The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する基礎的研究
Author(s)	清水, 茂樹
Citation	大阪大学, 1977, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/1426
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する基礎的研究

大阪大学附属図書館
53.5.15

昭和５２年１０月

清　水　茂　樹

目　　次

第1章　総　　論 …… 1

第2章　溶接ビード特性におよぼす溶接諸元の影響 …… 3

2.1　概　　説 …… 3

2.2　溶 接 装 置 …… 3

2.3　供 試 材 料 …… 3

2.4　実験方法およびビーム形状 …… 4

2.5　実験結果および考察 …… 8

2.5.1　a_b 値と溶込み深さ，アクチュアルビーム径（Actual Beam Diameter）
およびビードビーム径（Bead Beam Diameter）の関係 …… 8

2.5.2　ビード断面に発生する欠陥 …… 9

2.6　要　　約 …… 21

第3章　溶接割れ感受性と材料の高温延性およびTrans－Varestraint 試験結果との
相関性 …… 24

3.1　概　　説 …… 24

3.2　供 試 材 料 …… 24

3.3　実験装置および実験方法 …… 24

3.3.1　高温延性試験 …… 24

3.3.2　Trans－Varestraint およびVarestraint 試験 …… 25

3.3.3　材料の融点の測定 …… 26

3.4　実験結果および考察 …… 26

3.4.1　材料の融点に関する検討 …… 26

3.4.2　加熱および冷却途上における材料の高温延性に関する検討 …… 27

3.4.3　溶接割れ感受性と材料の高温延性試験結果より得られた指標との相関性 …… 31

3.4.4　材料のTrans－Varestraint およびVarestraint 試検結果に関する検討 …… 33

3.4.5　Trans－Varestraint およびVarestraint 試験結果より得られた指標と
高温延性試験結果より得られた指標との相関性 …… 36

3.4.6　溶接割れ感受性と材料のTrans－Varestraint およびVarestraint 試験
結果より得られた指標との相関性 …… 37

3.5　要　　約 …… 38

第4章　溶接割れに関する冶金学的検討 …… 39

4.1　概　　説 …… 39

4.2　供試材料 …… 39

4.3　実験方法 …… 39

4.4　実験結果および考察 …… 40

4.4.1　溶接部の走査型電子顕微鏡による組織観察 …… 40

4.4.2　析出物およびミクロ割れ部の成分分析 …… 42

4.4.3　ミクロ割れの発生機構に関する考察 …… 51

4.5　要　　約 …… 57

第5章　溶接過程における温度および応力分布に関する検討 …… 58

5.1　概　　説 …… 58

5.2　解析方法 …… 58

5.3　解析結果および考察 …… 59

5.4　要　　約 …… 63

第6章　ミクロ割れ防止に関する検討 …… 65

6.1　概　　説 …… 65

6.2　供試材料 …… 65

6.3　実験方法 …… 66

6.4　実験結果および考察 …… 66

6.4.1　材料の融点の測定 …… 66

6.4.2　溶接部の走査型電子顕微鏡による観察 …… 66

6.4.3　析出物の成分分析 …… 68

6.4.4　合金元素（Nb）が材料のミクロ割れ感受性におよぼす影響 …… 68

6.4.5　効果的なミクロ割れ防止法に関する考察 …… 72

6.5　要　　約 …… 72

第7章　溶接継手の機械的特性に関する検討 …… 74

7.1　概　　説 …… 74

7.2　供試材料 …… 74

7.2.1 母　　材 …… 74
7.2.2 TIG 溶加棒 …… 74
7.3 溶接試験板製作要領 …… 74
7.3.1 溶 接 条 件 …… 74
7.3.2 検 査 方 法 …… 75
7.4 溶接部の顕微鏡組織 …… 75
7.5 溶接部の硬さ試験 …… 75
7.6 溶接継手の静引張特性 …… 80
7.6.1 試験片形状および試験方法 …… 80
7.6.2 実験結果および考察 …… 80
7.7 溶接継手の高温低サイクル疲労特性 …… 80
7.7.1 実 験 方 法 …… 80
7.7.2 実験結果および考察 …… 85
7.8 溶接継手のクリープおよびクリープ破断特性 …… 93
7.8.1 実 験 方 法 …… 93
7.8.2 実験結果および考察 …… 94
7.9 要　　約 …… 104

第8章 溶接継手の環境効果に関する検討 …… 106
8.1 概　　説 …… 106
8.2 He 雰囲気中における溶接継手の腐食挙動 …… 106
8.2.1 供試材料および溶接要領 …… 106
8.2.2 実 験 方 法 …… 106
8.2.3 実験結果および考察 …… 110
8.3 He 雰囲気中における溶接継手のクリープ破断特性 …… 123
8.3.1 供試材料および溶接要領 …… 123
8.3.2 実 験 方 法 …… 123
8.3.3 実験結果および考察 …… 125
8.4 要　　約 …… 128

第9章 総　　括 …… 130

謝　　辞 …… 134

参 考 文 献 …… 135

本論文に関する著者の発表論文 …… 138

第１章　　総　　論

最近における原子力発電の大規模な実用段階への移行に対応して，原子炉の製鉄，化学工業関係などに対する多目的利用への関心が国際的に高まっており，わが国においても国家的なプロジェクトとして基礎的な調査研究が広範囲に推進されている。現在，多目的利用の原子炉としては，よく知られているように，Ｈｅを冷却材とする高温ガス炉が最も期待され，調査研究の対象となっている。多目的高温ガス炉用機器については，Ｈｅ雰囲気中最高１０００℃という苛酷な条件下にさらされるために，現在，Hastelloy系，Inconel系およびIncoloy系などの耐熱合金の使用が検討されている。そして原子炉用機器特有の安全性確立のために，構造的に極めて厳重な寸法精度が要求され，また，溶接部の高温強度についても厳しい要求がある。

筆者は，高温ガス炉用耐熱合金の溶接研究に着手していたが，従来より使用されているＴＩＧ溶接法では，機器に要求される寸法精度および溶接部に要求される高温強度，とくに延性を満足せしめることが極めて困難であった。

最近，実用化の分野を拡大している電子ビーム溶接法は，エネルギー密度が極めて高く，出力は必要に応じて任意に制御し得るため小入熱で深い溶込みが得られるとともに，溶接部の幅が狭く，溶接変形が小さいために高精度の溶接が可能である。また高真空中で溶接が行なわれるために，溶接部は大気の汚染を受けず良質の溶接部を得ることができる。

筆者は，電子ビーム溶接法の上述の特性に着目し，これを高温ガス炉の機器用材料として有効と思われる耐熱合金の溶接に適用することにより，その寸法精度および高温強度に関する問題点の解決が可能であると考え本研究を企図した。

さて，このような電子ビーム溶接の特性を有効に適用できる反面，溶接条件が適正でないとポロシティ，コールドシャット，スパイク現象および溶接割れなどの電子ビーム溶接特有の諸欠陥が発生すると考えられる。従来，オーステナイト系ステンレス鋼，炭素鋼，アルミニウム合金などに対してポロシティ，コールドシャット，スパイク現象に関する諸欠陥の発生機構およびこれらの特性に関する基礎的研究結果が報告されている[1)~3)]が，耐熱合金については未だ究明されておらず，欠陥の発生機構や特性に関する系統的な研究成果は国内および海外においても報告されていない。

また，耐熱合金の電子ビーム溶接部の高温強度，とくにクリープ，高温疲労などに関する報告も極めて少なく，溶接部の環境効果に関する報告も殆んどない。

筆者は，Hastelloy系，Inconel系およびIncoloy系耐熱合金の電子ビーム溶接に対し，ポロシティおよび溶接割れなどの諸欠陥に及ぼす溶接諸元の影響について検討を行ない，これら諸欠陥の発生しない適正溶接条件を設定した。とくに溶接割れについては，従来の割れ試験方法が電子ビー

ム溶接における材料の割れ感受性の評価にも適用できることを明らかにした。また，割れ部の冶金学的検討およびその近傍の溶接過程における温度および応力分布を解析し，割れ発生機構およびその特性を解明するとともに，これらの結果に基づいて，耐割れ感受性の良好な耐熱合金を試作した。さらに電子ビーム溶接部の高温強度およびHe雰囲気中の環境効果について検討を行ない，従来のTIG溶接部に比較して格段に優れていることを明確にした。

本論文はこれらをとりまとめたものであるが，その構成は第1章～第9章よりなり，その各章における諸検討事項の概略は次の通りである。

第1章においては，原子炉用耐熱合金の溶接上の問題点とその解決策として，電子ビーム溶接法適用の理由，さらにその問題点について述べ，本研究の必要性を明示した。

第2章においては，溶接諸元を変化させた場合の材料の溶接ビード特性，とくに溶込形態および欠陥特性などについて調査し，これらと溶接諸元との関連性について論じた。

第3章においては，電子ビーム溶接による割れ感受性を示す指標と材料の高温延性試験およびTrans-Varestraint 試験より得られた割れ感受性に関する指標との相関性について論じた。

第4章においては，割れ発生部である凝固線近傍熱影響部の析出物について，冶金学的検討を行ない，溶接割れ発生機構について論じた。

第5章においては，有限要素法により解析したネイルヘッド部の溶接過程における温度および応力分布について論じた。

第6章においては，N_b 含有量を変化させた耐熱合金を試作し，N_b含有量の耐割れ性におよぼす影響について検討し，N_b の有効性について論じた。

第7章においては，電子ビーム溶接継手の機械的特性，とくに高温強度特性について母材およびTIG溶接継手と比較して論じた。

第8章においては，電子ビーム溶接継手のHe雰囲気中における環境効果が冶金学的および機械的特性におよぼす影響について論じた。

第9章は総括であって，以上の各章で論考した原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する諸問題について明らかにした点をとりまとめた。

第２章　溶接ビード特性におよぼす溶接諸元の影響

2．1　概　　説

電子ビーム溶接においては，その熱源的特性により，ポロシティ，コールドシャット，スパイク現象および溶接割れなどの電子ビーム溶接特有の諸欠陥が発生する。現在，これらの欠陥に関する二三の報告[1)~3)]があるが　Hastelloy 系，Inconel 系，および Incoloy 系などの原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接の欠陥については，未だ十分な解明がなされていない。

本章では，溶接諸元を変化させた場合の各材料の溶接ビード特性，とくに溶込み形態および欠陥特性などについて調査し，これらと溶接諸元との関連性について論じ，各材料について適正溶接諸元の範囲を設定した。

2．2　溶 接 装 置

本研究を通じて使用した電子ビーム溶接装置は，Fig. 2－1に示すような，150 KV－40 mA 型 6 KW高電圧型電子ビーム溶接機であり，電子銃は固定式である。本溶接機のチャンバーは，高真空および低真空のいずれにおいても溶接が可能なるように設計されている。また，各種形状の溶接を可能にするための治具を具備している。

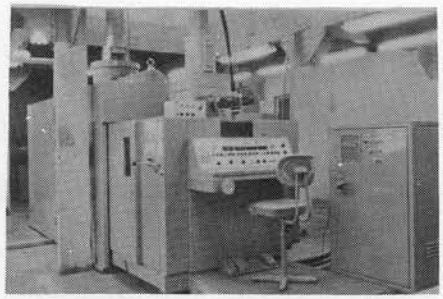


Fig.2-1　150kV-40mA, 6kW Electron Beam Welder

Fig. 2－2 および Table 2－1 に溶接機の構成概略および能力を示す。

その他，オプション類としては，電子ビームと溶接線を一致させるための光学的システム，電子ビーム溶接部始端部，終端部でのビードの盛りあがりおよびクレータ形成を抑止するためのビーム電流スロープコントロール，パルス発生装置およびビームオッシレート形成装置なども具備している。

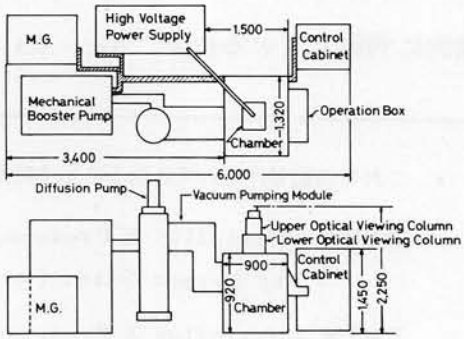


Fig.2-2 Schematic Diagram of 150kV-40mA, 6kW Electron Beam Welder

2．3　供 試 材 料

高温ガス炉用耐熱合金の候補材として一般に考えられている Hastelloy 系，Inconel 系および Incoloy 系の耐熱合金および比較のためにオーステナイト系ステンレス鋼を供試材料として本研究を通じて使用した。

Table 2-1 Component and Capacity of 150kV-40mA, 6kW Electron Beam Welder

Components			Capacity
Optical Viewing Column	Upper Column	Electron Beam Gun High Voltage Cable Connector	————
	Lower Column	Focusing Coil Deflection Coil Microscope	Min. Diameter at Object Distance of 225mm: 0.4mm Max. Amplitude of Deflection at Object Distance of 225mm: 10mm
High Voltage Power Supply	Beam Accelerating Power Supply Filament Power Supply Beam Current Control Circuit	————	6kw (150kV x 40mA)
Control Equipment	Beam Deflection Power Supply Vacuum Defector Power Supply Magnetic Coil Power Supply Motor Control Power Supply	————	————
Work Chamber and Attachments	Chamber Operation Box Table Motor and Gear Box	Capacity Moving Range Velocity: X Direction Y Direction Accuracy of Moving	900x920x1320mm X: 600mm, Y: 400mm 100~3000mm/min 100~2500mm/min 0.05mm/300mm
Vacuum System	Roughing Pump High Vacuum Pump	3000l/min. Rotary 12000l/min. M. Booster 6800l/min. Diffusion	10min. to 5×10^{-4} Torr
————	Motor Generator		————

供試材料の溶解法，最終熱処理条件，結晶粒度，機械的性質および化学成分をTable 2－2 に示す。なお，Hastelloy X の各材料については，以下の本論文においてはこれらの製法，製造会社によってHAEN，HAEM，HVEN，HVERNなる記号によって区別して示す。*

2．4　実験方法およびビーム形状

Table 2－2 に示した20㎜厚さの供試材料を使用し，Fig. 2－3 に示す斜面溶接法を採用し，電子ビーム溶接法にてビード置き試験を行なった。試験片を斜面角$\theta_S = 30^\circ$ となる様にテーブルに設置して，電子銃を固定，テーブルを移動し，図の矢印の方向に溶接を行なった。

この場合，Fig. 2－3およびFig. 2－4に示す様にビームの焦点距離（Focal Length）をD_F，対物距離（Object Distance）をD_Oとし，$a_b = D_O / D_F$ で定義[4]されるパラメータ a_b は電子ビームの活性変数（Beam Active Parameter or Actve Parameter）と呼ばれ，電子ビーム溶接の特性を支配する重要な変数である。$a_b \approx 0.9$ の位置で最大の溶込み深さが得られることが実験的に判明しているので，$a_b = 0.9$ の位置が常にFig. 2－3の試験片中央C－C 線上に存在する様

---

* これらの記号はそれぞれ以下に示す略称である。

HAEN；Hastelloy X Produced by means of Air Melting and Electroslag Remelting by Nippon Steel Corporation

HAEM；Hastelloy X Produced by means of Air Malting and Electroslag Remelting by Mitsubishi Metal Corporation

HVEN；Hastelloy X Produced by means of Vacuum Induction Melting and Electroslag Remelting by Nippon Steel Corporation

HVERN；Reformed Hastelloy X Produced by means of Vacuum Induction Melting and Electroslag Remelting by Nippon Steel Corporation

Table 2-2 Chemical Composition and Mechanical Properteis of Superalloys Used

Material	Mark	Thickness (mm)	※ Melting Process	Final Heat Treatment	Grain Size (ASTM)	Mechanical Properties 0.2%PS (kg/mm²)	T.S (kg/mm²)	El. (%)	R.A (%)	Chemical Composition (%) C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb+Ta	Al	Ti	B	Zr	Ce	Fe	Gaseous Contents (ppm) O	N Sol.	N Insol.	N Total
Hastelloy X	HAEN	20	AE	1120°Cx18Min W.Q.	1~4	30.4	71.1	59.0	65.0	0.066	0.48	0.88	0.016	<0.002	Bal.	21.36	1.77	9.05	0.45	—	0.07	0.15	0.002	—	—	19.09	30	405	42	447
	HAEM			1150°Cx50Min W.Q.	5~6	38.7	75.0	47.6	—	0.068	0.37	0.59	0.012	<0.002		20.74	1.03	8.70	0.50		0.21	0.02	0.001			18.23	20	248	20	268
	HVEN		VE	1120°Cx18Min W.Q.	1~6	34.3	73.8	49.3	56.9	0.084	0.17	0.84	0.001	<0.002		20.70	1.59	9.20	0.55		0.22	0.19	0.002			18.53	50	306	16	322
	HVERN			1170°Cx30Min A.C.	1~4	32.4	74.0	54.3	52.2	0.065	0.35	0.72	0.001	<0.002		21.40	1.45	8.93	0.51	0.05	0.05	0.06	0.002	0.009	<0.005	19.08	40	121	22	143
Inconel 625	Inl 625AE		AE	1000°Cx1Hr W.Q.	6	45.5	90.1	46.8	—	0.053	0.28	0.24	0.003	<0.002		22.09	0.06	8.81	0.69	3.53	0.24	0.13	—	—	—	2.54	30	44	211	255
Inconel 617	Inl 617V		V	1177°Cx1Hr W.Q.	3~4	30.0	74.6	70.0	57.0	0.066	0.17	0.02	0.004	<0.002		21.24	12.60	9.00	—	—	0.93	0.52	—	—	—	1.45	40	244	180	424
Incoloy 800	Iny 800V		V	1100°Cx15Hr W.Q.	2.5	22.1	58.2	52.0	72.1	0.056	0.37	0.77	0.010	0.002	32.13	21.21	0.50	0.18	—	—	0.51	0.59	—	—	—	Bal.	60	32	93	125
Incoloy 807	Iny 807A		A	1230°Cx3Hr W.Q.	1	25.7	64.1	52.2	60.3	0.057	0.50	0.70	0.002	0.002	40.10	20.58	8.28	0.20	4.85	0.99	0.47	0.24	—	—	—		70	68	144	212
SUS 316	S 316		A	1100°Cx13Min W.Q.	3~5	—	60.3	61.4	—	0.045	0.79	1.26	0.028	0.004	11.51	17.52	—	2.58	—	—	—	—	—	—	—		130	257	32	289

※ AE : Air Melting followed by Electroslag Remelting. VE : Vacuum Induction Melting followed by Electroslag Remelting.
V : Vacuum Induction Melting. A : Air Melting.

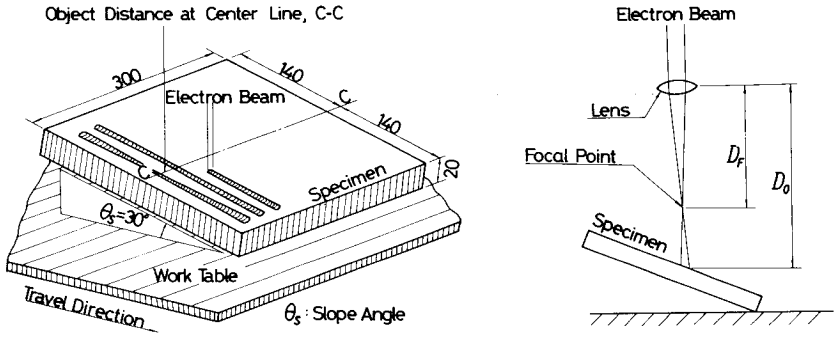


Fig.2-3 Bead-on-plate Welding Method by Slope Welding

に設置し，斜面溶接法を用いて a_b を約 0.6～1.2 のかなり広範囲にわたるよう変化させた。このような電子ビームのビーム形状は，Fig. 2－5 に示すような形状を有する試験片にSUS 316 および Hastelloy X を選び，AB-test[5),6)]（Arata Beam test method）によって決定した。その結果をFig. 2－6 およびTable 2－3 に示した。これらより判るように，ビーム活性域（Beam Active Zone or Active Zone）の長さ ℓ_b はビーム出力が増大するにしたがって大きくなる傾向がある。ビーム活性域においてはビームのエネルギ密度 w_b（$= \frac{W_b}{\pi r_b^2}$，W_b：ビーム出力，r_b：ビーム半径）がきわめて大きくなるために溶込深さ h_p（Penetration Depth）が大となり，逆にビード幅 d_B（Bead Width）が小になる。しかしながら，ビーム活性域においては電子ビーム溶接特有の欠陥が発生しやすいために，実際の溶接にあたっては活性域より下の部分で溶接を行なう場合が多い。ここで，ビーム活性域の長さ ℓ_b は次のように定義されている。[7)]

$$\ell_b = 4.46 \frac{\sigma}{\tan\theta_b}$$

ここで，σ ：ガウス分布ビームの標準偏差

θ_b ：ビーム収束角

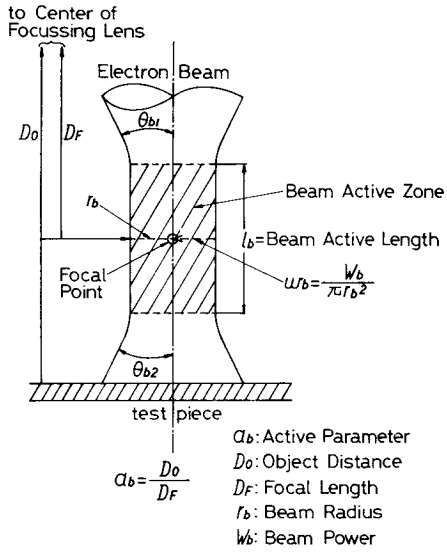


Fig.2-4 Schematic Explanation of Electlon Beam Shape and Important Beam Parameters

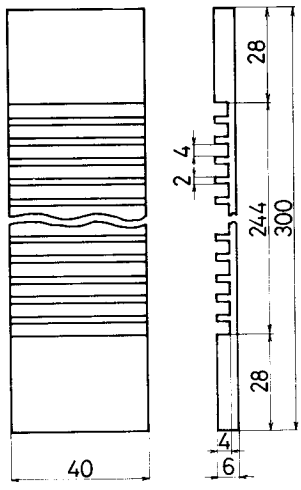


Fig.2-5 Configuration of Test Specimen with Edge Shape for AB-test

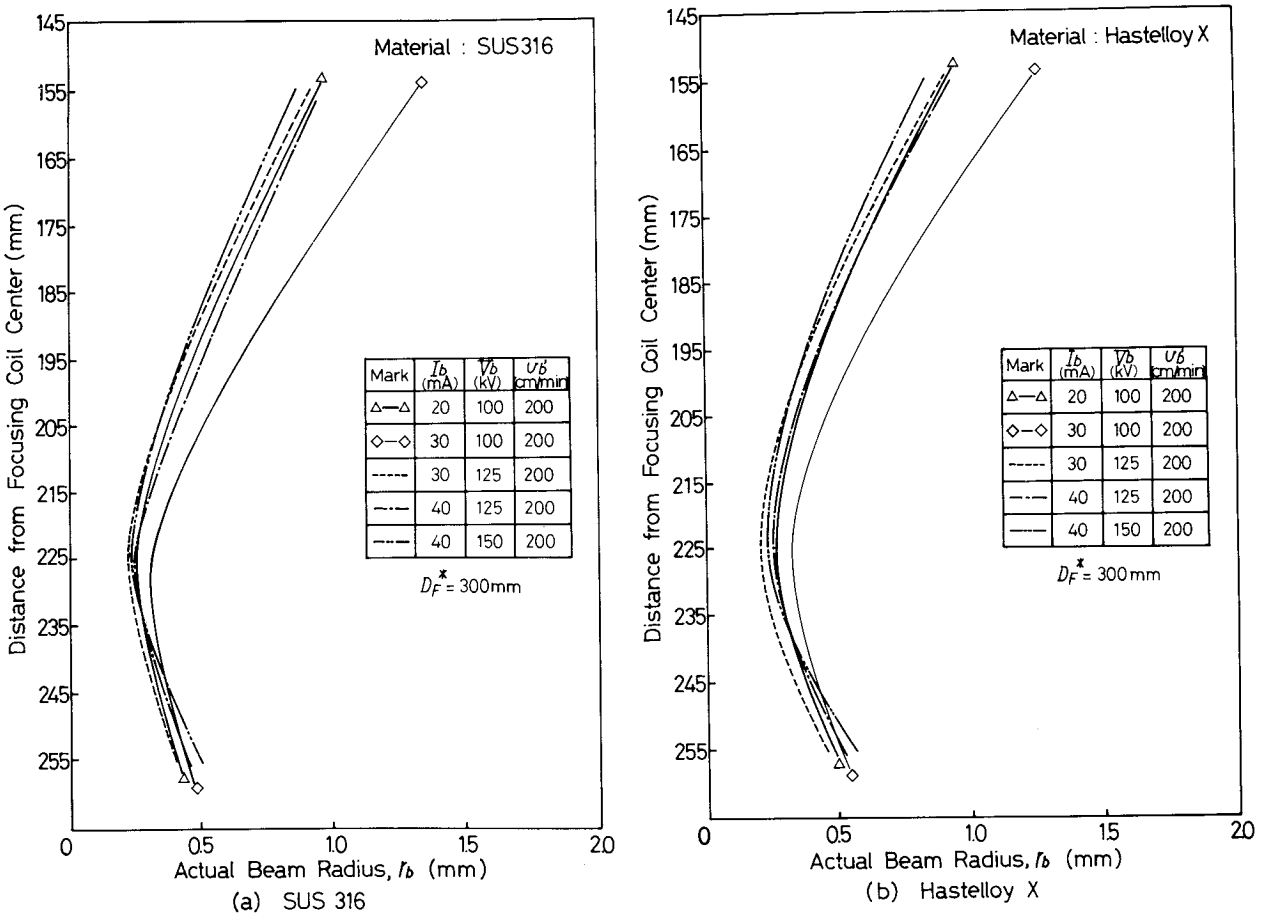
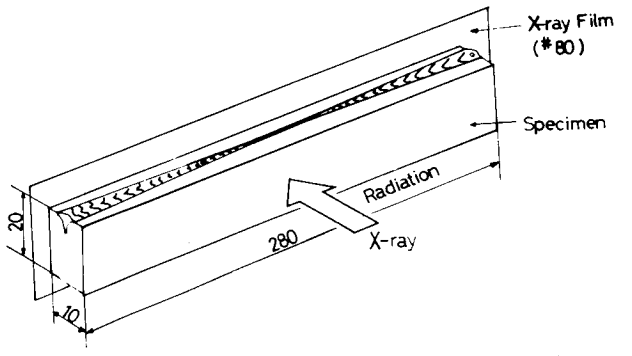


Fig.2-6 Relation between Actual Beam Radius and Distance from Focusing Coil Center

Table 2-3 Beam Shape Obtained by AB-test

Welding Conditions				Beam Shape		
V_b (kV)	I_b (mA)	D_F^* (mm)	v_b' (cm/min)	d_b (mm)	l_b (mm)	θ_b (°)
100	20	300	200	0.50	31.93	2.0
100	30	300	200	0.60	33.45	2.29
125	30	300	200	0.44	27.64	2.03
125	40	300	200	0.48	37.56	1.63
150	40	300	200	0.46	39.46	1.49

Notes; V_b: Accelerating Voltage
I_b: Beam Current
D_F^*: Visual Focal Length
v_b': Welding Speed
d_b: Beam Diameter at Focal Point
l_b: Beam Active Length
$2\theta_b$: Beam Convergence Angle toward Focal Point



Notes
1. Specimen is machined from bead-on-plate welds.
2. #80 means film sensitivity.
3. X-ray film is apart from X-ray Source by 600mm approximately.

Fig.2-7 X-ray Inspection Method of Bead-on-plate Welds

溶接後はFig. 2－7に示すような要領でX線透過試験を実施し，溶接部の欠陥について調査した。X線透過試験後，溶接部より試験片を採取し，溶接部横断面を研磨腐食後，溶込深さ，ビード幅を測定した。また，顕微鏡により溶接部に発生したミクロ割れについて調査した。

Fig. 2－3のように単なる斜面溶接によっても実際のビーム形状にある程度対応したビード形状

が得られる。これは後述するように，実際のビーム形状よりもかなり広がった形状を持っており，溶接速度の減少につれて大きくなる。このような斜面溶接によって得られたビード形状をAB-test で用いたように実際のビーム軸上に投影すると，これに対応した仮想のビーム形状が得られる。仮にこのような仮想のビームをビードビーム（Bead Beam）と呼ぶことにすれば，先程AB-test によって得られたビームはこれに対応してアクチュアルビーム（Actual Beam）が適当である。したがって，ここで単にビーム形状と呼ぶときはアクチュアルビーム形状のことである。

2．5　実験結果および考察

2.5.1　a_b 値と溶込み深さ，アクチュアルビーム径（Actual Beam Diameter），ビードビーム径（Bead Beam Diameter）の関係

各材料について，溶込み深さ，ビードビーム径およびアクチュアルビーム径と a_b 値の関係をFig. 2－8に示す。材料および溶接条件にかかわらず a_b が 0.9～0.95において溶込み深さは最大

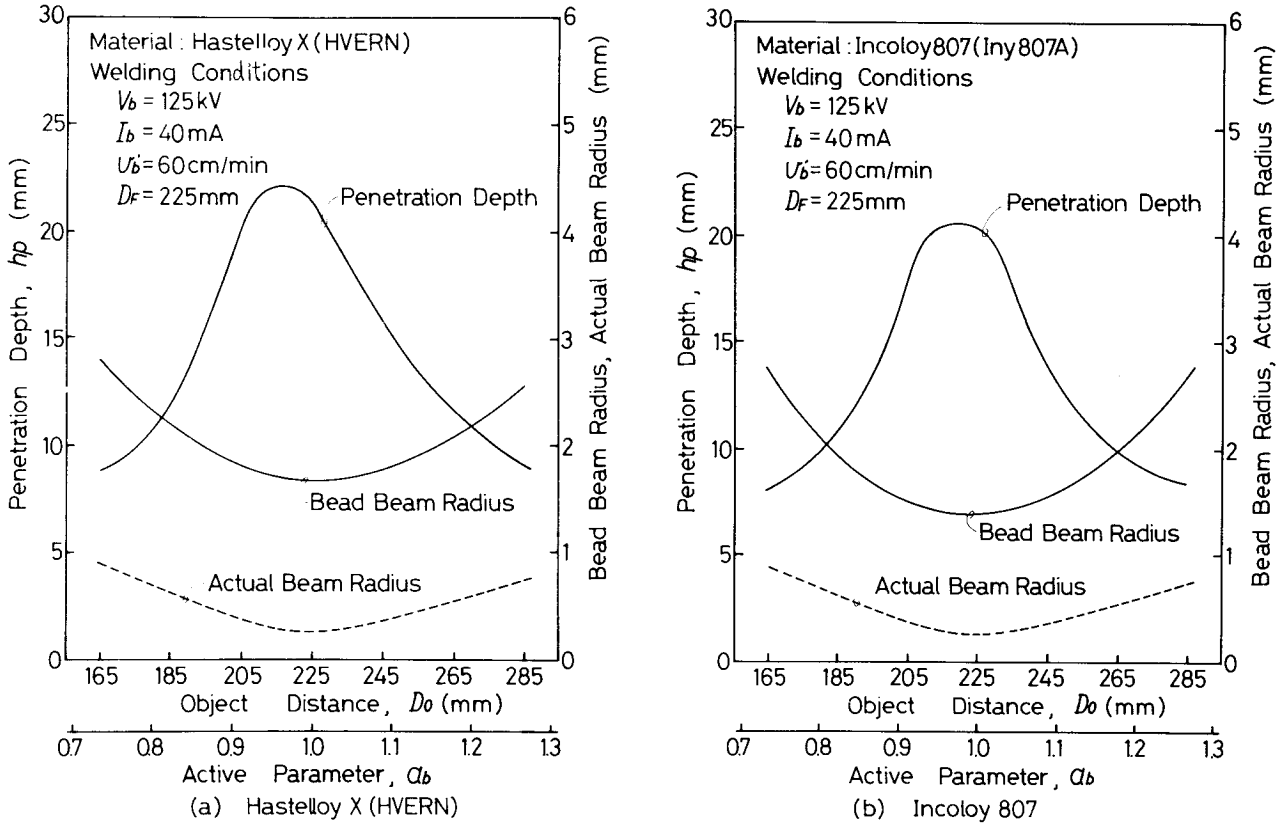


Fig.2-8 Effect of Active Parameter on Penetration Depth, Bead Beam Radius and Actual Beam Radius

となっている。いっぽう，ビードビーム径およびアクチュアルビーム径は $a_b \approx 1.0$ において最小となっている。このように溶込み深さが最大となる a_b 値とビードビーム径およびアクチュアルビ

ーム径が最小となる a_b 値が相違している。また，ビードビーム径はアクチュアルビーム径に比しかなり拡がった形状を有している。

2.5.2　ビード断面に発生する欠陥

溶接部のX線透過試験および顕微鏡組織観察の結果，ポロシティおよびミクロ割れが認められた。以下にそれぞれの特性について述べる。

(1)　ポロシティ

溶接部のX線透過試験の結果認められたポロシティは，いずれも溶込み深さの先端，すなわち，ルート部近傍に発生するRポロシティ（Root Porosity or R−Porosity）である。発生した代表的なRポロシティの一例をFig. 2−9に示す。

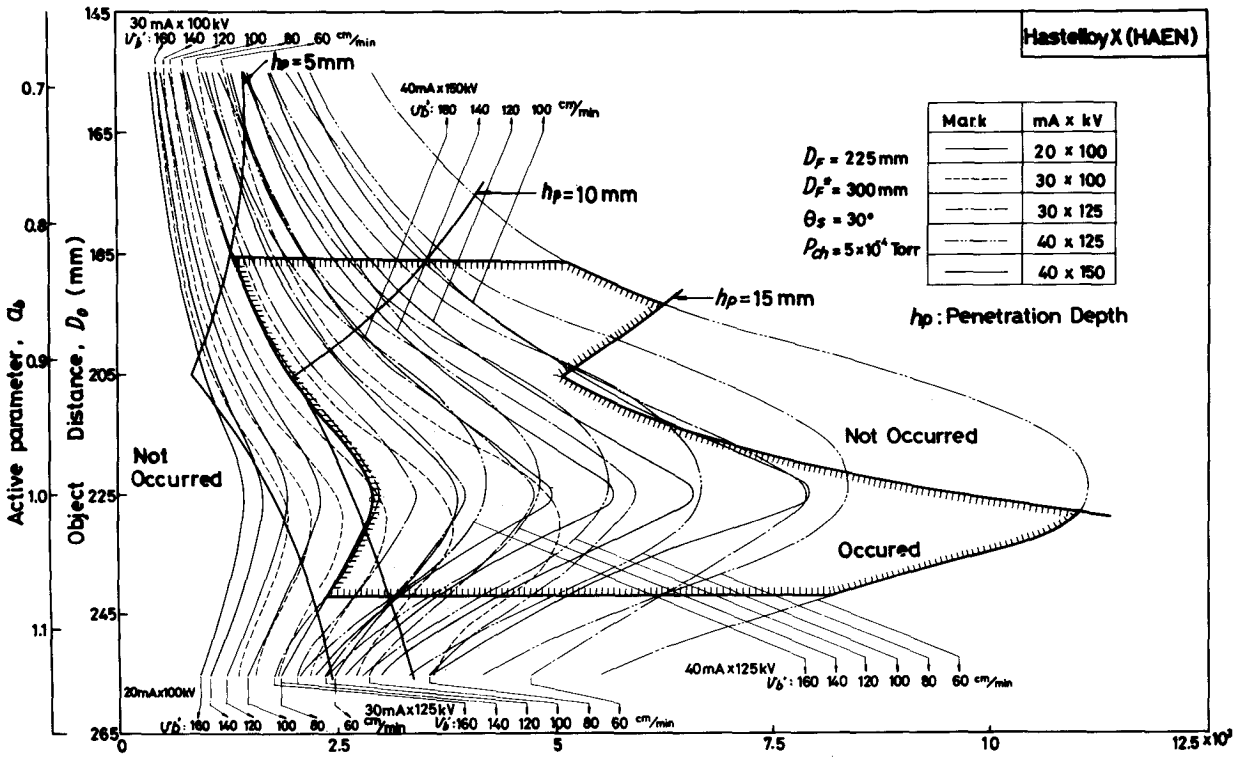
Rポロシティの発生は，溶接入熱に依存すると報告[1]されているが，本研究においては，各材料についてRポロシティの発生範囲を a_b と w_B ($\equiv \frac{I_b V_b}{2 r_b v_b}$，$I_b$：ビーム電流，$V_b$：加速電圧，$r_b$：アクチュアルビーム半径，$v_b$：溶接速度）を用いて整理した。ここで w_B は電子ビームのビードエネルギー密度（Bead Energy Density）として定義されるものである。すなわち，溶接入熱をアクチュアルビーム径で除した数値であり，溶接過程中で材料の表面に与えられる電子ビームのエネルギー密度である。

Fig.2-9 Typical R-porosity

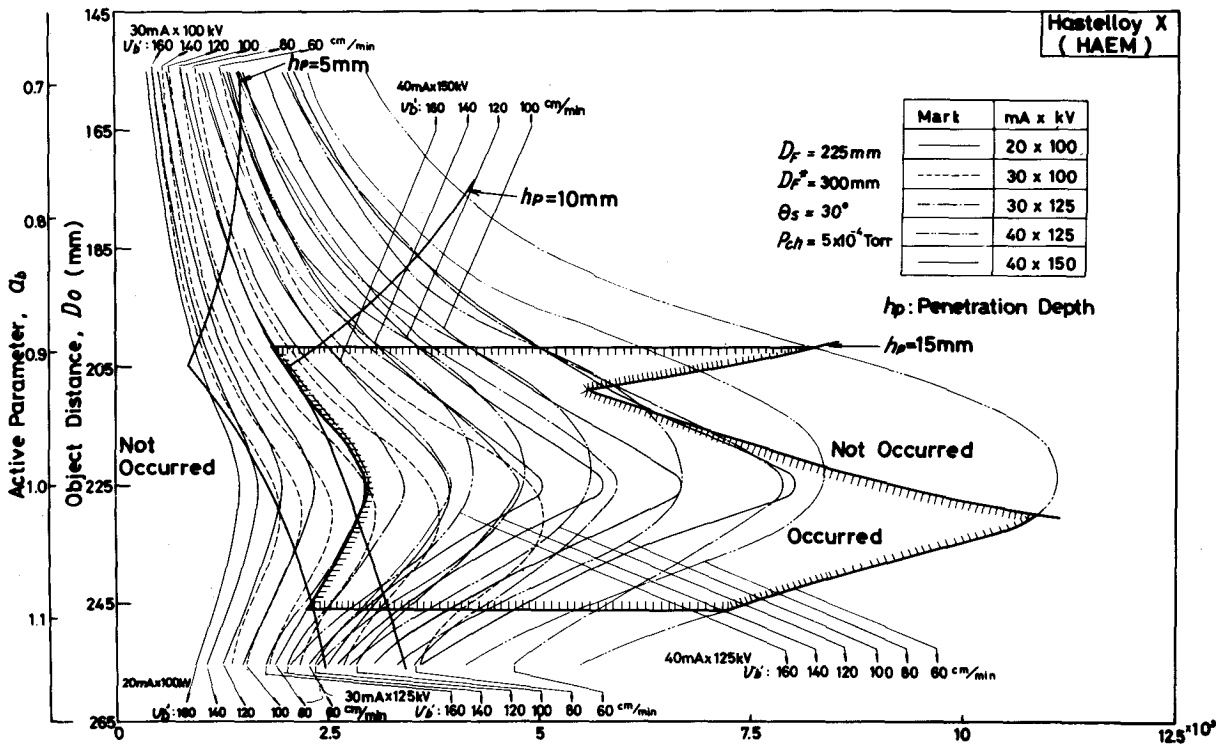
電子ビーム溶接については，同一型式の装置でも溶接諸元によりビーム径が異なるために，ビーム径を考慮に入れた w_B で整理しておけば，溶接装置の如何にかかわらず適正溶接条件の推定および材料の欠陥発生度の比較が可能である。

Fig. 2−10およびFig. 2−11は各材料について $w_B - a_b$ 図中にRポロシティ発生範囲を記入したものである。図中の溶接入熱の曲線上にRポロシティ発生の個所を記入し，Rポロシティの発生点を求めると，Rポロシティは同一入熱の曲線上の a_b 値のある範囲において発生する。図の斜線の部分はこれらのポロシティ発生限界の a_b 値を各入熱曲線上に記入し，溶込み深さおよび入熱がそれぞれ15㎜および5000 joule／㎝（I_b = 40 mA，V_b = 125 kV，v_b' = 60㎝／min）以下の場合のRポロシティ発生範囲を示したものである。図において溶込み深さはある曲線上で一定となる。すなわち，図中の h_P = 15㎜は溶込み深さがこの曲線上では常に15㎜であるということを示している。

各材料におけるRポロシティ発生度は，Fig. 2−12に示すポロシティ発生範囲の面積 S_P，ポロ

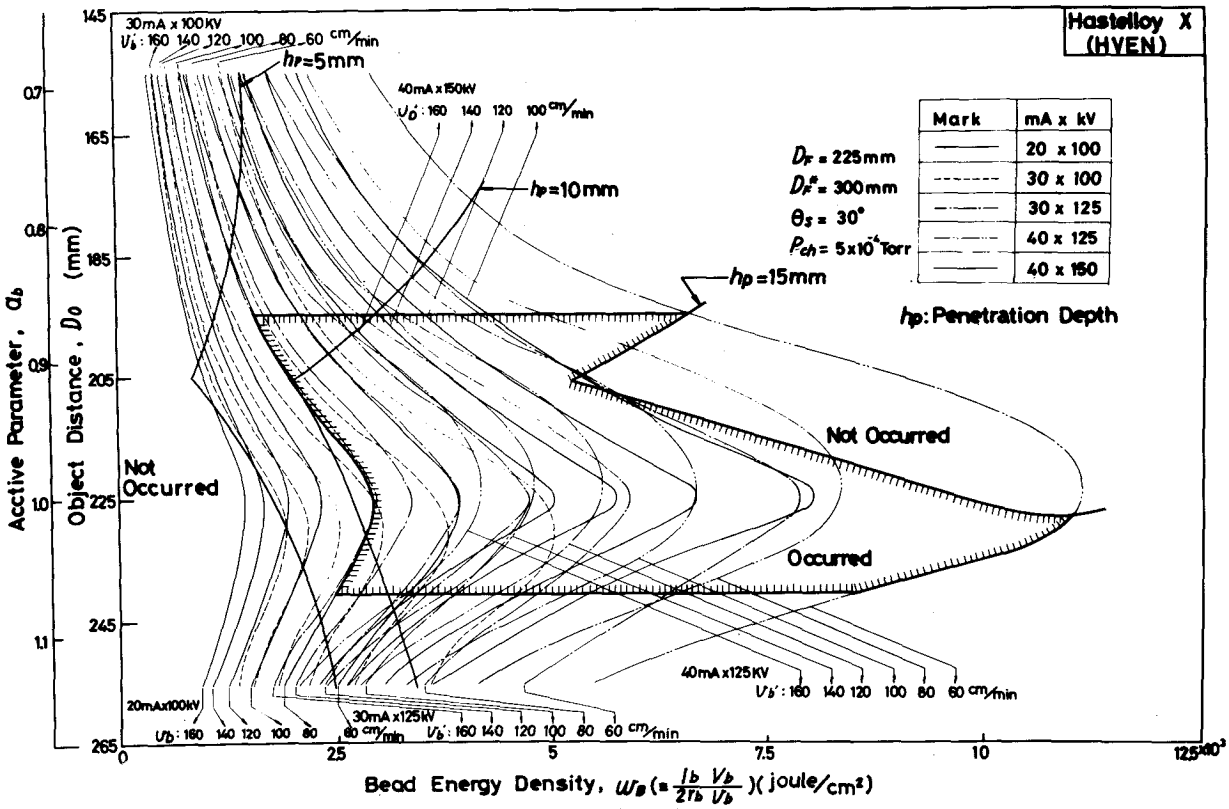


(a) Hastelloy X (HAEN)

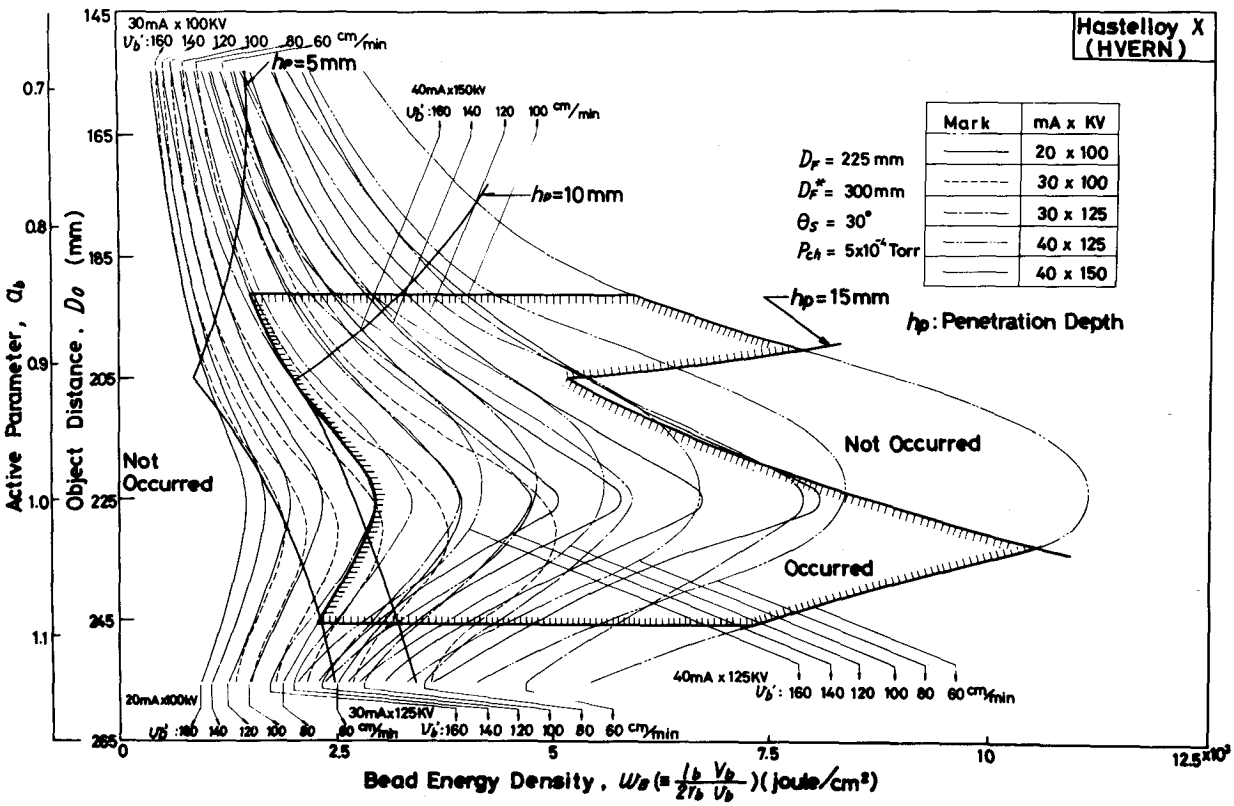


(b) Hastelloy X (HAEM)

Fig.2-10 Effect of Bead Energy Density and Active Parameter on R-porosity (Ni-base Superalloys)

