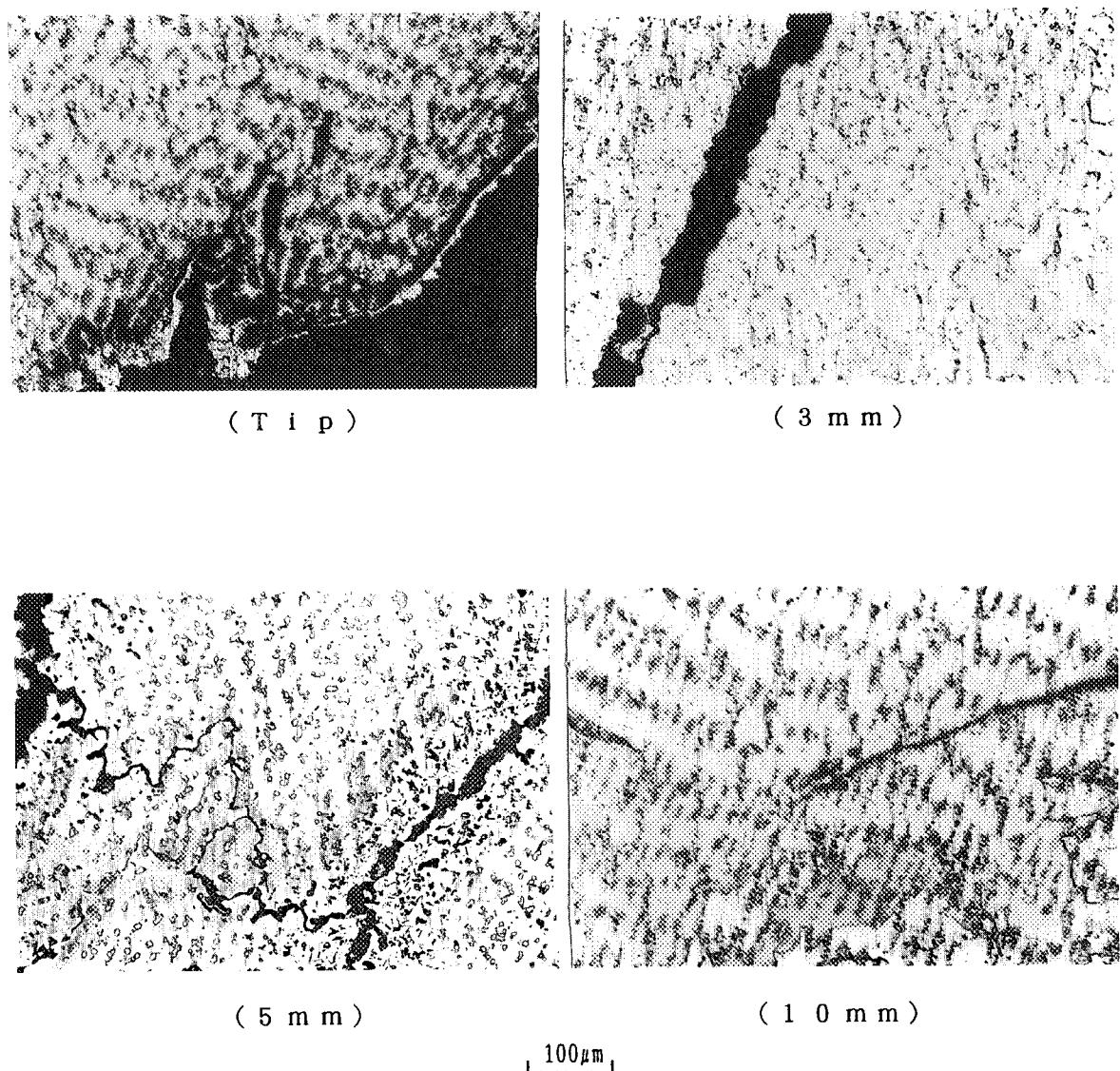


(B. M)

$100 \mu\text{m}$

(Bond)

Fig. 3.4.0 Microstructure of ruptured welded joint(WJ-12,WJ-03).