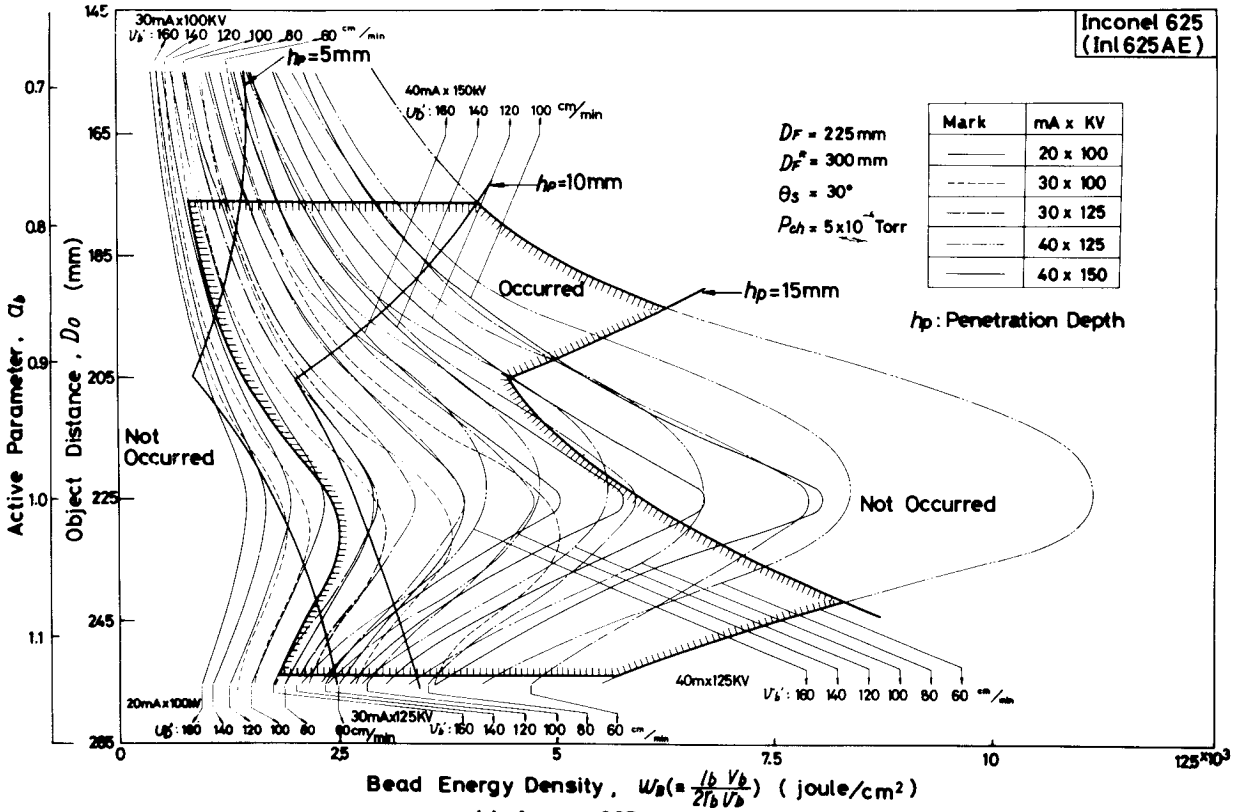


(c) Hastelloy X(HVEN)

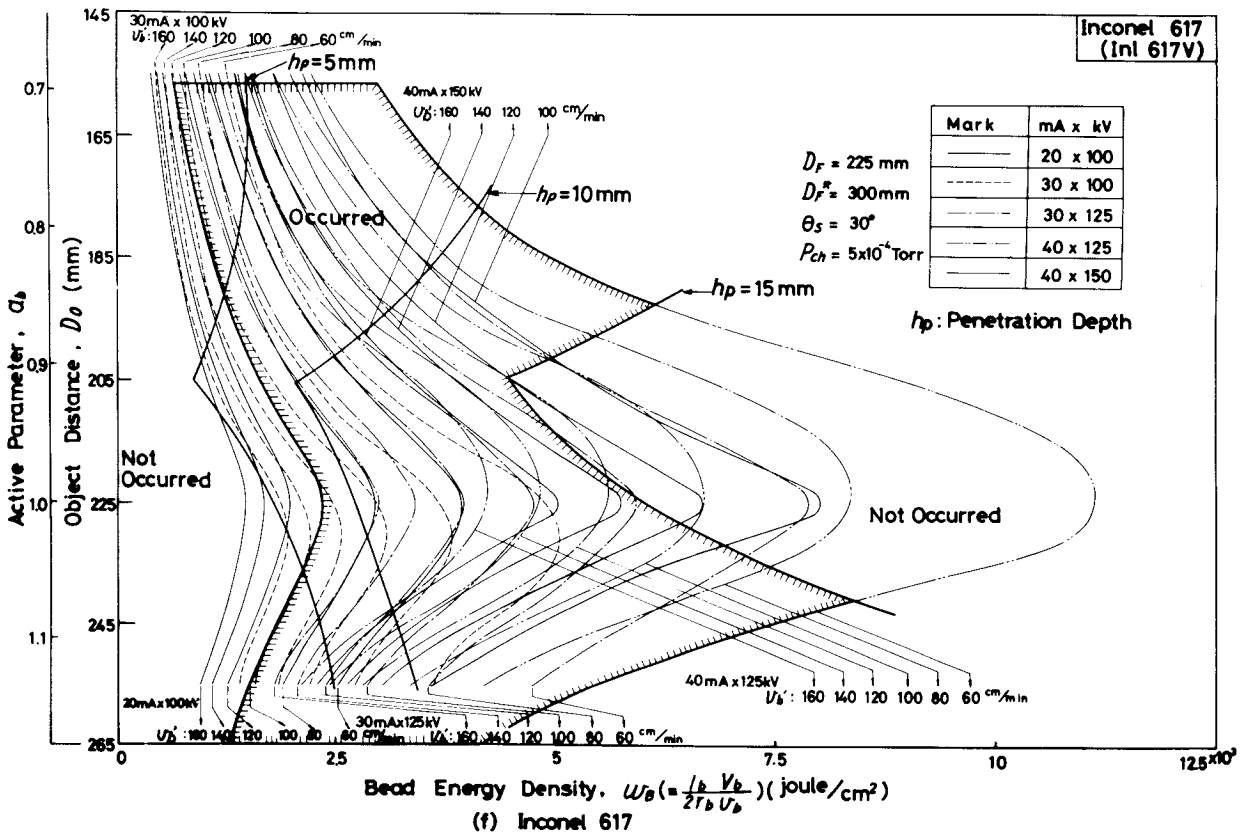


(d) Hastelloy X(HVERN)

Fig.2-10 Effect of Bead Energy Density and Active Parameter on R-porosity (Ni-base Superalloys)

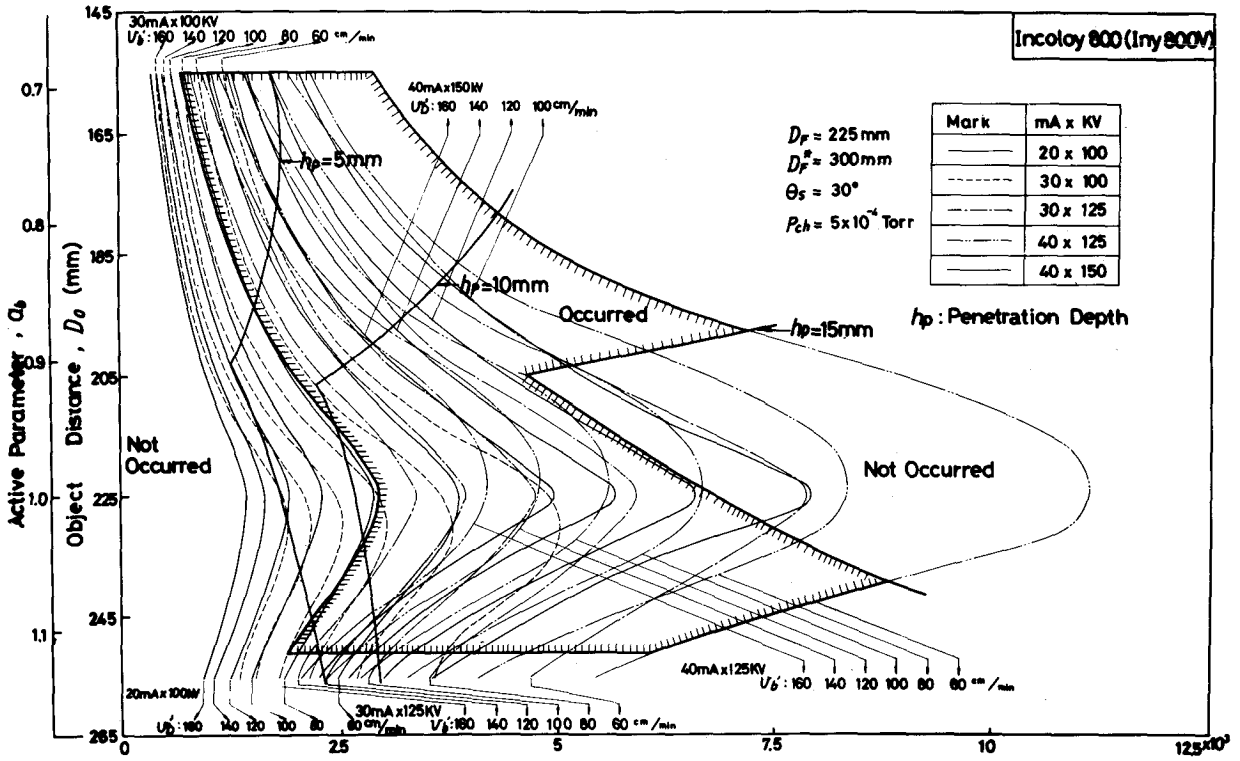


(e) Inconel 625

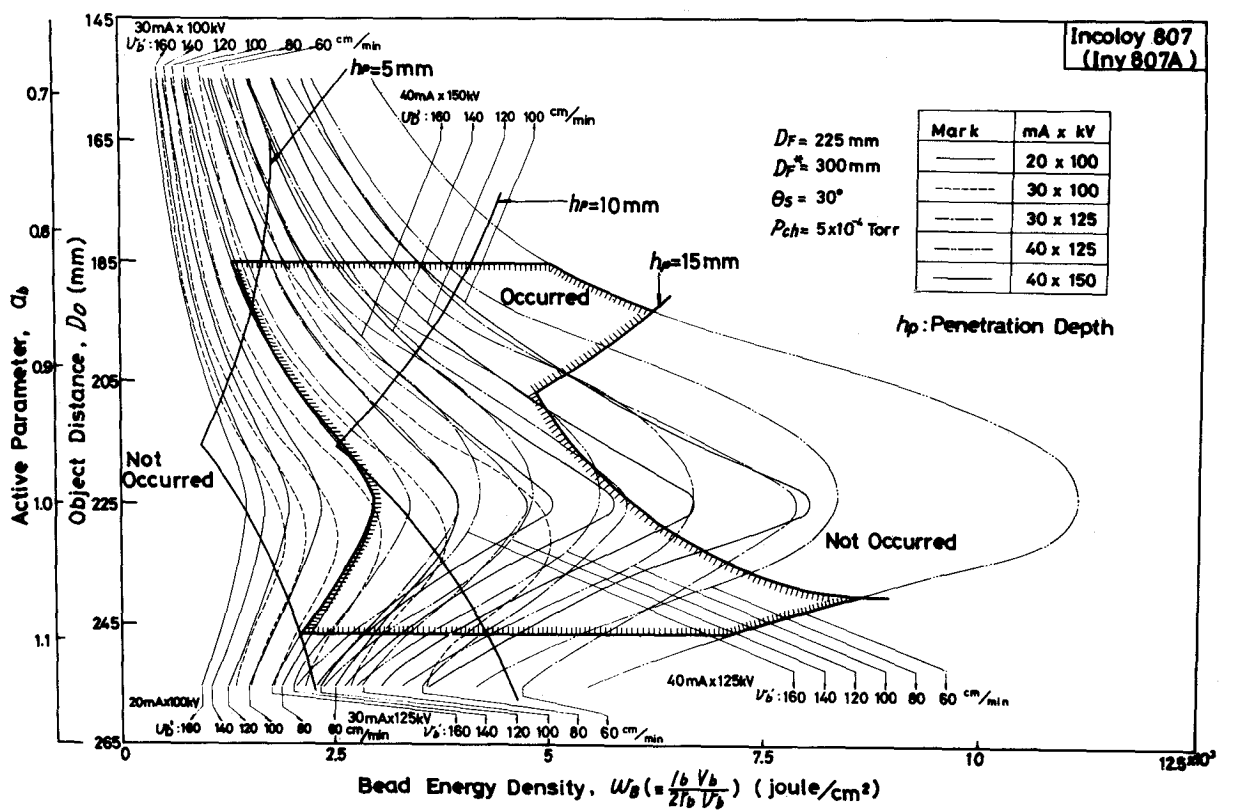


(f) Inconel 617

Fig.2-10 Effect of Bead Energy Density and Active Parameter on R-porosity (Ni-base Superalloys)



(a) Incoloy 800



(b) Incoloy 807

Fig.2-11 Effect of Bead Energy Density and Active Parameter on R-porosity (Fe-base Superalloys)

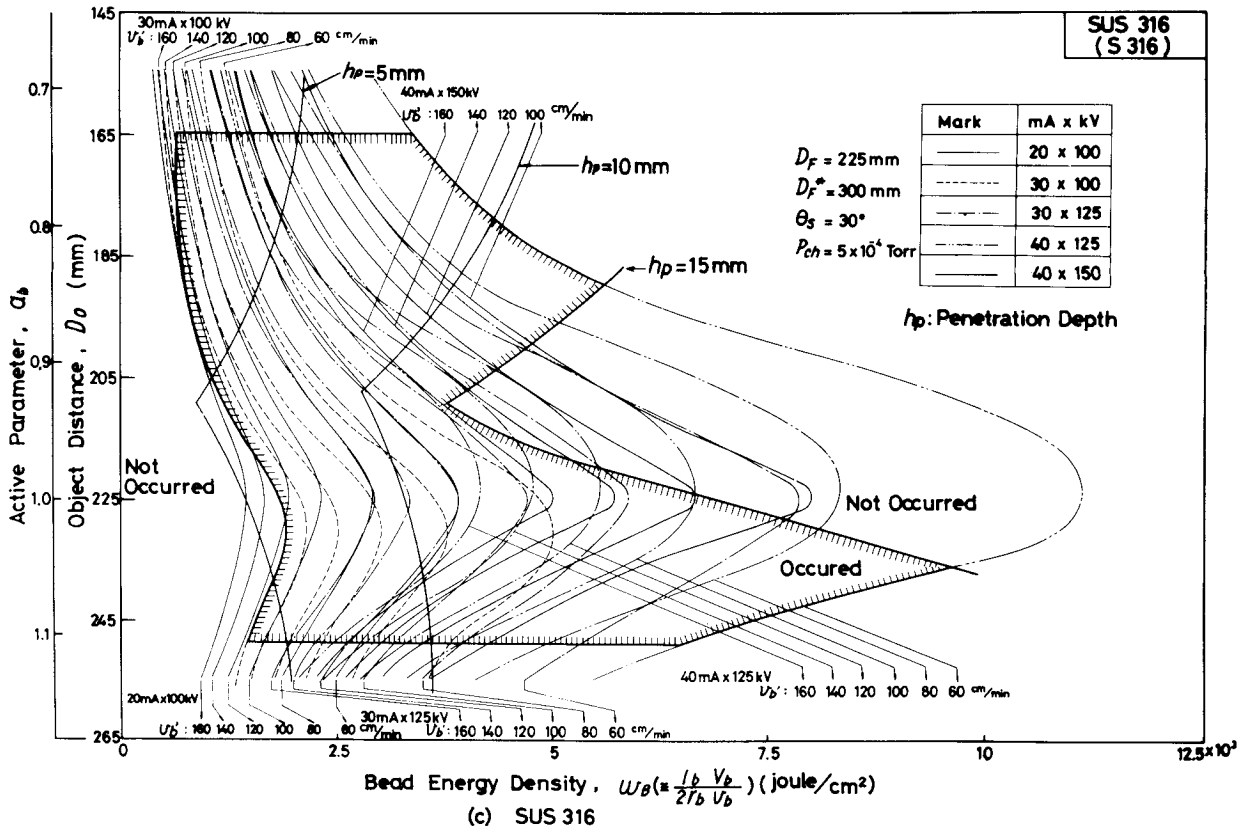


Fig.2-11 Effect of Bead Energy Density and Active Parameter on R-porosity (Fe-base Superalloys)

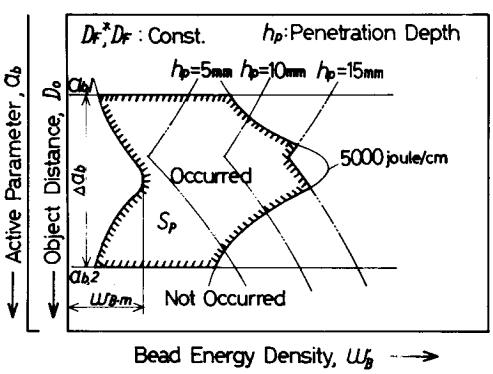


Fig.2-12 Evaluating Method for R-porosity

Table 2-4 Criteria Obtained for Evaluation of Susceptibility to R-porosity

Material	$S_p/S_{p.m}$	$W_{B.m}$ (joule/cm²)	$a_{b.1}$	$a_{b.2}$	Δa_b
Hastelloy X (HAEN)	0.71	2.95	0.83	1.08	0.25
Hastelloy X (HAEM)	0.61	2.95	0.89	1.09	0.20
Hastelloy X (HVEN)	0.62	2.95	0.87	1.07	0.20
Hastelloy X (HVERN)	0.70	2.95	0.85	1.09	0.24
Inconel625 (Inl625AE)	0.75	2.35	0.78	1.13	0.35
Inconel617 (Inl617V)	1.00	2.32	0.71	1.16	0.45
Incoloy800 (Iny800V)	0.91	2.95	0.69	1.12	0.43
Incoloy807 (Iny807A)	0.55	2.95	0.81	1.09	0.28
SUS 316 (S316)	0.91	1.89	0.71	1.16	0.45

Notes; S_p means the area schematically shown in Fig.2-12 where R-Porosity occurs.

$S_{p.m}$ means max. S_p in this experiment.

シティ発生範囲における最大ビードエネルギー密度 $w_{B.m}$ およびポロシティ発生限界の a_b の差，すなわち Δa_b ($\equiv a_{b,2} - a_{b,1}$)により評価することが可能であると考えられる。ここで，S_P が小なるほど，$w_{B.m}$ は大なるほど，また Δa_b については小なるほど材料の耐Rポロシティ性が優れていると評価できる。

Table 2－4 は各材料について，S_P，$w_{B.m}$ および Δa_b を指標としてRポロシティの発生度を評価したものである。この表から判るように，各材料におけるRポロシティの発生度の差異は S_P または Δa_b において明瞭に判別できる。また，S_P と Δa_b の間に良い相関性が認められ，Rポロシティの発生度は S_P または Δa_bにより評価するのが妥当であると考えられる。

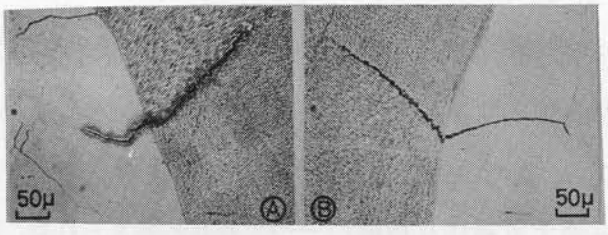
S_P または Δa_b で評価した場合，一般にSUS316，Incoloy 800 などの鉄基合金は S_P，Δa_b が大でRポロシティ発生度が大きく，Hastelloy X，Inconel 625 などのニッケル基合金は鉄基合金に比して S_P，Δa_b が小さく耐Rポロシティ性において優れている。

なお，真空溶解を行なったInconel 617，Incoloy 800 の S_P，Δa_b が大きく，真空溶解により材料の耐Rポロシティ性は改善されない様である。

(2) ミクロ割れ

溶接部横断面を混合液（電解液として1.5％過塩素酸，5.7％ロダンソーダ，7.1％くえん酸，75.5％エタノール，9.4％ノルマルプロパノールおよび0.8％オキシキノリン）を使用して電解研磨後，10％しゅう酸溶液を使用して電解腐食し，各材料について溶接部断面の顕微鏡組織を観察し，溶接部のミクロ割れについて調査した。

SUS316およびInconel 625 の溶接部にはミクロ割れは認められなかったが，他の材料にはいづれも発生した。ミクロ割れの一例をFig. 2－13 に示すが，凝固線近傍の熱影響部および溶接金属部において，いづれも凝固線にほぼ直角に発生し，熱影響部では結晶粒界，溶接金属部ではデンドライトの境界に認められる。



Welding Conditions
V_b = 150 kV
I_b = 30 mA
v_b' = 120 cm/min
a_b = 1.09
Material
Hastelloy X (HAEN)

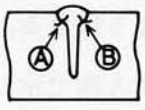


Fig.2-13 Microstructure of Typical Microcrack

(a) ビーム出力および溶接速度がミクロ割れにおよぼす影響

Fig. 2－14 はミクロ割れの発生した各材料について，ビーム出力 W_b ($\equiv I_b \times V_b$) と溶接速度 v_b' がミクロ割れ感受性におよぼす影響を示したものである。この $W_b - v_b'$

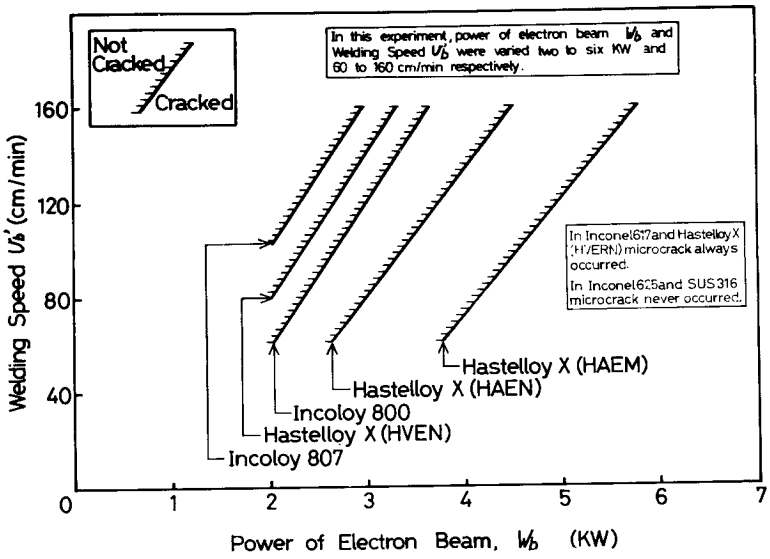


Fig.2-14 Effect of Power of Electron Beam and Welding Speed on Microcrack

ダイヤグラムの中には割れ発生域と非発生域があり，図示したように各材料について割れ発生限界線を設定することができる。すなわち，各材料について溶接条件をこの限界線以下に抑えれば割れ発生を防止することが可能であることを示している。

また，図から判るように各材料の割れ限界線が互にほぼ平行であるために，この図から各材料の割れ感受性を評価することが可能である。すなわち，非発生域が大なるほど耐割れ性が優れていると考えられる。非発生域の範囲を基準にして耐割れ性の良好なものから順に示すと次のようになる。

（SUS316，Inconel 625），HAEM，HAEN，Incoloy 800，HVEN，Incoloy 807，（HVERN，Inconel 617）

(b) 溶接入熱がミクロ割れにおよぼす影響

Fig. 2－15 および Fig. 2－16 は溶接入熱とミクロ割れ発生率（同一入熱において割れの認められた試験片数と全試験片数の比率）の関係を示したものである。図より入熱が増大するにつれて割れ発生率は増大する傾向を示しており，入熱がある値以下になると割れの発生がまったく認められなくなる。この値を材料のミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} と定義すると，この q_{cr} は材料のミクロ割れ感受性を評価する適切な指標の一つであると考えられる。各材料についてこのような q_{cr} を求めると Table 2－5 に示すようになる。なお，割れの発生しなかったSUS316，Inconel 625 については本実験で行なった最大入熱で示し，割れが停止しなかったHVERN，Inconel 617 については最小入熱にて示した。q_{cr} を基準にして各材料を比較すると耐割れ性の良好なものから順に次のようになる。

（SUS316，Inconel 625），HAEM，HAEN，（HVEN，Incoloy 800），Incoloy 807，（HVERN，Inconel 617）

なお，この q_{cr} による各材料の割れ感受性の評価結果は前述の評価結果とほぼ一致している。

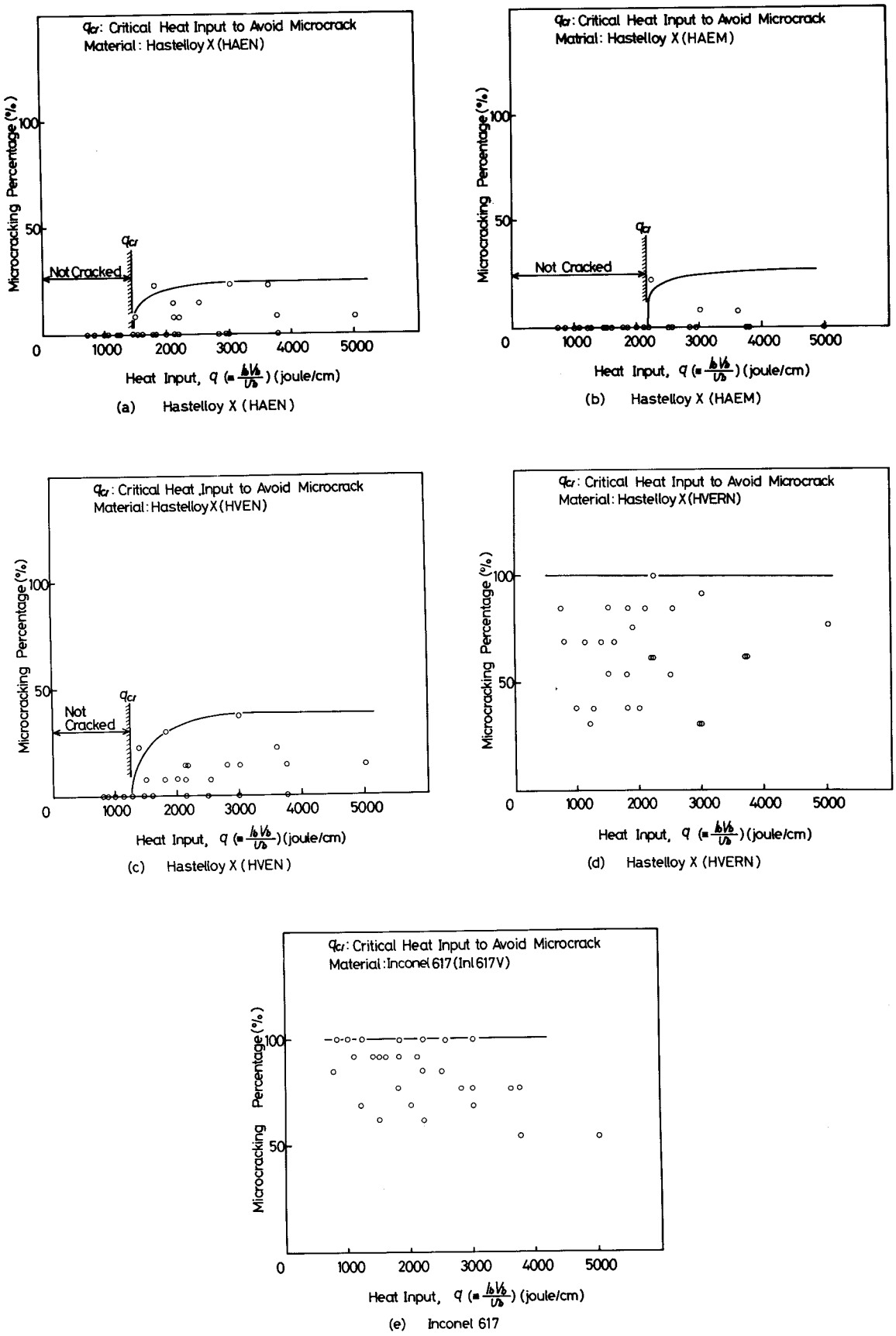


Fig.2-15 Effect of Heat Input on Microcracking Percentage (Ni-base Superalloys)

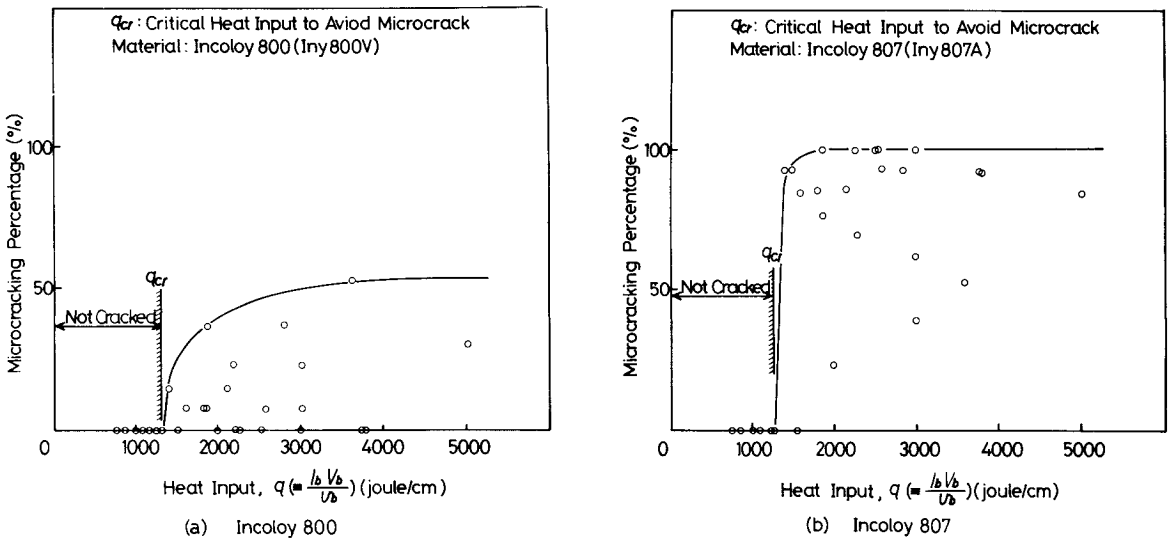


Fig.2-16 Effect of Heat Input on Microcracking Percentage (Fe-base Superalloys)

w_B および a_b とミクロ割れの関係については，割れ発生位置が $a_b - w_B$ 曲線においてかなり不規則に分布しており，割れ発生域と非発生域を明確に区分することは困難であるが，a_b が 0.9 近傍において割れが発生し難くなり，また，w_B が小さくなるほど割れが発生し難くなる傾向を示している。

Table 2-5 Critical Heat Input to Avoid Microcrack

Material	q_{cr} (joule/cm)
Hastelloy X (HAEN)	1406
Hastelloy X (HAEM)	2143
Hastelloy X (HVEN)	1286
Hastelloy X (HVERN)	< 750
Inconel625 (Inl625AE)	>5080
Inconel617 (Inl617V)	< 750
Incoloy800 (Iny800V)	1286
Incoloy807 (Iny807A)	1200
SUS316 (S316)	>5080

q_{cr}: Critical Heat Input to Avoid Microcrack

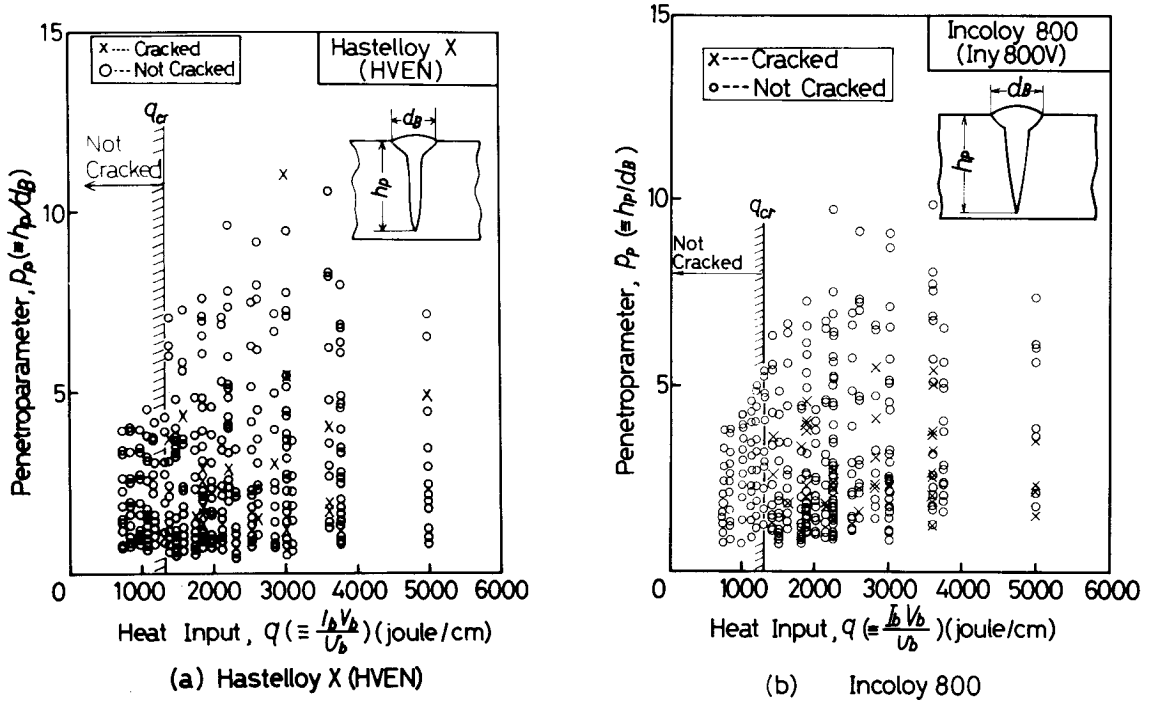


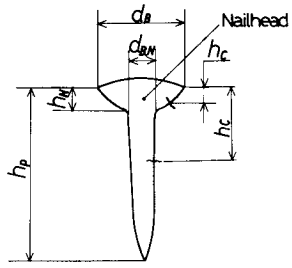
Fig.2-17 Effect of Heat Input and Active Parameter on Microcracking

(c)　ミクロ割れとペネトロパラメータ（Penetroparameter）との関係

Fig. 2－17 は溶接入熱とペネトロパラメータ $P_P \equiv h_p/d_B$（h_p：溶込み深さ，d_B：ビード幅）がミクロ割れにおよぼす影響の一例を示したものであるが，割れの発生したいずれの材料についても P_P 値と割れの間には相関性は認められない。しかし，割れと入熱とは相関性があり，図示した様に割れが発生しない限界入熱が存在するが，これは前項で述べたミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} に相当する。

(d)　ミクロ割れと発生位置の関係

溶接部のミクロ割れとその発生位置の関係を明確にするために，ビード断面形状の各部の寸法を Fig. 2－18 に示すように規定し，割れ発生位置とビード断面形状の各部の寸法について調査した。



d_B: Bead Width at Top Surface
$d_{B,N}$: Minimum Width of Nailhead part
h_p: Penetration Depth
h_N: Depth of Nailhead
h_c: Distance between Top Surface and Microcracking Position

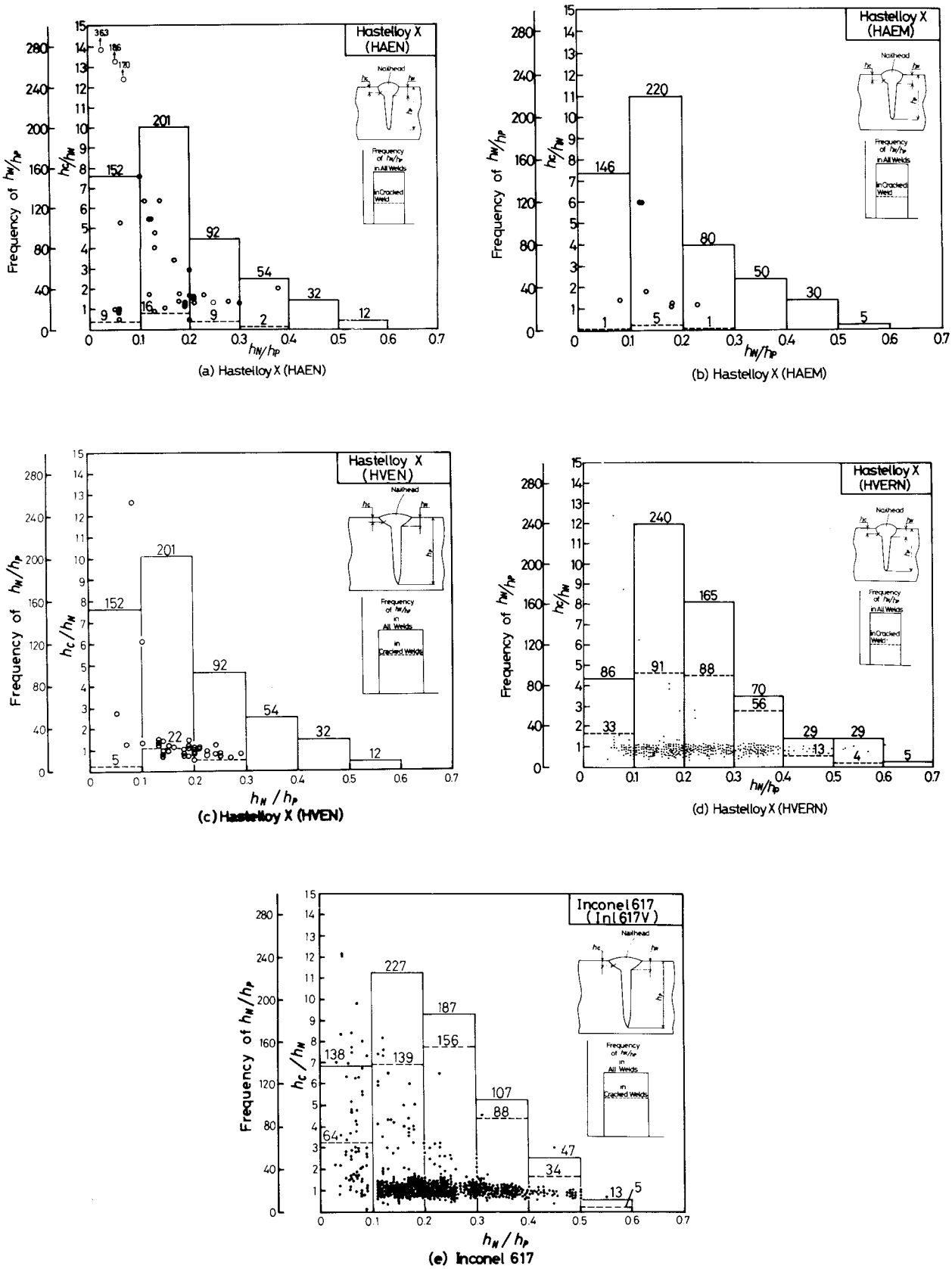
Fig.2-18 Electron Beam Weld Geometry Defined

Fig. 2－19 および Fig. 2－20 は各材料において発生した割れをその発生位置 h_C/h_N〔h_C：ミクロ割れ発生個所と表面との距離，h_N：ネイルヘッド（Nailhead）の深さ〕および h_N/h_p（h_p：深込み深さ）をパラメータとして整理したものである。

割れ発生のとくに著しいHVERN，Inconel 617 および Incoloy 807 はいずれも割れ発生位置については類似の傾向を示しており，割れは $h_C/h_N \approx 1.0$ 近傍に集中しており，いわゆるネイルヘッドクラック（Nailhead Crack）が割れの大部分を占めている。また同図に測定した全溶接部および割れ発生溶接部の h_N/h_P の度数と h_N/h_p の関係を示した。測定した全溶接部の h_N/h_p の度数を実線，割れ発生溶接部の度数は点線で示した。h_N/h_p とこれらの度数の比，すなわち割れ発生の比率の間にはとくに相関性は認められなかった。

Hastelloy X の HAEN，HAEM および HVEN については，図に示すように測定した全溶接部の h_N/h_p の度数に対する割れ発生溶接部の度数の比はいずれの h_N/h_p についても小さいが，この場合も $h_C/h_N \approx 1.0$ 近傍に発生する割れが多い。

なお，Incoloy 800 については Fig. 2－20 (a) に示すように割れ発生位置はかなり不規則に分布している。



(a) Hastelloy X (HAEN)

(b) Hastelloy X (HAEM)

(c) Hastelloy X (HVEN)

(d) Hastelloy X (HVERN)

(e) Inconel 617

Fig.2-19 Effect of h_N/h_p and h_C/h_N on Microcracking (Ni-base Superalloys)

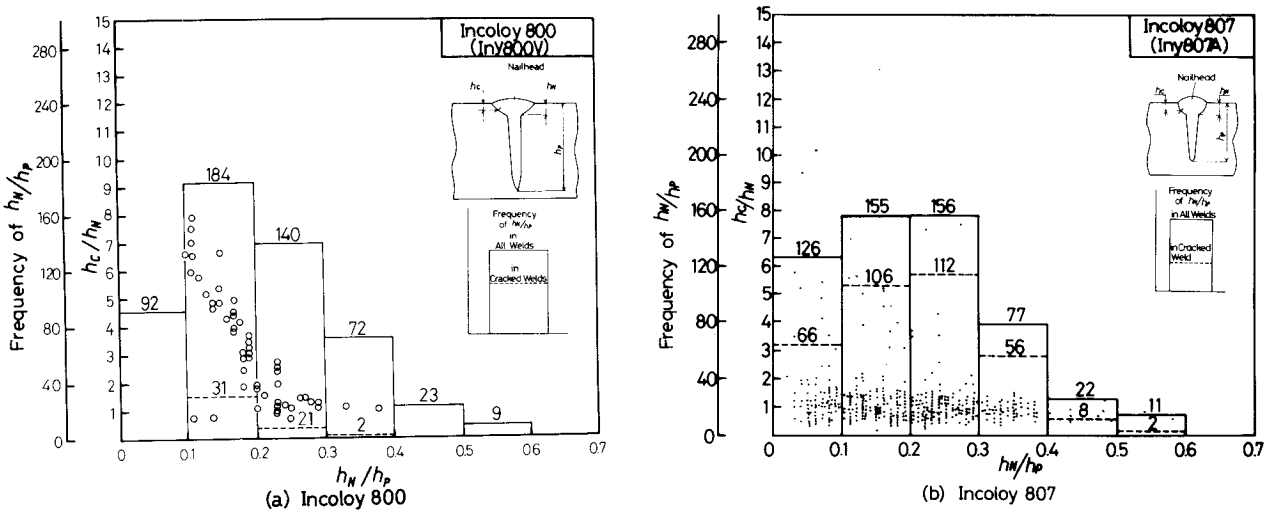


Fig.2-20 Effect of h_N/h_p and h_C/h_N on Microcracking (Fe-base Superalloys)

Fig. 2－21 および Fig. 2－22 は各材料について h_p と h_C/h_p の関係を h_N/h_p の分布と対応させて示したものである。ニッケル基合金については Fig. 2－21 に示すように，いずれの場合においてもミクロ割れ発生位置を示すパラメータ h_C/h_p は h_p が大になるにしたがって小さくなる傾向を示し，また大部分のミクロ割れは h_N/h_p の分布範囲内に集中している。すなわち，ミクロ割れが溶込深さに無関係にネイルヘッド部近傍に集中しているためにこのような分布を呈している。いっぽう，鉄基合金の場合については Fig. 2－22 に示すように，Incoloy 807 はニッケル基合金と同様の傾向を示しているが，Incoloy 800 の場合には溶込深さに無関係に h_C/h_p は 0.1～0.9 の範囲に分散し，むしろ 0.5 以上のものが多く，大部分のミクロ割れは h_N/h_p の分布範囲外に認められる。すなわち，Incoloy 800 の場合に認められるミクロ割れは溶込深さの中央部近傍に発生するものが多いことを示している。

2．6　要　　約

原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接の適正溶接条件を決定するために，溶接ビード特性におよぼす溶接諸元の影響について検討した。得られた結果を要約すると次の通りである。

1）溶接ビード断面に発生する欠陥は，ルート部近傍に発生するRポロシティおよび凝固線近傍の熱影響部および溶接金属部において，凝固線にほぼ直角の方向に発生するミクロ割れである。

2）Rポロシティの発生範囲を a_b とビードエネルギ密度 w_B で整理した場合，ポロシティ発生度は，ポロシティ発生範囲の面積 S_P，a_b のポロシティ発生限界の差（発生域）Δa_b により評価できる。一般に鉄基合金はニッケル基合金に比してポロシティ発生度が大きい。

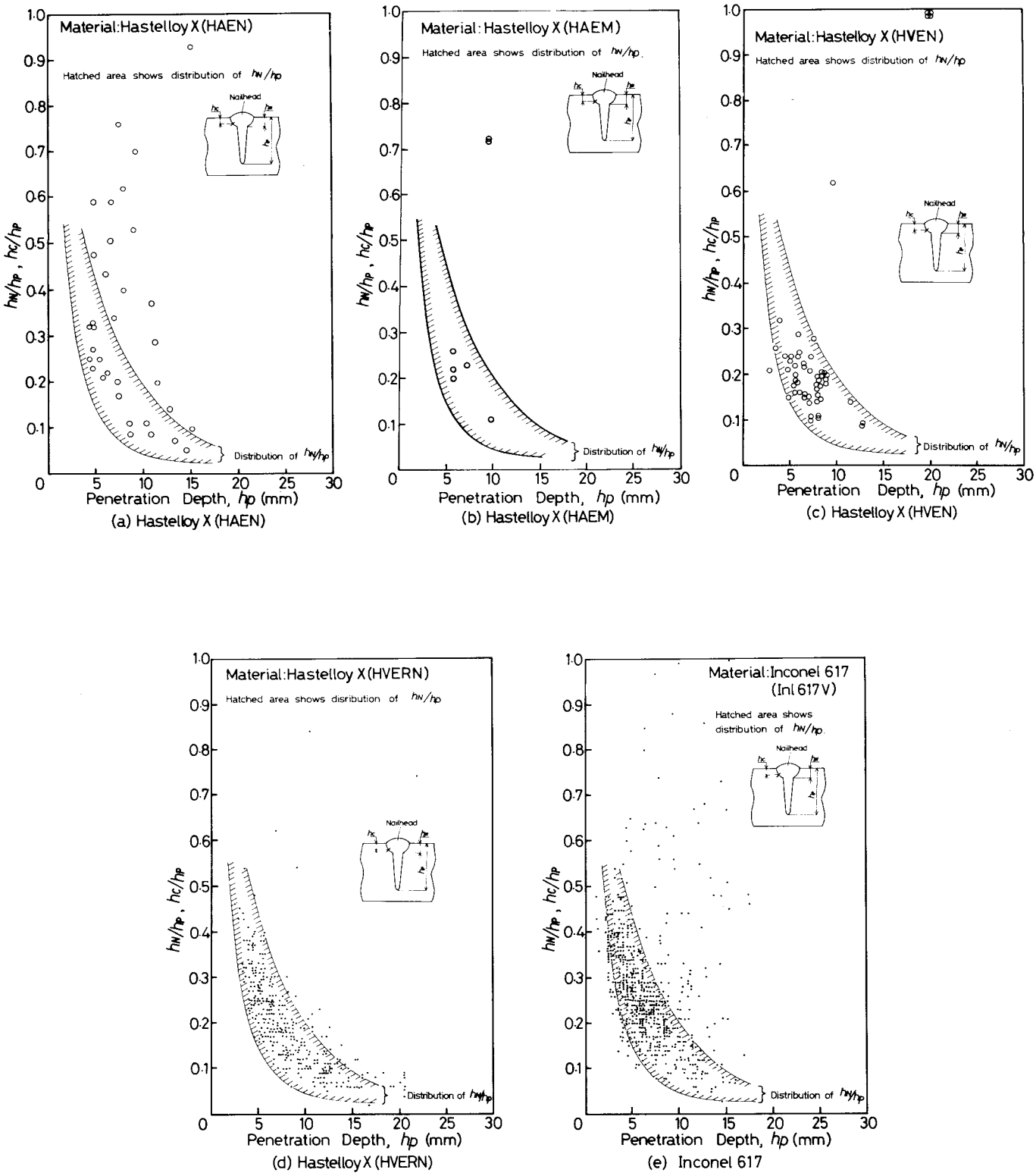


Fig.2-21 Relation between h_p , h_C/h_p and h_N/h_p (Ni-base Superalloys)