W M L - 5 L, 17 M P a, T_R = 2214.5 h

Fig. 3.4.1 Microstructure of ruptured weld metal (WM-05L, $\sigma = 17 \text{ MPa}$, $T_R = 2214.5 \text{ h}$).

4. 考 察

4. 1 ハステロイX及びXR溶接継手強度に関するこれまでの研究

耐熱合金ハステロイX RのTIG溶接はステンレス鋼に比べれば難易度は高いものの溶接自体は特に問題ではなく、標準的な方法により、電流、電圧、ビード速度等の条件設定が行われている¹⁰⁾。

高温ガス炉に関連した施設においてハステロイXが初めて使用されたのは炉内ループOGL-1の炉内管材料としてである。これに関して、母材、TIG及びEB溶接継手のクリープ破断強度試験が800°C、900°C及び1000°Cの温度で行われた¹¹⁾。EB溶接継手の強度は母材と同等であった。TIG溶接継手に関しては、800°C及び900°Cでは母材と同等であったが、1000°Cでは、破断時間が母材の1/2~1/3に低下するという結果が得られた。この1000°Cでクリープ破断強度が低下した理由は、粒界にMoを主体とする炭化物が析出し、その周囲に2μm程度のMoの低下した領域が生じたことが一因であると説明されている。

メーカー各社の共同研究（高温構造試験研究組合：ISES）として、丸棒及び円管（周方向継手）のTIG溶接継手のクリープ破断試験が800°C、900°C及び1000°Cの温度で行われた^{12, 13, 14)}。HTTRの前身である多目的高温ガス実験炉の原子炉出口ガス温度は1000°Cであったので、当時の試験は全て最高温度1000°Cで行われている。結果は、丸棒試験片の場合には900°Cで僅かに母材強度を下回ったものの、総じて母材と同等の強度が得られた。しかし、円周継手の内圧クリープ試験結果では、何れの温度においてもTIG溶接継手のクリープ破断強度が母材の強度の1/2~1/3に低下するという結果が得られた。この原因は母材部分と溶接金属部の延性に著しい差があるためと推測されている。円周継手のクリープ破断強度を改善するために、溶接材にボロン（10, 40, 70 ppm）、ジルコニウム及び希土類元素を添加する試験が行われた^{15, 16)}。この結果、ボロンが最も有効で、希土類元素もかなり効果があること、ジルコニウムは効果が無いことが分った。ボロン添加の効果は線形で、70 ppm添加した場合には長寿命となり母材破断になることが明らかにされた。

同時期に、原研とメーカー各社の共同研究でも900°Cでボロン添加量を0, 30, 40, 70, 90 ppmと変化させて単軸試験片でクリープ破断強度が調べられている¹⁷⁾。

米国及び独国においても、以下の報告がある。

ORNLでは、温度593°C~871°Cで、3種類の継手（Gas Tungsten Arc Process: Hastelloy X filler, Shield Metal Arc Process: Hastelloy X filler, Gas Tungsten Arc Process: Hastelloy S filler）に対してヘリウムガス中クリープ破断試験が行われ、何れもほぼ母材と同等の強度であるという結果が得られている¹⁸⁾。ただし、高温時効により溶接継手強度が低下している。GA社では、Gas Tungsten Arc Process: Hastelloy X fillerの溶接金属及び溶接継手のクリープ破断試験を、649°C~899°Cで行い、共に母材強度を上回るという結果を得ている¹⁹⁾。

独国では、ハステロイXのTIG溶接継手のクリープ破断試験を、850°C及び950°Cの温度で行った²⁰⁾。この結果、850°C及び950°C共に溶接継手では母材よりも強度が低下し、特に950°Cでは低下の度合いが著しく、破断時間で約1/3に低下していた。しかし、本試験

での破断は溶接金属部ではなく、そこから約15mm母材側に入った位置で生じていた。また、溶接後の試験片のビッカース硬さを調べたところ溶接部の両側に硬さの低下した領域が認められた。これらのことから、強度低下の原因は熱影響によるものと報告されている。

原研の材料応用工学研究室とメーカー各社との共同研究^{7), 8), 9)}については第1章で記したとおりである。

以上の結果は以下のようにまとめられる。

①950°C以下の温度ではハスティロイXのTIG溶接継手のクリープ破断強度は母材を下回らない。独国での例は、950°Cで著しく強度が低下してはいるものの、母材破断であり、区別して考える必要がある。

②1000°CではハスティロイXのTIG溶接継手のクリープ破断強度が母材よりも低下した例がある。

③上記2つの事実とハスティロイXRの強度はハスティロイXの強度よりも低いという事実と我々のハスティロイXRの試験で特に950°Cで著しく強度が低下したことを合わせて考えると興味深い。

④円周方向継手の内圧クリープ試験では強度が低下しており、延性の差に起因すると説明されている。これについては4.3節で再び言及する。

⑤溶加材へのボロンの添加により、溶接継手強度を改良できる。これについては4.2節で詳しく述べる。

4. 2 ボロンの影響

ボロンは耐熱合金を構成する基本元素(Ni, Co, Fe)に比べて原子半径が著しく小さく結晶粒界に集積して粒界を強化すると考えられており²¹⁾、これが溶接金属にボロンを添加する理由である。ただし、多量に(100ppm以上)添加すると溶接割れを起こすことも知られている²²⁾。このため多くの耐熱合金には微量のボロンが添加されている。

ところで、溶接部へのボロン添加に関しては、次のメカニズムによりボロンが希釈される危惧がある。

i) 金属内部に元素の濃度勾配があると、高温に長時間保持された場合には、元素の拡散により、濃度分布が変化することが考えられる。即ち、ボロン濃度の高い溶接部からボロン濃度の低い母材部に向かってボロンの拡散が生じて、溶接部のボロンが希釈される。

ii) ボロンは酸素と化合して低融点の化合物(B_2O_3 :融点450~475°C)を形成するので、大気中で試験を行うと、表面にあるボロンは大気中の酸素と化合して B_2O_3 となり、散逸してしまう。すると新たに表面と内部に濃度差が生じて拡散が加速される。

溶接棒を製作する際に、棒鋼から熱間引抜により、直径1.2mm程度の線にする必要があるが、この時、ボロン濃度が著しく減少することが知られており、上述の第2の原因によるものと考えられている。

本試験は大気中で実施され、また母材は殆どボロンを含んでいないので、これら2つのメカニズムが作用した可能性がある。溶接継手におけるボロンの拡散挙動については、渡辺らの研究⁹⁾がある。渡辺らは、ハスティロイXRⅡ母材+ハスティロイXRⅡ溶加材、及びハスティロイXR母材+ハスティロイXRⅡ溶加材の2種類の溶接継手の950°C大気中における3000h時効試験と、

ハステロイ X R II 丸棒の大気中及びヘリウム中の時効及びクリープ試験（950°C 及び 1000°C）を行い、以下の興味深い結論を得ている。

先ず、溶接継手の時効試験より、

- ①母材と溶加材が同一のハステロイ X R II の場合にはボロンの減少は起らない。
- ②母材がボロンを含まず、溶加材のみがボロンを含む場合にはボロン量は著しく減少する。
- ③ボロンの拡散係数は $1 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ よりやや大きい値と見積られる。

我々のクリープ（破断）試験はこのケースに該当する。したがって、Fig. 3. 1 で溶接継手の強度が母材に比べて減少した原因は、溶接部からボロンが拡散して散逸したためとほぼ推論できる。

次に、ハステロイ X R II 丸棒の試験より、

- ①ボロンの減少が生じるのは 1000°C の試験であり、950°C の試験では変化は認められない。
- 950°C のクリープ試験でボロン量に変化が認められなかったのは、上の 3000 h 高温時効試験の結果と一致しないように見えるが、これはクリープ試験の時間が約 300 h と短かったためと思われる。
- ②溶加材 (filler wire) でもボロンの急速な減少が生じており、これは製造時の冷間圧延工程での残留応力の影響と思われる。
- ③1000°C でも単なる高温時効試験ではボロンの減少は認められない。それ故、ボロンの拡散には負荷荷重が大きな影響を有している。
- ④大気中とヘリウムガス中での差は認められない。