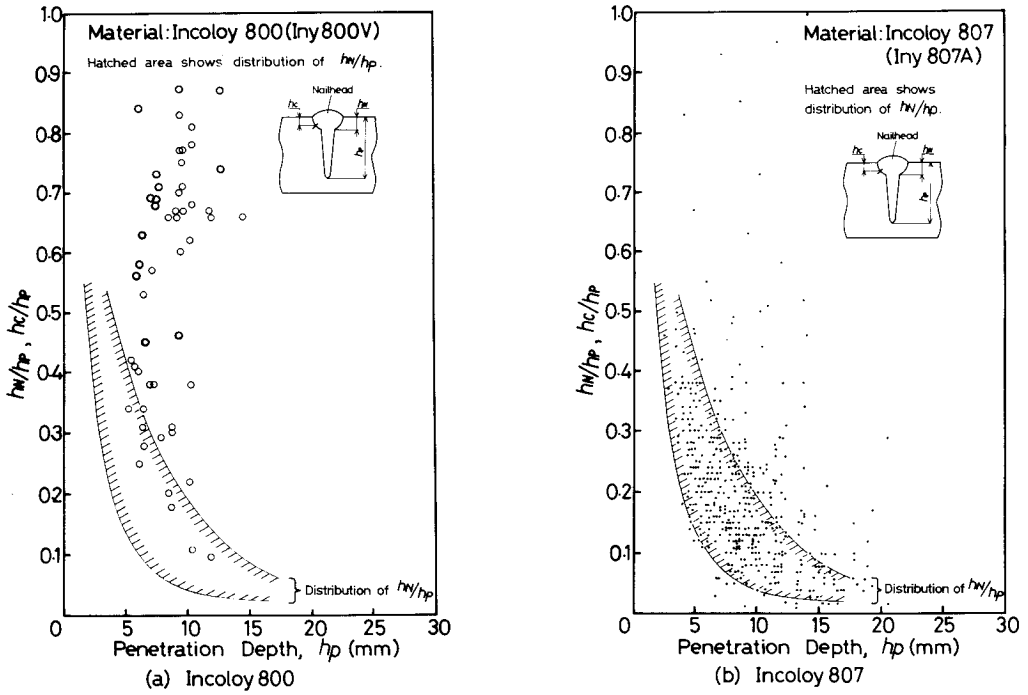


Fig.2-22 Relation between h_p, h_C/h_p and h_N/h_p (Fe-base Superalloys)

3）ミクロ割れ感受性をビーム出力 W_b および溶接速度 v_b' で整理するとこのダイヤグラムの中に各材料の割れ発生限界線を設定することができ，溶接条件をこの限界線以下に抑えれば割れ発生を防止することができる。

4）溶接入熱とミクロ割れ発生率の関係図より，割れ発生が認められなくなる入熱が存在し，この入熱をミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} と定義し，この q_{cr} により各材料の割れ感受性を比較すると耐割れ性の良好なものから順に次のようになる。

（SUS316，Inconel 625），HAEM，HAEN，（HVEN，Incoloy 800），Incoloy 807，（HVERN，Inconel 617）

SUS316 と Inconel 625 には割れの発生は認められなかった。なお，q_{cr} は材料のミクロ割れ感受性を評価するための適切な指標の一つであると考えられる。

5）ミクロ割れとペネトロパラメータの間には相関性は認められない。大部分のミクロ割れの発生位置は $h_C/h_N \approx 1.0$ 近傍に集中している。ミクロ割れ発生位置を $h_p - h_C/h_p$ の関係図で示した場合には，Incoloy 800 を除いたいずれの材料においても，概して h_C/h_p は h_p が大きくなるにしたがって小さくなる傾向を示し，h_N/h_p の分布範囲内に集中している。しかし，Incoloy 800 の場合には，溶込深さに無関係に h_C/h_p は 0.1 ～ 0.9 の範囲に分散し，むしろ 0.5 以上のものが多く，ミクロ割れは溶込深さの中央部近傍に発生するものが多い。

第３章　溶接割れ感受性と材料の高温延性および Trans—Varestraint 試験結果との相関性

3．1　概　　説

第２章において，Hastelloy 系，Inconel 系，および Incoloy 系 の耐熱合金の電子ビーム溶接を行ない，溶接諸元を変化させた場合の溶接ビード断面の溶込形態および欠陥特性などについて調査した。その結果溶接部に発生する欠陥としてポロシティおよびミクロ割れ（高温割れ）が認められた。このミクロ割れ感受性は溶接入熱と相関性があり，各材料の割れ感受性はミクロ割れ阻止限界入熱により評価できることを明らかにした。

このミクロ割れについては，その特性を明確にし，また，割れに対する材料の効果的な評価方法を確立しておくことが，材料の割れ防止対策および新材料の開発にとって極めて重要なことである。

本章においては，電子ビーム溶接による割れ感受性と材料の溶接熱サイクル途上における高温延性，通常の高温溶接割れ試験法である Trans － Varestraint 試験および Varestraint 試験結果との相関性について検討を行ない，これらの各試験法が，電子ビーム溶接による各材料の割れ感受性の評価に極めて有効であることを明らかにした。

3．2　供 試 材 料

Table ２－２に示した Hastelloy 系，Inconel 系および Incoloy 系 の耐熱合金および比較のためにオーステナイト系ステンレス鋼を使用した。

なお，Hastelloy X の各材料については，以下の本文においては HAEN，HAEM，HVEN および HVERN にて示す。

3．3　実験装置および実験方法

3. 3. 1　高温延性試験

実験装置として，高周波誘導加熱方式を採用し，油圧サーボによる荷重制御方式を用いた熱応力サイクル再現装置を使用した。最大荷重および最大引張速度はそれぞれ５ ton および３０ ㎜/sec である。

Fig. ３－１に示す高温延性試験片を使用し，Fig. ３－２に示す熱サイ

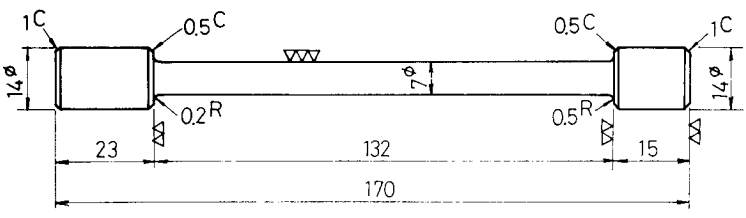


Fig.3-1 Hot Ductility Test Specimen

クルを試験片に再現させ，加熱途上（on Heating）および冷却途上（on Cooling）における任意の温度において，急速引張試験（引張速度，30㎜/sec，一定）を実施し，試験片の破断絞りおよび破断時の荷重を測定した。破断絞りについては破断部の直交する二方向の直径を測定し，この平均値を直径とすることにより算出した。

3.3.2 Trans－Varestraint および Varestraint 試験

試験方法の概略図をFig. 3－3 に示す。図に示すように 5t×100×100㎜ の試験板を使用し，これを曲げブロック上に設置し，100A，8.5V，100㎜/min の溶接条件にて，試験板のA点より TIG 溶接を開始し，30㎜トーチ移動後，B点にて300㎜/sec の曲げ速度でヨークにより試験板を曲げ，所定の曲げ半径を有するダイブロックに試験板を圧着させ所定の曲率に変形させた。その後 20㎜トーチを移動させてC点でアークを消失させた。これはクレータ割れの影響を除去するためである。また，Varestraint 試験においては，溶接方向がTrans－Varestraint 試験の場合と直交し，曲げひずみの付加は電極が曲げブロックの頂点を通過する瞬間に行なった。

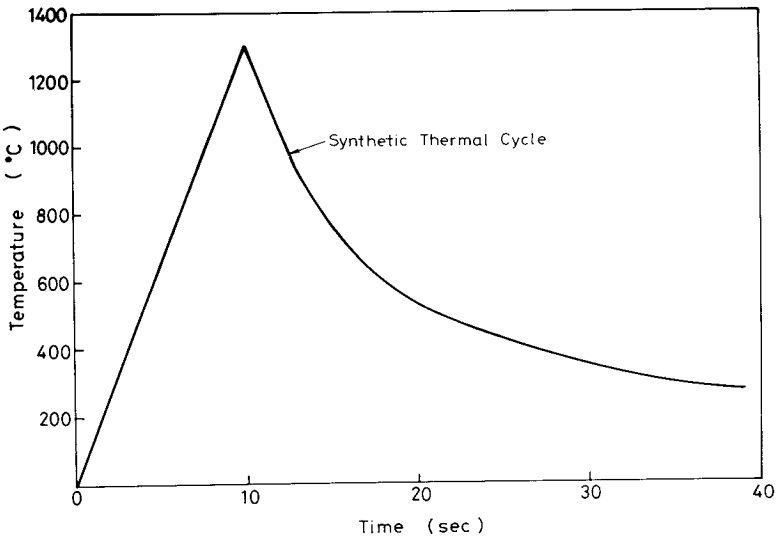


Fig.3-2 Simulated Weld Thermal Cycle

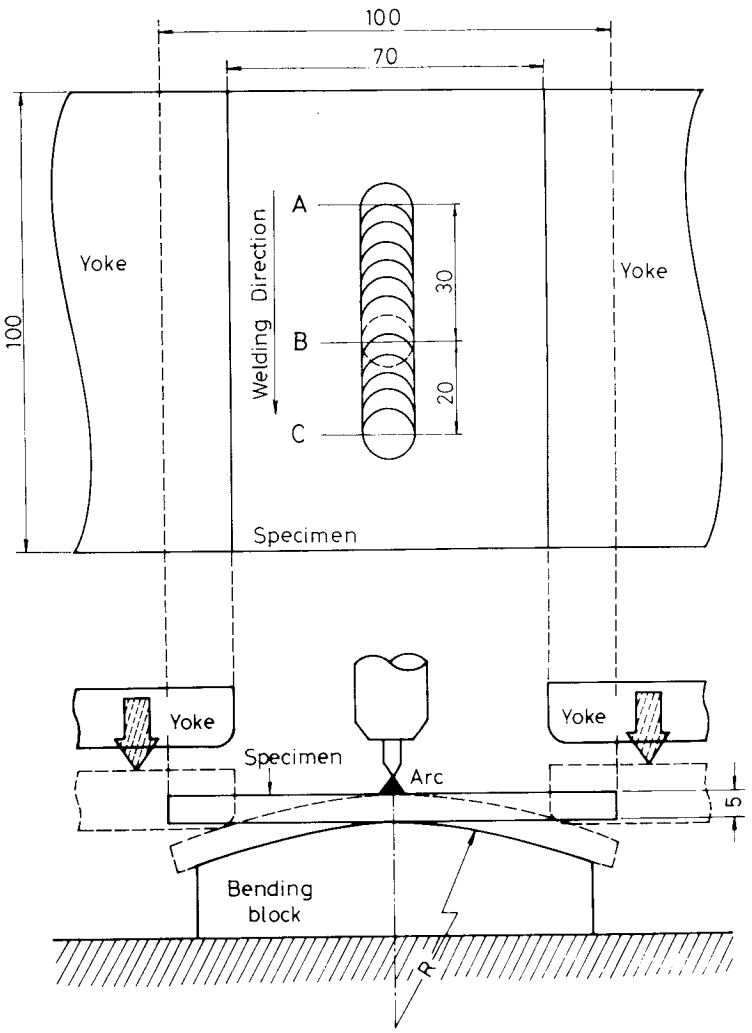


Fig.3-3 Schematic Explanation of Trans-Varestraint Test

曲げブロックによって試験板が曲げられたとき，板表面の付加ひずみ ε は次式で与えられる。

$$\varepsilon \approx \frac{t}{2R} \times 100\ (\%)$$

t ：試験板板厚（mm），　R：曲げブロックの曲率半径（mm）

したがって，曲げブロックのRを変化させることにより，任意の付加ひずみ ε を試験板表面に与えることができる。

なお，溶接金属中央部の熱サイクルを計測するために，曲げひずみ付加時に0.25mmφのW・5％Re－W・26％Reの熱電対をアーク直後の溶融池のビード中央へ瞬間的に投入し，溶接金属の凝固，冷却の過程の熱起電力を電磁オッシログラフで記録した。

溶接後，溶接部に発生した割れの状況を実体顕微鏡により80倍に拡大して観察し割れの長さを測定した。

3.3.3.　材料の融点の測定

実験には熱分析装置を用いた。試料の形状は4$^{\phi}$×7mmの円柱状であり，その底部に孔をあけ，

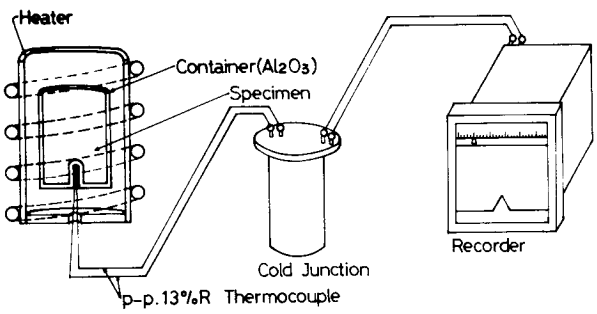


Fig.3-4 Measuring Method of Melting Temperature

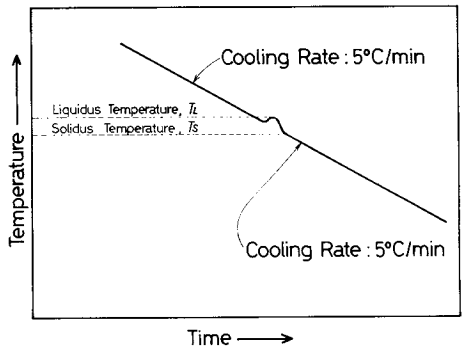


Fig.3-5 Schematic Explanation of Time vs Temperature Curve on Cooling in Measuring Melting Temperature

Fig. 3－4 に示すようなアルミナルッボ中に挿入して昇温し，1500℃まで加熱して溶融させてから，1260℃までは5℃／min の冷却速度で温度を下降せしめた。その際に温度－時間曲線において，Fig. 3－5 に示すような凝固潜熱による微小な変化から，凝固開始温度 T_L と凝固終了温度 T_S を求めた。

Table 3-1 Melting Temperature Measured

Material	Mark	Melting Temperature (℃)		
		T_L	T_S	ΔT (≡ T_L-T_S)
Hastelloy X	HAEN	1337	1316	21
	HAEM	1367	1345	22
	HVEN	1347	1329	18
	HVERN	1352	1334	18
Inconel 625	Inl 625AE	1321	1305	16
Inconel 617	Inl617V	1375	1349	26
Incoloy 800	Iny800V	1417	1382	35
Incoloy 807	Iny807A	1394	1366	28
SUS 316	S 316	1417	1396	21

Notes: T_L : Liquidus Temperature
T_S : Solidus Temperature

3．4　実験結果および考察

3.4.1　材料の融点に関する検討

Table 3－1 は各材料について凝固開始温度

T_L および凝固終了温度 T_S を示す。なお，凝固開始温度は溶融終了温度，凝固終了温度は溶融開始温度とほぼ同一と考えて良い。

Table 3－1 から判るようにHastelloy X でもチャージにより T_L および T_S が異なっており，また，鉄基合金はニッケル基合金に比して T_L および T_S が高くなっている。また凝固範囲の幅は鉄基合金の方がニッケル基合金に比して広くなっている。

3. 4. 2　加熱および冷却途上における材料の高温延性に関する検討

(1)　加熱途上における高温延性

加熱途上における材料の高温延性試験結果をFig. 3－6 およびFig. 3－7 に示す。いずれの材料についても図に示すように，温度が上昇するにしたがって絞りは増大するが，ある温度から急激に減少し，脆性破壊においてみられるような延性の全くない様相を呈するようになる。この加熱途上において絞りが零となる温度 $_{ND}T_H$ （ Nil Ductility Temperature on Heating ） を材料の高温延性の指標として各材料を評価することができる。 $_{ND}T_H$ が高いほど材料の高温延性が優れていると考えると，ニッケル基合金についてはHAEMが最も優れ，Inconel 617，（HAEN，HVEN），HVERN，Ioconel 625の順になり，鉄基合金についてはSUS316が最も優れ，Incoloy 800，Incoloy 807の順になっている。

なお，破断強度については，温度が上昇するにしたがって漸次減少し，絞りが零になる温度

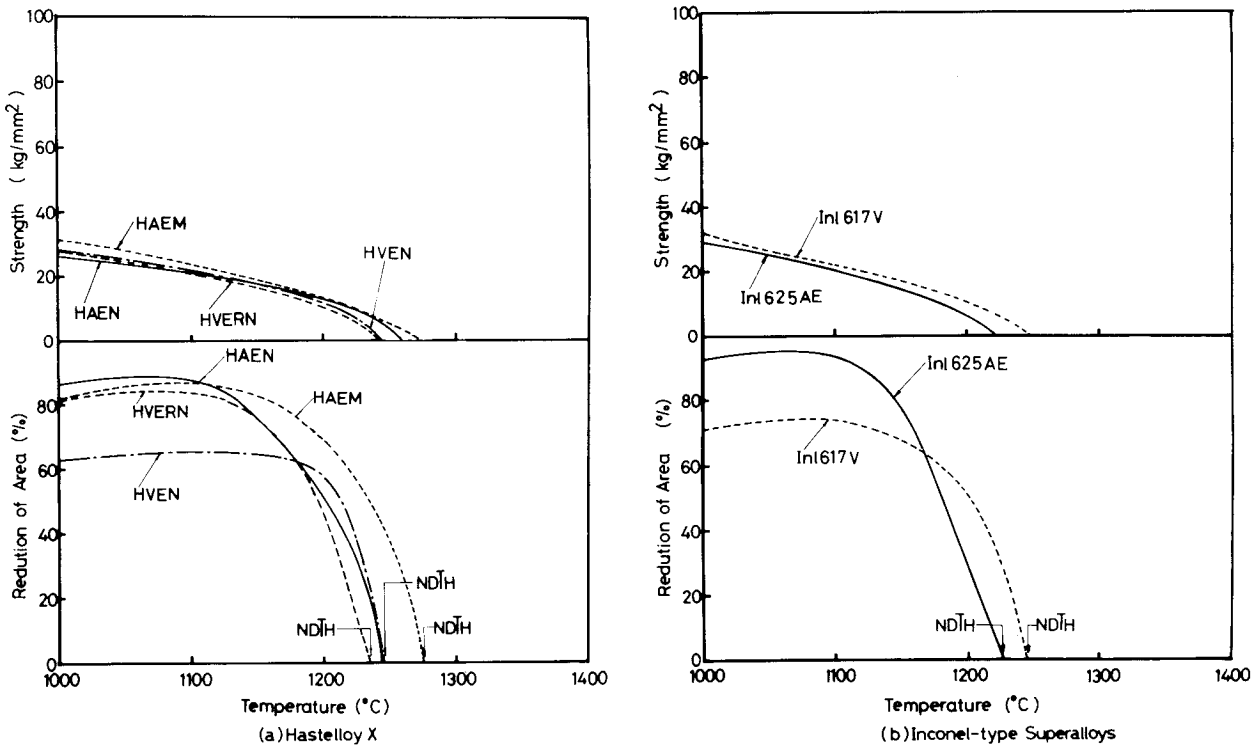


Fig.3-6 Effect of Temperature on Hot Ductility Characteristics on Heating (Ni-base Superalloys)

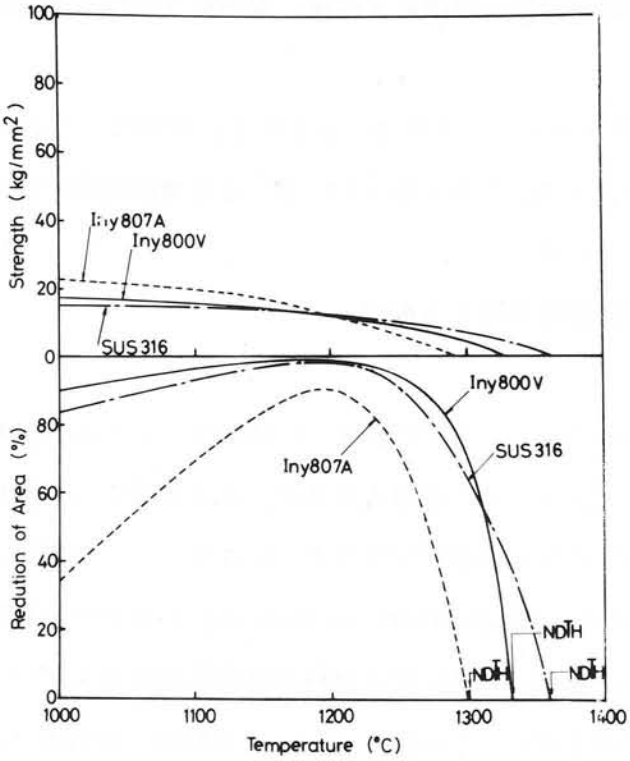


Fig.3-7 Effect of Temperature on Hot Ductility Characteristics on Heating (Fe-base Superalloys)

$_{ND}T_H$ においては破断強度もきわめて小さくなっている。

(2) 冷却途上における高温延性

最高加熱温度が冷却途上における高温延性におよぼす影響についてはすでに報告[8]されており，最高加熱温度が高くなるにしたがって延性が低下する傾向が認められている。したがって各材料の電子ビーム溶接における割れ感受性と冷却途上における高温延性との相関性について検討するためには，最高加熱温度について十分考慮しなければならない。

(a) 適正最高加熱温度

前章において述べたように，電子ビーム溶接部の割れは凝固線近傍において発生している。冷却途上における高温延性によって各材料の凝固線近傍に発生するミクロ割れ感受性を評価するためには最高加熱温度を凝固線近傍の温度に設定しなければならない。しかし，凝固線近傍の温度を計ることは極めて困難である。

最高加熱温度をT_Sより $_{ND}T_H$ 近傍迄の温度範囲として，Fig. 3－2 に示した熱サイクルを負荷した各最高加熱温度における試験片の走査型電子顕微鏡組織の一例をFig. 3－8 に示す。この試験片の顕微鏡組織を観察し，この組織と凝固線近傍熱影響部の走査型電子顕微鏡組織を比較し，析出物の状態より凝固線近傍熱影響部の温度を推定した。Table 3－2 に凝固線近傍の走査型電子顕微鏡と類似の組織を示す熱サイクルを負荷した高温延性試験片の組織を示し，その際の最高加熱温度を示す。このようにして得られた析出物の溶融状態から推定した凝固線近傍熱影響部の温度を各材料の

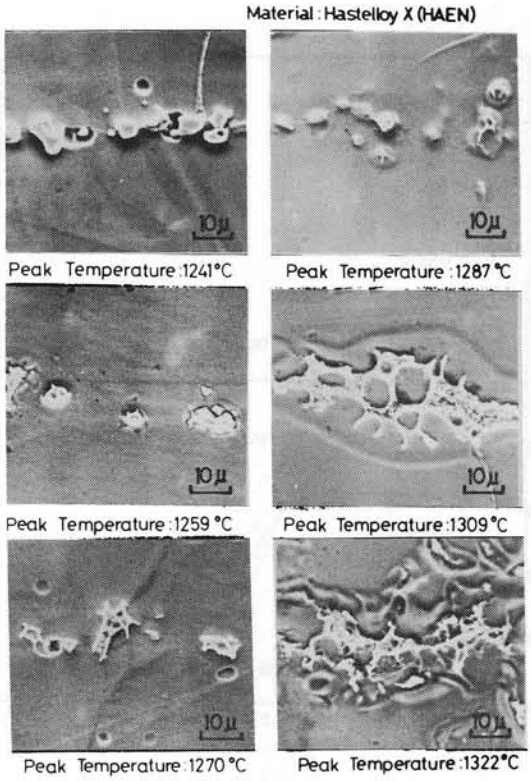
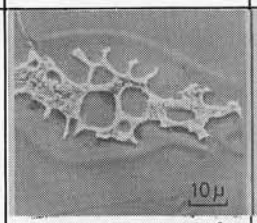
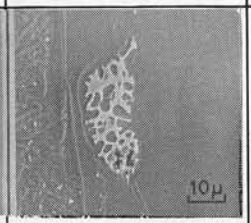
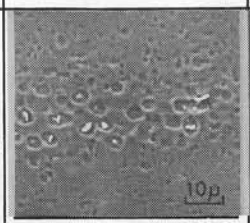
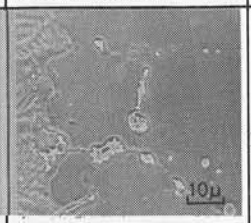
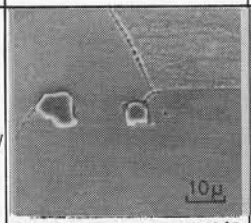
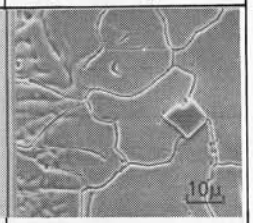
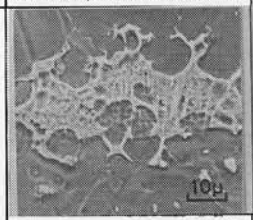
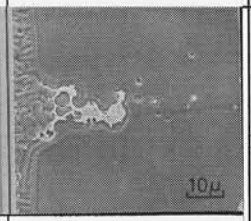
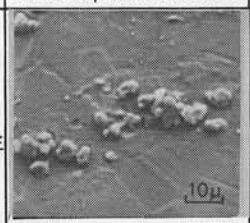
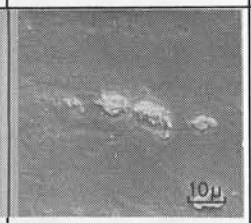
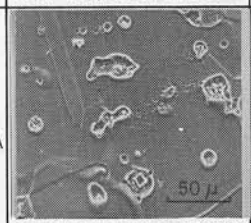
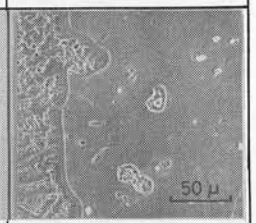
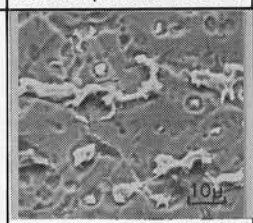
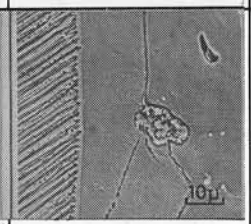
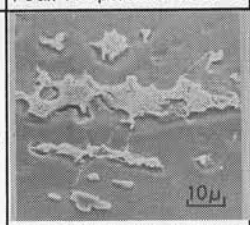
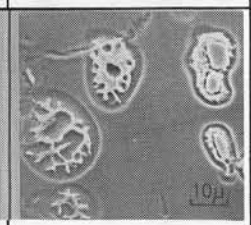
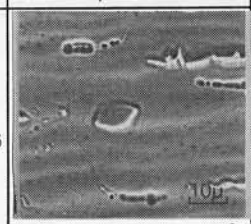
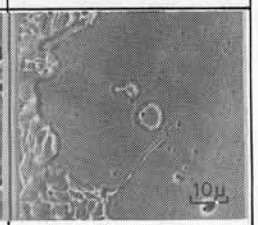


Fig.3-8 Effect of Peak Temperature on Scanning Electron Micrograph of Hot Ductility Test Specimen

Table 3-2 Comparison of Scanning Electron Micrograph between Hot Ductility Test Specimen and Heat Affected Zone Adjacent to Fusion Line

Material	Scanning Electron Micrograph of Hot Ductility Test Specimen	Scanning Electron Micrograph of Heat Affected Zone in Electron Beam Welding	Material	Scanning Electron Micrograph of Hot Ductility Test Specimen	Scanning Electron Micrograph of Heat Affected Zone in Electron Beam Welding	Material	Scanning Electron Micrograph of Hot Ductility Test Specimen	Scanning Electron Micrograph of Heat Affected Zone in Electron Beam Welding
HAEN	 Peak Temperature : 1309 °C		HVERN	 Peak Temperature : 1309 °C		Iny800V	 Peak Temperature : 1350 °C	
HAEM	 Peak Temperature : 1280 °C		Inl625AE	 Peak Temperature : 1257 °C		Iny807A	 Peak Temperature : 1320 °C	
HVEN	 Peak Temperature : 1305 °C		Inl617V	 Peak Temperature : 1324 °C		SUS316	 Peak Temperature : 1370 °C	

適正最高加熱温度として冷却途上における高温延性試験を行なった。

なお，Table 3－2 に示す最高加熱温度域における走査型電子顕微鏡組織から判るように，HAEN，HAEM，HVEN，HVERN，Inconel 617 および Incoloy 807 については，いずれも析出物が完全溶融後凝固し，Incoloy 807 を除いた4種類の材料はスケルトン状（Skelton－like）の様相を呈している。HVERN については析出物が存在したと思われる範囲にくぼみが生じている。これは微細な析出物が溶融凝固後，研磨および腐食などにより脱落したものと考えられる。Inconel 625 の場合は析出物が部分的にわずかに溶融したことを示すにすぎない。Incoloy 800，SUS 316の析出物については変化は認められない。

(b) 高温延性

冷却途上における材料の高温延性試験結果をFig. 3－9 およびFig. 3－10 に示す。加熱途上における高温延性試験の場合と同様に，ある温度から急激に絞りが減少している。

なお，加熱途上における高温延性試験結果に比して全体的に絞りが小さくなっている。冷却途上において絞りが零から有限となる温度 $_{ND}T_C$（Nil Ductility Temperature on Cooling）を高温延性の指標として各材料を評価することができる。$_{ND}T_C$ が高いほど材料の高温延性が優れていると考えると，ニッケル基合金については，HAEM が最も優れ，Inconel 625，HVERN，HAEN，HVEN，Inconel 617 の順になる。

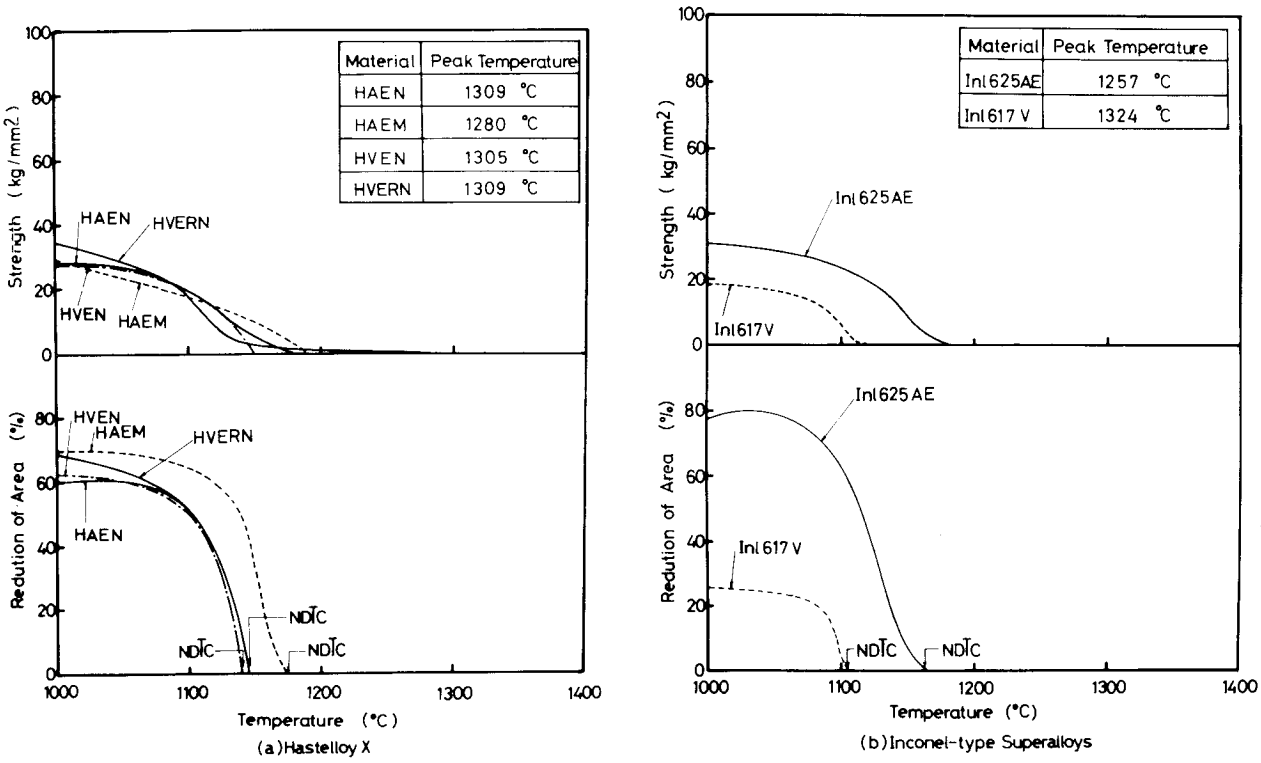


Fig.3-9 Effect of Temperature on Hot Ductility Characteristics on Cooling (Ni-base Superalloys)

鉄基合金についてはSUS 316 が最も優れ，Incoloy 800，Incoloy 807 の順になる。

なお，破断強度については，温度が上昇するにしたがって漸次減少し，$_{ND}T_C$ の温度ではきわめて小さくなる。

3. 4. 3　溶接割れ感受性と材料の高温延性試験結果より得られた指標との相関性

前章において述べたように，各材料の斜面溶接法によるビード置き試験において，溶接金属部および熱影響部にミクロ割れが発生した。この割れは溶接入熱と関係があり，各材料において溶接入熱をある値以下に抑えれば，割れ発生を防止することが可能であり，この限界をミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} とすると各材料の割れ感受性はこの q_{cr} により評価できる。

いま，高温延性試験結果および融点測定結果から求められる材料の割れ感受性を示すと考えられる指標は次のようであり，Fig. 3－11 に示すような性質がある。

$_{ND}T_H$ ：加熱途上において高温延性が零になる温度であり，大なるほど割れ感受性が小である。

$_{ND}T_C$ ：冷却途上において高温延性が零から有限になる温度であり，大なるほど割れ感受性が小である。

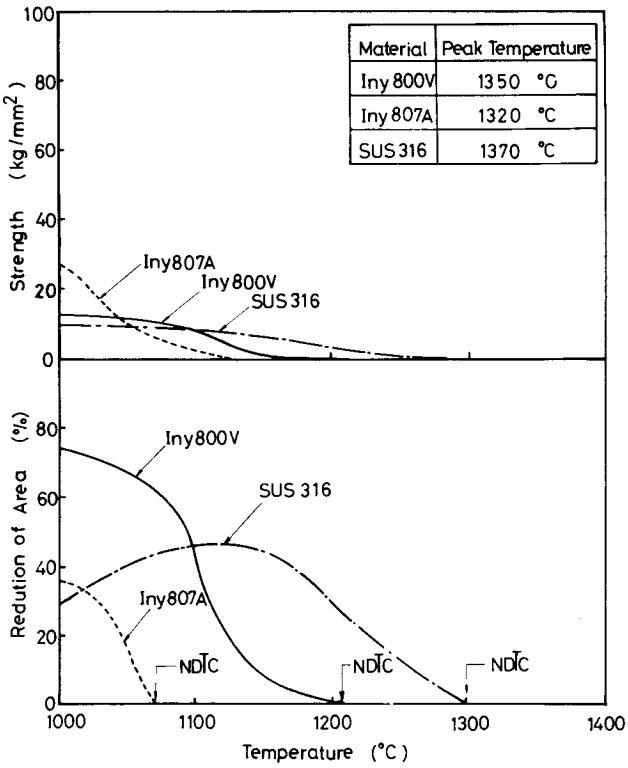


Fig.3-10 Effect of Temperature on Hot Ductility Characteristics on Cooling (Fe-base Superalloys)

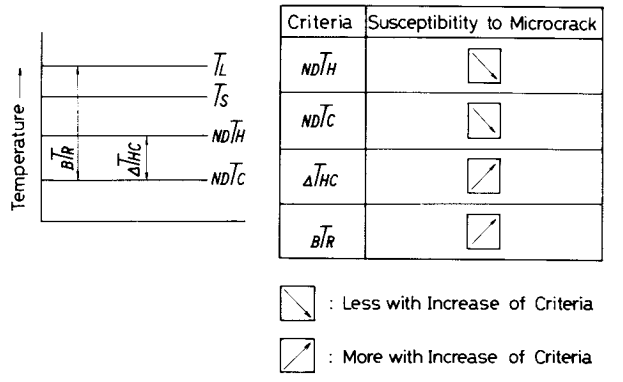


Fig.3-11 General Effect of Criteria Obtained in Hot Ductility Test on Susceptibility to Microcrack

$\Delta T_{H.C}$ ：$_{ND}T_H$ と $_{ND}T_C$ の間の温度範囲（$\equiv$ $_{ND}T_H - {}_{ND}T_C$）であり，大なるほど割れ感受性が大である。

$_BT_R$* ：凝固開始温度 T_L（溶融終了温度）と $_{ND}T_C$ の間の温度範囲（$\equiv$ $T_L - {}_{ND}T_C$）であり，

---

* Borlandによる"Generalized Theory"[9] において，凝固割れは残留融液がヒーリング（Healing）を起しえなくなる温度以下において発生するものであると説明されている。この温度は明確ではないが，近似的には T_L と考えてさしつかえない。したがって，ぜい性温度範囲の上限値を T_L とした。

大なるほど割れ感受性が大である。

上述した割れ感受性に関する指標とミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} の関係をTable 3－3 に示す。Fig. 3－12 およびFig. 3－13 に示すように $\Delta T_{H.C}$ および ${}_BT_R$ と q_{cr} の間にはとくに良い相関性が認められる。すなわち，各材料について $\Delta T_{H.C}$ および ${}_BT_R$ が大になるほど q_{cr} が小になり材料の割れ感受性が大となる傾向を示している。

Table 3-3 Criteria Obtained in Hot Ductility Test

Material	Mark	$ND\bar{T}H$ (°C)	$ND\bar{T}C$ (°C)	$\Delta\bar{T}H.C$ ($ND\bar{T}H-ND\bar{T}C$) (°C)	$B\bar{T}R$ ($\bar{T}L-ND\bar{T}C$) (°C)	q_{cr} (joule/cm)
Hastelloy X	HAEN	1244	1142	102	195	1406
	HAEM	1275	1175	100	192	2143
	HVEN	1244	1136	108	211	1286
	HVERN	1235	1143	92	191	<750
Inconel 625	Inl625AE	1225	1163	62	158	>5080
Inconel 617	Inl617V	1245	1110	135	265	<750
Incoloy 800	Iny800V	1330	1210	120	207	1286
Incoloy 807	Iny807A	1300	1070	230	324	1200
SUS 316	S316	1360	1300	60	117	>5080

Notes; $ND\bar{T}H$: Nil Ductility Temperature Heating
$ND\bar{T}C$: Nil Ductility Temperature Cooling
$\bar{T}L$: Liquidus Temperature
q_{cr} : Critical Heat input to Avoid Microcrack

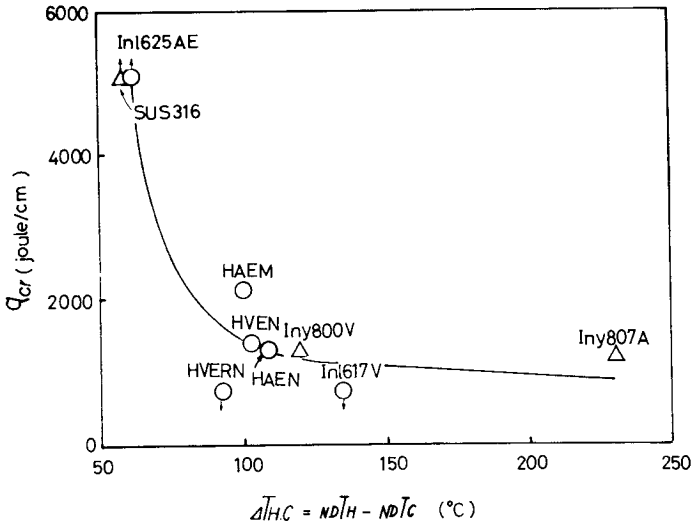


Fig.3-12 Correlation between $\Delta T_{H.C}$ and q_{cr}

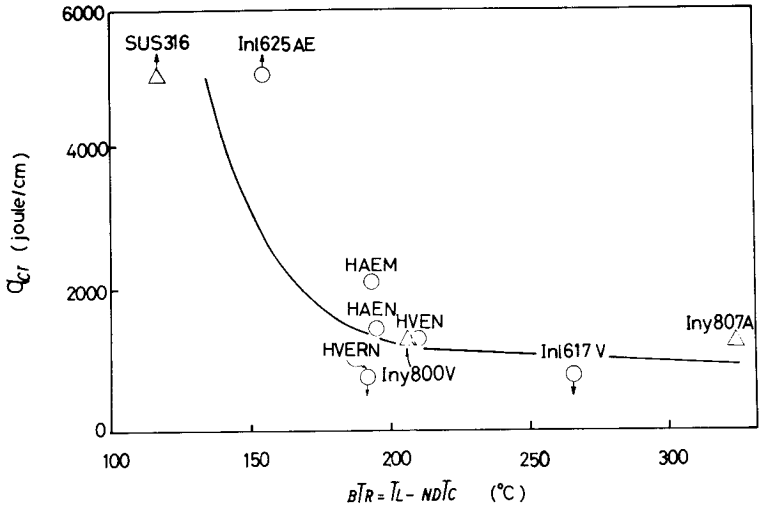


Fig.3-13 Correlation between ${}_BT_R$ and q_{cr}

3.4.4 材料のTrans－VarestraintおよびVarestraint 試験結果に関する検討

(1) Trans－Varestraint 試験

実体顕微鏡により割れを観察した結果，割れはFig. 3－14 に示すように溶接金属部に発生する凝固割れおよび母材熱影響部に発生する液化割れに大別できる。割れの形態の一例をFig. 3－15 に示す。凝固割れについては，割れはある特定のリップル間にあらわれ，最大割れはビードのほぼ中央に認められた。いっぽう，液化割れについても同一リップルより母材に向って発生している。

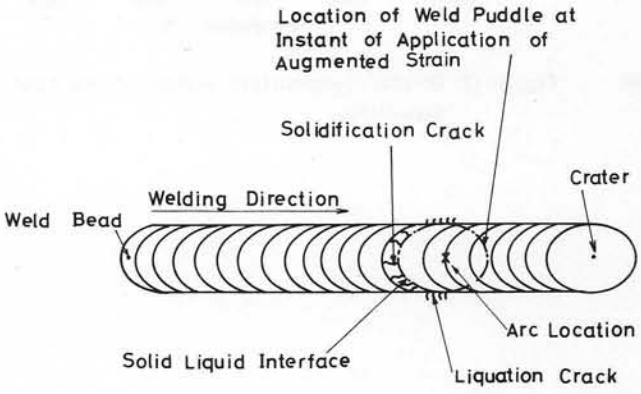
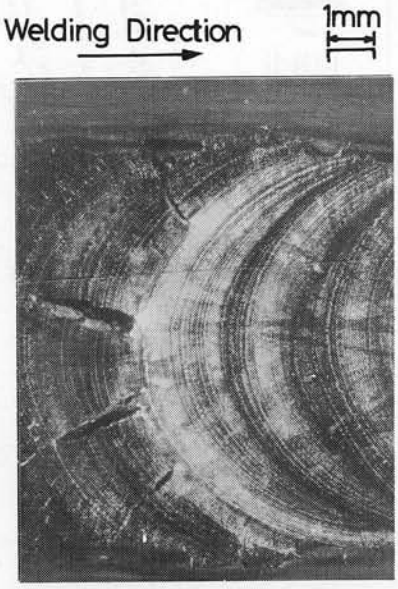


Fig.3-14 Schematic Representation of Cracks Observed in Trans-Varestraint Test



Welding Conditions:
8.5V－100A－100mm/min
Material : Inconel 617 (In617V)
Augmented Strain : 2.45%

Fig.3-15 Typical Cracks Observed in Trans-Varestraint Test of Ni-base Superalloys

高温割れは，凝固直後の材料の延性が極めて低くなる温度領域で発生する。この温度領域をぜい性温度領域 $_{TV}T_R$ (Brittle Temperature Range in Trans－Varestraint Test) と定義すると，この値の大なるほど割れ感受性が大である。

溶接ビード中央部の温度曲線と最大凝固割れの長さの関係より，温度，付加ひずみ座標で $_{TV}T_R$ を図示することができる。[10] Fig. 3－16 および Fig. 3－17 は各材料について，ニッケル基合金および鉄基合金に区別して示した。

図に示した斜線部が割れ発生の $_{TV}T_R$ に相当する。付加ひずみ量が5％の場合の $_{TV}T_R$ を $_{TV}T_{R.5\%}$ とし，この $_{TV}T_{R.5\%}$* により評価すると Table 3－4 に示すようになる。ニッケル基合金について

* Trans－Varestraint 試験におけるぜい性温度範囲 $_{TV}T_R$ は付加ひずみ量に依存する。したがって，ひずみ量が5％の場合のぜい性温度範囲を $_{TV}T_{R.5\%}$ として各耐熱合金の割れ感受性を評価した。

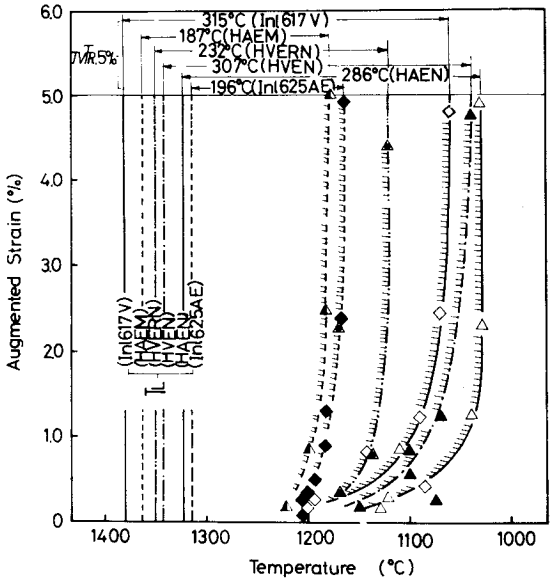


Fig.3-16 Brittle Temperature Range of Ni base Superalloys

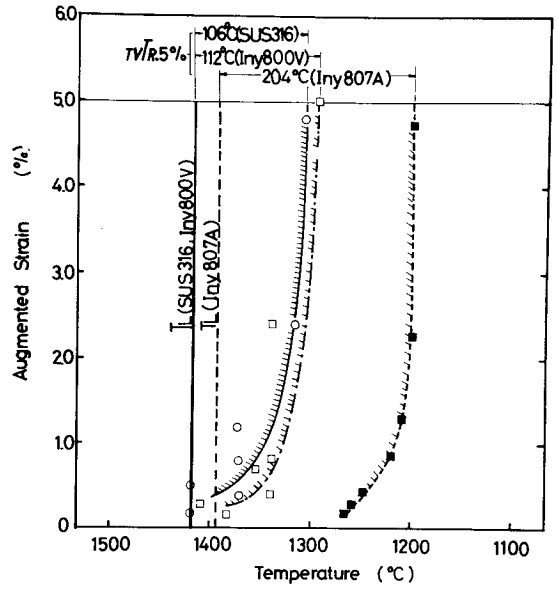


Fig.3-17 Brittle Temperature Range of Fe-base Superalloys

Table 3-4 Criteria Obtained in Trans-Varestraint and Varestraint Test

Material	Mark	$TVTR.5\%$ in Trans-Varestraint Test (°C)	$VCm.1\%$ (mm) in Varestraint Test (mm)	q_{cr} (joule/cm)	Hot Ductility Test ΔT_{HC} (°C)	Hot Ductility Test BT_R (°C)
Hastelloy X	HAEN	286	0.26	1406	102	195
	HAEM	187	0.42	2143	100	192
	HVEN	307	0.19	1286	108	211
	HVERN	232	0.46	< 750	92	191
Inconel 625	Inl 625AE	196	0.16	>5080	62	158
Inconel 617	Inl 617V	315	0.55	< 750	135	265
Incoloy 800	Iny 800V	112	0.06	1286	120	207
Incoloy 807	Iny 807A	204	0.17	1200	230	324
SUS 316	S 316	106	0.04	>5080	60	114