第 3 の結論は、ボロンは粒界に集積しており、粒界拡散は負荷応力に依存する^{2,3)}ので、もっともと考えられる。また、第 4 の結論は、ボロンが酸素と結合し、低融点の酸化物を生成することにより希釈されるという予測と一致しないが、その理由は明らかでない。

以上、渡辺らの研究⁹⁾に基づき我々の試験結果を解釈すると、母材はボロンを含まず溶接金属のみにボロンが含まれているので、溶接継手の強度が長時間になるにつれて母材よりも低下すること、溶接金属試験片もやや遅れて強度低下が起こることが、応力が負荷され濃度勾配がある状態下でボロンの拡散が生じるという機構によりうまく説明できる。しかし、以前の試験結果 (Fig. 1. 1 及び 1. 3) のように母材も溶接部もボロンを含まない場合にも、ファクター 3 程度の溶接部の強度低下が生じており、その一方溶接金属試験片では強度低下は認められなかった、という場合の原因は不明である。

4. 3 材料力学的な影響

溶接継手では、クリープに対する変形抵抗の小さい母材と変形抵抗の大きい溶接金属が接合されているので互いに半径方向の変形を拘束しあい、半径方向に母材では引張応力が、溶接金属では圧縮応力が生じる。それ故、クリープ変形を支配する Mises の相当応力または Tresca の応力 ($\sigma_{\text{eff}} = \sigma_1 - \sigma_3$, σ_1 ; 最大応力, σ_3 ; 最小応力) で考えると、母材では σ_1 及び σ_3 は共に正であり、一方溶接部では σ_1 が正で σ_3 が負なので、溶接金属では σ_{eff} が公称応力よりも大きくなることになり、これが破壊に関係することが考えられる。

これについて、母材及び溶接金属のクリープ変形特性を次式で表される前述の Norton 型の構成式

で表して、有限要素法による解析を実施した²⁴⁾。

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eff}} = 4.59 \times 10^{-11} \sigma_{\text{eff}}^{4.76} \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eff}} = 1.08 \times 10^{-11} \sigma_{\text{eff}}^{3.91} \quad (2)$$

解析結果を Fig. 4. 1 に示す。本図は溶接線を境にした幅±0.3 mm程度の範囲の Mises の相当応力分布を示している。これより、母材と溶接金属の境界の表面近傍で 63.6 MPa という大きな応力集中が生じていることが分る。ただし、この応力はクリープ変形にしたがい急速に減少（応力緩和）すること、またクリープ破壊という観点からはより広範囲な応力が重要と考えられるので、面積中心の値として（半径）／√2 の位置における応力の時間変化をプロットすると、Fig. 4. 2 を得る。クリープひずみが蓄積するにしたがって境界に応力集中が生じて（t = 1 h）、時間と共に大きくなる（10 h）が、更に変形が進むと応力緩和が生じている（250 h）。境界から離れた部分の応力は依然として上昇を続けているがその値は境界部に比べれば低い。

それ故、母材と溶接金属のクリープ変形速度の差による有効応力の増加という原因で破壊が生じたとすれば、破断箇所は溶接線近傍になるはずである。しかしながら、実測された破断箇所は全て溶接金属中央部であった。したがって、材料力学的な原因で本試験で得られた溶接金属試験片と溶接継手試験片の強度差となったとは考え難い。

しかしながら、第 4. 1 節で述べた円周方向継手の場合には、これが溶接継手の強度低下の主たる原因と推測されている。また、第 1 章で述べた試験結果 (Fig. 1.4) もある。これらの場合にはボロンは無関係であって金属組織的な要因は考え難いことから、材料力学的要因を除外するのはやや早計と思われる。解析では、母材部と溶接金属部を不連続結合として取り扱ったが、実際には硬度試験結果が示すように母材側に数 mm の硬化した熱影響部があり、クリープ変形速度は母材から溶接金属へと連続的に変化しているので、より詳細な解析が必要かもしれない。

我々の試験結果には直接当てはまらないが、力学的要因がクリープ破断時間に影響した例として、須清ら²⁵⁾の溶接金属部の幅を変えた興味深い試験結果がある。彼らはハステロイ X 母材に幅 H₀ = 3 mm の SUS 316 製インサート材を挟み EB 溶接を行った。この際、試験片の平行部直径 D₀ を 2 mm から 15 mm まで変化させることにより、溶接金属部の H₀ / D₀ の値を変えて、その影響を調べた。この場合、母材の方がクリープ変形抵抗も大きく破断時間も長い。その結果、H₀ / D₀ の値が大きいと破断時間は溶接金属である SUS 316 の値になるが、H₀ / D₀ の値が小さくなるにつれて破断時間は長くなり母材であるハステロイ X の値に漸近するというデータが得られた。この場合は、母材も溶接金属も共にハステロイ X R である場合の逆の応力状態になっており、溶接金属部の母材との境界近傍では半径方向に引張応力が生じて Mises の相当応力が減少しクリープ変形が拘束されて寿命が長くなったことが良く説明できる。

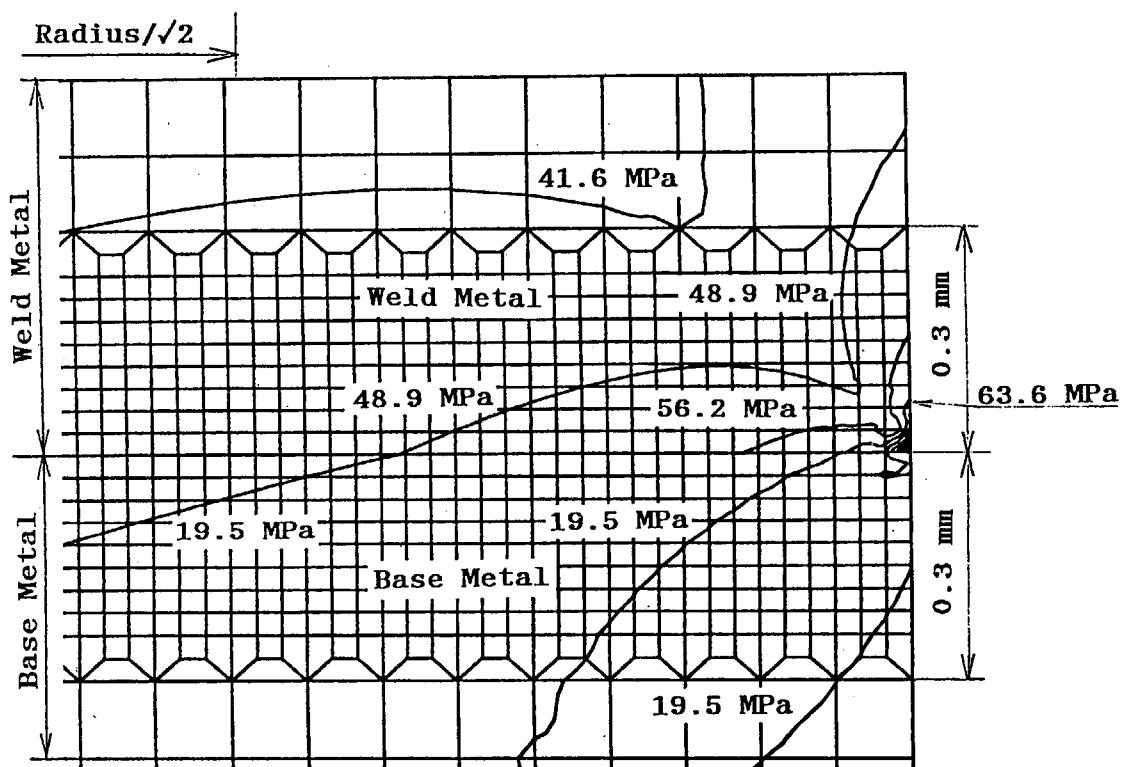


Fig. 4.1 Von Mises effective stress distribution at the vicinity of fusion line.