Notes; $TVTR.5\%$: Cracking Temperature Range at Augmented Strain of 5% in Trans-Varestraint Test

$VCm.1\%$ (mm) : Max. Length of Liquation Crack for 1% Augemented Strain in Varestraint Test

q_{cr} : Critical Heat Input to Avoid Microcrack

ΔT_{HC} : $NDT_H - NDT_C$

BT_R : $T_L - NDT_C$

は，Inconel 617 が最も割れ感受性が大きく，HVEN，HAEN，HVERN，Inconel 625，HAEM の順に小さくなる。鉄基合金については Incoloy 807，Incoloy 800，SUS 316 の順に小さくなる。

(2) Varestraint 試験

Varestraint 試験は溶接ビードに対し，長手方向に曲げる試験であり，熱影響部に発生する液化割れの評価に有効であると考えられる。

実体顕微鏡により割れを観察した結果，Trans－Varestraint 試験の場合と同様に，溶接金属部に凝固割れ，熱影響部に液化割れが認められ，凝固割れは特定のリップル間に，液化割れについては同一リップルより母材に向って発生している。Fig. 3－18 に割れの形態の一例を示す。

Fig. 3－19 は各材料について付加ひずみ量と最大液化割れ長さの関係を示したものである。割れを誘発する最小付加ひずみはSUS 316 およびその他の材料に対して，それぞれ約 0.8％および約 0.2％である。Inconel 617，HVERNおよびSUS 316の最大割れ長さは付加ひずみが約 1％までは急激に増大するが，その後は一定値に近づく。いっぽう，Incoloy 807，Inconel 625，HVEN および Incoloy 800 については，付加ひずみが 2.5％以上になってもなお増大する傾向を示している。材料の割れ感受性の評価法として，付加ひずみ量 1.0％のときの最大割れ長さ $_{V}C_{m.1\%}$ により評価すると，Table 3－4に示すようになる。

最大割れ長さの大なるものほど割れ感受性が大である。ニッケル基合金については，Inconel 617 が最も割れ感受性が大きく，HVERN，HAEM，HAEN，HVEN，Inconel 625 の順に小

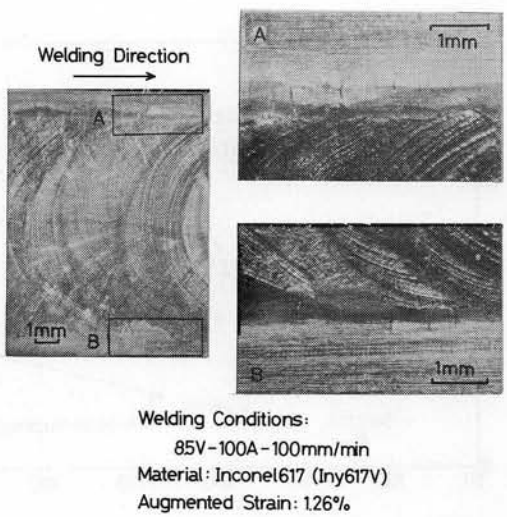


Fig.3-18 Typical Cracks Observed in Varestraint Test

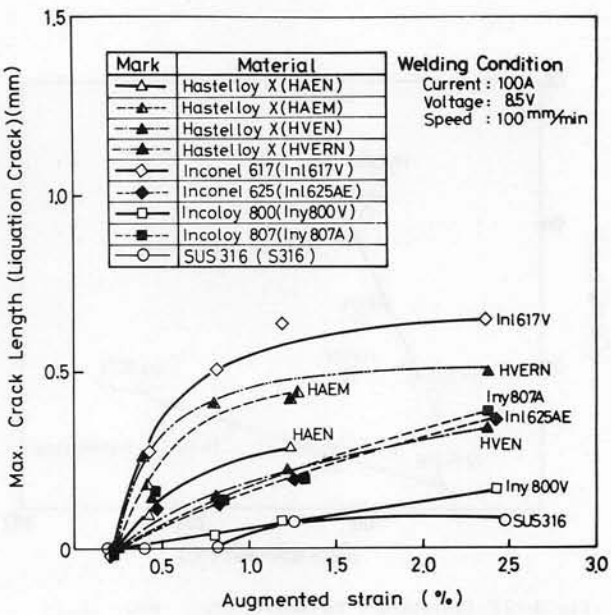


Fig.3-19 Relation between Augmented Strain and Max. Liquation Crack Length in Varestraint Test

さくなる。鉄基合金については，Incoloy 807，Incoloy 800，SUS 316 の順に小さくなる。

3.4.5 Trans－Varestraint および Varestraint 試験結果より得られた指標と高温延性試験結果より得られた指標との相関性

Trans－Varestraint および Varestraint 試験結果より得られた割れ感受性に関する各指標，すなわち，$_{TV}T_{R.5\%}$ および $_{V}C_{m.1\%}$ と前項の高温延性結果から求めた $_{\Delta}T_{H.C}$ および $_{B}T_{R}$ との関係を Fig. 3－20～Fig. 3－23 に示す。これらの各指標の間にはいずれも相関性が認められる。

Hastelloy X については Trans－Varestraint および Varestraint 試験において得られた指標は製造法によって少し異なっている。これらの図より，材料の $_{\Delta}T_{H.C}$ および $_{B}T_{R}$ が同一であっても

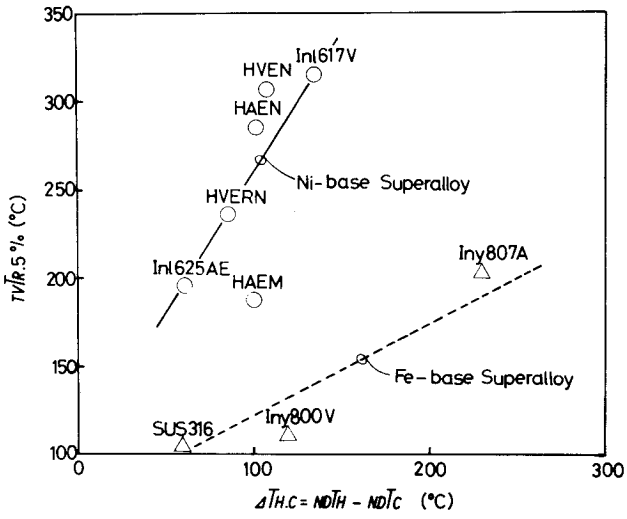


Fig.3-20 Correlation between $_{\Delta}T_{H.C}$ and $_{TV}T_{R.5\%}$

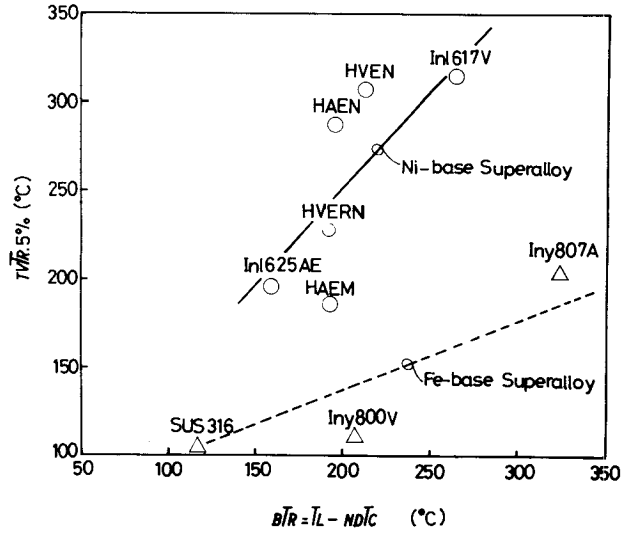


Fig.3-21 Correlation between $_{B}T_{R}$ and $_{TV}T_{R.5\%}$

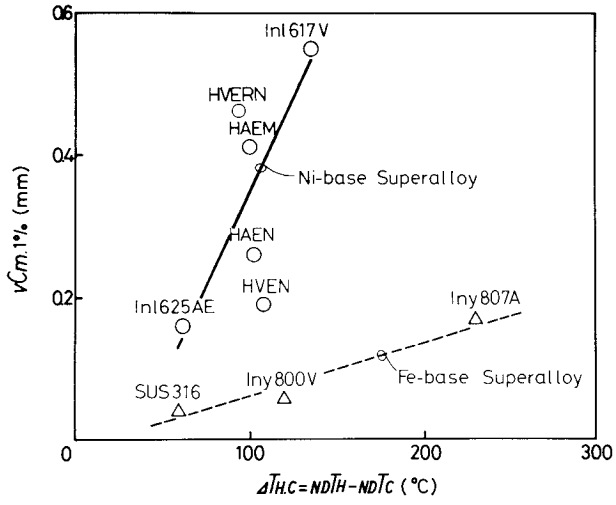


Fig.3-22 Correlation between $_{\Delta}T_{H.C}$ and $_{V}C_{m.1\%}$

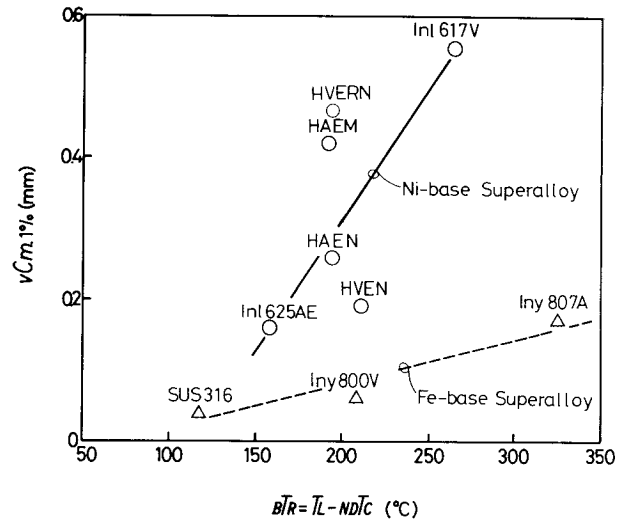


Fig.3-23 Correlation between $_{B}T_{R}$ and $_{V}C_{m.1\%}$

$_{TV}T_{R.5\%}$ および $_{V}C_{m.1\%}$ で評価すると，Ni 基合金は Fe 基に比較してミクロ割れ感受性が大であることが判る。

Trans－Varestraint 試験における割れの形態を観察すると，ニッケル基合金の場合には，ひずみ付加の瞬間にFig. 3－15 に示したような大きな割れが発生し，この割れによりひずみ付加部の応力の大部分が解放され，特定のリップル間に発生する割れがきわめて少ない。いっぽう，鉄基合金については Fig. 3－24 に示すようにリップル間に小さい割れが散在している。このようにニッケル基合金と鉄基合金の Trans－Varestraint 試験における割れの形態が異なるが，$_{TV}T_{R.5\%}$ を求めるためには最大割れ長さによって評価しなければならない。このために材料の $\Delta T_{H.C}$ および $_{B}T_{R}$ が同一であってもニッケル基合金の最大割れ長さが鉄基合金に比して大きく現れるために，ニッケル基合金の $_{TV}T_{R.5\%}$ が鉄基合金のそれに比して大なる値を示すものと考えられる。なおVarestraint 試験も Trans－Varestraint 試験と同様の傾向を示した。

Welding Conditions:
8.5V-100A-100 mm/min
Material : Incoloy 800 (Iny800V)
Augmented Strain : 2.40 %

Fig.3-24 Typical Cracks Observed in Trans-Varestraint Test of Fe-base Superalloys

3. 4. 6　溶接割れ感受性と材料の Trans－Varestraint および Varestraint 試験結果より得られた指標との相関性

前項において述べたように割れ感受性評価の指標として Trans－Varestraint 試験結果より得られる $_{TV}T_{R.5\%}$ および Varestraint 試験結果より得られる $_{V}C_{m.1\%}$ が考えられる。

上述した割れ感受性に関する指標とミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} の関係を Table 3－4 に示す。Fig. 3－25 および Fig. 3－26 はこれらの各指標と q_{cr} の関係を示したものである。ニッケル基および鉄基合金に区分して示したが，いずれの指標についても q_{cr} との間に相関性が認められる。

Fig. 3－25 に示した Trans－Varestraint 試験における $_{TV}T_{R.5\%}$ と q_{cr} の関係図において，HVERN が曲線よりはずれているが，Fig. 3－26 に示した液化割れ最大長さと q_{cr} の関係図上にある。これは電子ビーム溶接における HVERN の割れの大部分が液化割れであったためであろう。

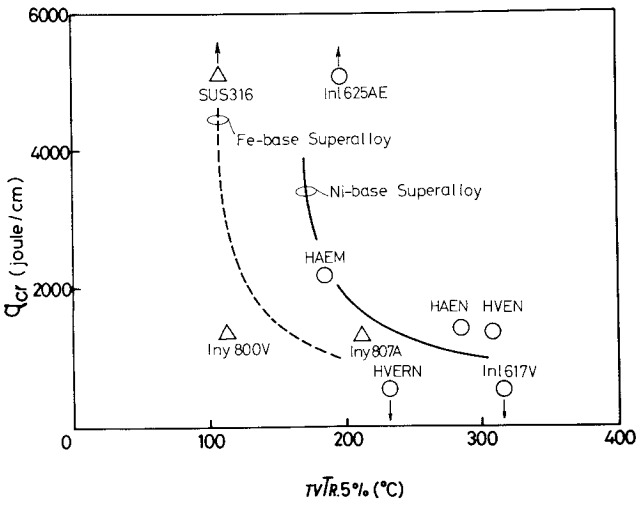


Fig.3-25 Correlation between $_{TV}T_{R.5\%}$ and q_{cr}

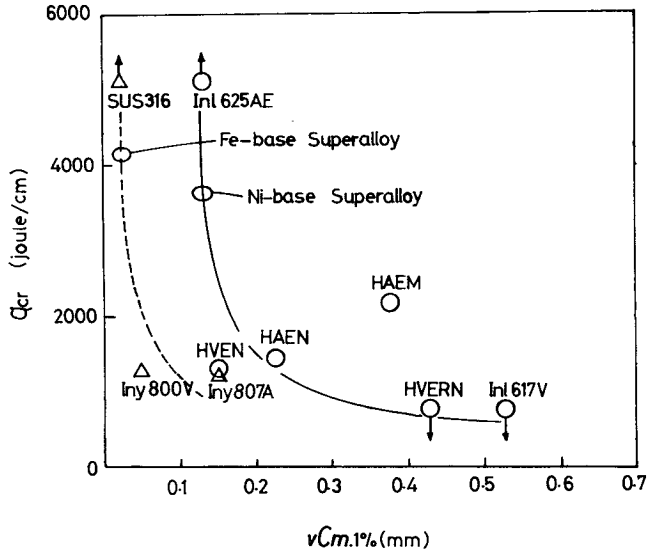


Fig.3-26 Correlation between $_{V}C_{m.1\%}$ and q_{cr}

3.5 要　　約

原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接による溶接割れ感受性と材料の高温延性および Trans－Varestraint，Varestraint 試験結果との相関性について検討した。得られた結果を要約すると次の通りである。

1）高温延性試験結果から求められる材料のミクロ割れ感受性を評価する指標として，$_{ND}T_H$，$_{ND}T_C$，$\Delta T_{H.C}$（$\equiv {}_{ND}T_H - {}_{ND}T_C$）および $_BT_R$（$\equiv T_L - {}_{ND}T_C$）が考えられ，$_{ND}T_H$ $_{ND}T_C$ が小なるほどおよび $\Delta T_{H.C}$，$_BT_R$ が大なるほど割れ感受性が大であると考えられる。電子ビーム溶接による割れ感受性の指標であるミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} と $\Delta T_{H.C}$ および $_BT_R$ の間にはとくによい相関性が認められる。

2）高温延性試験において得られた $\Delta T_{H.C}$ および $_BT_R$ と Trans－Varestraint 試験における $_{TV}T_{R.5\%}$ および Varestraint 試験における $_{V}C_{m.1\%}$ の間にはきわめてよい相関性が認められる。

3）Trans－Varestraint 試験において得られた $_{TV}T_{R.5\%}$ および Varestraint 試験において得られた $_{V}C_{m.1\%}$ はそれぞれミクロ割れ感受性評価の有効な指標である。また，これらの指標と q_{cr} の間にはよい相関性が認められる。

第４章　溶接割れに関する冶金学的検討

4．1　概　　説

第２章において電子ビーム溶接部に発生する欠陥はポロシティおよびミクロ割れ（高温割れ）であることを明らかにした。

耐熱合金のミクロ割れに関する報告[11)~13)]は多いが，加熱溶融現象が他の溶接方法と著しく異なる電子ビーム溶接部のミクロ割れについて，冶金学的に検討したものは少ない。[14)] 本章においては，割れ発生機構を冶金学的に究明するために，電子ビーム溶接部の凝固線近傍熱影響部の走査型電子顕微鏡による組織観察および析出物の成分分析を行ない，このようなミクロ割れが凝固線近傍熱影響部の析出物の溶融現象ときわめて密接な関係があることを明確にした。

4．2　供 試 材 料

Table 2－2 に示したHastelloy系，Inconel系およびIncoloy系 の耐熱合金および比較のためにオーステナイト系ステンレス鋼を使用した。なお，Hastelloy X の各材料については，以下の本文においてはHAEN，HAEM，HVENおよび HVERNにて示す。

4．3　実 験 方 法

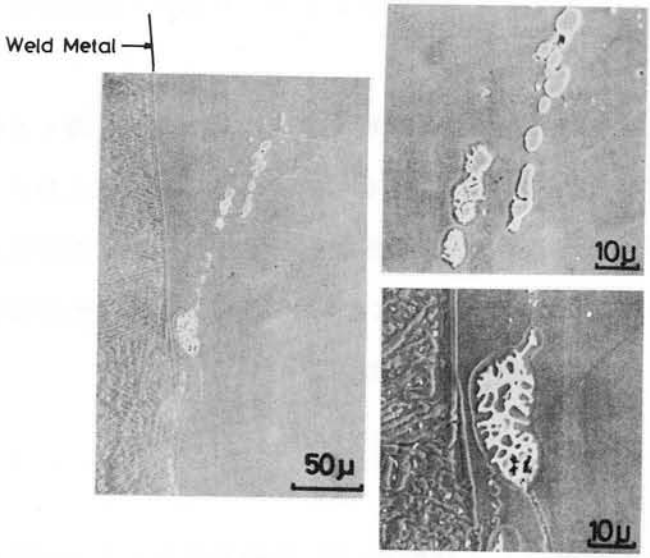
上述の供試材料の電子ビーム溶接部を電解研磨し，１０％しゅう酸水溶液による電解腐食（腐食条件は一定）後，走査型電子顕微鏡による組織観察を行ない，さらに凝固線近傍熱影響部の析出物についてEPMA（X線マイクロアナライザ）による成分分析を実施した。この場合のビーム電流および加速電圧はそれぞれ0.01 μAおよび２０ kV とした。なお，割れ部および母材についても成分分析を行なった。

また，凝固線近傍熱影響部の析出物の同定を行なうために，各材料の凝固線近傍熱影響部における析出物の状態を熱サイクル再現装置にて再現させた。最高加熱温度をT_Sより$_{ND}T_H$ 近傍迄の温度範囲として，Fig. 3－2 に示した熱サイクルを負荷した試験片の走査型電子顕微鏡組織を観察して，この組織と溶接熱影響部の走査型電子顕微鏡組織と同一組織であることを確認した。この試験片より，電解抽出にて得られた残渣のX線回折による同定を行なった。電解抽出を行なう際の電流密度および電解液はそれぞれ２０mA/㎠ およびメタノール＋１０％Hcℓ（Vol％）＋１％酒石酸(wt％)であり，X線回折の際のターゲットは Cu とした。電子ビーム溶接部から一定量以上の残渣が抽出できないためにこのような方法を採用した。

4．4　実験結果および考察

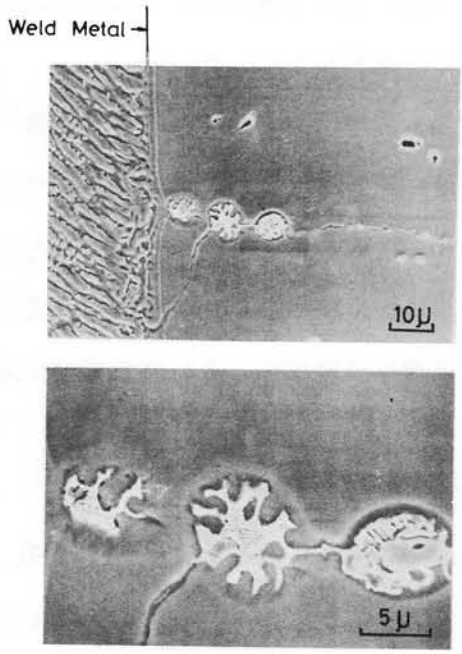
4．4．1　溶接部の走査型電子顕微鏡による組織観察

溶接部の走査型電子顕微鏡による組織観察結果をFig. 4－1～Fig. 4－9に示す。Fig. 4－1～



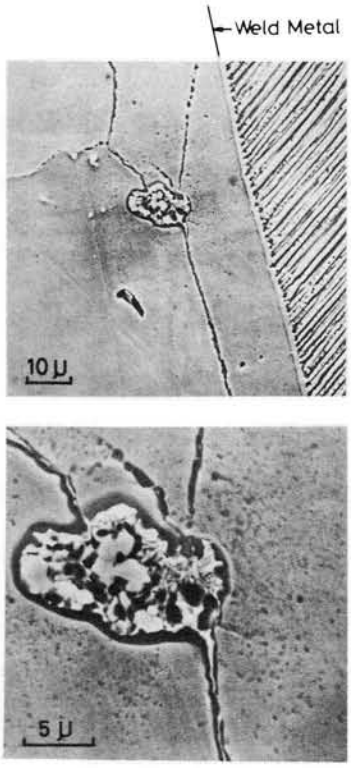
Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-1 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Hastelloy X(HAEN) Electron Beam Welds



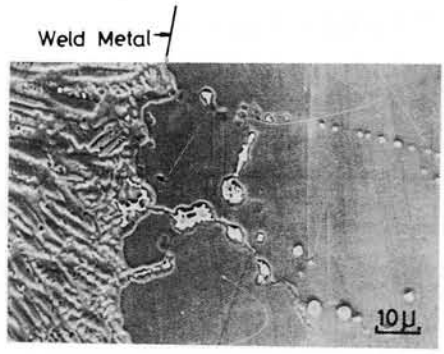
Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-2 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Hastelloy X(HAEM) Electron Beam Welds



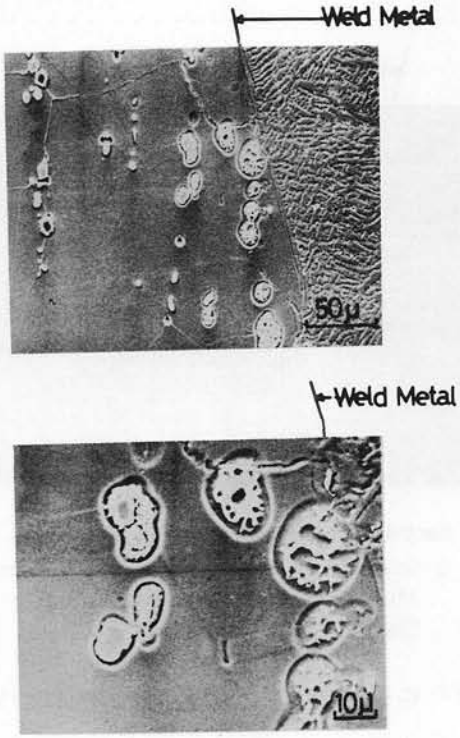
Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-3 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Hastelloy X(HVEN) Electron Beam Welds



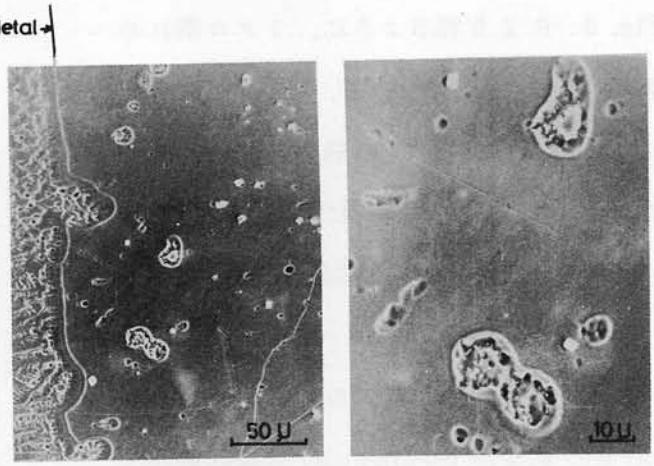
Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-4 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Hastelloy X(HVERN) Electron Beam Welds



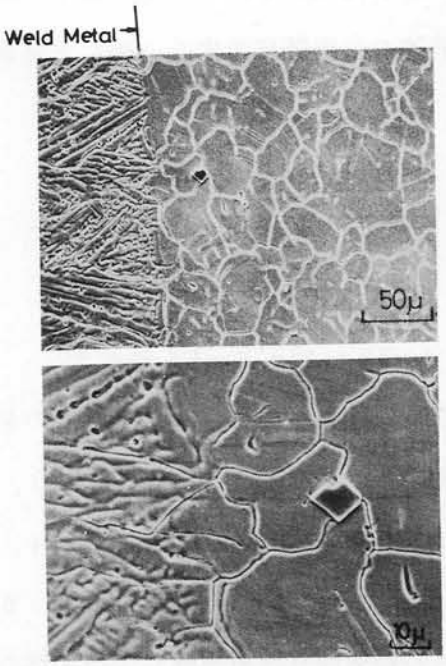
Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-5 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Inconel 617 Electron Beam Welds



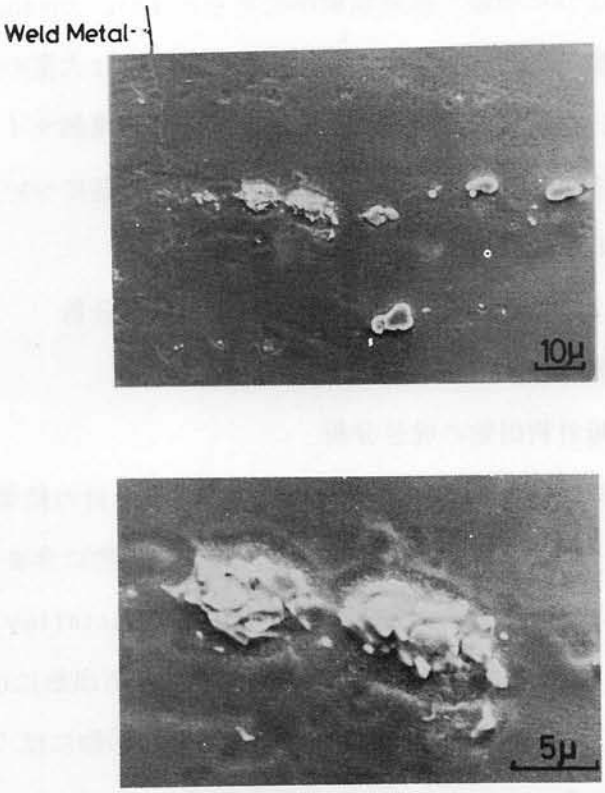
Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-6 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Incoloy 807 Electron Beam Welds



Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

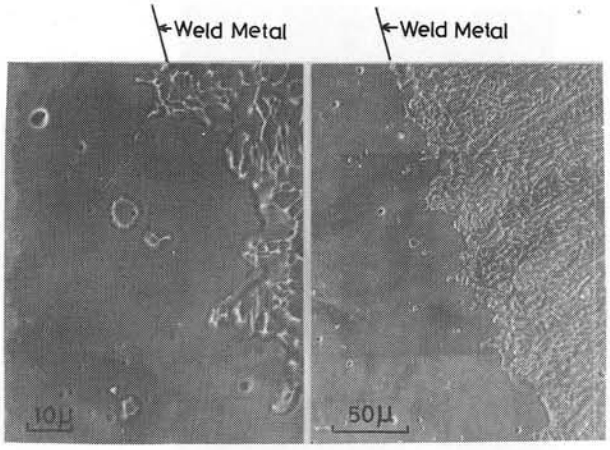
Fig.4-7 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Incoloy 800 Electron Beam Welds



Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.4-8 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of Inconel 625 Electron Beam Welds

Fig. 4－6 より判るように，ミクロ割れの認められたHastelloy X，Inconel 617 およびIncoloy 807 の熱影響部については境界より約30μ 以内において析出物の溶融現象が認められ，凝固線に近づくにつれてその程度は顕著になり，部分溶融から完全溶融状態に変化している。しかし，Inconel 617およびIncoloy 807の凝固線近傍熱影響部に認められる小型で角ばった析出物には溶融現象は認められない。Hastelloy XおよびInconel 617 の溶融した析出物には典型的なスケルトン状（Skelton－like）組織が認められる。また，Incoloy 800についてはミクロ割れが発生したけれども，Fig. 4－7 に示すように析出物は原形をとどめている。ミクロ割れの発生しなかったInconel 625およびSUS 316 については，Fig. 4－8およびFig. 4－9 に示すように明瞭な溶融現象が認められない。Inconel 625 には丸味を帯びた小型の析出物と比較的大型の析出物が認められ，小型の析出物は大型の析出物のごく近傍に散在している。



Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)
Fig.4-9 Scanning Electron Micrograph in Heat Affected Zone of SUS316 Electron Beam Welds

なお，熱影響部における析出物の状態を再現熱サイクル法により再現させ，その走査型電子顕微鏡組織をTable 3－2 に示すが，析出物の形態については，前述の熱影響部の場合と殆んど差異は認められない。

4. 4. 2　析出物およびミクロ割れ部の成分分析

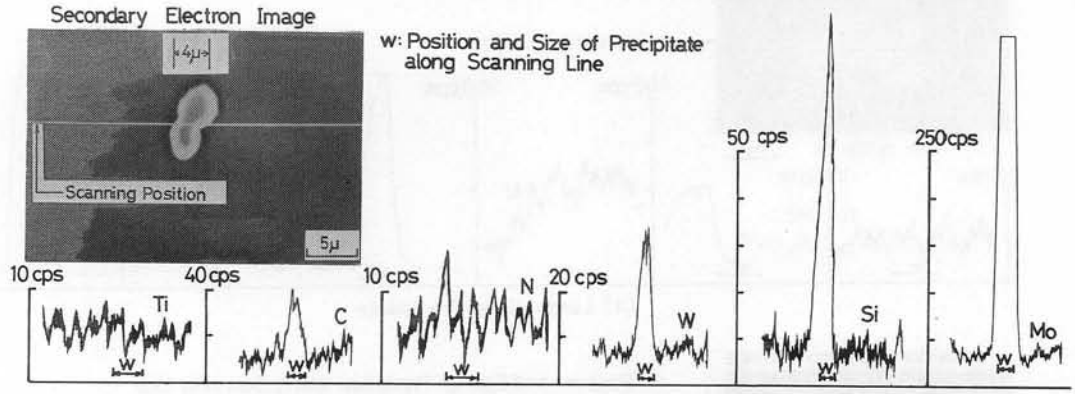
(1)　EPMAによる成分分析

(a)　母材析出物の成分分析

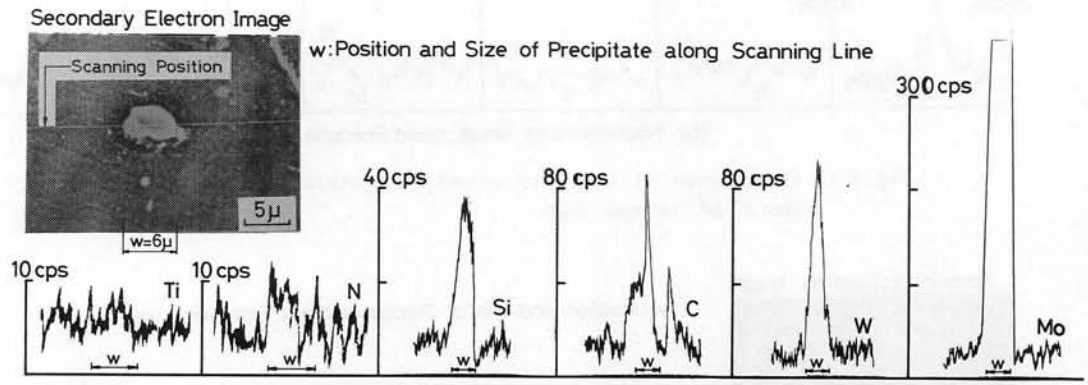
母材析出物のEPMAの線分析による成分分析の結果をFig. 4－10～Fig. 4－14 に示す。EPMA による成分分析結果より，母材析出物に含まれている成分を各材料ごとに示したものがTable 4－1 である。表より判るように，Hastelloy X の場合はいずれも Mo，W，C，Si，Inconel 625 の場合の丸味を帯びた小型の析出物にはMo，Nb，C，大型の析出物には Ti，Nb，C，Inconel 617 の小型の角ばった析出物には Ti，C，N，大型の析出物には Mo，C，が富化している。Incoloy 800 の場合は Ti，C，N，Iocoloy 807 の角ばった析出物および大型の析出物のいずれにもTi，Nb，C，SUS 316の場合には Cr，C が増量している。

(b)　熱影響部析出物の成分分析

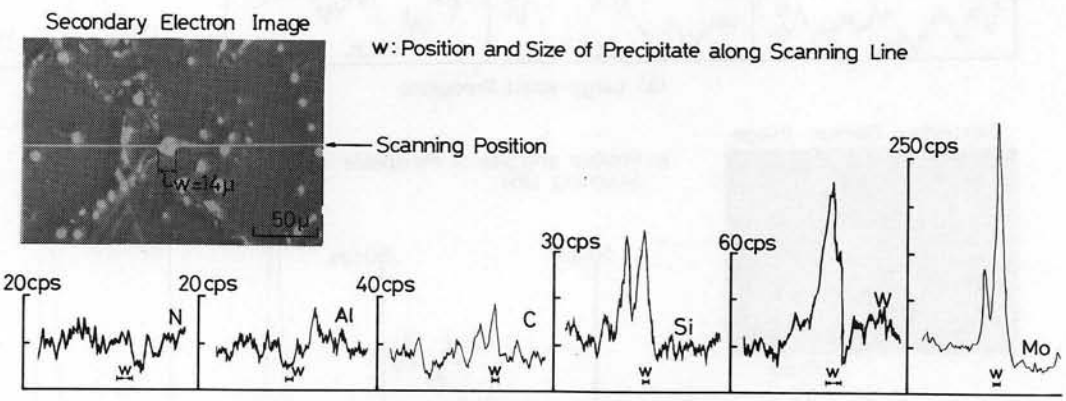
凝固線近傍熱影響部の析出物について，EPMA の線分析による成分分析を行なった結果を Fig.



(a) Hastelloy X (HAEM)

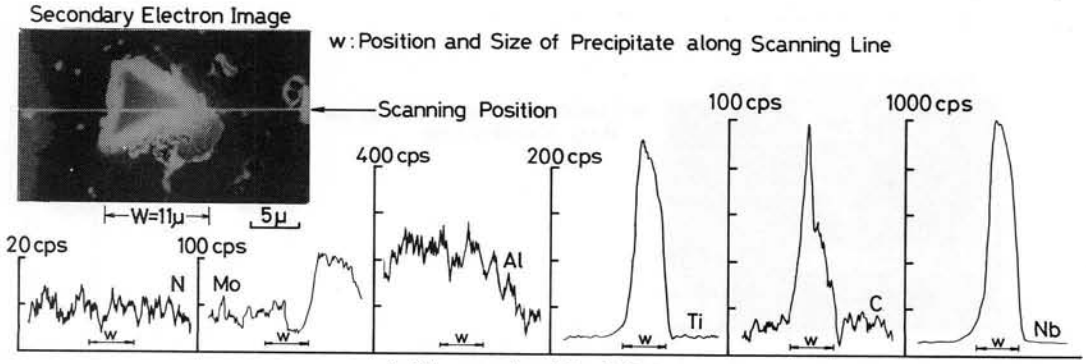


(b) Hastelloy X (HVEN)

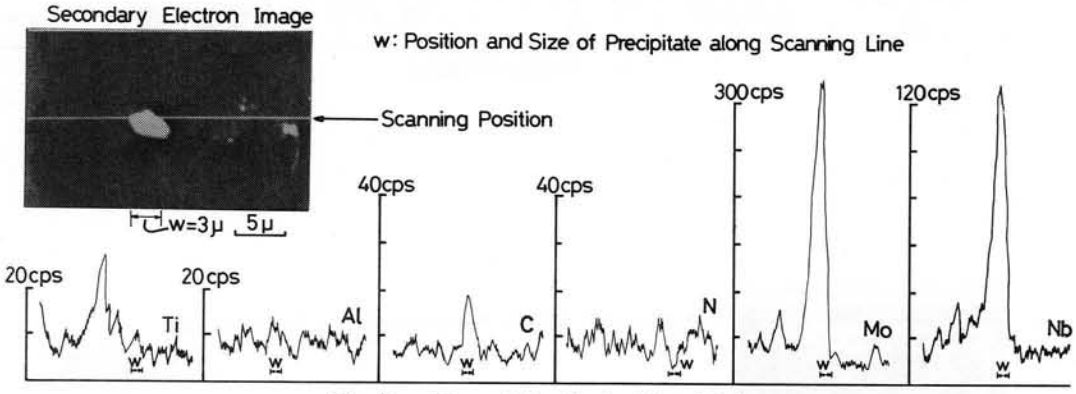


(c) Hastelloy X (HVERN)

Fig.4-10 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Base Metal of Hastelloy X

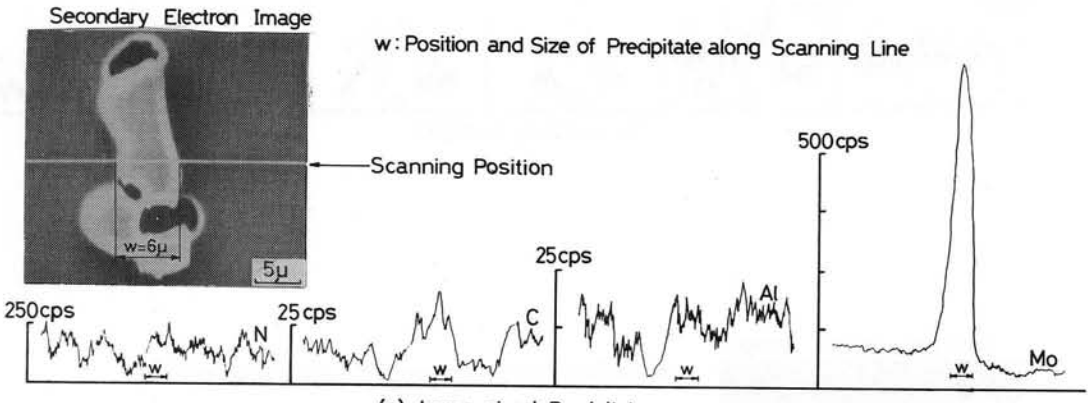


(a) Large-sized Precipitate

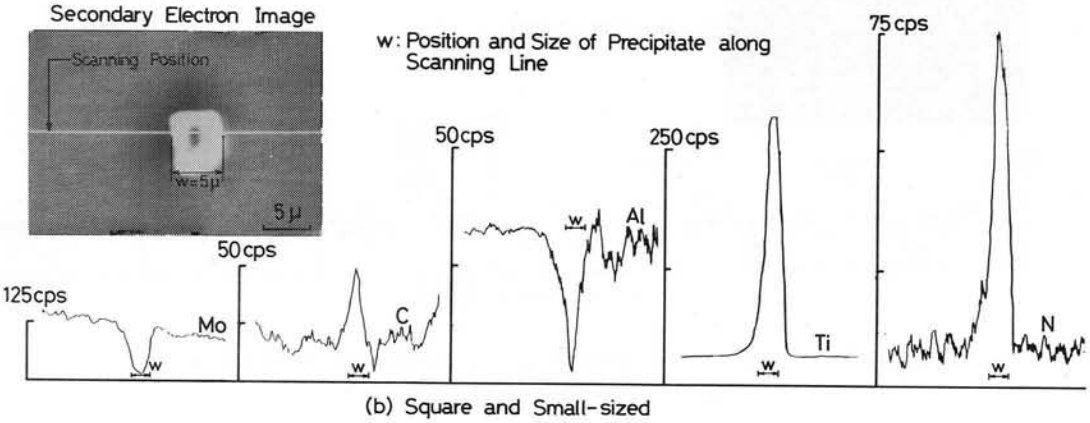


(b) Roundish and Small-sized Precipitate

Fig.4-11 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Base Metal of Inconel 625



(a) Large-sized Precipitate



(b) Square and Small-sized

Fig.4-12 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Base Metal of Inconel 617

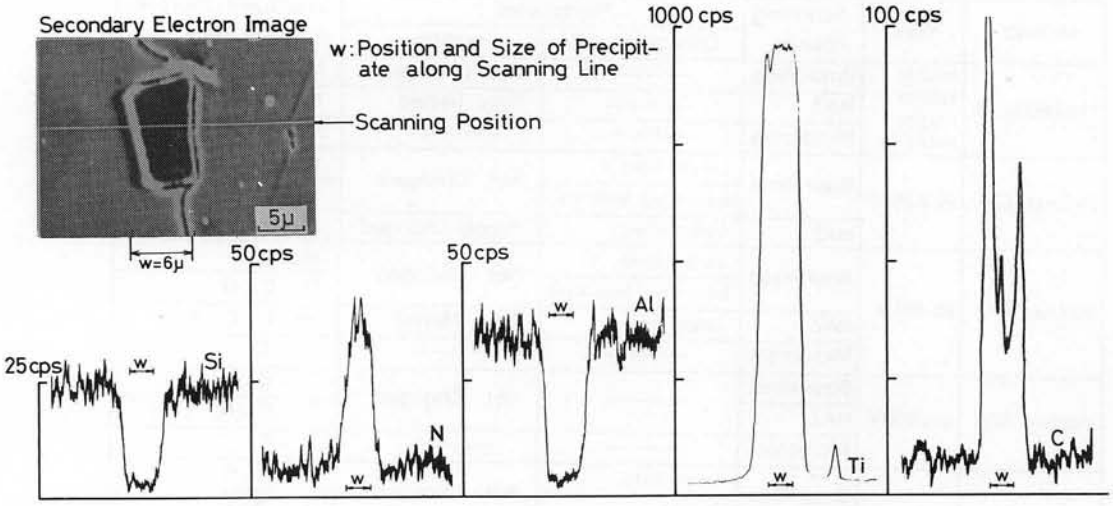
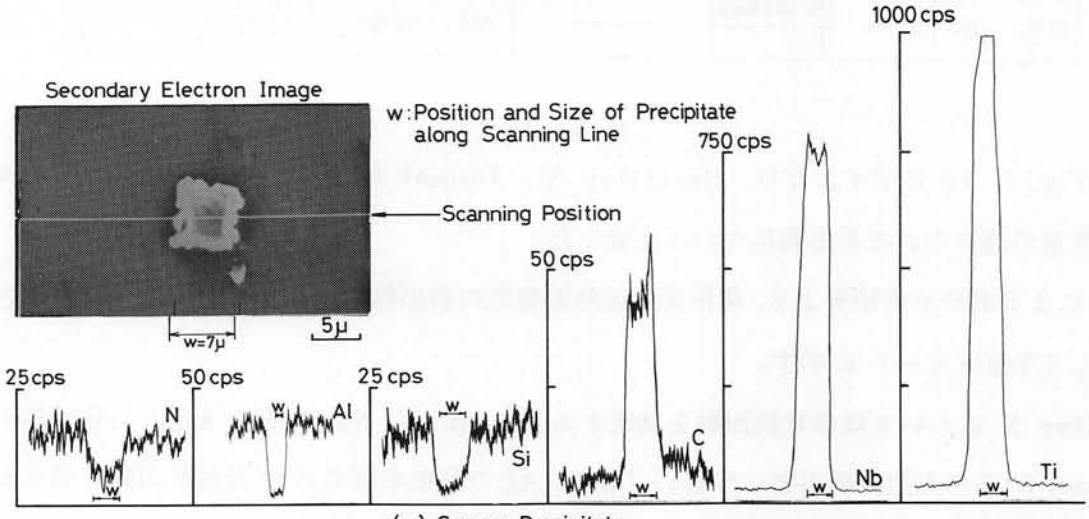
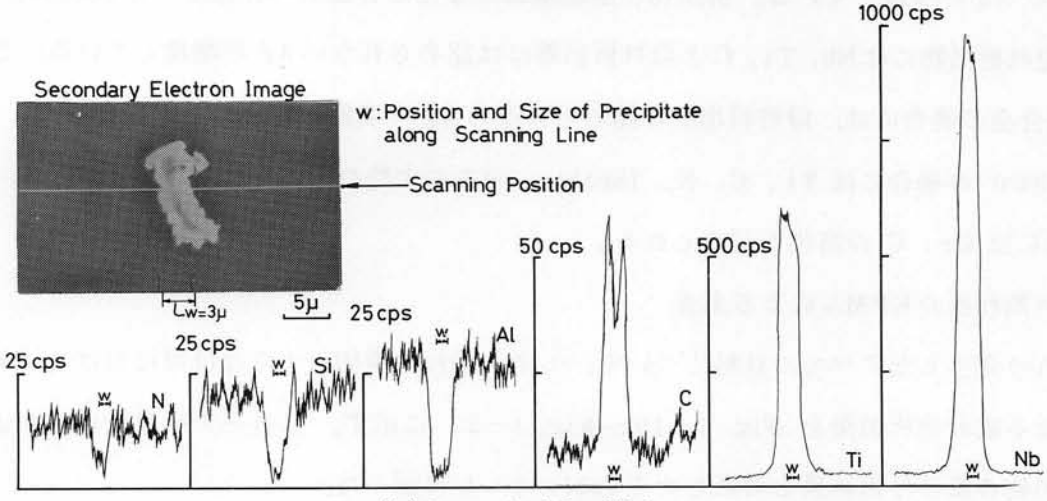


Fig.4-13 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Base Metal of Incoloy 800



(a) Square Precipitate



(b) Large-sized Precipitate

Fig.4-14 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Base Metal of Incoloy 807

Table 4-1 Scanning Result by Means of EPMA

Material	Mark	Scanning Position	Precipitates' Characteristics	Precipitates' Condition	Constituent Elements of Precipitates
Hastelloy X	HAEN HAEM HVEN HVERN	Base Metal	———	Not Changed	Mo, W, C, Si
		HAZ	———	Fully Melted	Mo, W, C, Si, Al
		Microcrack	———	———	Mo, W, C, Si, Al
Inconel 625	Inl 625AE	Base Metal	Large-sized	Not Changed	Ti, Nb, C
			Roundish and Small-sized		Mo, Nb, C
		HAZ	Large-sized	Hardly Changed	Nb, Ti, C, Al
Inconel 617	Inl 617 V	Base Metal	Large-sized	Not Changed	Mo, C
			Square and Small-sized		Ti, C, N
		HAZ	Large-sized	Fully Melted	Mo, Ti, C, Al
		Microcrack	———	———	C, Al
Incoloy 800	Iny800V	Base Metal	———	Not Changed	Ti, C, N
		HAZ			Ti, C, N
		Microcrack	———	———	Ti, C
Incoloy 807	Iny807A	Base Metal	Large-sized	Not Changed	Nb, Ti, C
			Square		Ti, Nb, C
		HAZ	Large-sized	Fully Melted	Nb, Ti, C
		Microcrack	———	———	Nb, Ti, C, Si, S
SUS 316	S 316	Base Metal	———	Not Changed	Cr, C
		HAZ			Cr, C

4－15～Fig. 4－18 に示す。なお，Hastelloy X，Inconel 617 および Incoloy 807 については溶融現象の認められた析出物について走査した。