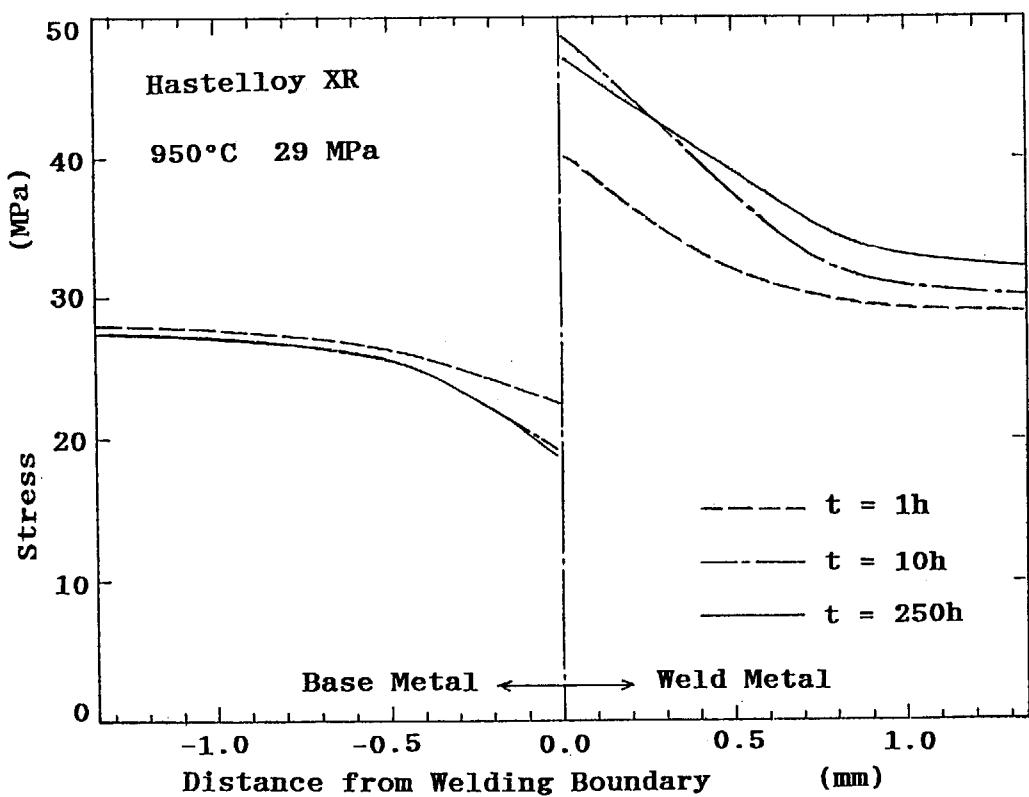


Fig. 4.2 Time dependent Von Mises effective stress distribution at the vicinity of fusion line at the location of $R/\sqrt{2}$.

5. まとめ

高温工学試験研究炉の中間熱交換器や配管のライナーなどの高温構造物に使用されているNi基耐熱合金ハステロイXRについて、母材、TIG溶接継手、及び溶接金属の大気中クリープ（破断）試験を950°Cで行った。

溶接継手については、それ以前の試験結果で、950°Cで破断時間が母材の約1/3に低下することが問題とされていた。また、溶接継手の破断は溶接金属の中央部であるにも係らず、溶接金属の破断時間は母材と同等であるというデータも得られていた。それ故、試験の第1の目的は、これらの特性の原因を明らかにすることであり、次に、下記に示すように三菱重工業（株）の推奨する溶接方法による溶接継手の強度を確認することが第2の目的であった。

母材はボロンを殆ど含まない初期の仕様のハステロイXRであり、溶接棒はボロンを添加したものである。ボロンの含有量は溶接金属部の分析結果から、9 ppm（継手の溶接金属部：三菱マテリアル分析）、12 ppm（溶接金属：三菱マテリアル分析）、30 ppm（継手の溶接金属部：三菱重工業分析）であり、かなりの幅があるが、いずれにしてもボロン添加による強化が行われている。溶接は三菱重工業（株）で実施された。

950°C大気中クリープ試験の結果、以下のデータが得られた。

- i) 溶接継手のクリープ破断強度は、短時間側では母材と同等であるが、1000 hを超えると母材よりも低くなる。
- ii) 溶接金属のクリープ破断強度は、短時間側では母材よりも僅かに高めであるが、2000 hを超えると低下する傾向が認められる。
- iii) 溶接金属強度の方向差については、破断時間に関してはビードと直角方向の強度がビード方向の強度よりもやや高いが、差は僅かである。しかし、クリープ変形速度に関しては、明瞭に差が認められ、溶接線に対して直角方向の伸びが大きい。
- iv) 高温時効の影響は、溶接継手に対しては認められるが、溶接金属に対しては明瞭には認められない。
- v) 硬さ測定により、溶接継手の溶接金属部から母材方向に数mmの幅の熱影響部が存在することが分った。更に、本供試材では母材部自体も受入れ材よりも硬化していた。
- vi) 溶接継手では、母材及び溶接金属の何れよりも3次クリープ開始時間が早い。

これらの結果を、他の研究者の試験結果及び別途実施した応力解析結果と照合することにより、以下の考察が可能である。

- i) 溶接継手のクリープ破断強度が長時間になるにしたがって母材よりも低下したことについては、溶接金属のボロンが濃度勾配により母材へと拡散したことが1つの原因として考えられる。
- ii) しかしながら、溶接継手のクリープ破断強度が母材よりも低いという結果は、母材及び溶接金属共にボロンを意図的には含まない素材の組み合わせに対しても得られているので、ボロンの効果のみでは説明しきれない。
- iii) もう一つの原因として、溶接金属と母材のクリープ変形量の差によって溶接金属側に圧縮応力が生じ、Misesの相当応力は公称応力よりも大きくなる影響が考えられる。しかし、解析によ

れば応力の発生箇所は溶接線近傍であり、実際に破断が生じた中央部ではないので、試験結果の説明にはならない。

iv) 溶接金属のクリープ破断強度が母材よりも高いか、ほぼ等しいことも、溶接金属に含まれるボロンの影響として説明できる。ここで、高温時効による強度の低下が継手ほどでないのは、濃度勾配が無いためにボロンが拡散し難かったためと説明できる。

以上、ハステロイ X R の溶接継手のクリープ破断強度については、ボロンの影響としてこれまでに得られた多くの試験結果のかなりの部分を説明できることが分った。また、試験データによつては材料力学的な影響により説明可能である。しかし、溶接継手の特性は、溶接条件（電流、電圧、ビード速度、層間温度など）、開先形状・寸法、母材及び溶加材の金属組成、熱影響、力学状態などの多くの因子が関係し合つて極めて複雑であり、完全な解明には一層の系統的かつ総合的な研究が必要である。