EPMAによる成分分析結果より，凝固線近傍熱影響部の析出物に含まれる成分を各材料ごとに母材と比較してTable 4－1 に示す。

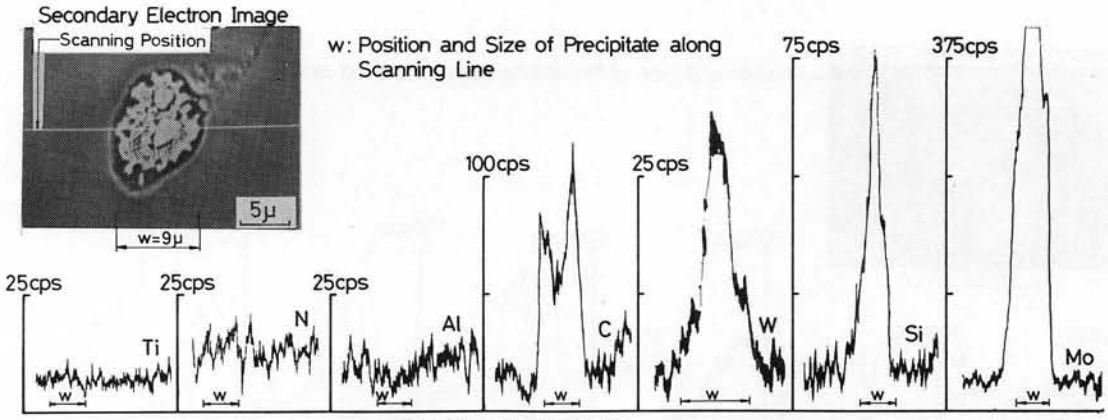
Hastelloy X については母材析出物を構成する Mo，W，C，Si の他に Aℓ の富化が認められる。Inconel 617の大型の析出物にはMo，Ti，C，Aℓの富化が認められ，母材析出物に含有していないTi およびAℓが増量している。析出物に溶融現象がほとんど認められなかったInconel 625の場合の大型の析出物にはNb，Ti，Cと母材析出物には認められないAℓが増量している。このように，Ni 基合金の場合には，母材析出物に認められないAℓの増量を随伴している。

Incoloy 800 の場合には Ti，C，N，Incoloy 807 の大型の析出物には Nb，Ti，C，SUS 316 の場合には Cr，C の富化が認められる。

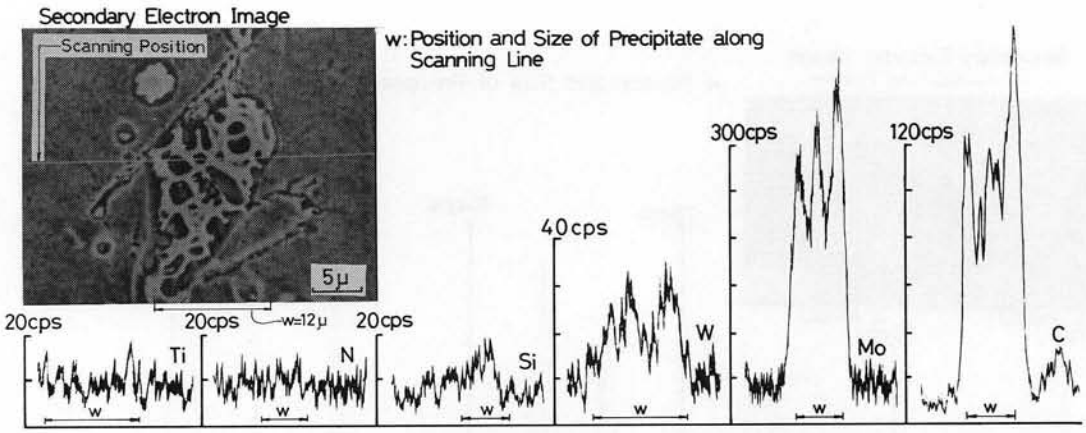
(c) ミクロ割れ部のEPMAによる走査

ミクロ割れの発生したすべての材料について，ミクロ割れを横切るような位置における EPMA の線分析による成分分析結果を Fig. 4－19～Fig. 4－22 に示す。これらの結果を母材および熱影響部の析出物の成分分析結果と対応させてTable 4－1 に記した。

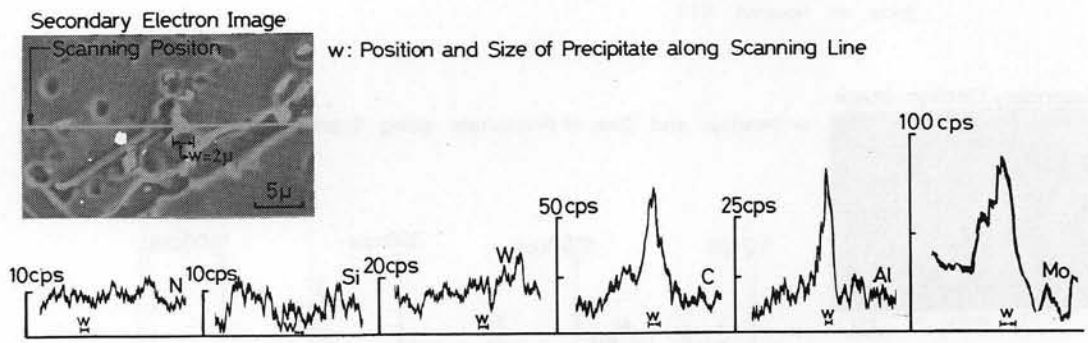
Hastelloy X については Mo，W，C，Si，Aℓ の増量が認められ，これらはいずれも溶融現象の生じた析出物に含まれていたものである。Inconel 617 の場合には C と Aℓ のみに増量が認め



(a) Hastelloy X (HAEM)



(b) Hastelloy X (HVEN)



(c) Hastelloy X (HVERN)

Fig.4-15 Distribution of Elements across Melted Precipitate Observed in Heat Affected Zone of Hastelloy X

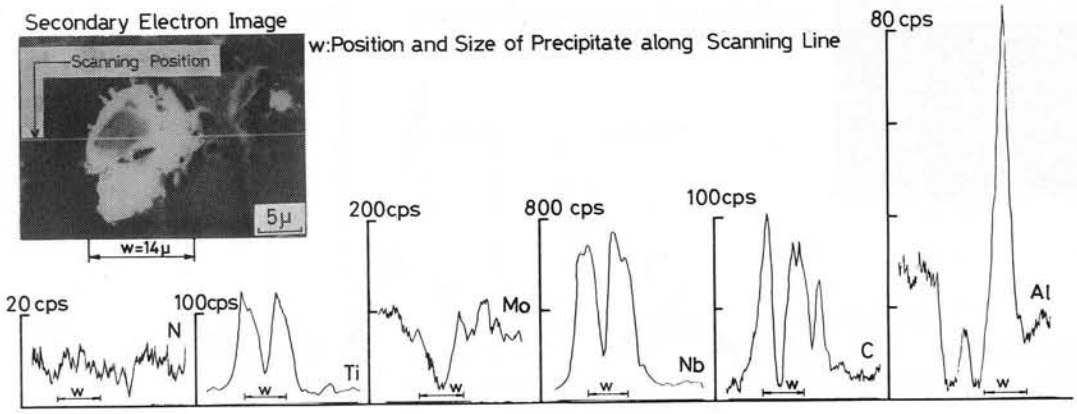


Fig.4-16 Distrbution of Elements across Precipitate Observed in Heat Affected Zone of Inconel 625

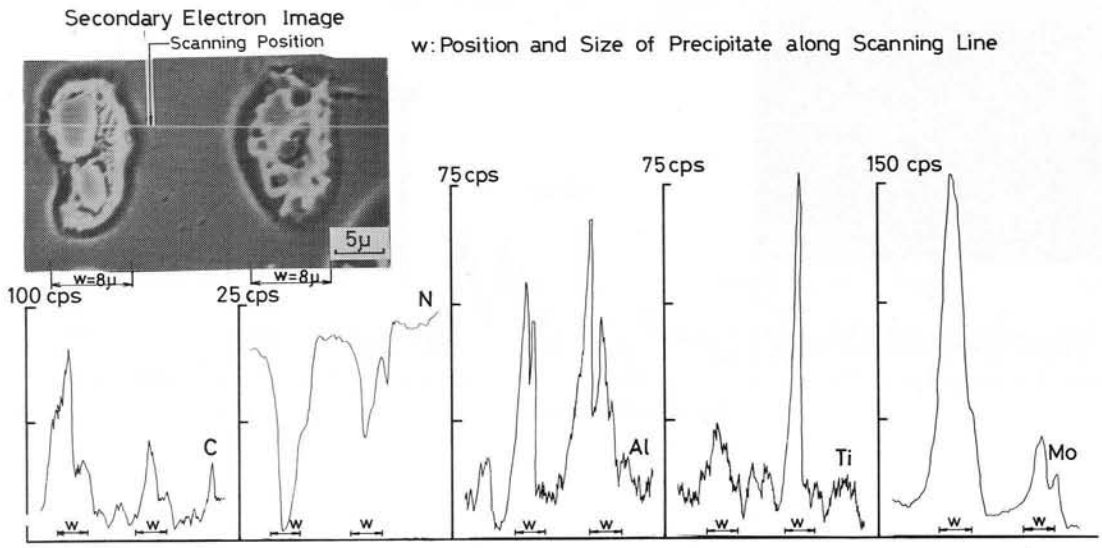


Fig.4-17 Distribution of Elements across Melted Precipitate in Heat Affected Zone of Inconel 617

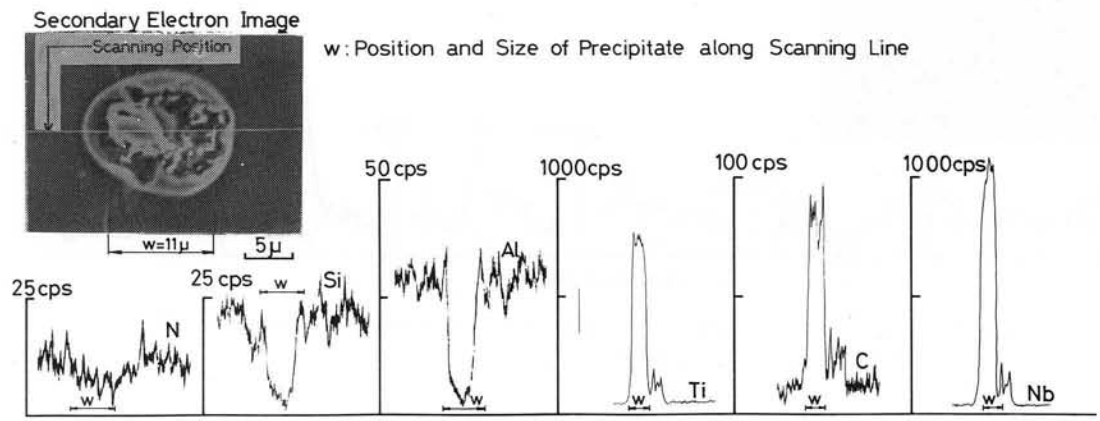
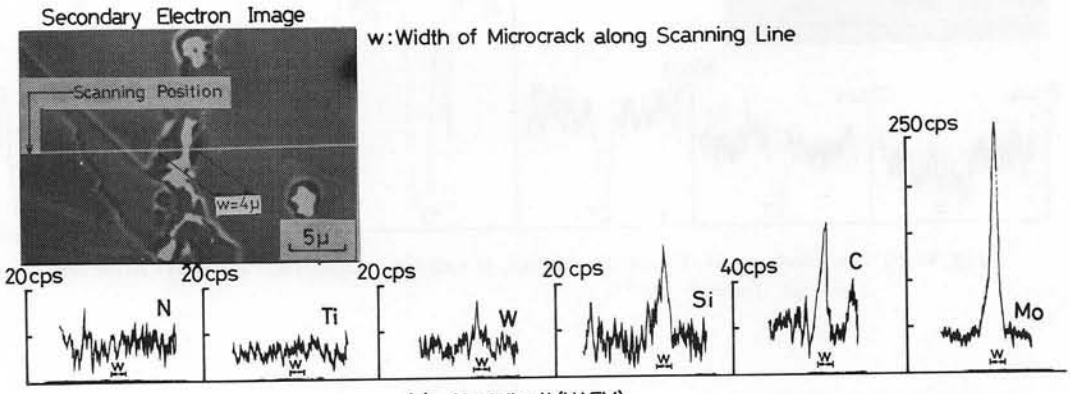
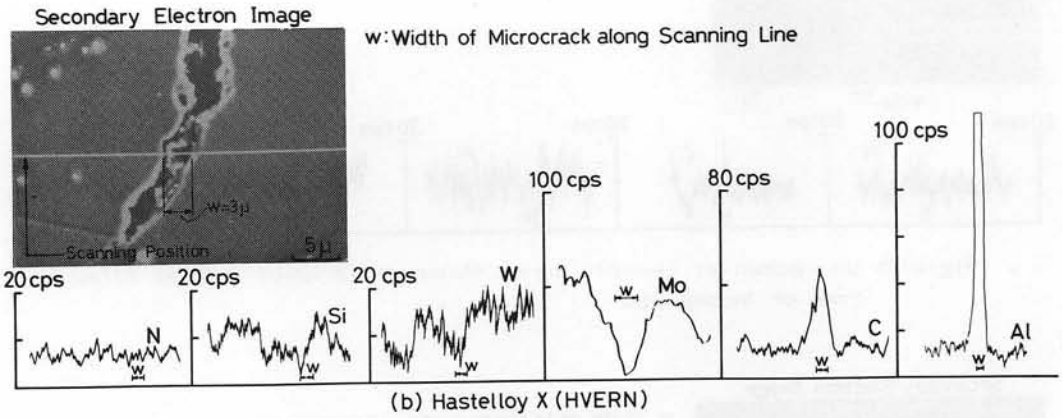


Fig.4-18 Distribution of Elements across Melted Precipitate in Heat Affected Zone of Incoloy 807



(a) Hastelloy X (HAEM)



(b) Hastelloy X (HVERN)

Fig.4-19 Distribution of Elements across Microcrack Observed in Heat Affected Zone of Hastelloy X

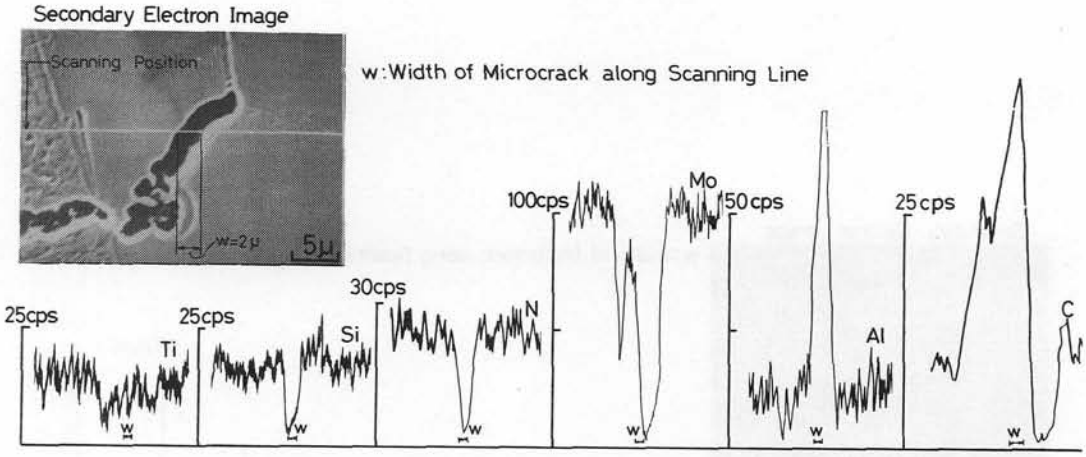


Fig.4-20 Distribution of Elements across Microcrack Observed in Heat Affected Zone of Inconel 617

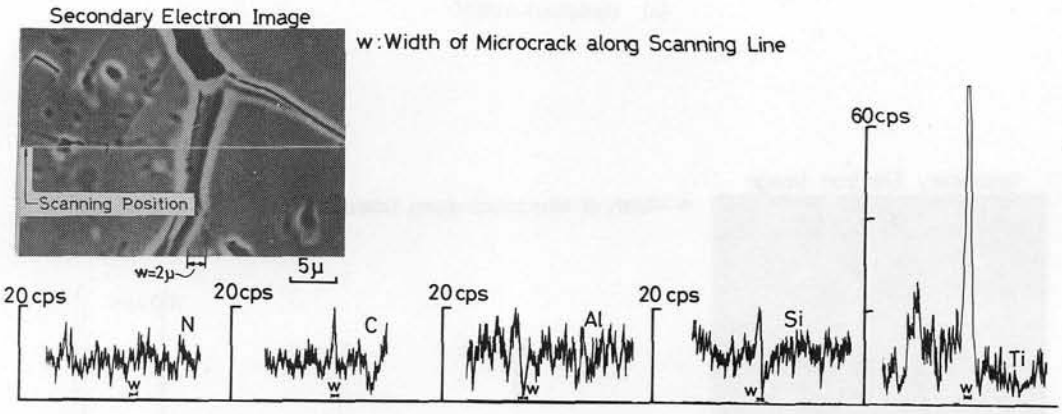


Fig.4-21 Distribution of Elements across Microcrack Observed in Heat Affected Zone of Incoloy 800

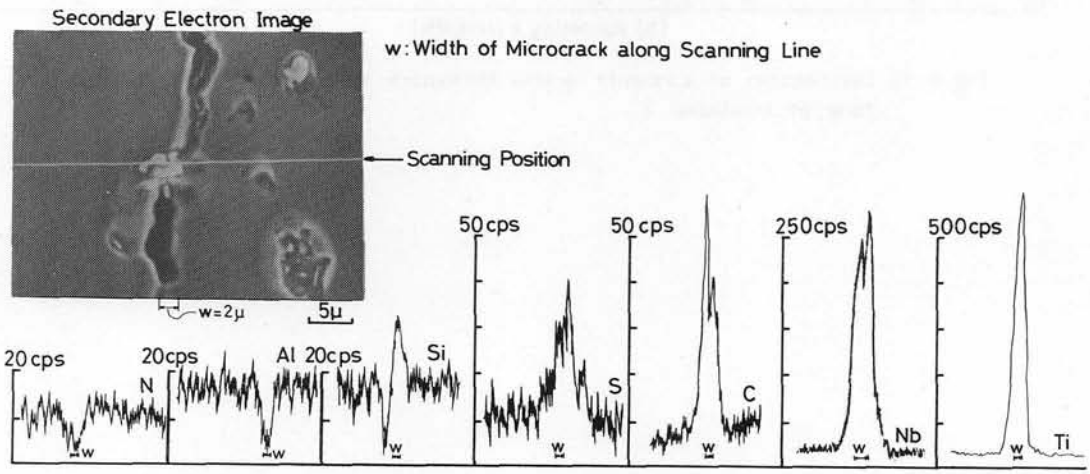


Fig.4-22 Distribution of Elements across Microcrack Observed in Heat Affected Zone of Incoloy 807

られる。

Incoloy 800 の場合は熱影響部の析出物を形成する元素，すなわち，Ti と C が増量し，Incoloy 807 の場合には熱影響部の析出物に含まれていた Nb，Ti，C の他にさらに Si および S の富化が認められる。

以上のように，ミクロ割れ部において増量する元素は，概して，熱影響部において溶融現象の認められる析出物に含まれる元素である。したがって，耐熱合金の凝固線近傍に発生するミクロ割れは熱影響部における析出物の液化現象と密接な関係があるように思われる。

(2) X線回折による析出物の同定

Table 3－2に示したような凝固線近傍熱影響部の状態を再現させた試験片より抽出した残渣のX線回折結果の一例をFig. 4－23～Fig. 4－27 に示す。Hastelloy X（HAEM）の場合には，M_6C と $M_{23}C_6$ のピークが認められ，$M_{23}C_6$ のピークがかなり顕著である。Inconel 625 の場合には，NbC，M_6C および $M_{23}C_6$ のピークがあり，NbC が多く認められる。Inconel 617 の場合には，M_6C および Ti（C，N）のピークが認められ，M_6C については顕著なピークを示し，Ti（C，N）については微弱である。Incoloy 800 については，Ti（C，N）および $M_{23}C_6$ のピークが認められ，Ti（C，N）についてはきわめて顕著である。Incoloy 807 の場合には，NbC，Ti（C，N）および $M_{23}C_6$ のピークが認められ，NbC については顕著なピークを示し，$M_{23}C_6$ についてはきわめて微弱である。

このようなX線回折による同定結果をとりまとめたものがTable 4－2 である。各材料に認められた主な析出物については，Hastelloy X は $M_{23}C_6$ および M_6C，Inconel 617 は M_6C，Incoloy 807 は NbC および Ti（C，N），Inconel 625 は NbC，Incoloy 800 は Ti（C，N），SUS 316 は $M_{23}C_6$ である。

4.4.3 ミクロ割れ発生機構に関する考察

(1) 析出物の液化現象

凝固線近傍熱影響部の析出物の形態および主な析出物の変化を一括してTable 4－3 に示す。Hastelloy X，Inconel 617 および Incoloy 807 の析出物には溶融現象が認められたが，Inconel 625，Incoloy 800 および SUS316 には溶融現象が認められない。

Hastelloy X については，析出物のEPMA による成分分析の結果，Mo，W および C の増量が認められ，またX線回折においても微量であるが M_6C が同定されている。この M_6C はマトリックスの溶融開始温度に比較して溶融温度が低い[15]ために液化しやすく，Hastelloy X の凝固線近傍熱影響部に析出している M_6C が Fig. 4－1～Fig. 4－4 に示したように溶融したものと考えられる。

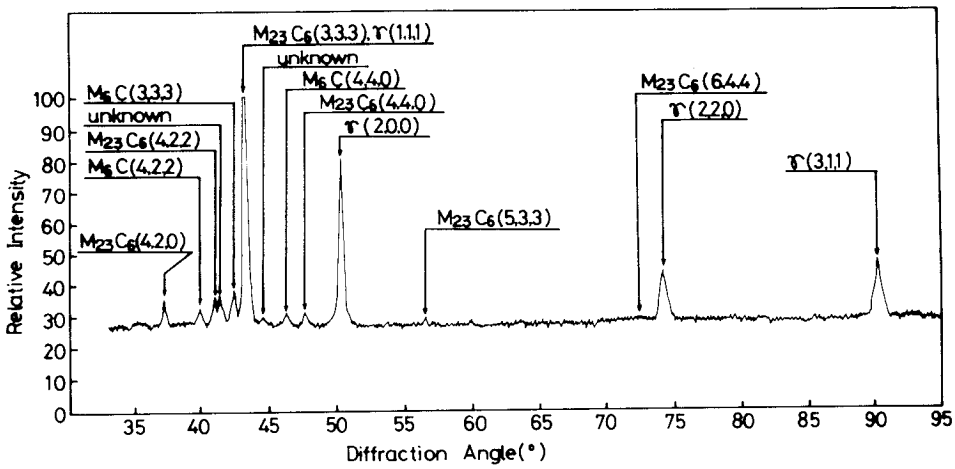


Fig.4-23 Identification of Precipitates by X-ray Diffraction (HAEM)

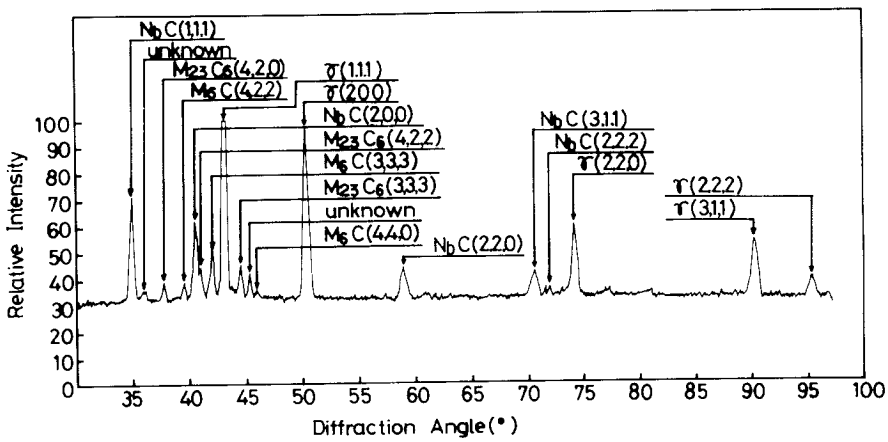


Fig.4-24 Identification of Precipitates by X-ray Diffraction (Inconel 625)

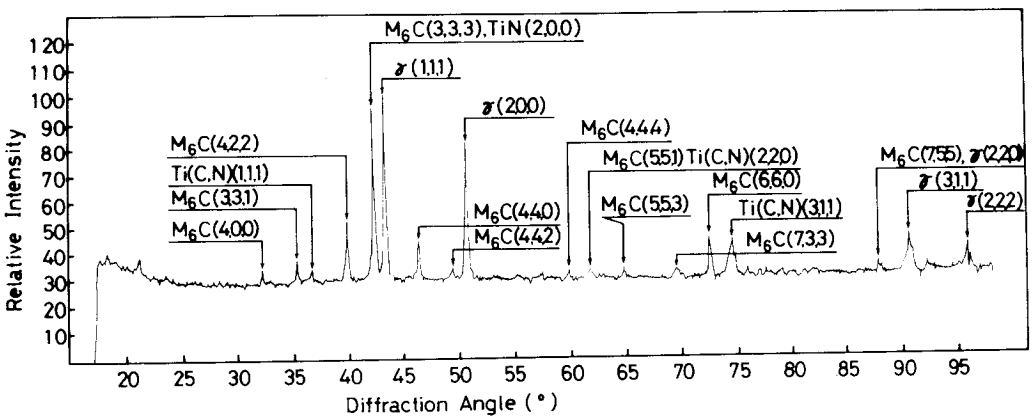


Fig.4-25 Identification of Precipitates by X-ray Diffraction (Inconel 617)

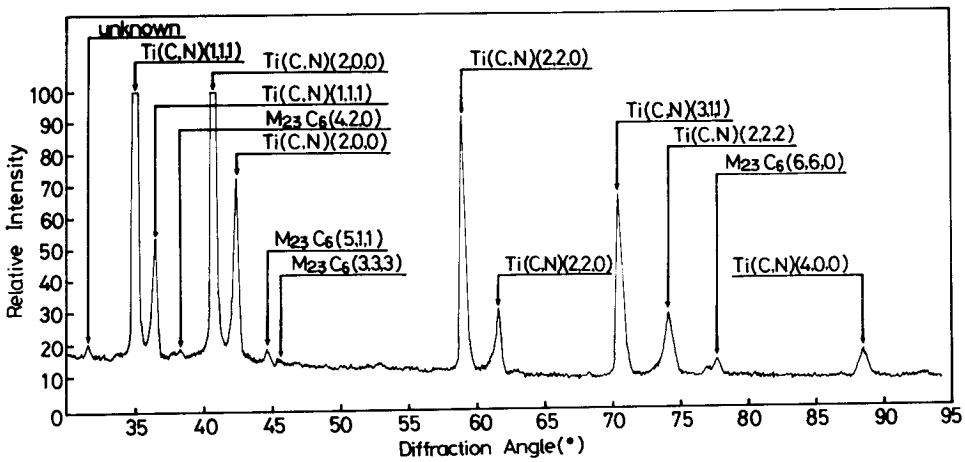


Fig.4-26 Identification of Precipitates by X-ray Diffraction (Incoloy 800)

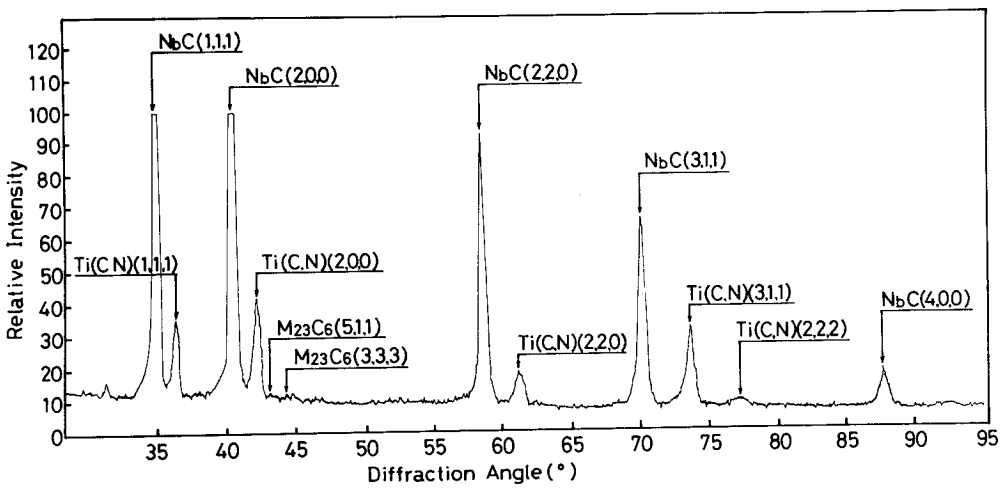


Fig.4-27 Identification of Precipitates by X-ray Diffraction (Incoloy 807)

Table 4-2 Precepitates' Identification Result by X-ray Diffraction

Material	Mark	Precipitates' Morphology	Relative X-ray Intensity	Lattice Constant (Å)
Hastelloy X	HAEN HAEM HVEN HVERN	$M_{23}C_6$	S	10.60
		M_6C	W	10.92-11.00
Inconel 625	Inl 625AE	N_bC	S	4.43
		M_6C	M	11.13 - 11.15
		$M_{23}C_6$	W	10.60
Inconel 617	Inl 617V	M_6C	S	11.05-11.06
		Ti(C,N)	VW	4.25
Incoloy 800	Iny 800V	Ti(C,N)	S	4.25-4.32
		$M_{23}C_6$	VW	10.53
Incoloy 807	Iny 807A	N_bC	S	4.45
		Ti(C,N)	M	4.28
		$M_{23}C_6$	VW	10.60
SUS 316	S 316	$M_{23}C_6$	S	10.60

Notes. S:Strong, M:Medium, W:Weak, VW:Very Weak

Table 4-3 Main Precepitates' Change in Heat Affected Zone

Material	Mark	Precipitates			Precipitates' Change	Effect of Precipitates' Liquation on Microcrack
		Type	T_M or T_E (°C) / ΔT (°C)	Quantity		
Hastelloy X	HAEN HAEM HVEN HVERN	$M_{23}C_6$	T_M=1550 / ⊕205~⊕234	Large	Not changed	Nil
		M_6C of Mo and W	T_M<1400 / ———	Small	Partially and fully melted	Appreciable
Inconel 625	Inl 625AE	NbC	T_E=1315 / ⊕10	Large	Not changed	Nil
		M_6C of Mo	T_M<1400 / ———	Medium	Changed only slightly	
		$M_{23}C_6$	T_M=1550 / ⊕235	Small	Not changed	
Inconel 617	Inl 617V	M_6C of Mo	T_M<1400 / ———	Large	Partially and fully melted	Appreciable
		Ti(C,N)	T_E=1380 / ⊕31	Very Small	Not changed	Nil
Incoloy 800	Iny 800V	Ti(C,N)	T_E=1380 / ⊖2	Large	Not changed	Nil
		$M_{23}C_6$	T_M=1550 / ⊕158	Very Small		
Incoloy 807	Iny 807A	NbC	T_E=1315 / ⊖41	Large	Partially and fully melted	Appreciable
		Ti(C,N)	T_E=1380 / ⊕14	Medium	Not changed	Nil
		$M_{23}C_6$	T_M=1550 / ⊕174	Very Small		
SUS 316	S316	$M_{23}C_6$	T_M=1550 / ⊕144	Large	Not changed	Nil

Notes; T_M : Melting Temperature of Precipitate
T_E : Temperature at Which Eutectic Reaction starts to occur between Carbide and Matrix (γ)
ΔT : $T_M - T_S$ or $T_E - T_S$, ⊕; $\Delta T > 0$, ⊖; $\Delta T < 0$
T_S : Solidus Temperature of Superalloy

Inconel 617 については，析出物のEPMAによる成分分析の結果，Mo および C の増量が認められ，X線回折においても大部分がM_6Cであると同定されている。このM_6CがFig. 4－5 に示すように溶融したものと思われる。なお，図中で液化現象の認められない小型の角ばった析出物がTi（C，N）である。このTi（C，N）の融点は3140℃できわめて高いが，[15] γと約1380℃で共晶反応を起し，液化することが報告されている。[16] しかし，Inconel 617 のマトリックスの溶融開始温度は1319℃で，Ti（C，N）とγの共晶開始温度よりも低いためにこのTi（C，N）が溶融しなかったものと考えられる。

Inconel 625 については，析出物のEPMAによる成分分析の結果，Nb，C および Mo の増量が認められ，X線回折においてもNbC，M_6Cが同定されている。しかし，M_6Cの量はきわめて少ない。このように，析出物の中で大部分をしめているNbC の融点は3500℃できわめて高いが，[15] このNbCもγと約1315℃において共晶反応を生じ，液化することが報告されている。[17),18] しかし，Inconel 625のマトリックスの溶融開始温度が1305℃で，NbCとγの共晶開始温度よりも低いために，Fig. 4－8 に示すように析出物の中で大部分をしめるNbC の液化現象が認められない。

Incoloy 800 については，析出物のEPMAによる成分分析の結果，Ti，C，Nの増量が認められ，X線回折においてもTi（C，N）が同定されている。Incoloy 800 のマトリックスの溶融開始

温度は1382°Cで，前述のTi（C，N）とγの共晶開始温度とほぼ同じであるため，液化現象が起らず，Fig. 4－7 に示すように原形をとどめていたものと考えられる。

Incoloy 807 については，析出物のEPMAによる成分分析の結果，Nb，Ti，Cの増量が認められ，X線回折においてもNbC，Ti（C，N）が同定されている。Incoloy 807 のマトリックスの溶融開始温度は1366°Cであり，析出物の大部分をしめるNbCとγの共晶開始温度よりもかなり高いために，図4－6に示すようにきわめて顕著な析出物の液化現象が生じたものと考えられる。

SUS 316 については析出物のEPMAによる成分分析の結果，C，Cr の増量が認められ，X線回折においても$M_{23}C_6$ が同定されている。

(2) 析出物の液化現象がミクロ割れにおよぼす影響

ミクロ割れの発生した凝固線近傍熱影響部の走査型電子顕微鏡による組織観察結果の一例をニッケル基および鉄基合金について，それぞれFig. 4－28 およびFig. 4－29 に示す。ミクロ割れの近傍には液化現象を生じた析出物が認められる。例えば，Inconel 617 について観察すると，溶融したM_6C はスケルトン状を呈しており，このようなM_6C は粒界に析出するものが多く，MCは粒界および粒内に一様に分散している。

電子ビーム溶接法は従来の溶接法と加熱溶融現象がきわめて異なり，しかもビード幅も非常に小さいために，凝固線近傍は次章に述べるような温度および応力分布状態にあるものと考えられる。このような凝固線近傍熱影響部の結晶粒界に液化した析出物があれば，この部分が起点となってミクロ割れが発生し，析出物に明瞭な液化現象が認められなかったInconel 625 およびSUS 316 にはミクロ割れが発生していない。なお，主要な析出物が溶融しなかったIncoloy 800 のミクロ割れはFig. 2－20(a) に示したように溶接部の全域に認められ，また Fig. 4－30に示すように高温延性試

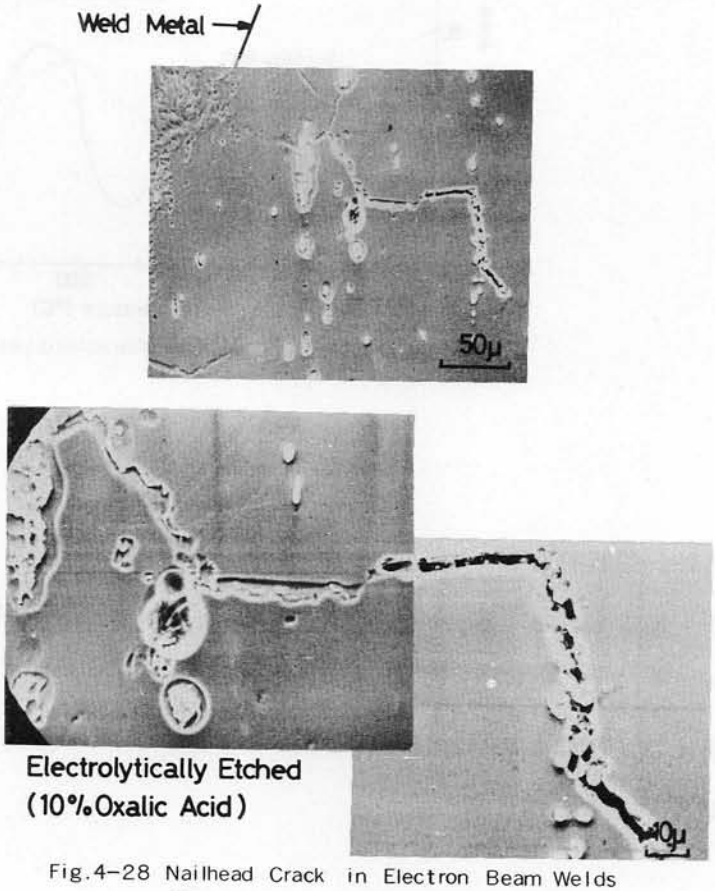


Fig.4-28 Nailhead Crack in Electron Beam Welds Observed by Scanning Electron Microscope (Inconel 617)

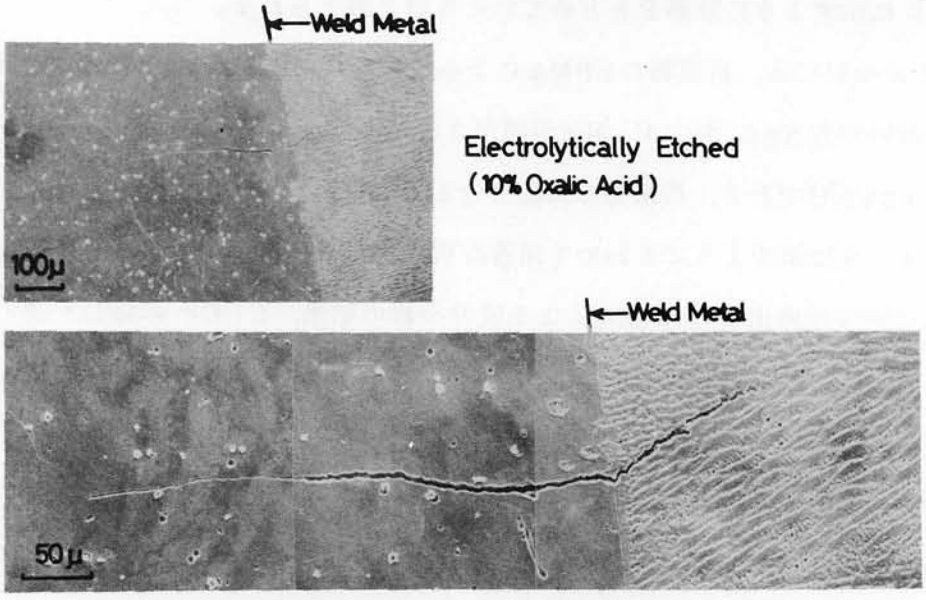


Fig.4-29 Nailhead Crack in Electron Beam Welds Observed by Scanning Electron Microscope (Incoloy 807)

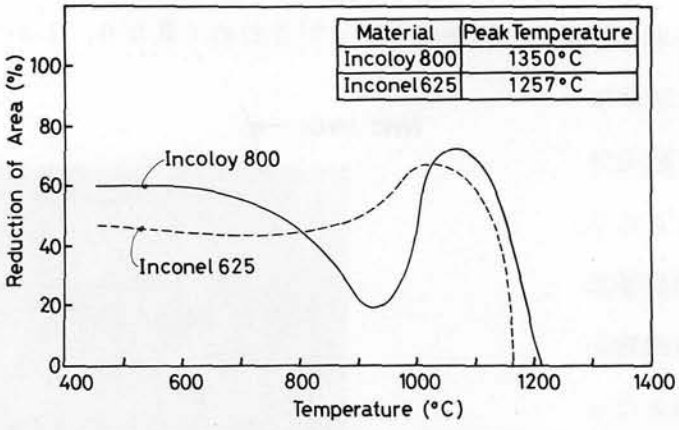


Fig.4-30 Hot Ductility Characteristics on Cooling

験における破断絞りが900°C付近で急激に低下することより，固相ぜい化による延性低下割れであろうと推定される[19]が，ネイルヘッド部にも割れが認められることおよびTable 4−3 からも判るようにTi（C，N）とγの 共晶開始温度がマトリックスの溶融開始温度よりもわずかに低いことより,析出物が溶融した可能性も十分考えられる。したがって，この割れの形態についてはさらに検討の必要があると考えられる。

4.5 要　　約

原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接部に発生するミクロ割れについて冶金学的検討を行なった。得られた結果を要約すると次の通りである。

1) ミクロ割れの発生したHastelloy X, Inconel 617 および Incoloy 807の凝固線近傍熱影響部の析出物には液化現象が生じ,ミクロ割れの認められなかったInconel 625およびSUS316の析出物には明瞭な変化が生じなかった。ただし，ミクロ割れの発生したIncoloy 800の析出物はほぼ原形をとどめていた。

2) 各材料に認められた主な析出物については，Hastelloy X は$M_{23}C_6$ およびM_6C，Inconel 617はM_6C，Incoloy 807はN_bCおよびTi(C,N)，Inconel 625はN_bC，Incoloy 800はTi(C,N)，SUS316は$M_{23}C_6$ であった。

3) ミクロ割れ発生機構については，次章で述べる温度および応力分布状態下にある凝固線近傍熱影響部の析出物の液化部が起点となって割れが粒界に沿って進展するものと考えられる。

第５章　溶接過程における温度および応力分布に関する検討

５．１　概　　説

前章において，原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接部には凝固線にほぼ直角にミクロ割れが発生し，とくにネイルヘッド部に多く認められた。この割れは，凝固線近傍における熱影響部の析出物の液化部が主要な起点となり，発生したと推定した。しかし，その詳しい機構を知るためには，とくに溶接過程中における熱影響部近傍の温度と応力分布の状態を解明する必要がある。

本章においては，電子ビーム溶接過程における状態に類似の溶接モデルを設定し，この溶接モデルの熱影響部近傍の温度と応力分布を有限要素法によって解析を行なった。この結果，高温域において凝固線近傍熱影響部に，割れ発生に必要な凝固線方向の引張応力が発生することを明らかにするとともに，このような割れに対するもっとも大きな要因である温度および応力の挙動を明確にした。

５．２　解 析 方 法

有限要素法によって解析を行ない，非定常熱伝導解析はZienkieviczの方法[20]に，弾塑性解析は山田の方法[21]に従った。

Table ５－１ に解析に使用した，ミクロ割れ感受性の高いInconel ６１７の材料定数を示す。この場合１０００°Cにおける値を採用し，温度依存性は考慮しない。

Table 5−1 Material Constants of Inconel 617 at 1000℃

Young's Modulus (E)	14000 (kg/mm^2)
Poisson's Ratio (ν)	0.307
Yield Stress (σ_Y)	8.0 (kg/mm^2)
Mean Expansion Coefficient (α)	1.625×10^{-5}
Density (ρ)	8.01 (g/cm^3)
Specific Heat (c)	0.158 (cal/g·°c)
Thermal Conductivity (k)	0.0683 (cal/cm·sec·°c)

Fig. ５－１ に解析の対象とした継手の各部の寸法ならびに座標系を示す。電子ビーム溶接部の断面形状は実際の溶接部の断面マクロの一例を計測して得たものである。通常，座標系は板の面内をｘおよびｙ方向にとり，板厚方向をｚ軸にとるのが慣例ではあるが，ここでは断面の応力分布に注目しているので，図示の通り板幅方向をｘ軸にとり，板厚方向をｙ軸にとった。

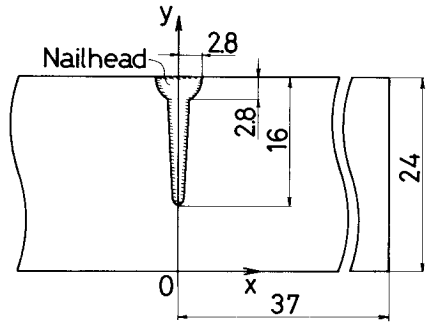


Fig.5−1 Model of Analysis for Actual Electron Beam Welds

熱伝導解析における初期条件はｔ＝０（sec）で溶接金属部のみが２０００°Cの溶融状態にあり，他の部分は０°Cと仮定した。境界条件はFig. ５－１の溶接部のｘ方向（板幅方向）の両端が常に０°Cに保たれるものと仮定し，表面からの熱の放散な

らびに融解，凝固の潜熱を無視した。応力解析における初期条件は t = 0 (sec) では溶接金属および母材部に応力は生じないものとした。局部拘束によって生じる応力のみを解析するためなんらの外的拘束も与えなかった。溶接線方向の応力 σ_Z は零とし，平面応力条件下で解析を行なった。

Fig. 5－2 に要素分割図を示す。要素内での温度および変位が線形に変化する三角形要素を用いた。

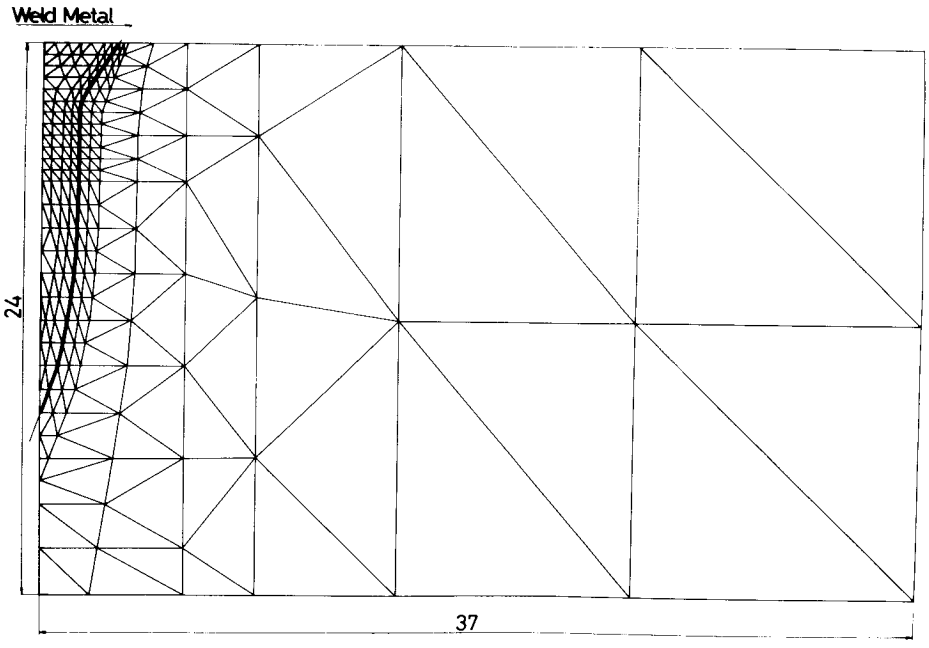


Fig.5-2 Finite Element Idealization

5．3 解析結果および考察

溶接部の温度分布をFig. 5－3～Fig. 5－5に示し，応力分布をFig. 5－6～Fig. 5－9に示す。

Fig. 5－3 は溶融境界に隣接する熱影響部（溶融境界を一辺にもつ三角形要素）の温度分布を示したものである。この結果，最大の特徴は最高加熱温度がネイルヘッドのネック部にあることとそれからの冷却速度もきわめて小さいことである。Fig. 5－4 およびFig. 5－5 はそれぞれネイルヘッドのネック部および溶接金属中央部の温度分布を示している。これから両部での温度勾配を求めると，冷却初期の t = 0.01(sec)ではその差があまり認められないが，時間が経過するにつれてネイルヘッドのネック部の方がゆるやかであることが判る。このように，ネイルヘッドのネック部での最高加熱温度が高く，冷却速度が小さく，かつ周辺の温度勾配がゆるやかであるというネイルヘッドのネック部の温度分布の特徴は，この部分の局部的形状に起因するものであり，電子ビームのビード特性の一つと言える。

Fig. 5－6 は熱影響部における溶融境界線方向の応力成分 (σ) の分布を示したものである。熱影

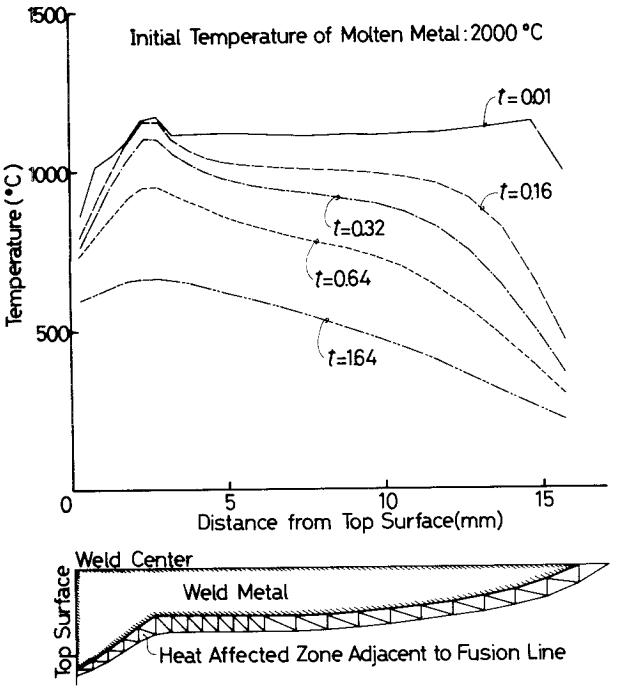


Fig.5-3 Temperature Distribution at Heat Affected Zone Adjacent to Fusion Line

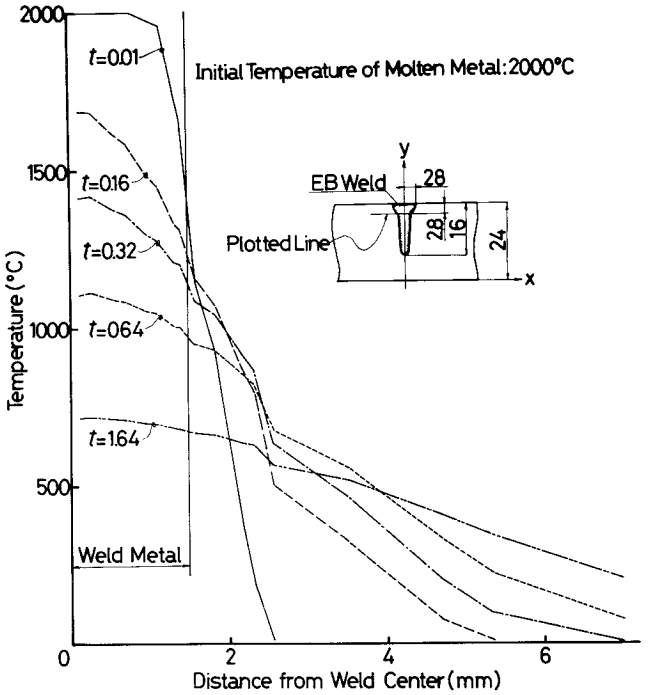


Fig.5-4 Temperature Distribution at around Nailhead Neck

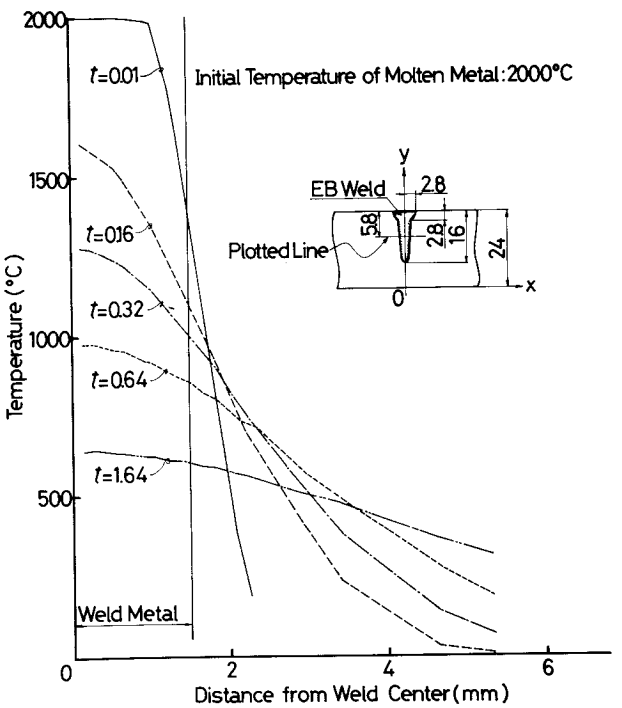


Fig.5-5 Temperature Distribution at around Middle Section of Welds

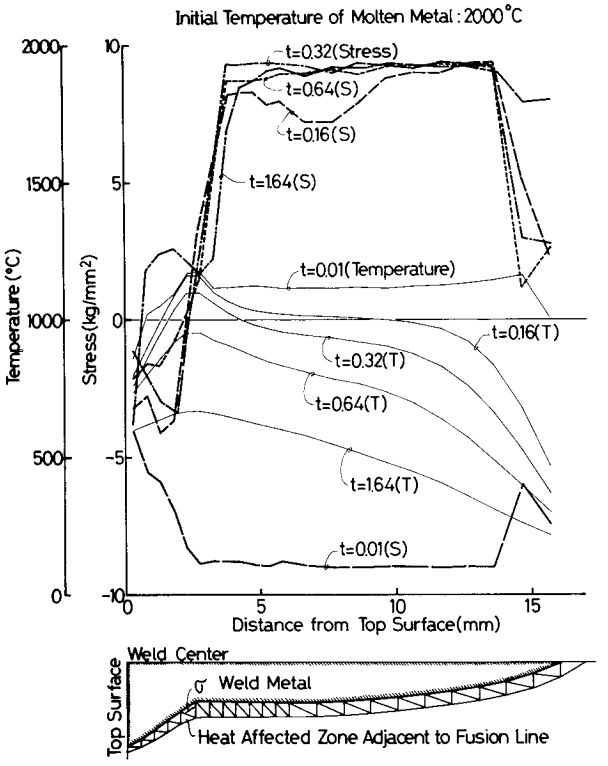


Fig.5-6 Stress Distribution at Heat Affected zone Adjacent to Fusion Line

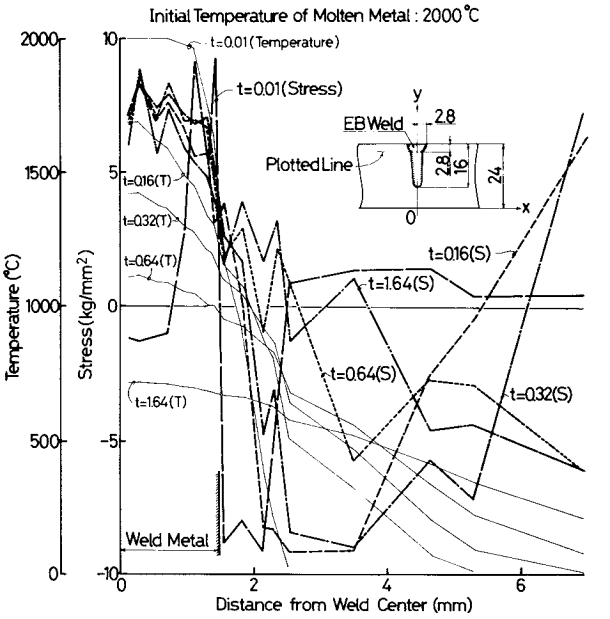


Fig.5-7 Stress Distribution at around Nailhead Neck

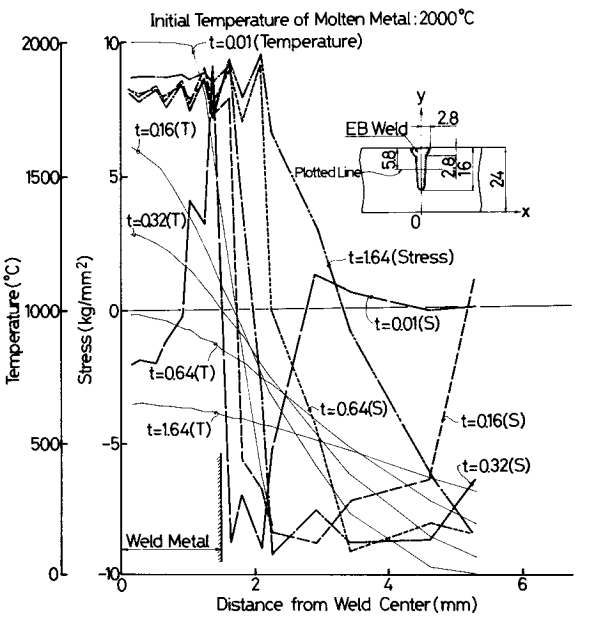


Fig.5-8 Stress Distribution at around Middle Section of Welds

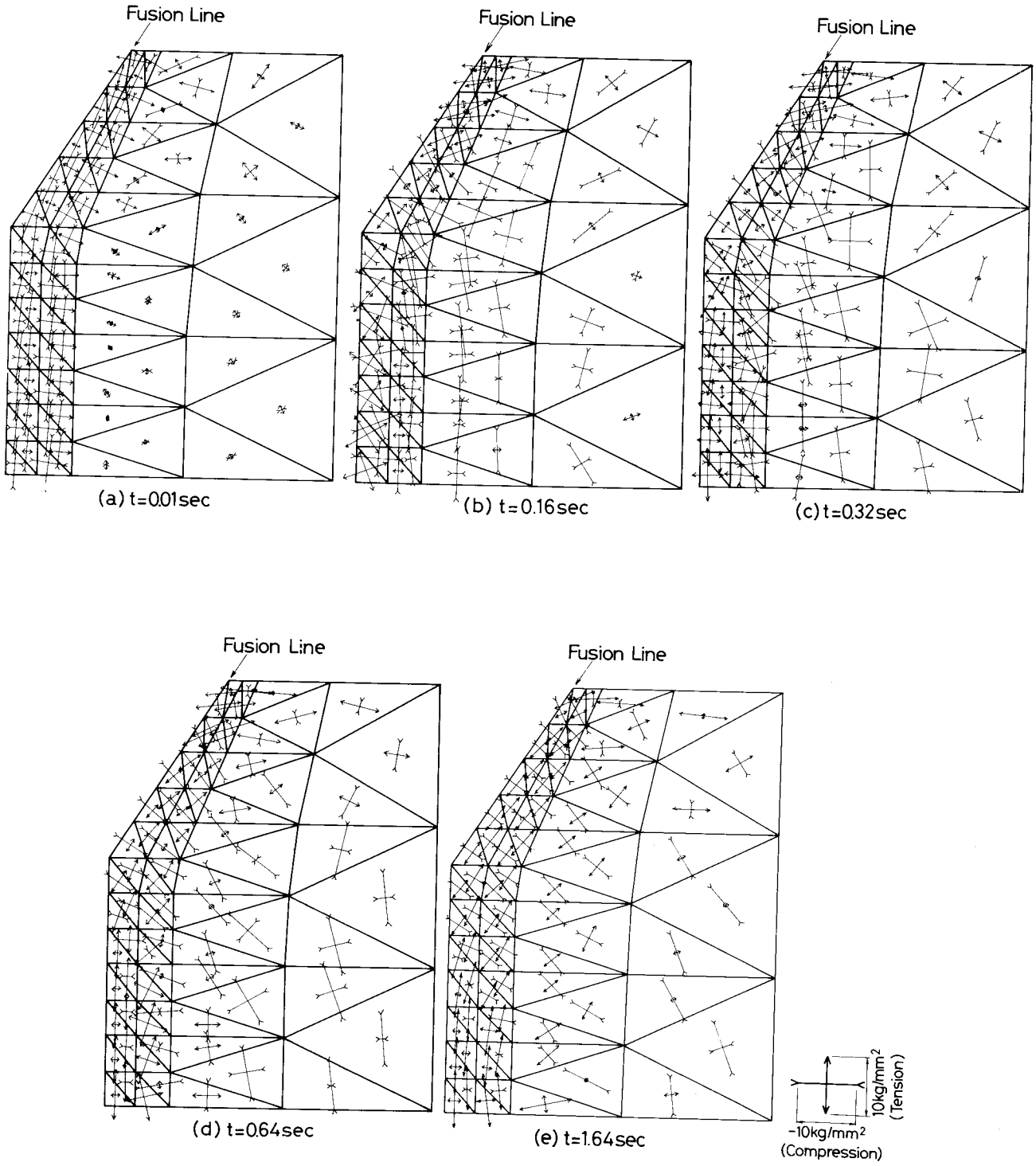


Fig.5-9 Principal Stress Distribution at around Nailhead Area

響部は最高加熱温度到達（ t ＝ 0.01 sec ）までは一様に圧縮応力が作用し，溶接金属中央部では圧縮降伏を生じているが，ネイルヘッド部および溶接金属先端部の応力は溶接金属中央部より低い。いっぽう，最高加熱温度到達以降（ t ＝ 0.16 sec 以降）では表面近傍を除いて引張応力が作用している。溶接金属中央部では引張降伏を生じているが，やはりネイルヘッドのネック部の応力は溶接金属中央部に比べて低い。Fig. 5－7 および Fig. 5－8 はそれぞれネイルヘッドのネック部および溶接金属中央部における σ_y の分布を温度分布と対応させて示したものである。t ＝ 0.01 (sec) では溶接金属および熱影響部の非常に限られた部分にそれぞれ引張および圧縮降伏が生じているが，時間が経過し熱の拡散が進むにつれて溶接金属部の引張降伏域が内部に拡大する。いっぽう，熱影響部においては，最初，最高加熱温度到達（ t ＝ 0.01 sec ）までは圧縮であったものが引張応力に転し，この引張応力域が拡大するとともにこれに続く圧縮降伏域も拡大し，かつ板端部に向って移行する。応力分布に鋸歯状の変動が見られるのは連続体を有限個の要素の集合に近似しているための誤差と推定され，解析結果を平滑化（例えば相隣る二要素間の応力値の平均をとる）すればこのような変動はなくなる。[22] Fig. 5－7 と Fig. 5－8 を比較すればネイルヘッドのネック部は溶接金属中央部に比較して周辺の応力勾配がゆるやかである。Fig. 5－9 はネイルヘッド部近傍の主応力図を時間の経過にしたがって示したものである。熱影響部での主応力方向は溶融境界線方向とほぼ一致している。ネイルヘッド部におけるミクロ割れ（高温割れ）は溶融境界線にほぼ直角方向に発生しており，この主応力にほぼ直角に割れが発生したものと考えられる。

電子ビーム溶接における温度および応力分布特性を総合すると，ネイルヘッド部における熱影響部ミクロ割れ発生原因としては，ネイルヘッドのネック部は熱影響部の他の部分と比較して相対的に発生応力は低いが，最高加熱温度が高く冷却速度も小さいために，1000℃以上で凝固線方向に引張応力が作用する時間が長いことおよび熱影響部周辺の応力勾配が他の部分と比較して相対的にゆるやかであるために，1000℃以上の温度において引張応力が負荷する範囲が大きいことが考えられる。

5．4　要　　約

電子ビーム溶接について，溶接過程における温度および応力分布を有限要素法によって解析した結果を要約すると以下の通りである。

1）ネイルヘッドのネック部は熱影響部の他の部分と比較して最高加熱温度が高く，冷却速度も小さいために，1000℃以上の高温に保持される時間が長い。このようなネイルヘッドのネック部の温度分布の特徴はこの部分の局部的形状に起因するものであり，電子ビームのビード特性の1つと云える。

2）ネイルヘッドのネック部は熱影響部の他の部分と比較して発生応力は低いが，1000℃以上で凝固線方向に引張応力の作用する時間が長い。また，この部分の熱影響部周辺の応力勾配が他の部分と比較して相対的にゆるやかであるために，1000℃以上の温度において引張応力が負荷する範囲が大きい。

3）上述のようなネイルヘッドのネック部の温度および応力分布特性により，ネイルヘッド部にミクロ割れが発生しやすいものと推定できる。

第６章　ミクロ割れ防止に関する検討

6.1　概　　説

第２章において，Inconel 625およびSUS 316　を除くすべての耐熱合金の電子ビーム溶接部にはミクロ割れが発生し，このミクロ割れは溶接入熱と関係があることを明確にした。第４章においてはこれらのミクロ割れに関する冶金学的考察を行ない，ミクロ割れは凝固線近傍熱影響部の析出物の液化現象ときわめて密接な関係があることを明らかにした。

本章においてはTable 2－2 に示した供試材料の中でもっともミクロ割れ感受性の高いInconel 617　に合金元素を微量添加した改良合金を試作し，主としてこの改良合金の電子ビーム溶接部の走査型電子顕微鏡による組織観察およびEPMAの線分析による析出物の成分分析を行なうことにより，ミクロ割れの発生に支配的な影響を及ぼす析出物の状態およびミクロ割れの有無を調査した。その結果，ある種の合金元素たとえばNbを添加することによってミクロ割れが防止できることを実験的に証明し，耐熱合金のミクロ割れ防止上きわめて有効かつ実用的な対策を提案した。

6.2　供 試 材 料

本実験においては，Inconel 617　のミクロ割れにおよぼす析出物（M_6C）の影響を考慮し，Cときわめて結合力の強いNb を段階的に変化させた改良合金を試作し，これを“改良Inconel 617”とし，供試材料として使用した。

通常Inconel 617の熱間加工（たとえば鍛造，圧延など）時の最適加工温度範囲は 1000℃～1200℃とされており，[23] この範囲よりも高い温度で加工を実施すれば結晶粒の成長による粗大化，低い温度で行なう場合には割れ発生などの問題がある。本実験で試作した改良Inconel 617 は熱間加工性を損なうNb を含んでいるために，熱間加工温度は通常のInconel 617　に比較して少し高くする必要がある。ここではNb 量としては０，1.0，2.0 および4.0％を目標値として設定した。さらに，割れ感受性を評価するためには結晶粒度はできるだけ同程度にすべきであり，これらのことを考慮して試作した改良Inconel 617の化学成分および顕微鏡組織をそれぞれTable 6－1 およ

Table 6-1 Chemical Composition of Inconel 617 Experimentally Produced

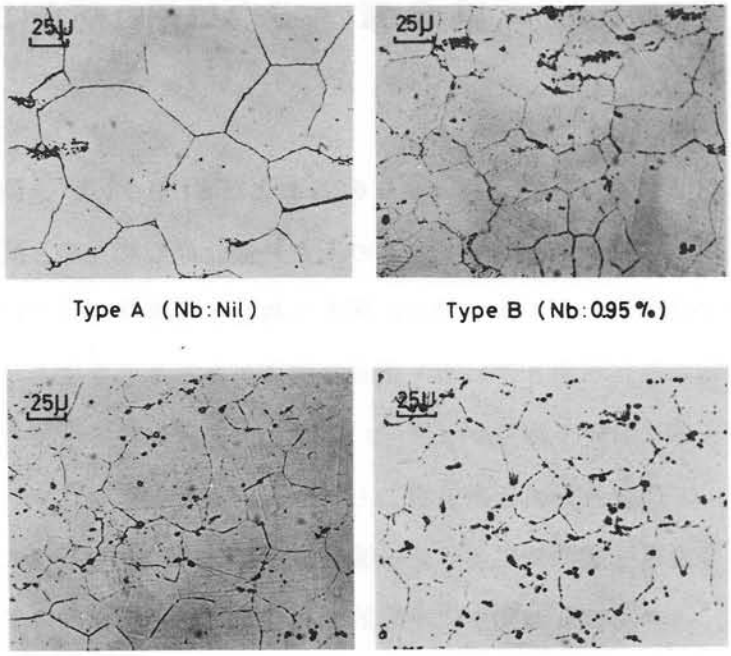
Material	Mark	Thickness (mm)	Final Heat Treatment	Grain Size (ASTM)	Chemical Composition (%)												
					C	Si	Mn	P	S	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Fe	Nb	Ni
Inconel 617	A	15	1177℃x15Min W.Q	3～5	0.072	0.09	0.020	0.003	0.003	21.90	12.50	8.88	0.94	0.45	1.31	-	Bal.
Modified Inconel 617	B			5～7	0.068	0.13	0.020	0.005	0.003	21.17	12.60	8.83	0.96	0.46	1.23	0.95	
	C			5～7	0.072	0.13	0.021	0.007	0.005	21.92	12.28	8.73	0.92	0.45	1.29	1.95	
	D			5～7	0.066	0.19	0.021	0.007	0.005	21.92	12.30	8.85	0.90	0.46	1.36	4.10	

Manufacturing Process

Vacuum Melting → Forging(1150℃) → Hot Rolling(1150℃) → Polishing → Final Heat Treatment(1177℃x15Min,W.Q)

びFig. 6－1 に示す。

結晶粒度については Nb を含んだ改良 Inconel 617（タイプB～タイプD）についてはほぼ同程度になっている。なお，各試作材料の非破壊検査結果はいずれの場合にも良好であり，欠陥は認められなかった。



Type A (Nb: Nil)　Type B (Nb: 0.95 %)

Type C (Nb: 1.95 %)　Type D (Nb: 4.10 %)

Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig. 6-1 Typical Microstructure of Experimentally Produced Inconel 617 Base Metal

6．3　実 験 方 法

Table 6－1 に化学成分を示す試作した改良 Inconel 617 の電子ビーム溶接によるビード置き試験を第2章の2.4項で述べた方法で実施し，溶接部横断面の電解研磨および電解腐食（腐食条件は一定）後，走査型電子顕微鏡による凝固線近傍熱影響部の組織観察を実施し，析出物の状態およびミクロ割れの有無について調査した。また，熱影響部における析出物のEPMAによる成分分析を行なうことによりその形態についても調査した。なお，比較のために母材の組織観察および析出物の成分分析も行なった。

また，試作した改良 Inconel 617 の凝固開始温度 T_L および凝固終了温度 T_S を第3章の3.3.3項で述べた方法で求めた。

6．4　実験結果および考察

6．4．1　材料の融点の測定

各材料の融点測定結果をTable 6－2 に示す。表より判るように，Nb 量が多くなるにしたがって凝固開始温度（溶融終了温度）T_L および凝固終了温度（溶融開始温度）T_S は低くなり凝固範囲の幅も Nb 量の増大にしたがって小さくなっている。

Table 6-2 Melting Temperature of Experimentally Produced Inconel 617 Measured

Material	Mark	Melting Temperature (°C)		
		T_L	T_S	$\Delta T(=T_L-T_S)$
Inconel 617	A	1350	1331	21
Modified Inconel 617	B	1344	1326	18
	C	1334	1321	13
	D	1315	1308	7

Notes: T_L : Liquidus Temperature
T_S : Solidus Temperature

6．4．2　溶接部の走査型電子顕微鏡による観察

(1)　母　　材

タイプA～タイプDの母材の走査型電子顕微鏡組織の代表例を一括してFig. 6－2に示す。

図より判るように，Nbを含まないタイプAおよび約1％含んだタイプBでは比較的大型の析出物と小型の析出物が認められ．大型の析出物の近傍に小型の析出物が集まっている。いっぽう，Nbをそれぞれ約2％および約4％含んだタイプCおよびタイプDでは比較的大型の析出物が多く認められる。

(2) 凝固線近傍熱影響部

タイプA～タイプDの凝固線近傍熱影響部の走査型電子顕微鏡組織の代表例をFig. 6－3 に示す。

図より判るように，Nb を含まないタイプAでは析出物の顕著な溶融現象が認められ，溶融した部分はスケルトン状組織を呈しており，第4章のFig. 4－5 に示したInconel 617 のM_6Cときわ

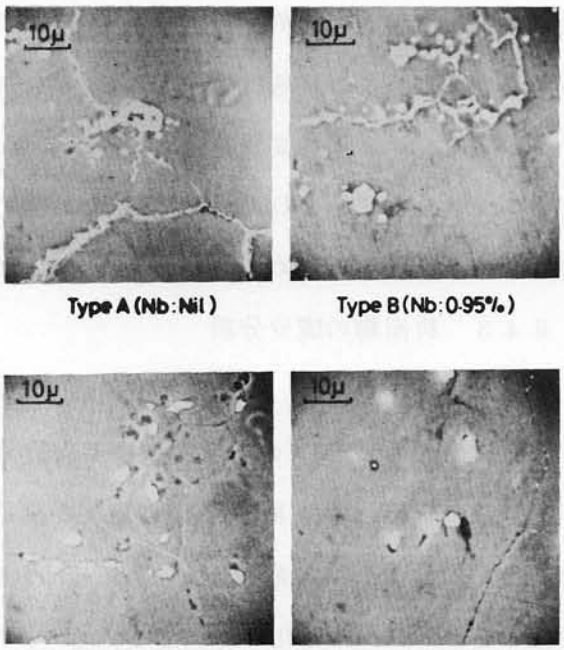


Fig. 6-2 Typical Scanning Electron Micrograph of Experimentally Produced Inconel 617 Base Metal

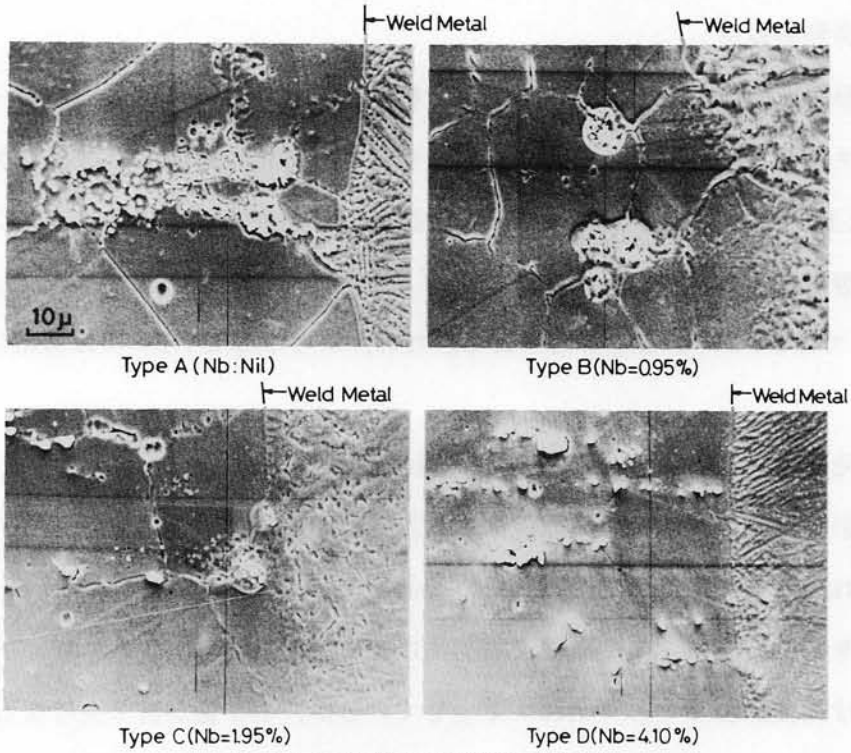


Fig. 6-3 Typical Scanning Electron Micrograph of Electron Beam Welds of Experimentally Produced Inconel 617

めて類似している。また，溶融現象を生じた析出物のごく近くに原形をとどめている小型の析出物が認められる。Nb を約１％含むタイプＢではスケルトン状組織は認められないが，溶融した析出物が認められ，この状態は第４章のFig. 4－6 に示した Incoloy 807 のNbC ときわめて類似している。また，Nb を約２％含むタイプＣでは部分溶融を生じた析出物が認められる。さらに，Nb を約４％含んだタイプＤの場合には溶融現象を生じた析出物が認められず，図に示すように析出物はいずれも原形をとどめており，きわめて安定である。

6.4.3　析出物の成分分析

(1)　母　　材

母材析出物のEPMAの線分析による成分分析結果をFig. 6－4に示す。図より，Nb を含まないタイプＡの析出物には Mo と C の富化が認められ，とくに Mo の富化が顕著であり，Ti もわずかであるが増量する傾向を示している。 Nbを約１％含んだタイプＢでは，Mo，Nb，Ti，C の富化が認められ，Mo の富化がもっとも大きく，この順に増量の程度が小さくなっている。しかしMo の増量の程度はタイプＡに比較して小さい。Nb を約２％以上含んだタイプＣおよびＤでは，Nb，Ti，C の富化が認められ，Mo は逆に減少している。 以上の結果より，それぞれの試作合金に認められる主要な析出物は，タイプＡではMo の M_6C，タイプＢではMo のM_6CおよびNbC，タイプＣおよびＤでは NbC と考えられる。

(2)　凝固線近傍熱影響部

凝固線近傍熱影響部の析出物の EPMA の線分析による成分分析結果をFig. 6－5 に示す。図より，タイプＡ～タイプＤのいずれの場合においても元素の富化の傾向は母材析出物と同様の傾向を示している。 以上の結果および走査型電子顕微鏡による熱影響部の観察結果より，凝固線近傍熱影響部において溶融現象を生じた析出物は，タイプＡではMo のM_6C，タイプＢではMo のM_6C と NbC，タイプＣではNbC であると考えられる。なお，タイプＤのNbC には溶融現象は認められない。

6.4.4　合金元素（Nb）が材料のミクロ割れ感受性におよぼす影響

凝固線近傍熱影響部の走査型電子顕微鏡による組織観察の結果，認められたミクロ割れの断面図およびミクロ割れ部の走査型電子顕微鏡組織の一例をそれぞれTable 6－3 およびFig. 6－6 に示す。Table 6－3 より判るように，溶接条件に無関係にNb を含まないタイプＡおよび約１％含んだタイプＢにおいては比較的多くミクロ割れが発生しているが，Nb 量が約２％になるとミクロ割れの発生は少なくなり，さらにNb 量が約４％になるとミクロ割れは発生しない。Fig. 6－7 は Nb 量とミクロ割れ発生率（同一入熱において割れの認められた試験片数と全試験片数の比率）の関係を示したものであり，Nb 量が増大するにつれてミクロ割れ発生率が減少し，Nb 添加の効果が明確

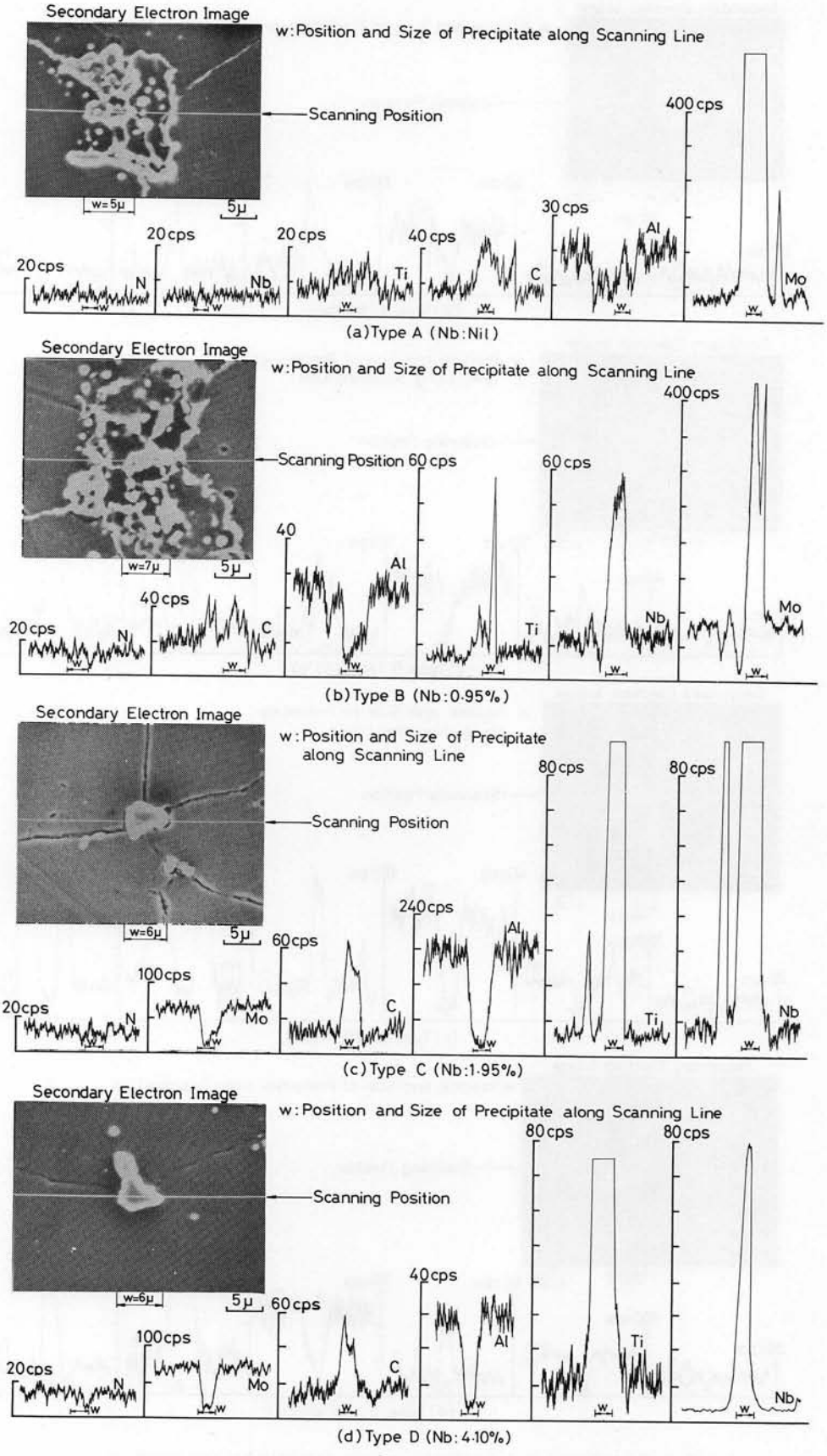


Fig.6-4 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Base Metal of Experimentally Produced Inconel 617

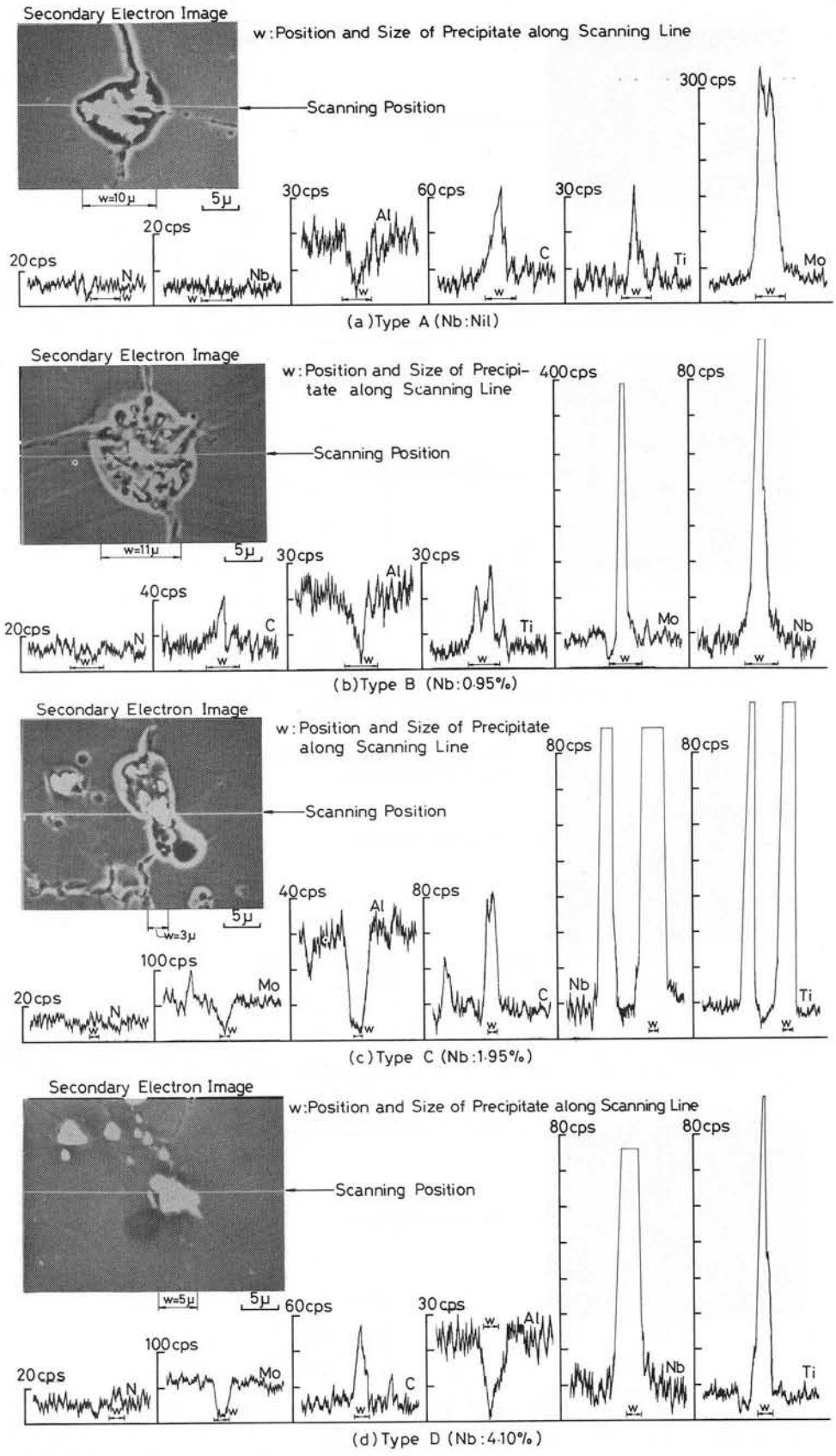


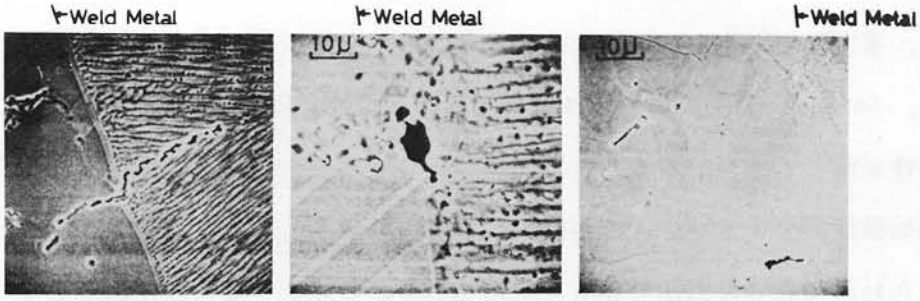
Fig.6-5 Distribution of Elements across Precipitate Observed in Heat Affectad Zone of Experimentally Produced Inconel 617

Table 6-3 Schematic Explanation of Occurrence of Microcrack in Transverse Cross-section

Cross-section

Welding Condition	Material	Mark	a_b								
			1.17	1.13	1.08	1.04	1.0	0.96	0.91	0.87	0.82
I_b = 30mA V_b = 100kV U_b' = 100cm/min	Inconel 617	A	—	↑	↑	—	—	—	—	—	—
	Modified Inconel 617	B	↑	—	—	—	—	↑	—	—	↑
		C	—	↑	—	—	—	—	—	—	—
		D	—	—	—	—	—	—	—	—	—
I_b = 40mA V_b = 125kV U_b' = 160cm/min	Inconel 617	A	—	↑	↑	↑	—	—	↑	↑	↑
	Modified Inconel 617	B	—	—	—	—	—	↑	↑	—	—
		C	—	—	↑	—	—	—	—	—	—
		D	—	—	—	—	—	—	—	—	—

Note: — means that microcrack never occurred in this experiment



Type A (Nb: Nil) Type B (Nb: 0.95%) Type C (Nb: 1.95%)

Electrolytically Etched (10% Oxalic Acid)

Fig.6-6 Typical Microcrack Observed in Electron Beam Welds of Experimentally Produced Inconel 617

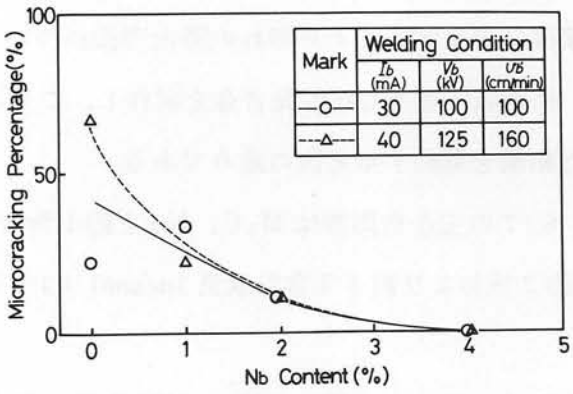


Fig.6-7 Effect of Nb Content on Microcracking Percentage

に認められる。

6.4.5　効果的なミクロ割れ防止法に関する考察

前述したように，Nb を含まないタイプAにおいては主な析出物はM_6Cであり，このM_6C の融点がマトリックスの溶融開始温度 T_S より低いために溶融現象が生じ，ミクロ割れが発生したものと考えられる。Nb を含むタイプB～タイプDの場合には主な析出物はNbCである。このNbCの融点は3500℃ときわめて高いが，[15] 1315℃でγと共晶反応を生じ，その結果溶融することが報告されている。[17)18)] Table 6－2 の融点測定結果より各耐熱合金のT_Sは Nb の増大とともに低くなるが，タイプBおよびタイプCの T_SはいずれもNbC と γ の共晶開始温度よりも高いために溶融し，ミクロ割れが発生したものと考えられる。いっぽう，約4％のNbを含むタイプDの場合は T_S が1308℃でNbC と γ の共晶開始温度よりも低いために析出物は溶融せず，ミクロ割れが発生しなかったものと思われる。このような析出物の溶融現象とミクロ割れの関係は第4章の4.4.3項で述べた関係と同様であるものと考えられる。

以上のように，本実験で試作した耐熱合金のうち，Nb を約2％以上含む場合にはミクロ割れ感受性が低くなり，Inconel 617の場合には合金元素としてNbを適当に添加することによって材料の耐ミクロ割れ性が著しく改善できることが明らかになった。一般的に，析出物の融点および析出物とγの共晶開始温度がマトリックスの溶融開始温度 T_S よりも高くなるような合金元素を適当に添加することはきわめて有効な方法であると考えられる。このような合金元素としては本実験で添加した Nb の他にその炭化物の溶融温度が高く，さらにγとの共晶反応も生じない Ta などが挙げられる。[24] なお，耐熱合金には優れた高温強度特性が要求されるために，高温強度に対する配慮も十分払う必要があろう。

6.5　要　　約

耐熱合金の電子ビーム溶接部に発生するミクロ割れの防止方法について検討するために，Inconel 617 に合金元素として Nb を適当に添加した改良合金を試作し，この試作材料の電子ビーム溶接部の冶金学的調査を行なった結果を要約すると次の通りである。

1）Nb を含まない Ioconel 617の主な析出物はM_6C，Nb を約1％含んだ改良 Inconel 617 はM_6CおよびNbC，Nb を約2％および約4％含む改良 Inconel 617 の主な析出物はいずれもNbCである。

2）凝固線近傍熱影響部におけるこれらの主要析出物は，Nb を約4％含んだ改良 Inconel 617を除いて，いずれの場合にも溶融現象を生じた。Nb が約4％の改良 Inconel 617のNbC が溶融しなかった理由としては，NbC と γ の共晶開始温度がマトリックスの溶融開始温度 T_S よりも

高かったためである。

3） Nb 量が増大するにしたがってミクロ割れ感受性は低くなり，約２％以上ではその効果も顕著になり，約４％でミクロ割れの発生は認められなくなる。

4） 析出物の溶融現象に起因した耐熱合金のミクロ割れを防止する一般的な手段としては，析出物の融点および析出物と γ の共晶開始温度がマトリックスの溶融開始温度 T_S よりも高くなるように適当な合金元素を添加することであって，これはきわめて有効な方法であると考えられる。

第７章　溶接継手の機械的特性に関する検討

７．１　概　　説

原子炉用耐熱合金電子ビーム溶接継手の機械的特性，とくに高温強度特性に関する報告は極めて少なく，未だ十分な究明が行なわれていないのが現状である。

本章においては，上記耐熱合金の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手について，静引張特性，高温低サイクル疲労特性，クリープおよびクリープ破断特性について調査し，電子ビーム溶接継手の機械的特性を明確にし，ＴＩＧ溶接継手に比較して優れていることを示した。

７．２　供 試 材 料

7.2.1　母　　材

Table ２－２に示したHastelloy系，Inconel系およびIncoloy系の耐熱合金を使用した。なお，Hastelloy X の各材料は，ここではHAEN，HAEM，HVEN である。

7.2.2　ＴＩＧ 溶加棒

ＴＩＧ溶接に使用した溶加棒の化学成分をTable ７－１ に示す。

Table 7-1 Chemical Composition of Filler Metal for TIG Welding Used

Material	Chemical Composition (%)															
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb+Ta	Al	Ti	B	Fe	Cu
HastelloyX	0.07	0.42	0.35	0.013	<0.005	Bal.	21.56	1.00	8.97	0.51	—	—	—	0.002	17.80	—
Inconel625	0.015	0.32	0.32	0.004	<0.005		21.53	Tr.	8.86	—	3.74	0.16	0.14	—	2.62	—
Inconel617	0.08	0.16	0.03	—	<0.007		22.27	12.45	9.13	—	—	0.89	—	—	0.50	—
Inconel 82	0.01	0.17	2.92	—	0.007		19.77	—	—	—	2.59	—	0.35	—	0.38	0.03
Incoloy 800	0.09	0.14	3.55	0.002	0.007	34.17	20.25	—	—	—	—	0.24	0.27	—	Bal.	—
Incoloy 807	0.06	0.38	0.75	0.002	0.009	39.16	20.62	7.93	—	4.89	—	0.39	0.46	—		—

Notes; Melting Process: Vacuum Induction Melting

７．３　溶接試験板製作要領

溶接継手の機械的試験片を採取するに必要な溶接試験板は以下の要領によって製作した。

7.3.1　溶 接 条 件

各耐熱合金について１５㎜厚さに切削後，Table ７－２ に示す電子ビーム溶接条件およびTable ７－３ に示すＴＩＧ溶接条件にて溶接を行なった。

Table 7-2 Electron Beam Welding Conditions

Joint Configuration	Welding Conditions					
	P_{ch} (Torr)	D_F (mm)	a_b (mm)	I_b (mA)	V_b (kV)	v_b (cm/min)
15	5×10^{-4}	225	1.04	40	150	60

Table 7-3 TIG Welding Conditions

Joint Configuration	Built-up Sequence	Welding Conditions						
		Pass	Dia. of Filler Metal (mm)	Welding Current (A)	Arc Voltage (V)	Welding Speed (mm/min)	Shield Gas Flow (l/min) Torch	Shield Gas Flow (l/min) Back-up
40°, 15, 5R, 1	41, 46, 2, 3, 1	1~3	1.2	60~70	9~10	50~60	6	10
		4~46	1.2	70~80	10~11			—