参考文献

- 1) 斎藤伸三, 他 30 名, “高温工学試験研究路の設計と研究開発”, 原会誌, Vol.32, No.9, pp. 847-871 (1990).
- 2) Sahira, K., Takeiri, T. and Kondo, T., “Manufacture of a Heat-Resistant Alloy with Modified Specifications for HTGR Structural Applications”, Nuclear Technology, Vol.66 (No.1), pp.25-34 (July 1984).
- 3) 未公開資料 (川崎重工業(株)委託試験報告書)
- 4) 未公開資料 (詳細設計Ⅱ報告書)
- 5) 通商産業省令第 81 号 (改訂後第 65 号) 「電気工作物の溶接に関する技術基準を定める省令」 (昭和 60 年 10 月 31 日改正)
- 6) 藤村浩史, 他 4 名, “高温ガス炉用中間熱交換器製作のための溶接技術の開発”, 三菱重工技報, Vol.24, No.5, pp.497-502 (1987年9月).
- 7) 近藤達男, 他 8 名, “ハステロイ XR の製品品質最適化の研究 (原研一川崎重工一富士電機一三菱金属共同研究中間報告書)”, JAERI-M 86-003 (1986年2月).
- 8) Watanabe, K., et al., “Evaluation on Materials Performance of Hastelloy Alloy XR for the High Temperature Engineering Test Reactor Components-Weldability and High Temperature Strength Properties”, JAERI-Conf 96-010, pp.368-382 (1996).
- 9) 渡辺勝利, 他 9 名, “ハステロイ XR 系合金用溶加材の開発研究”, JAERI-M 91-181 (1991年11月).
- 10) Shimizu, S. & Muto, Y., “Weldability and Weld Performance of a Special Grade Hastelloy-X Modified for High-Temperature Gas-Cooled Reactors”, Nuclear Technology, Vol.66, pp.44-53 (July 1984).
- 11) 横井 信, 他 4 名, “耐熱金属材料 (ハステロイ-X) のクリープ試験研究 (OGL-1 内壁管用ハステロイ-X のクリープ破断特性)”, JAERI-M 5651 (1974年2月).
- 12) Udoguchi, T., “Recent research and Developments in High Temperature Design in Japan”, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Vol.194, pp.391-402 (Dec. 1980).
- 13) 鵜戸口英善, 他 5 名, “ハステロイ X T I G 周縫手円筒の高温内圧クリープ強度”, 溶接学会誌, Vol.50, pp.64-69 (1981年9月).
- 14) Udoguchi, T. & Nakanishi, T., “Structural Behavior of a Welded Superalloy Cylinder with Internal Pressure in a High Temperature Environment”, Int. J. Pressure Vessels & Piping, Vol.9, No.2, pp.107-123 (March 1981).
- 15) Nakanishi, T., et al., “Improvement of Creep Strength of a TIG Welded Superalloy Cylinder with Internal pressure”, The International Conf. On Creep, JSME, IMechE, ASME, ASTM, Tokyo (April 1986).
- 16) 鵜戸口英善, 他 5 名, “ハステロイ X T I G 周縫手円筒のクリープ特性改良”, 溶接学会誌, Vol.50, pp.14-20 (1981年12月).

- 17) Kurata, Y., et al., "Improvement of Creep Resistance of a Ni Base Superalloy and its Weld Metal by Controlling Boron Content", The International Conf. On Creep, JSME, IMechE, ASME, ASTM, Tokyo (April 1986).
- 18) McCoy, H. E. & King, J. F., "Evaluation of Hastelloy X for Gas-Cooled-Reactor Applications", ORNL/TM-8499 (Nov. 1982).
- 19) Lindgren, J. R., et al., "Mechanical Properties of Welds in Commercial Alloys for High-Temperature Gas-Cooled Reactor Components", Nuclear Technology, Vol.66, pp.207-213 (July 1984).
- 20) Cook, R. H., et al., "Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures Part II", Proceedings of the International Conference, Swansea (April 1984).
- 21) Sims, C. T. and Hagel, W. C., "The Superalloys", John Wiley & Sons, pp.62-65 (1972).
- 22) 私信 (三菱マテリアル(株))
- 23) Evans, R. W. & Wilshire B., "Creep of Metals and Alloys", The Institute of Metals, pp.6 (1985).
- 24) 武藤 康, 他3名, "ハスティロイX R溶接継手の高温強度", 機講論, No.96-15, Vol. II, pp.115-116 (1996年9月).
- 25) 須清修造, 他4名, "溶接継手のクリープの性能評価について", F A P I G, No.94, pp. 35-41 (1980年3月).

This is a blank page.

国際単位系(SI)と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

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

表3 固有の名称をもつSI組立単位

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

表2 SIと併用される単位

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

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

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

表5 SI接頭語

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

(注)

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

換算表

力	N(=10 ⁵ dyn)	kgf	lbf
	1	0.101972	0.224809
	9.80665	1	2.20462
	4.4822	0.453592	1

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

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

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

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

放射能	Bq	Ci	吸収線量	Gy	rad	照射線量	C/kg	R	線量当量	Sv	rem
	1	2.70270 × 10 ⁻¹¹		1	100		1	3876		1	100
	3.7 × 10 ¹⁰	1		0.01	1		2.58 × 10 ⁻⁴	1		0.01	1

ハスティロイメタル溶接継手のクリープ強度