7.3.2　検査方法

溶接部のX線透過試験を行ない，無欠陥であることを確認した。

7．4　溶接部の顕微鏡組織

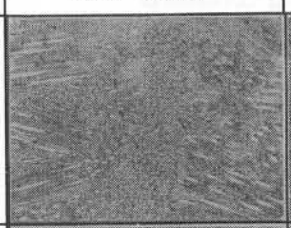
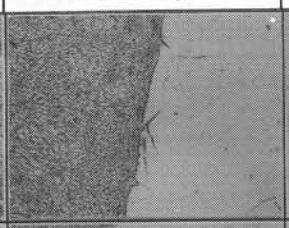
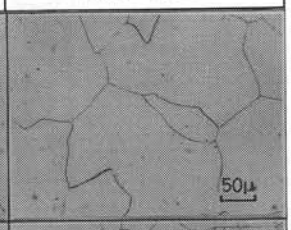
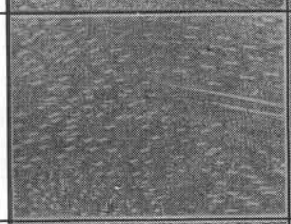
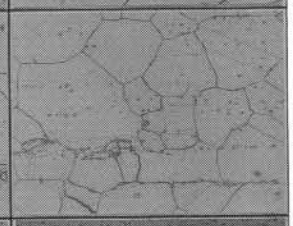
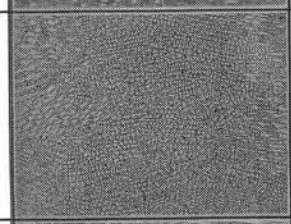
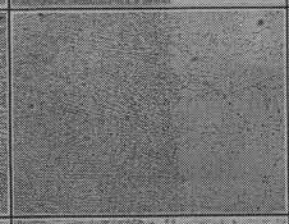
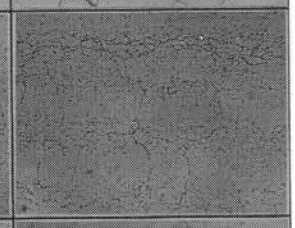
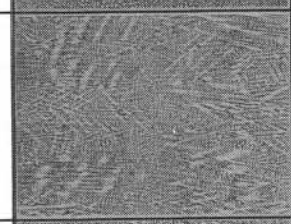
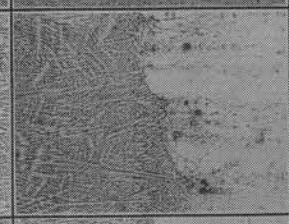
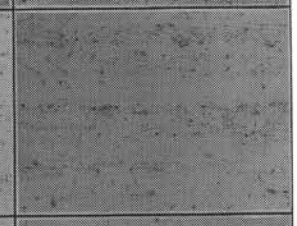
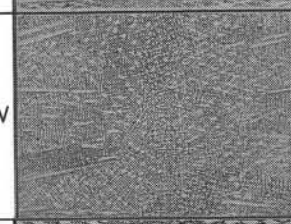
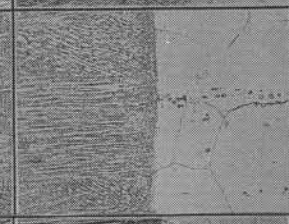
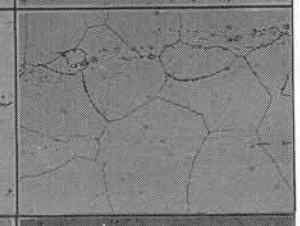
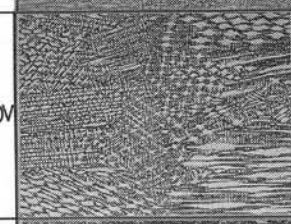
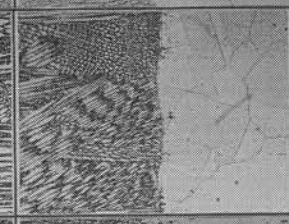
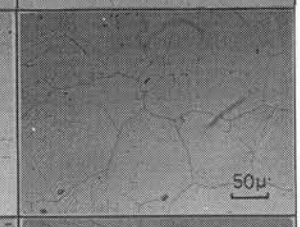
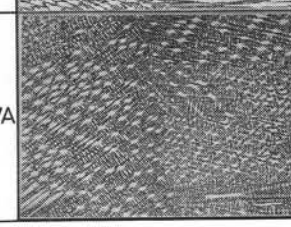
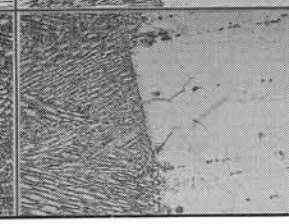
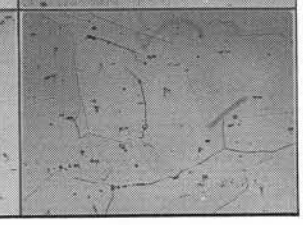
溶接部の顕微鏡組織をTable 7－4およびTable 7－5 に示す。いづれも正常な組織である。

7．5　溶接部の硬さ試験

溶接部の硬さ試験結果をFig. 7－1およびFig. 7－2 に示す。Inconel 625を除く各材料の母材はHv 200～220の値を示しているが，Inconel 625はHv 250 前後の値を示しやゝ高い。溶接部については，Hastelloy X，Incoloy 800，Incoloy 807 の硬さはHv 250 前後を示すが，Inconel 625，Ioconel 617についてはHv 300 前後のかなり高い値を示している。

一般に，電子ビーム溶接部硬さはTIG溶接部とほぼ同程度の値を示しているが，溶接部硬さは母材硬さに比して高くなっている。

Table 7-4 Microstructure of Electron Beam Welds

Material	Mark	Weld Metal	Boundary	Base Metal
Hastelloy X	HAEN			
	HAEM			
	HVEN			
Inconel 625	Inl 625AE			
Inconel 617	Inl617V			
Incoloy 800	Iny800V			
Incoloy 807	Iny807A			

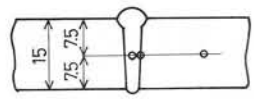
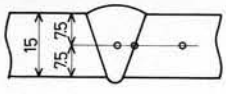


Table 7-5 Microstructure of TIG Welds

Material	Mark	Weld Metal	Boundary	Base Metal
Hastelloy X	HAEN			50μ
	HAEM			
	HVEN			
Inconel 625	Inl 625AE			
Inconel 617	Inl 617V			
Incoloy 800 (Filler Metal: Incoloy800)	Iny800V			
Incoloy 800 (Filler Metal: Inconel82)	Iny800V			
Incoloy 807	Iny807A			



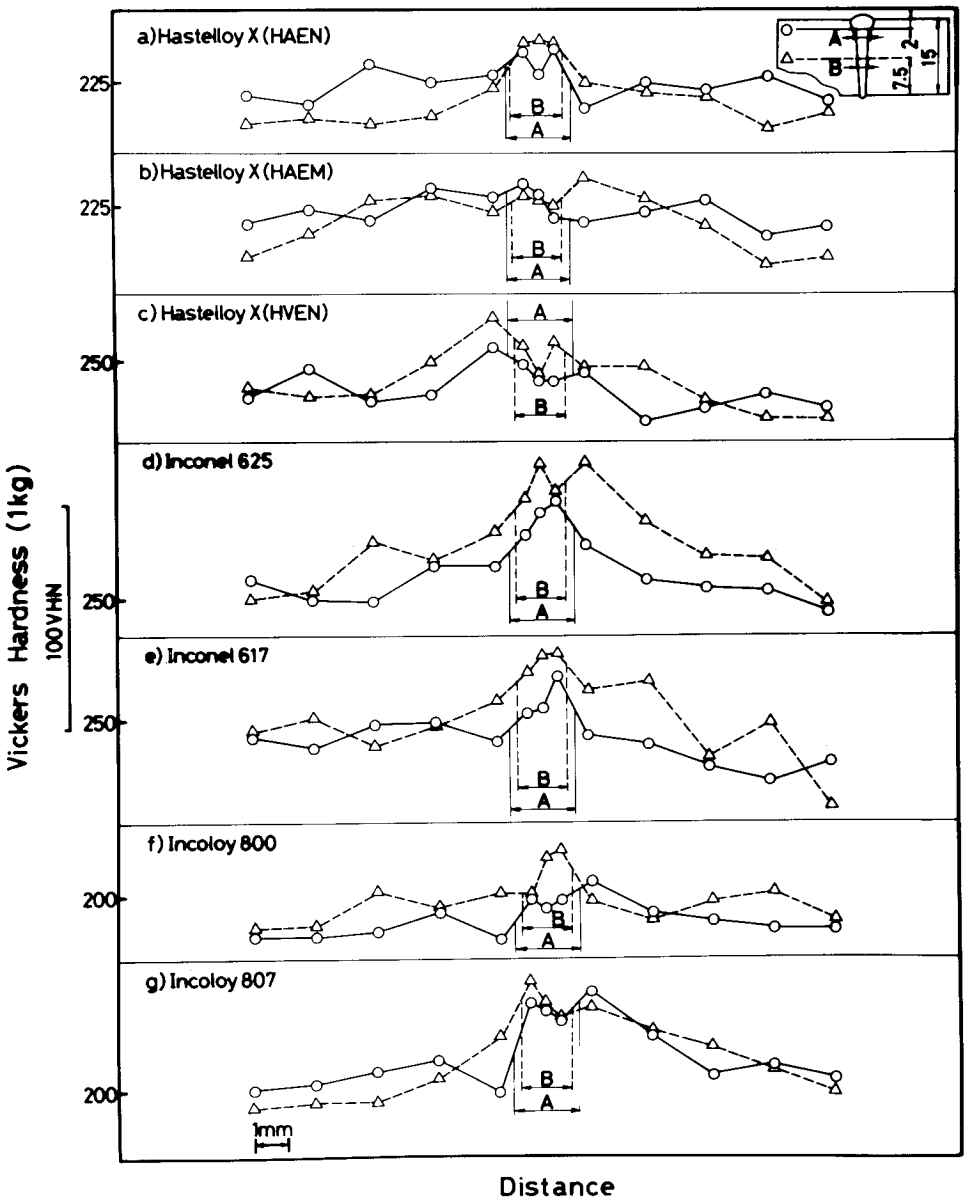


Fig.7-1 Hardness Distribution of Electron Beam Welds

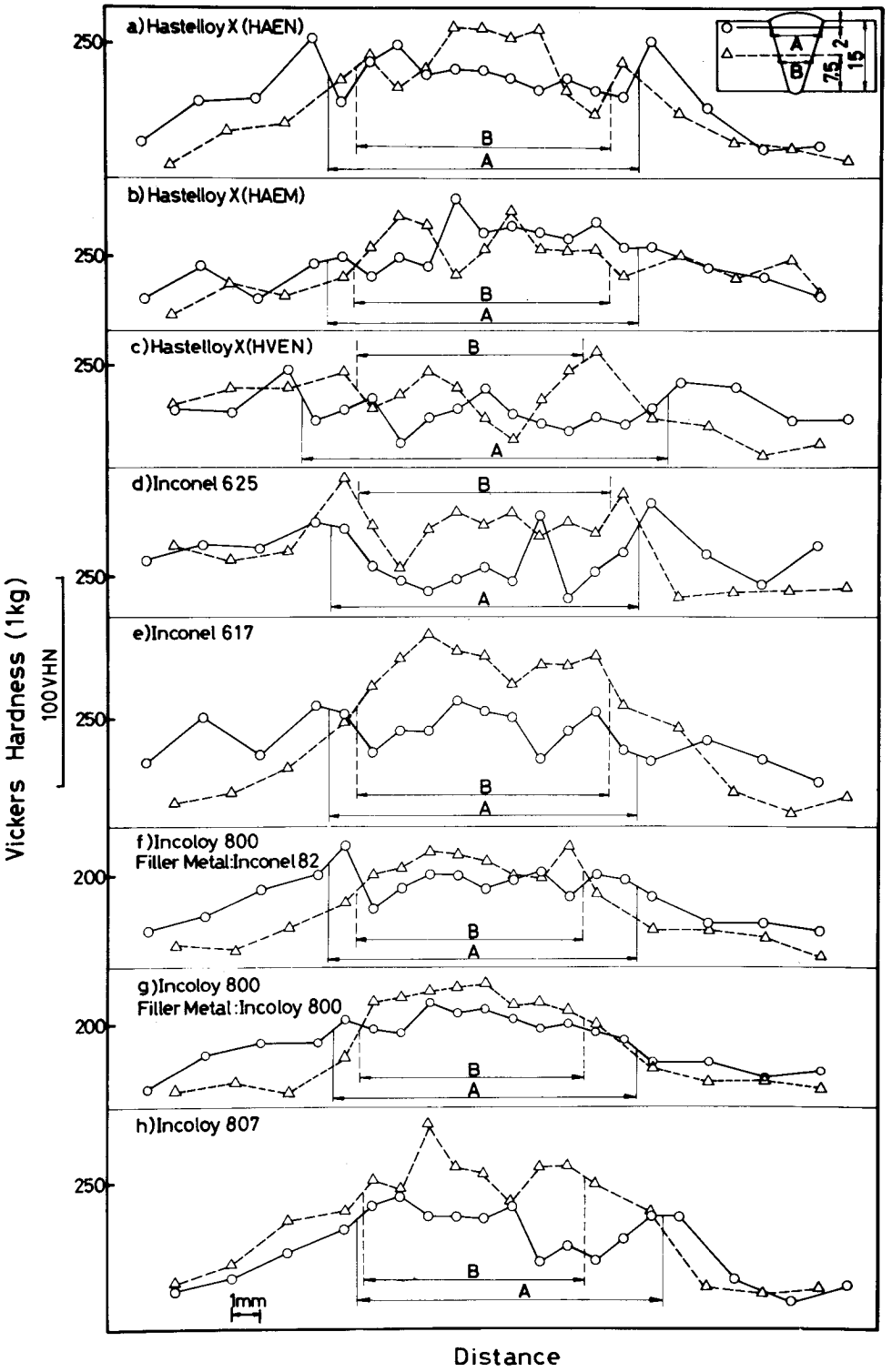


Fig.7-2 Hardness Distribution of TIG Welds

7．6　溶接継手の静引張特性

7.6.1　試験片形状および試験方法

試験片形状をFig. 7－3に示す。溶接継手試験片については，溶接部が平行部の中央に位置するようにし，板厚中央部から圧延方向に採取した。試験装置は，島津オートグラフ（容量10 ton）を使用し，金属材料引張試験方法（JIS Z2241）および鉄鋼材料の高温引張試験方法(JIS G0567)に準拠し，ひずみ速度は耐力まで0.3%/min，耐力以降7.5%/minにて常温，600℃，700℃，800℃，900℃および1000℃の各温度にて静引張試験を行なった。

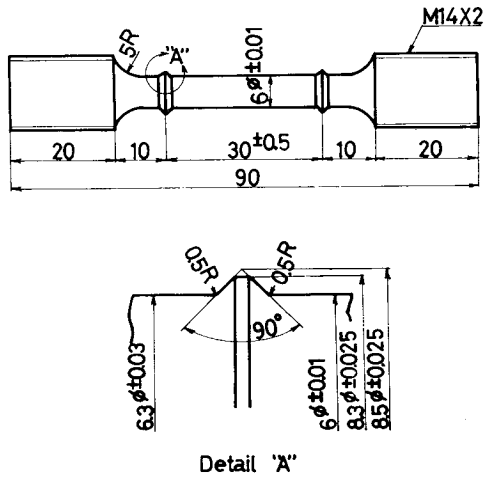


Fig.7-3 Configuration of Tensile Test Specimen

7.6.2　実験結果および考察

母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手に対し，常温，600℃，700℃，800℃，900℃および1000℃にて静引張試験を行い，その結果をFig. 7－4～Fig. 7－6に示す。

引張強さおよび0.2%耐力については，母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手の間には殆んど差異は認められない。母材，溶接継手の引張強さおよび0.2%耐力は，温度が上昇するにしたがい低下するが，引張強さおよび0.2%耐力の温度依存性はほぼ等しい。

伸びおよび絞りについては，電子ビーム溶接継手は母材に比較してかなり低下しているが，TIG溶接継手に比較して優れている。なお，母材および溶接継手ともに700～800℃でほぼ最小値を示している。Table 7－6は，各材料の電子ビームおよびTIG溶接継手について，800℃，900℃および1000℃における伸びおよび絞りの母材に対する比率を示したものである。この表からも電子ビーム溶接継手の延性はTIG溶接継手に比して優れていることが判る。

7．7　溶接継手の高温低サイクル疲労特性

7.7.1　実験方法

(1)　試験片形状

試験片形状をFig. 7－7に示す。溶接継手試験片については，溶接部が平行部の中央に位置するようにし，板厚中央部から圧延方向に採取した。

(2)　試験装置

試験装置は，電子油圧サーボ方式による負荷系（±10 ton）と高周波誘導加熱方式による温度

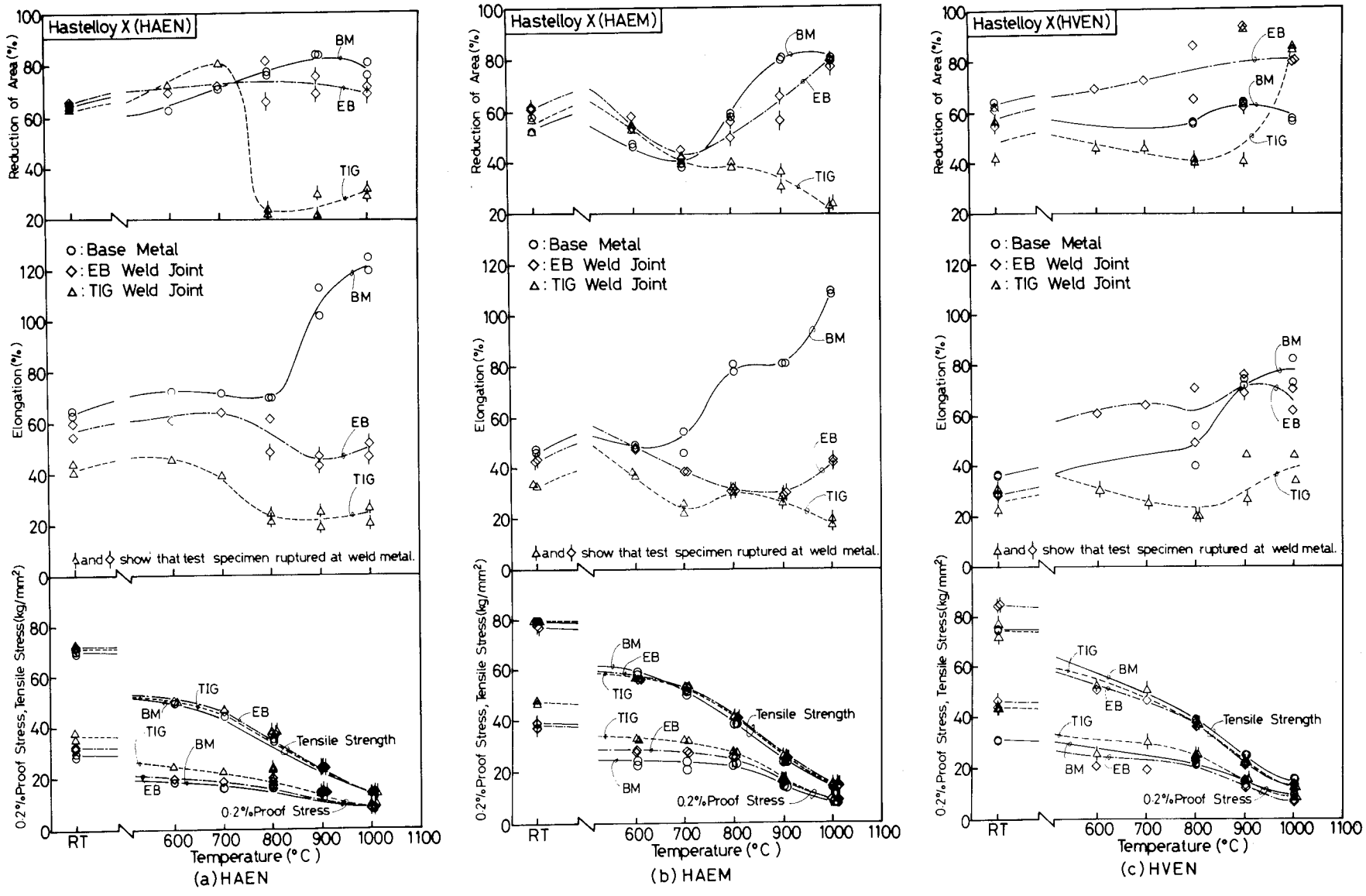


Fig.7-4 Tensile Properties of Base Metal and Weld Joint at Room and Elevated Temperature (Hastelloy X)

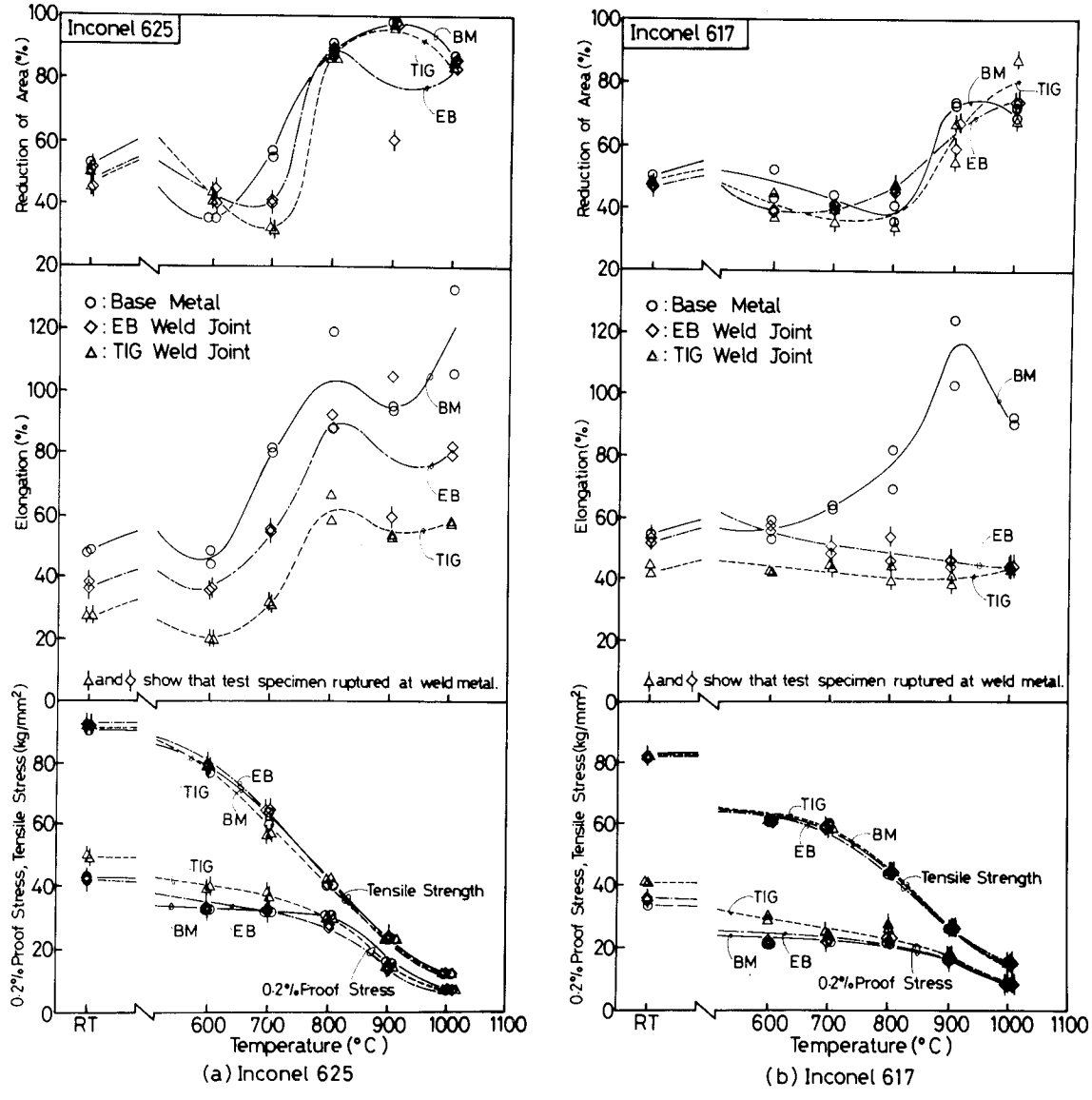


Fig.7-5 Tensile Properties of Base Metal and Weld Joint at Room and Elevated Temperature (Inconel-type Superalloys)

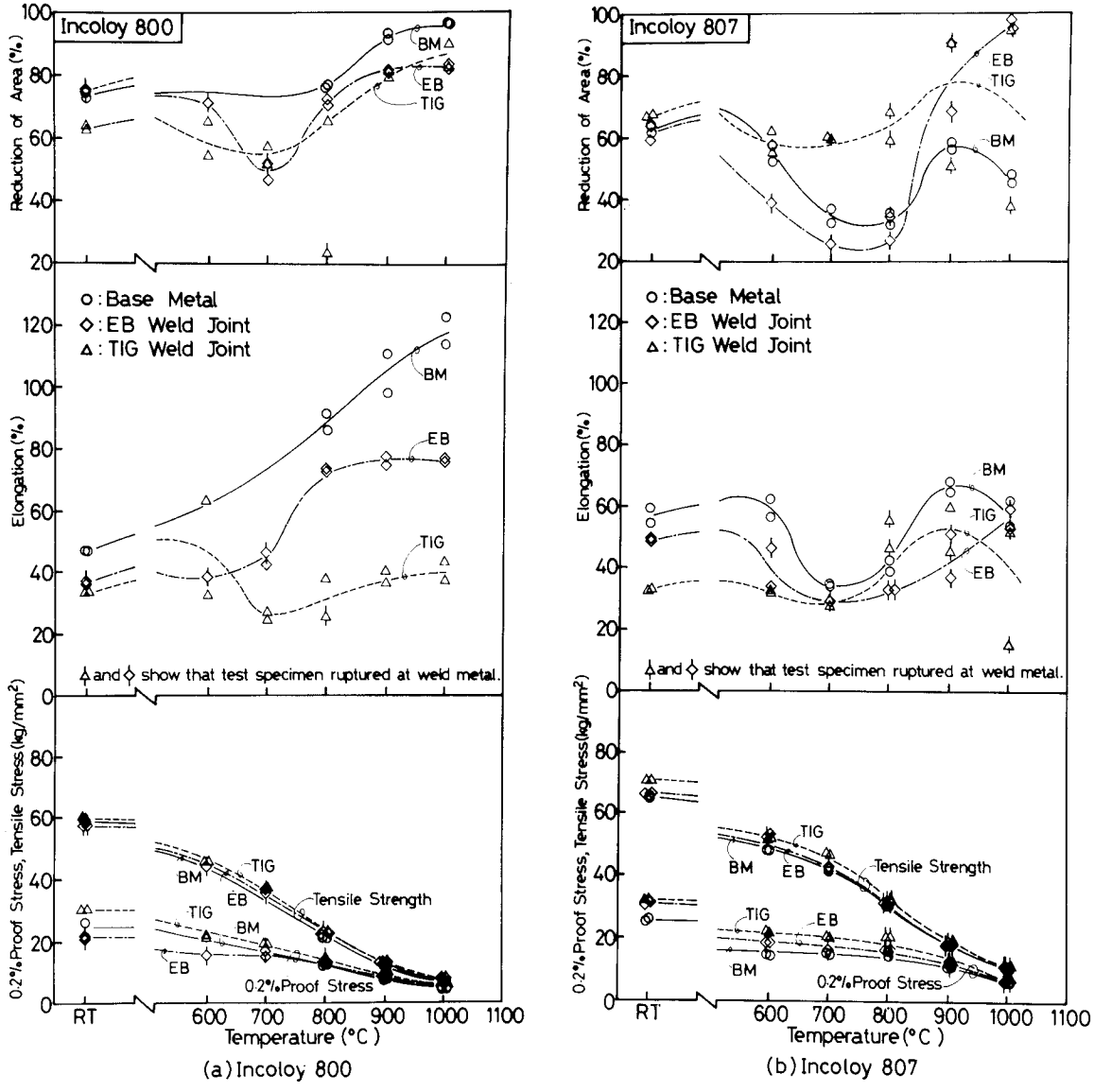


Fig.7-6 Tensile Properties of Base Metal and Weld Joint at Room and Elevated Temperature (Fe-base Superalloys)

Table 7-6 Comparison of Ductility between Electron Beam and TIG Weld Joint

Material	Mark	Welding Process	800 °C		900 °C		1000 °C	
			A	B	A	B	A	B
HastelloyX	HAEN	EB	0.79	0.96	0.42	0.85	0.40	0.89
		TIG	0.33	0.31	0.21	0.31	0.20	0.40
	HAEM	EB	0.39	0.91	0.36	0.75	0.72	0.96
		TIG	0.39	0.67	0.33	0.42	0.31	0.29
	HVEN	EB	1.23	1.37	0.98	1.22	0.84	1.41
		TIG	0.42	0.75	0.49	1.04	0.50	1.51
Inconel625	Inl625AE	EB	0.87	1.00	0.79	0.80	0.68	0.98
		TIG	0.61	0.97	0.55	0.98	0.45	0.99
Inconel617	Inl617V	EB	0.66	1.19	0.40	0.87	0.47	1.06
		TIG	0.55	0.92	0.35	0.84	0.48	1.11
Incoloy800	Iny800V	EB	0.81	0.90	0.72	0.87	0.54	0.96
		TIG	0.36	0.53	0.37	0.88	0.34	0.90
Incoloy807	Iny807A	EB	1.00	2.37	0.68	1.39	0.99	2.08
		TIG	1.27	1.88	0.80	1.22	0.90	2.00

Notes; A : Elongation's Ratio, Weld Joint to Base Metal
B : Ratio of Reduction of Area, Weld Joint to Base Metal

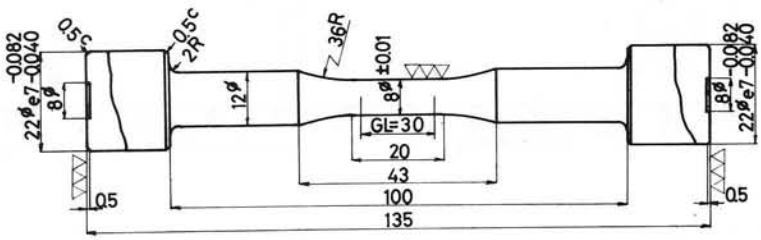


Fig.7-7 Configuration of Fatigue Test Specimen

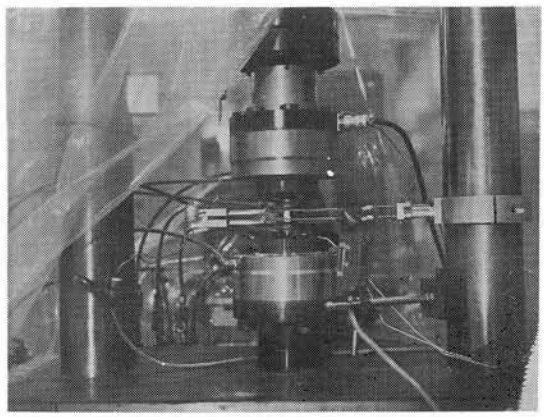


Fig.7-8 Close-up View of Attachment of Fatigue Test Specimen

制御系（10 kVA，100 kHz）から成っている。Fig. 7－8 に試験片取付部周辺の構造を示す。試験片の伸びは，石英ガラスの一端を試験片表面に押し当て，挺子で拡大し，他端のDTF 方式接触子型変位計を用いて検出している。温度検出は，試験片中央部にPR熱電対（Rh 13％，0.3 ϕ）を抵抗溶接して行なっている。温度の変動は設定値に対して±2℃以内である。試験片温度分布は，中央部が常に最高温度となるが，標点間の温度差は10℃以内であり，均熱を十分満足している。

(3) 試験条件

試験温度900℃，1000℃，ひずみ速度 0.1％ sec^{-1} にて，完全両振対称波形の三角波を使用し，ひずみ制御試験を行なった。

7.7.2 実験結果および考察

(1) 疲労強度

Fig. 7－9 は以下に述べる実験結果のグラフに使用されるひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$，全ひずみ範囲域 ε_{tR}，その塑性ひずみ範囲域 ε_{pR} を図解したものである。

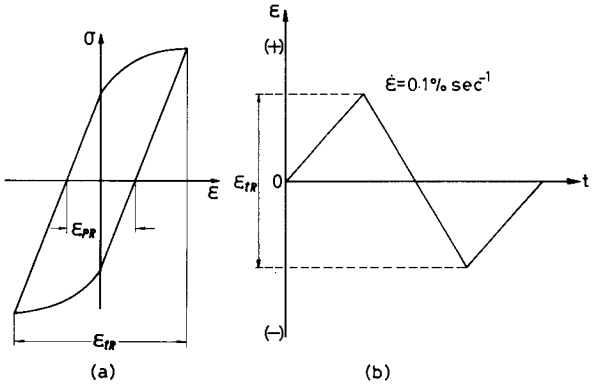


Fig.7-9 Schematic Explanation of ε_{tR}, ε_{pR} and Strain Pattern

Fig. 7－10 および Fig. 7－11 は各材料についての実験結果であり，900℃，1000℃における $\varepsilon_{tR}-N_{50}$ 線図および $\varepsilon_{pR}-N_{50}$ 線図としてまとめたものである。N_{50} は引張荷重が初期値の ½ に低下した場合の繰返数であり，破損繰返数と定義している。

母材および溶接継手について，$\varepsilon_{tR}-N_{50}$ 線図は曲線関係であるが，$\varepsilon_{pR}-N_{50}$ 線図には直線関係が認められ，長寿命側のデータは直線外挿より推定できる。この線図より，電子ビーム溶接継手の寿命はTIG溶接継手よりかなりすぐれており，母材と同等のものが多い。また，900℃の線図と1000℃の線図の間には大きい差異は認められない。

なお，TIG 溶接継手はすべて溶接金属部破断，電子ビーム溶接継手については母材破断または

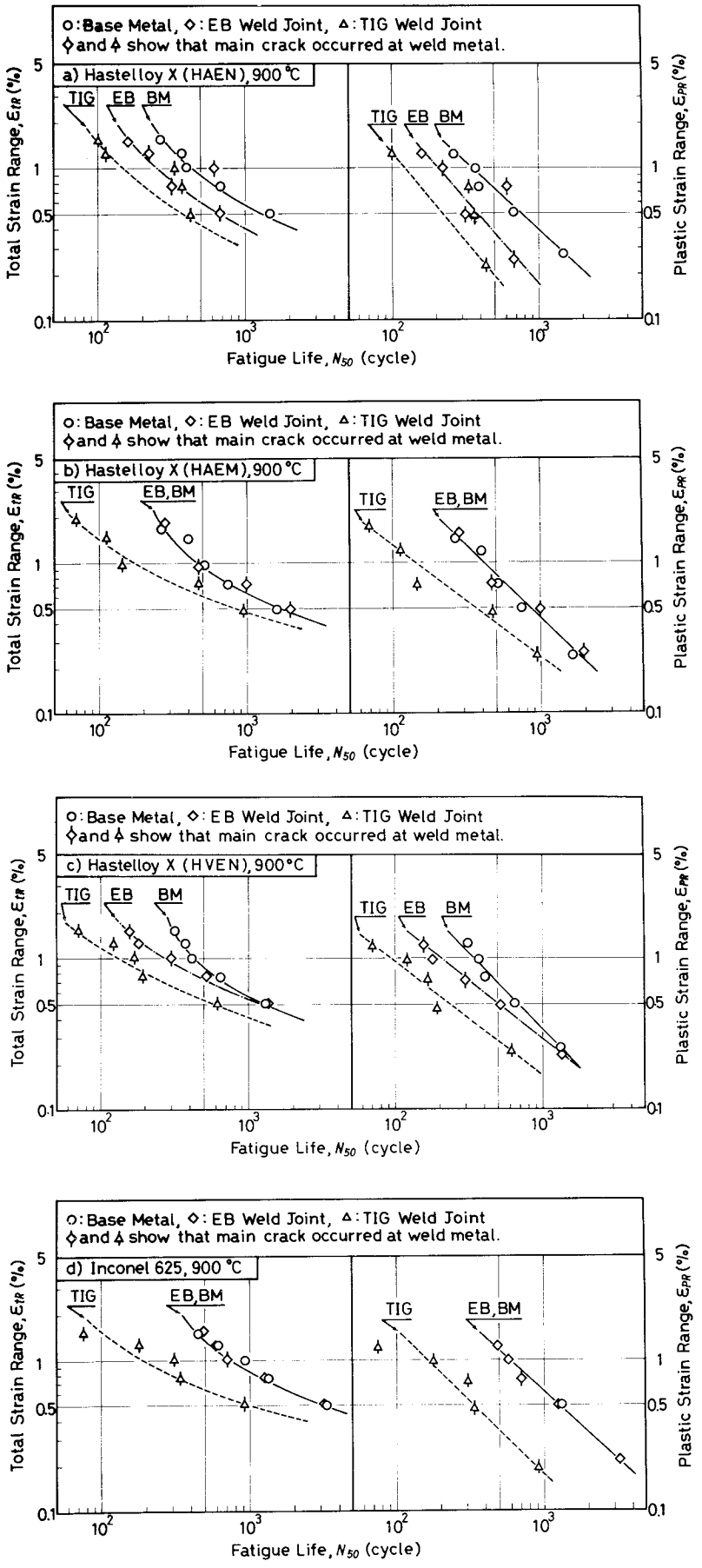


Fig.7-10 Fatigue Properties of Base Metal and Weld Joint at 900℃

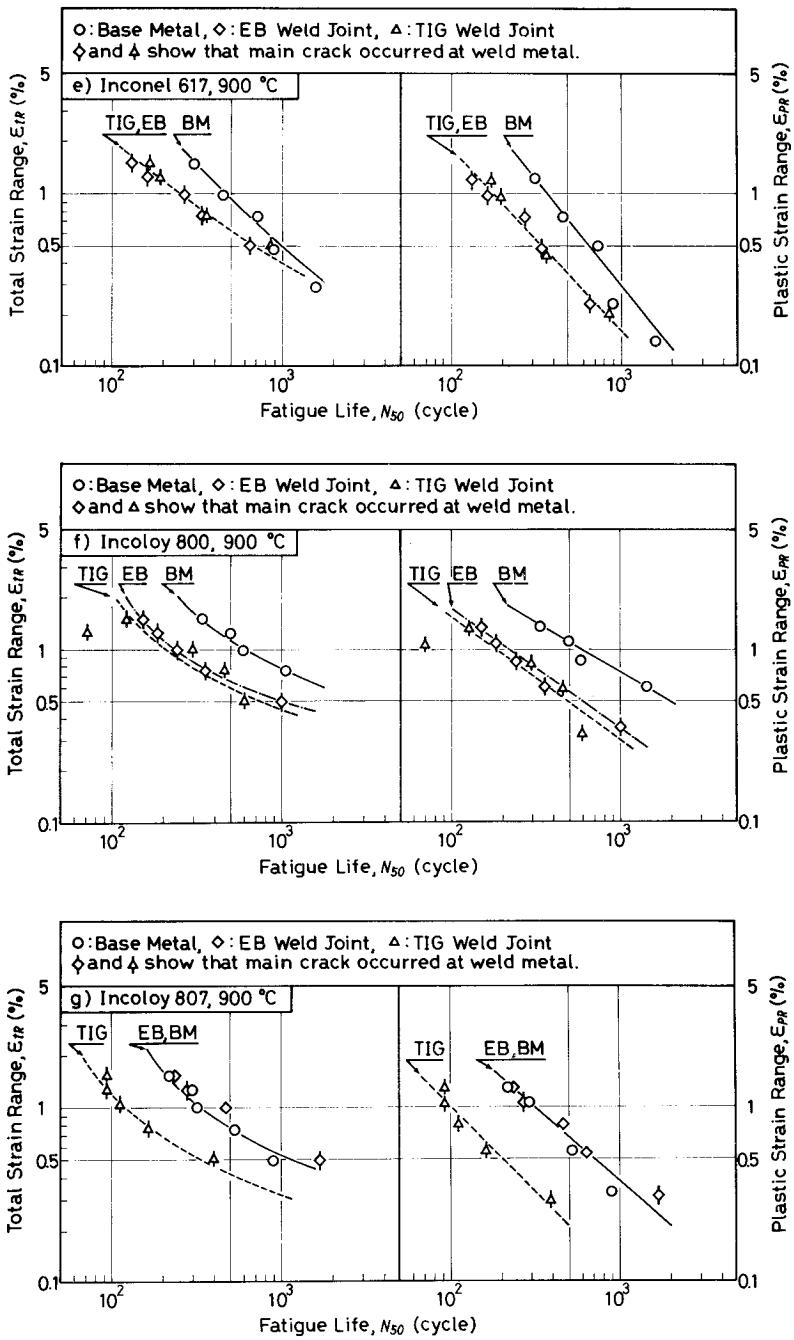


Fig.7-10 Fatigue Properties of Base Metal and Weld Joint at 900℃

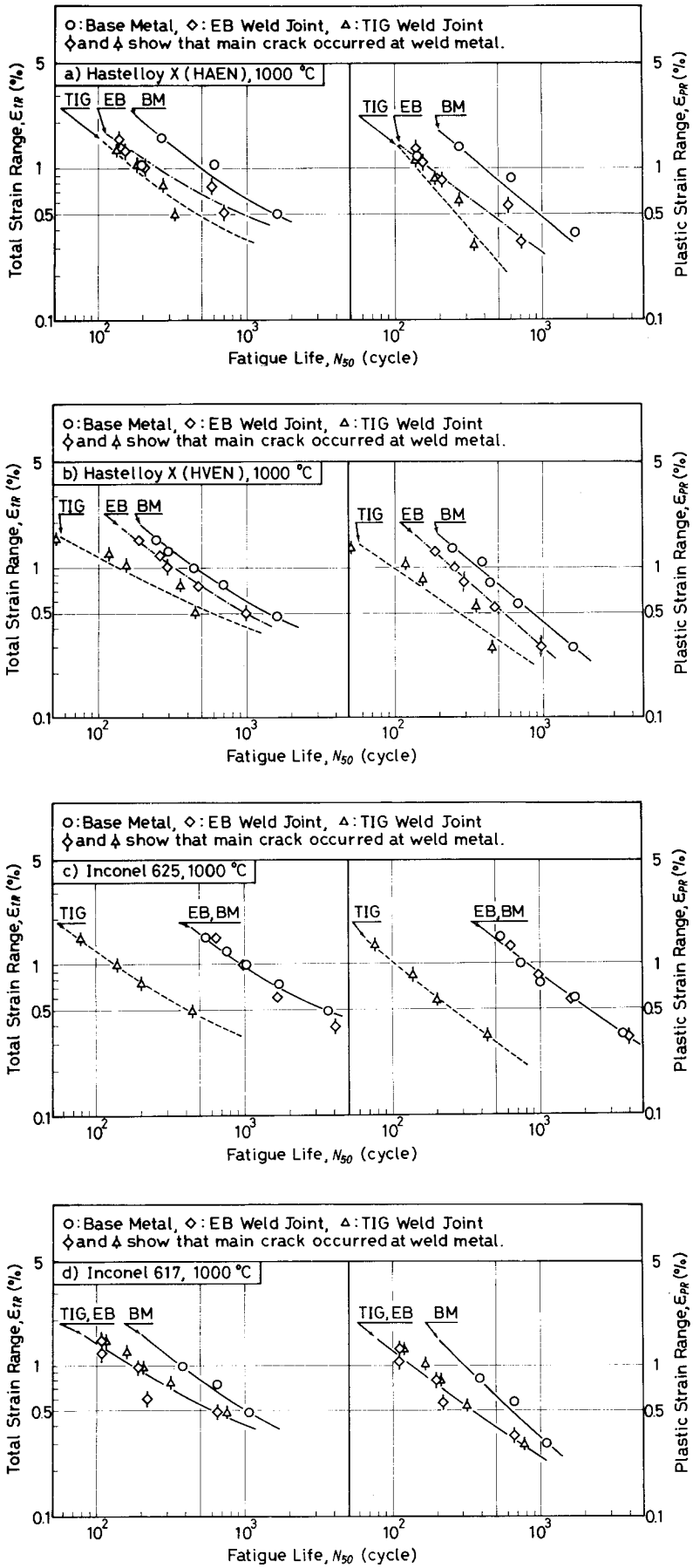


Fig.7-11 Fatigue Properties of Base Metal and Weld Joint at 1000℃

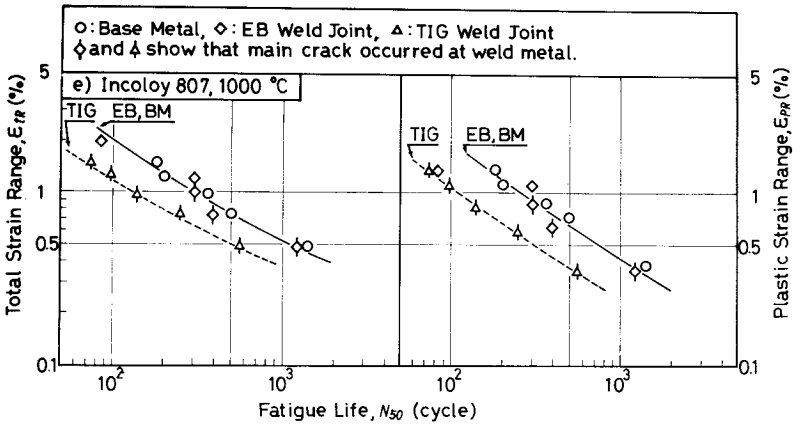


Fig.7-11 Fatigue properties of Base Metal and Weld Joint at 1000℃

溶接金属部破断である。一般に溶接金属部破断は母材に比して寿命が低下している。

Table 7−7は900℃および1000℃における $\varepsilon_{tR}=0.5\%$ のときの N_{50} を各材料の母材および溶接継手について比較し，また，溶接継手については母材に対する寿命の比率を示した。なお，1000℃の場合は表中（ ）内にその数値を示した。

900℃においては，電子ビーム溶接継手に関しては，HAEM，HVEN，Inconel 625，Incoloy 807は母材と同等の寿命を示すが，HAEN，Inconel 617，Incoloy 800については母材に対する寿命の比率は約0.5以下，TIG溶接継手に関しては，各材料について約0.5以下である。また，1000℃においては，電子ビーム溶接継手に関しては，Inconel 625，Incoloy 807は母材と同等の寿命を示すが，HAEN，HVEN，Inconel 617については母材に対する寿命の比率は約0.6，TIG溶接継手に関しては，各材料について約0.5以下である。

Table 7-7 Comparison of Fatigue Life between Electron Beam and TIG Weld Joint at 900℃(1000℃)

Material	Mark	$N_{50}(\varepsilon_{tR}=0.5\%)$			$N_{50.WJ}/N_{50.BM}$	
		BM	EB	TIG	EB	TIG
Hastelloy X	HAEN	1400	680	390	0.49	0.28
		(1500)	(900)	(440)	(0.60)	(0.29)
	HAEM	1700	1700	800	1	0.47
	HVEN	1300	1300	620	1	0.48
		(1450)	(1000)	(580)	(0.69)	(0.40)
Inconel 625	Inl625AE	3300	3300	1000	1	0.30
		(3300)	(3300)	(420)	(1)	(0.13)
Inconel 617	Inl 617V	1000	670	880	0.67	0.88
		(1050)	(660)	(660)	(0.63)	(0.63)
Incoloy 800	Iny800V	5000	1000	680	0.20	0.14
Incoloy 807	Iny807A	1250	1250	350	1	0.28
		(1200)	(1200)	(550)	(1)	(0.46)

Notes; N_{50} Fatigue Life defined as Number of Cycles at which Load decreases to half of Initial one
$N_{50.WJ}$: Fatigue Life N_{50} of Weld Joint
$N_{50.BM}$: Fatigue Life N_{50} of Base Metal
BM: Base Metal
EB: Electron Beam Weld Joint
TIG: TIG Weld Joint

は母材と同等の値を示す材料が多いが，ＴＩＧ溶接継手は各材料について母材に対する寿命の比率は約 0.5 以下であり，電子ビーム溶接継手の高温疲労強度はＴＩＧ溶接継手に比して優れていることは明らかである。

7.6 項において述べたように，静引張試験における延性は，母材が最も大きく，電子ビーム溶接継手，ＴＩＧ溶接継手の順に低下している。定性的には，定ひずみ型高温低サイクル疲労強度は，静引張試験における延性への依存度が大であると言われている[25]が，前述した高温低サイクル疲労試験から得られた結果でも疲労強度は静引張試験の延性と同様の傾向を示している。

(2) 破断部の組織

Fig. 7－12～Fig. 7－14 はき裂断面の顕微鏡写真の代表例である。900 ℃ で行なった各材料の試験片断面のき裂の様相を 10 倍の倍率にて示し，また起点および先端部については 100 倍の倍率で示した。

母材試験片に関しては，Fig. 7－12 の代表例に示すようにき裂は結晶粒内または粒界を起点とし，粒内または粒界を横切って伝播している。主き裂の近傍に多数の微細なき裂が認められ，また主き裂の先端に多数の微小き裂の発生が認められる。この事実から，先づ試験片の表面にき裂が発生すると，そのき裂の先端近傍に微細なき裂が粒内および粒界に多数発生し，これらのき裂が連結，合体して主き裂に成長すると考えられる。なお，後述の電子ビーム溶接およびＴＩＧ溶接試験片の伝播機構に関しても，き裂の形態より母材と同様であると考えられる。なお，Incoloy 800 については，Fig. 7－12(c) に示すように，試験片表面に主き裂以外の多くの微小き裂の存在が認められるが，他の材料については殆んど認められない。

電子ビーム溶接試験片に関しては，き裂は母材または溶接金属を起点として発生している。HAEN および HAEM の溶接金属に認められるき裂は，一例として Fig. 7－13(a)に示すように柱状晶界に沿って発生した微細なき裂を連結，合体して主き裂に成長し，柱状晶を横切って応力軸に対してほぼ直角に伝播している。Incoloy 800 の溶接金属に認められるき裂は，Fig. 7－13 (c)に示すように溶接金属の中央部（柱状晶が相接する部分）を直線的に伝播している。HVEN，Inconel 625 および Incoloy 807 に関しては，一例として Fig. 7－13 (b) に示すように主き裂は母材に発生している。

ＴＩＧ溶接試験片に関しては，き裂は溶接金属において，柱状晶の粒内および粒界を起点として発生している。Incoloy 800 を除く各材料については，Fig. 7－14(a) の代表例に示すように主き裂は，溶接金属内を応力軸に対しほぼ直角方向に，柱状晶の粒内および粒界を通り伝播している。Incoloy 800 については，Fig. 7－14 (b) に示すように凝固線近傍の溶接金属の柱状晶境界に微細なき裂が発生し，これらが連結，合体して主き裂に成長している。

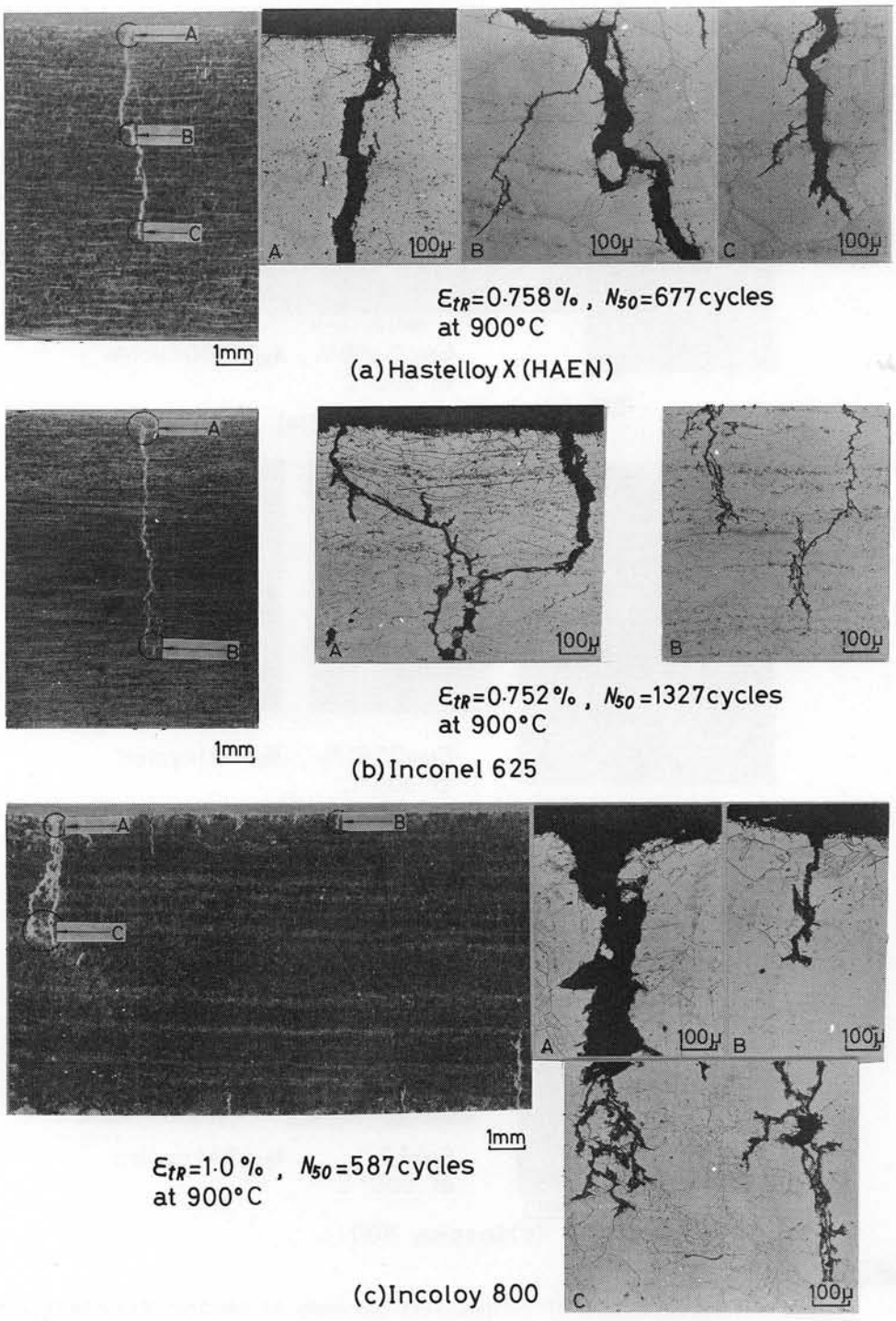
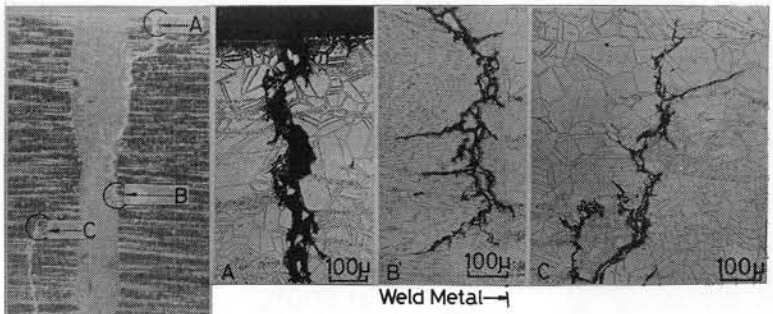


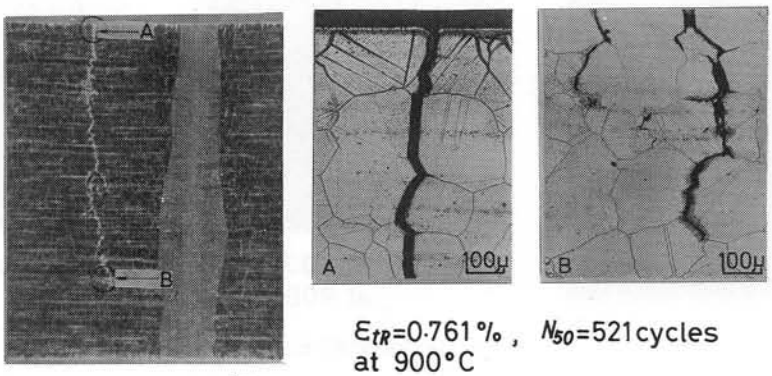
Fig.7-12 Microstructure of Fatigue Test Specimen of Base Metal



ε_{tR}=0·488 %, N_{50}=1960 cycles
at 900°C

1mm

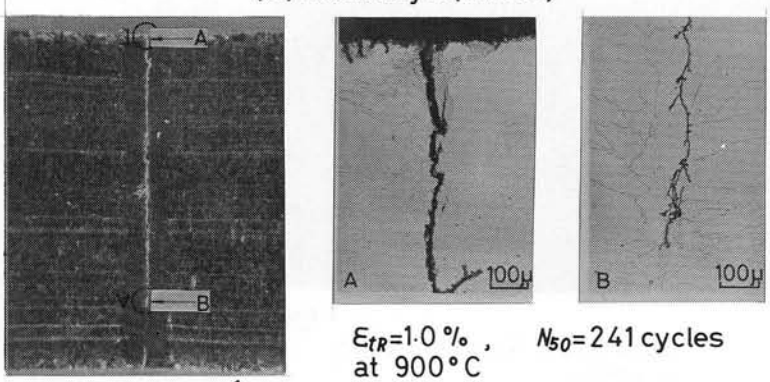
(a) Hastelloy X (HAEM)



ε_{tR}=0·761 %, N_{50}=521 cycles
at 900°C

1mm

(b) Hastelloy X (HVEN)



ε_{tR}=1·0 %, N_{50}=241 cycles
at 900°C

1mm

(c) Incoloy 800

Fig. 7-13 Microstructure of Fatigue Test Specimen of Electron Beam Weld Joint

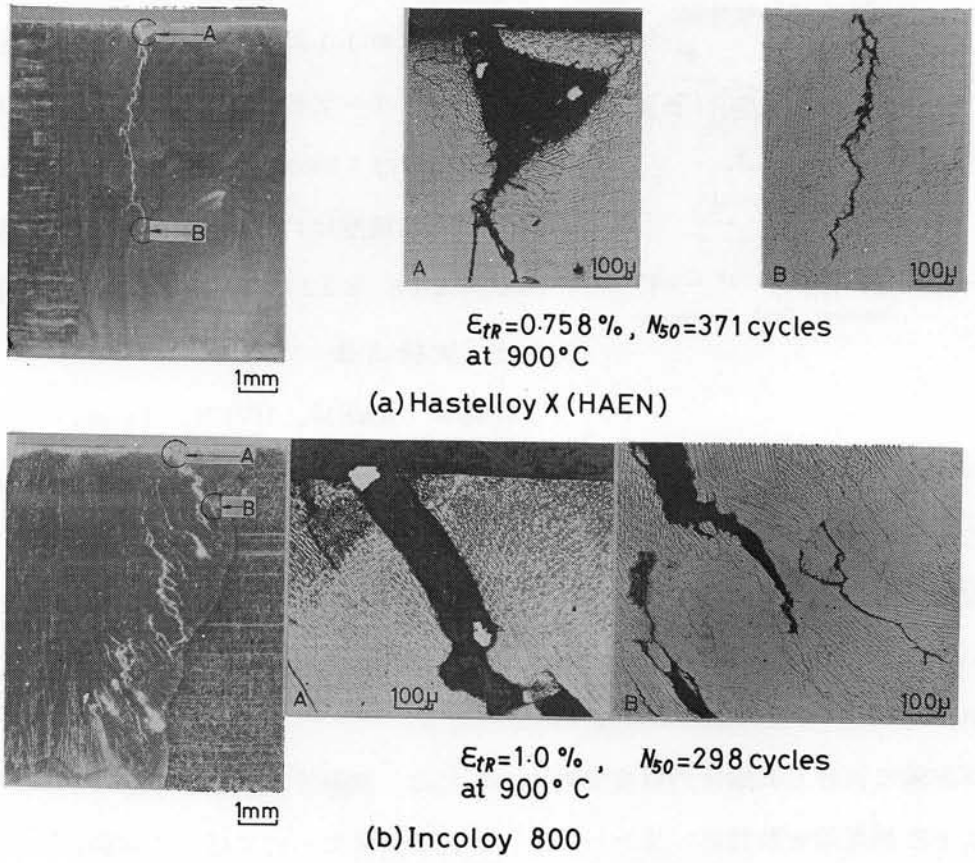


Fig.7-14 Microstructure of Fatigue Test Specimen of TIG Weld Joint

7．8　溶接継手のクリープおよびクリープ破断特性

7.8.1　実験方法

(1)　試験片形状

クリープおよびクリープ破断試験片形状を，Fig. 7－15 および Fig. 7－16 に示す。溶接継手試験片については溶接部が平行部の中央に位置するようにし，いずれも板厚中央部から圧延方向に採取した。試験片の平行部は 6 mm^{ϕ} に仕上げ，表面あらさは 6S とした。

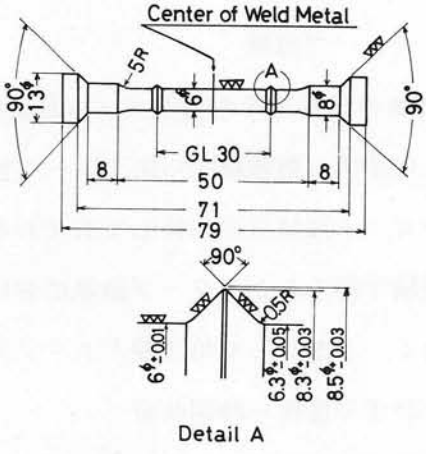


Fig.7-15 Configuration of Creep Test Specimen

(2)　試験装置

クリープ試験に使用した試験装置は，試験片平行部の左右伸びの測定が可能である 10 対 1 のレバー比を有する通常のレバー式シングル型クリープ試験

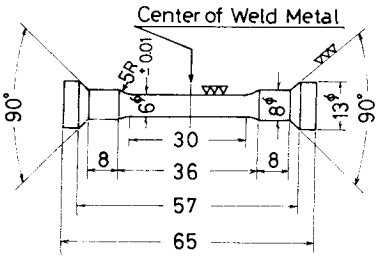


Fig.7-16 Configuration of Creep Rupture Test Specimen

機である。クリープ破断試験に使用した試験装置は３本吊り，６連の１０対１のレバー比を有するレバー式マルチプル型クリープ破断試験機である。両試験装置とも最高使用温度は１１００℃，最大荷重は１ ton であり，温度および荷重精度はいづれも金属材料の引張クリープ試験方法（ＪＩＳ Ｚ２２７１）に規定された範囲内にある。

(2) 試験方法

HAEN，HAEM，HVEN，Inconel 625，Inconel 617，Incoloy 800，Incoloy 807の母材およびHAEMのＴＩＧおよび電子ビーム溶接継手についてクリープ試験を行ない，また，各材料のＴＩＧおよび電子ビーム溶接継手についてクリープ破断試験を行なった。クリープおよびクリープ破断試験はそれぞれ金属材料の引張クリープ試験方法（ＪＩＳＺ２２７１）および金属材料の引張クリープ破断試験方法（ＪＩＳ Ｚ２７２２）に準拠し，大気中，９００℃において定荷重下で行なった。

クリープ試験における試験片の温度管理については，試験片標点間（ＧＬ＝３０㎜）の両端および中央部にＰＲ熱電対を取付け，また，クリープ破断試験については，各試験片にＰＲ熱電対を取付けて，それらの温度値を温度記録紙上に記録させると共に，原則として１日２回デジタル温度計にて温度測定を行なった。いずれの試験においても試験片の温度分布は±３℃以内に制御した。

クリープ試験におけるクリープ伸びの測定については，試験片標点間（ＧＬ＝３０㎜）の左右の伸びを治具を用いて，１／１００㎜目盛のダイヤルゲージにて行ない，その平均値をクリープ伸びとした。測定は原則として１日２回行なった。

7.8.2 実験結果および考察

(1) クリープ特性

(a) クリープ曲線

HAEMの母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の９００℃におけるクリープ曲線をFig. 7－17 に示す。溶接継手の耐クリープ性はいづれも母材に比して大であり，また，ＴＩＧ溶接継手は電子ビーム溶接継手に比して大である。

本実験で得られたクリープ曲線においては，第１期，第２期および第３期クリープ段階が明りょうでなく，したがって第２期クリープ開始点および第３期クリープ開始点の決定が困難である。

(b) ひずみ速度－時間曲線

本実験におけるHAEMの母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手のクリープ曲線では前項で述べたように，各期のクリープ段階が不明りょうなため，両対数表示のひずみ速度－時間曲線から３

段階の状態を確認し，第２期クリープひずみ速度，第３期クリープ開始時間を求めた。この場合任意の時間 t_n（ｎ回目の計測までの試験時間）におけるクリープひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_n$ は，時間 t_n のクリープひずみ ε_n の実測値および時間 t_{n-1}（ｎ－１回目の計測までの試験時間）のクリープひずみ ε_{n-1} の実測値から

$$\dot{\varepsilon}_n = \frac{\varepsilon_n - \varepsilon_{n-1}}{t_n - t_{n-1}}$$

として算出した。Fig. 7－18 は母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手のひずみ速度－時間曲線を示したものである。時間の増大に従ってひずみ速度の減少する部分が第１期クリープ段階，時間が増大してもひずみ速度のほぼ一定している部分が第２期クリープ段階，時間の増大に伴いひずみ速度が増大する部分が第３期クリープ段階に相当する。この曲線によると，第１期，第２期および第３期クリープ段階は比較的明りょうに判別できる。

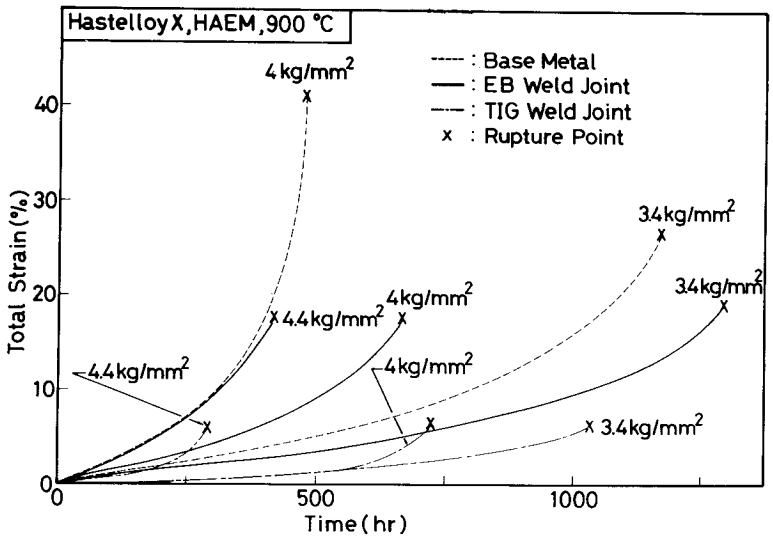


Fig.7－17 Creep Curves for Base Metal and Weld Joint of Hastelloy X (HAEM)

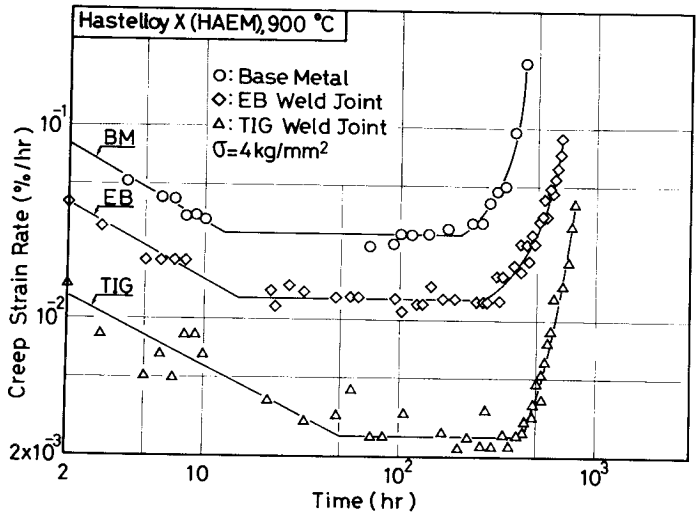


Fig.7－18 Creep Strain Rate Curves for Base Metal and Weld Joint of Hastelloy X (HAEM)

(c) 第２期クリープひずみ速度

ひずみ速度－時間曲線より求めたHAEMの母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の第２期クリープひずみ速度と負荷応力の関係を両対数表示で整理してFig. 7－19 に示す。いずれも第２期クリープひずみ速度と負荷応力の間には直線関係が認められる。実験した範囲内ではいづれの応力においても母材の第２期クリープひずみ速度が最も大きく，電子ビーム溶接継手，ＴＩＧ溶接継手

の順に小になる。

(d) 第3期クリープ開始時間

HAEMの母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手の第3期クリープ開始時間と負荷応力の関係を両対数表示で整理してFig. 7－19に示す。いずれも第3期クリープ開始時間と負荷応力の間には直線関係が認められる。実験した範囲内では，いづれの応力レベルにおいても第3期クリープ開始時間は電子ビーム溶接継手が最も長く，TIG溶接継手と母材はほとんど差異は認められない。

Fig. 7－20 は第3期クリープ開始時間と破断時間の関係を示したものである。電子ビームおよびTIG溶接継手の間には殆んど差異は認められない。

(e) Larson－Miller Parameter

HAEM の母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手の第2期クリープひずみ速度および第3期クリープ開始時間をLarson－Miller Parameterで整理した結果をそれぞれFig. 7－21に示す。Parameter定数は，Hastelloy Xのような耐熱合金については15が良く一致すると報告[26]されているので15とした。

図中に製造履歴の異なるHastelloy Xについて求めた一次回帰直線および95％信頼限界[27]を示してある。本実験において得られた母材とその電子ビー

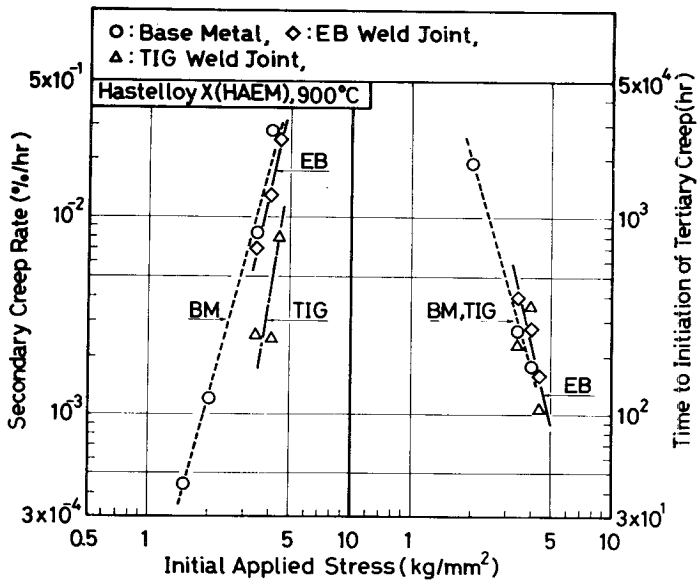


Fig.7－19 Initial Applied Stress vs Secondary Creep Strain Rate and Time to Initiation of Tertiary Creep for Hastelloy X (HAEM)

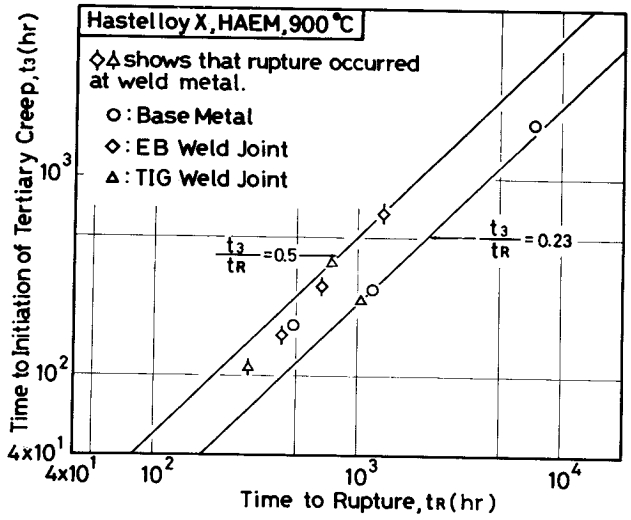


Fig.7－20 Relation between Time to Rupture and Time to Initiation of Tertiary Creep for Hastelloy X (HAEM)

ムおよびＴＩＧ溶接継手の第２期クリープひずみ速度の Larson－Miller Parameter による整理の結果はいずれも９５％信頼限界内に入っており，かつ，母材はほぼ一次回帰直線上に，また電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手は一次回帰直線と上側９５％信頼限界内にある。いっぽう，第３期クリープ開始時間の Larson－Miller Parameter による整理においては，母材は Hastelloy X の一次回帰直線と下側９５％信頼限界の間に，電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手は一次回帰直線と上側９５％信頼限界の間にある。

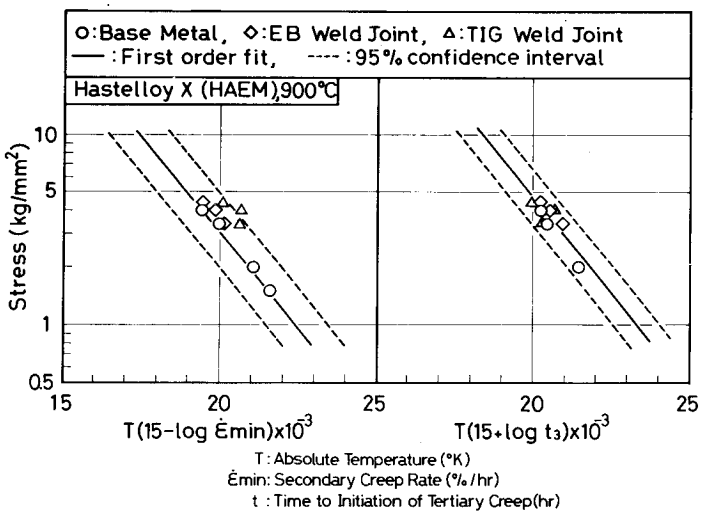


Fig.7-21 Larson-Miller Plots of Stress vs Secondary Creep Rate and Stress vs Time to Initiation of Tertiary Creep for Hastelloy X (HAEM)

(2) クリープ破断特性

(a) 破断強度

各材料の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手に対するクリープ破断試験より得られた破断時間と負荷応力の関係をFig. 7－22 に示す。

HAEN とHAEM の電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の破断強度については，母材強度と殆んど差異は認められない。HVENについては，電子ビーム溶接継手は，母材とほぼ同等の破断強度を示すが，ＴＩＧ溶接継手の破断強度は母材に比して低下しており，とくに長時間側で低下が著しくなっている。ＴＩＧ溶接継手の破断位置はすべて母材であり，母材との破断強度の差異の原因については明らかでない。

Inconel 625，Inconel 617 および Incoloy 807 については，電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の破断強度は母材の破断強度と殆んど差異は認められない。Incoloy 800 については，電子ビーム溶接継手は母材破断であり，母材の破断強度と殆んど差異が認められないが，ＴＩＧ溶接継手はすべて溶接金属部破断であり，母材のクリープ破断強度よりも低下している。

(b) Larson－Miller Parameter

HAEN，HAEM および HVEN の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手について得られた破断時間を Larson－Miller Parameter，Ｔ（１５＋ log t_R）で整理した結果をFig.7－23 に示す。なお，それぞれの図中に製造履歴の異なるHastelloy X について求めた一次回帰直線および

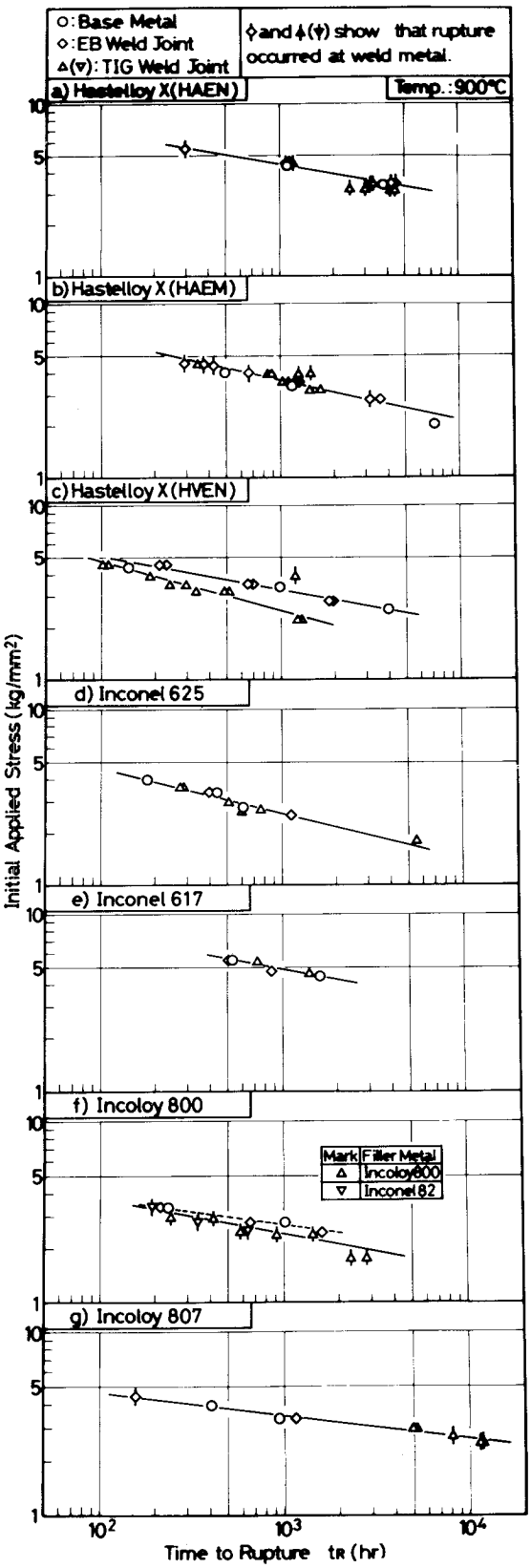


Fig.7-22 Initial Applied Stress vs Time to Rupture for Base Metal and Weld Joint

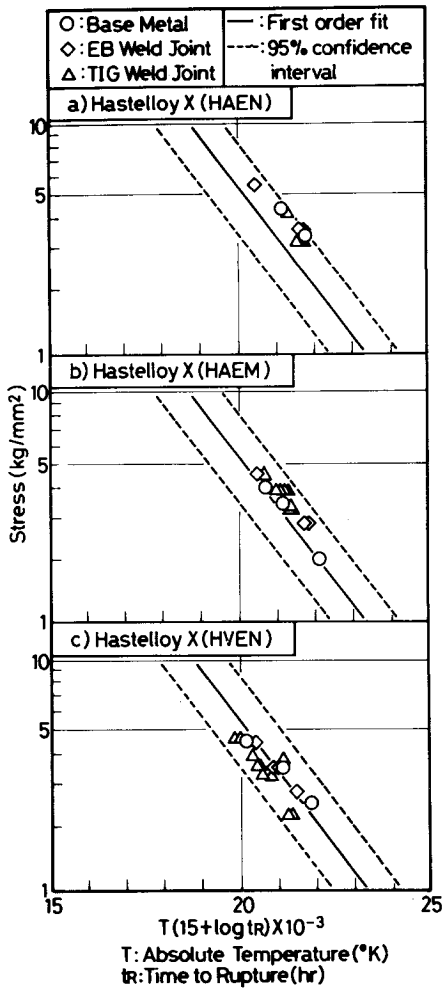


Fig.7-23 Larson-Miller plots of Stress vs Time to Rupture for Base Metal and Weld Joint of Hastelloy X

95％信頼限界[27]を示してある。

HAENの母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手はいずれも上側95％信頼限界線近傍であり，HAEMについては，母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手とも一次回帰直線から上側95％信頼限界内にあり，またHVENについては，母材および電子ビーム溶接継手はほぼ一次回帰直線上にあるが，TIG溶接継手は一次回帰直線と下側95％信頼限界内にある。

(3) 破断延性

各材料の母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手に対するクリープ破断試験より得られた破断伸びと破断時間の関係をFig. 7－24に，破断絞りと破断時間の関係をFig. 7－25に示す。各材料の母材および溶接継手の破断伸びおよび破断絞りについては，母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手ともに破断時間が大になるにしたがい減少する傾向が認められる。また破断伸びおよび絞りについては，母材が最も大きく，電子ビーム溶接，TIG溶接の順に小さくなっている。しかし電子ビーム溶接継手の延性は一般に母材に近い。

なお，溶接金属部で破断したものの伸びおよび絞りは母材破断に比して低い値を示している。

(4) クリープおよびクリープ破断特性の評価

円周継手を有する円筒の内圧によるクリープ破壊について考察すると，溶接金属のクリープひずみ速度，主として第2期クリープひずみ速度が母材に比して小なる場合はFig. 7－26に示すように，クリープひずみ速度の不適合から異変形を生じようとする。その結果，適合条件を満足しようとして，溶接金属部および熱影響部にせん断力およびそれに伴う曲げモーメントが発生し，周方向にはせん断力によるフープ応力および軸方向には曲げモーメントによる引張および圧縮応力が内圧によるフープ応力と軸方向応力にそれぞれ

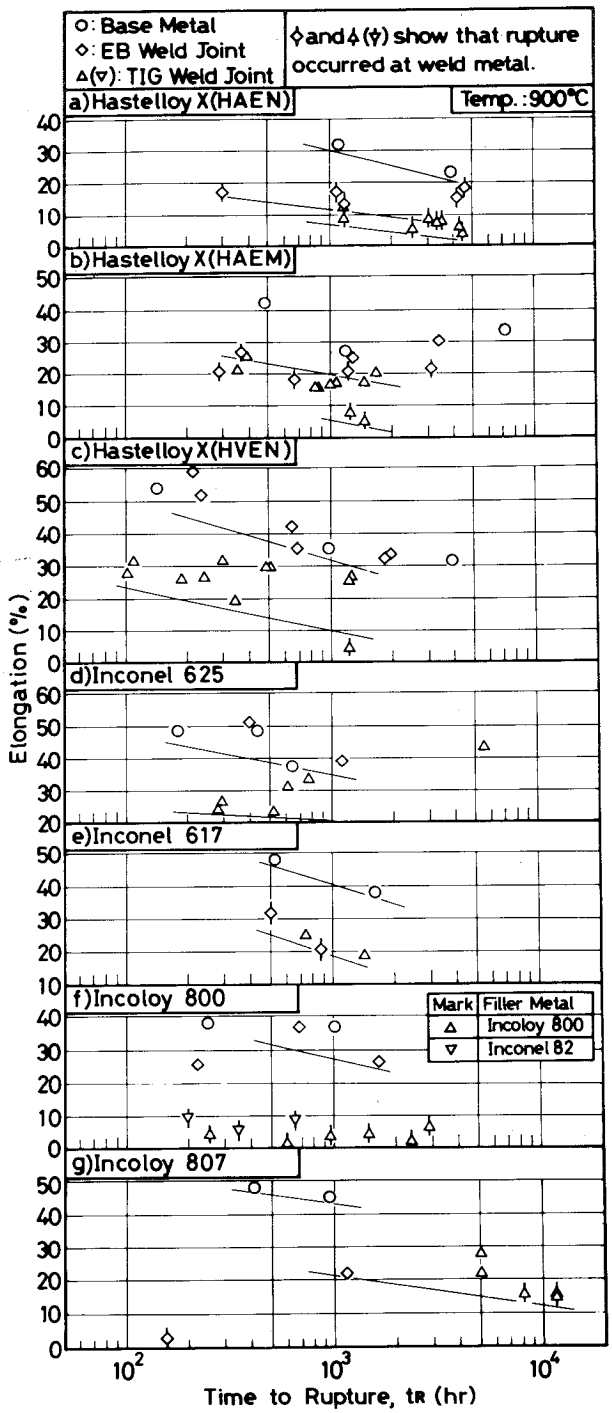


Fig.7-24 Relation between Time to Rupture and Elongation for Base Metal and Weld Joint

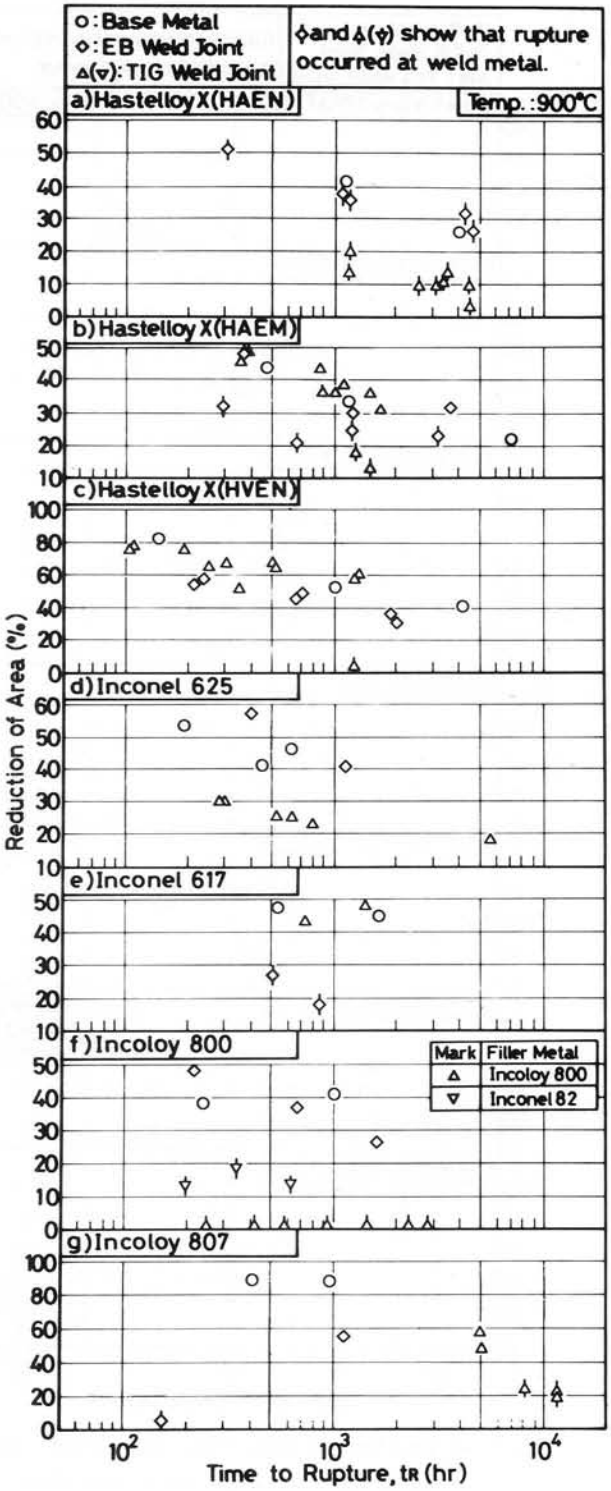


Fig.7-25 Relation between Time to Rupture and Reduction of Area for Base Metal and Weld Joint

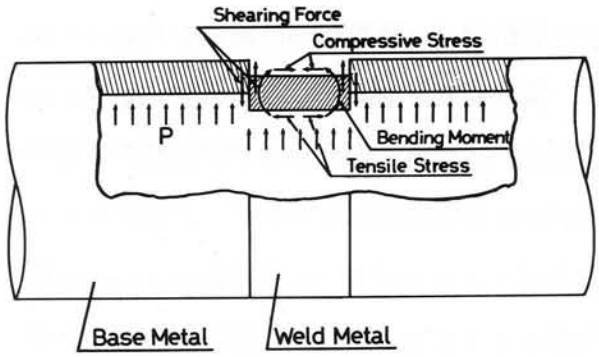
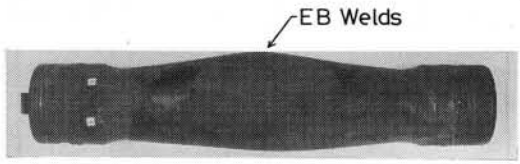


Fig.7-26 Schematic Explanation of Creep Deformation of Structure With Circumferencial Weld Joint under Internal Pressure

付加され高い局部応力となり破壊に至る。このため溶接金属の第２期クリープひずみ速度は母材と同等であることが望ましい。

電子ビーム溶接の円周継手を有するHAEMの円筒（$62^{O.D.} \times 3^{t}$）について，900℃，45.5 kg/cm²G および 34.5 kg/cm²G で内圧クリープ破断試験を行なった。破損後の外観写真を Fig. 7－27 に示すが，図から判るように，電子ビーム溶接金属は母材とほぼ同等の変形を示しており，クリープひずみ速度の不適合から生ずる異変形の傾向は



P=45.5kg/cm²G (Internal Pressure)
tR=173.5hr
at 900°C

Fig.7-27 Biaxial Creep Rupture Specimen With Circumferencial Electron Beam Weld Joint of Hastelloy X (HAEM)

認められない。HAEM の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の単軸クリープ試験から得られた第２期クリープひずみ速度を Fig. 7－19 に示したように，ＴＩＧ溶接継手の第２期クリープひずみ速度は母材に比して極めて小さいが，電子ビーム溶接継手のそれは母材に近い。

このように，溶接継手の単軸クリープ試験結果より得られる溶接継手の第２期クリープひずみ速度が母材に近ければ，周溶接継手を有する円筒の場合も，その溶接金属部の円周伸びは母材に近くなり，異変形による高い局部応力は発生しないと考えられる。いっぽう，ＴＩＧ溶接継手のように，第２期クリープひずみ速度が母材に比して極めて小さい場合，その溶接円筒は溶接継手部に異変形を生じ，高い局部応力が発生し，短時間で破壊に至ると考えられる。したがって，溶接継手の単軸クリープ試験結果からクリープ特性を評価することができ，その場合第２期クリープひずみ速度が母材と同等であることが最も望ましい。

また，Fig. 7－28 に示すように，第２期クリープひずみ速度と破断伸びの間に相関関係が認められる[27]ことから，クリープ特性は破断伸びで評価することが可能である。すなわち，溶接継手の破断伸びが母材と等しいならばその継手の第２期クリープひずみ速度はほぼ母材に等しいと考えられる。なお，前述したクリープ破断強度についても溶接継手の評価の対象にしなければならない。

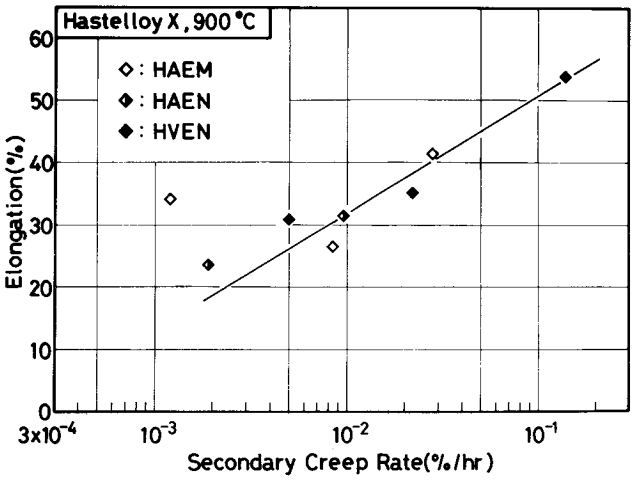


Fig.7-28 Relation between Secondary Creep Rate and Elongation

第２期クリープひずみ速度，破断伸びおよびクリープ破断強度について各材料を評価するとTable 7－8 に示すようになる。ここで第２期クリープひずみ速度については負荷応力 3.4 kg/cm² に対する値，破断伸びについては１０００ hr における最小値および強度については１０００ hr における平均値にて評価した。この表から判るように，第２期クリープひずみ速度および破断伸びについては，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ 溶接継手に比して母材に近い。また破断強度については，電子ビームおよびＴＩＧ 溶接継手のいずれも母材に比して大きな差異は認められない。したがって溶接構造物のクリープ変形による破壊を考慮した場合，上述した理由から，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ 溶接継手に比して破壊に対する抵抗が大きいクリープおよびクリープ破断特性を有するものと考えられる。

(5) 破断後試験片の観察

(a) 外観観察

破断部の形態の特徴は各材料について共通しており，代表例として，HAENの母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手の破断後の外観写真をFig. 7－29に示す。

破面については，母材は方向性のない凹凸のある破面，TIG溶接金属は柱状晶組織に沿ったと考えられる方向性を有する凹凸のある破面，また電子ビーム溶接金属については，溶接中央部の柱状晶が相接する部分に沿ったと考えられる凹凸の少ない破面を呈している。

表面き裂については，母材は破断部近傍に若干認められるが，電子ビームおよびTIG溶接金属については殆んど認められない。

Table 7-8 Evaluation of Creep and Creep Rupture Properties for Base Metal and Weld Joint

Material and Specimen		Secondary Creep Rate at 34kg/mm^2 (%/hr)	Minimum Value of Elongation at Fracture of 1000 hr (%)	Mean Rupture Strength at 1000hr (kg/mm^2)
HAEN	Base Metal	—	30	4.4
	EB Weld Joint	—	12	"
	TIG Weld Joint	—	7	"
HAEM	Base Metal	1×10^{-2}	20	3.6
	EB Weld Joint	7×10^{-3}	"	"
	TIG Weld Joint	5×10^{-4}	5	"
HVEN	Base Metal	—	31	3.4
	EB Weld Joint	—	"	"
	TIG Weld Joint	—	10	2.4
Inconel 625	Base Metal	—	35	2.6
	EB Weld Joint	—	"	"
	TIG Weld Joint	—	17	"
Inconel 617	Base Metal	—	41	5.0
	EB Weld Joint	—	18	"
	TIG Weld Joint	—	"	"
Incoloy 800	Base Metal	—	28	2.8
	EB Weld Joint	—	"	"
	TIG Weld Joint	—	1	2.3
Incoloy 807	Base Metal	—	43	3.4
	EB Weld Joint	—	21	"
	TIG Weld Joint	—	"	"

Gauge Length: 30mm

(b) 顕微鏡組織観察

溶接継手の破断部の顕微鏡組織よりき裂の形態を観察すると，母材，電子ビーム溶接金属およびTIG溶接金属破断部において，材料にかかわらず特徴のある形態を示している。以下に各破断部におけるき裂の形態について述べる。

溶接継手の母材破断部および破断部近傍における代表例をFig. 7－30に示す。これより判るように，母材の結晶粒界に多数のボイドが観察され，このボイドが任意に連結，合体して破断に至ったものと推定される。このため，Fig. 7－29に示すように破面のマクロ写真は凹凸の激しい様相を呈している。

電子ビーム溶接継手の溶接金属部破断について

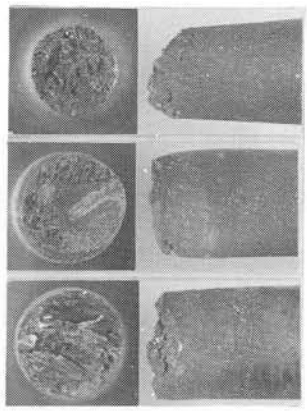


Fig.7-29 Macro-view of Ruptured Specimen of Hastelloy X (HAEM)

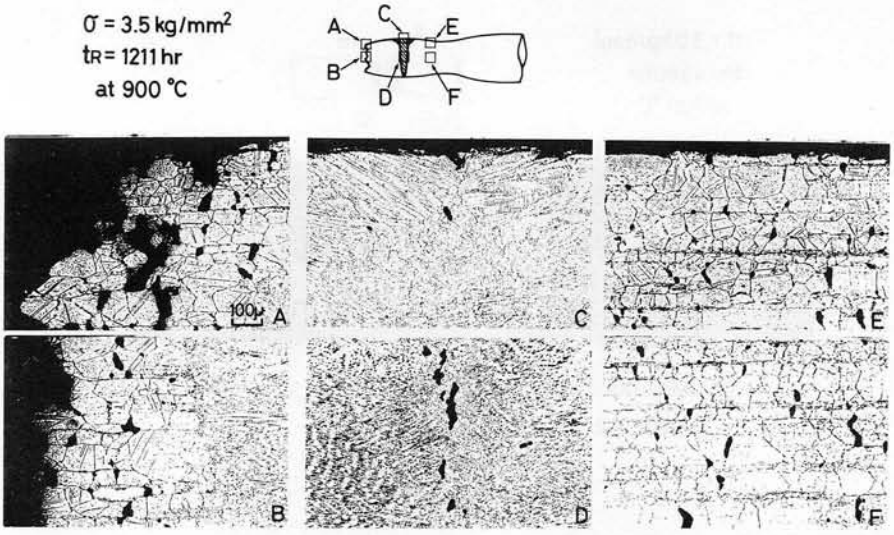


Fig.7-30 Microstructure of Electron Beam Weld Joint Specimen of Hastelloy X (HAEM) Ruptured at Base Metal

は，溶接金属の柱状晶は応力軸方向に成長しているために，応力軸方向の柱状晶境界に発生するボイドの数は極めて少なく，応力軸に垂直な溶接金属中央部の柱状晶が相接する部分に発生するボイドが多い。この溶接金属中央部にボイドが見られるが，これは Fig. 7－30 のC，Dに代表例を示すように，応力軸に垂直な直線上の位置に発生しており，このボイドが連結，合体して，Fig. 7－31 に代表例を示すようにき裂が直線的に進行している。このため，破面のマクロ写真は平坦な様相を呈している。

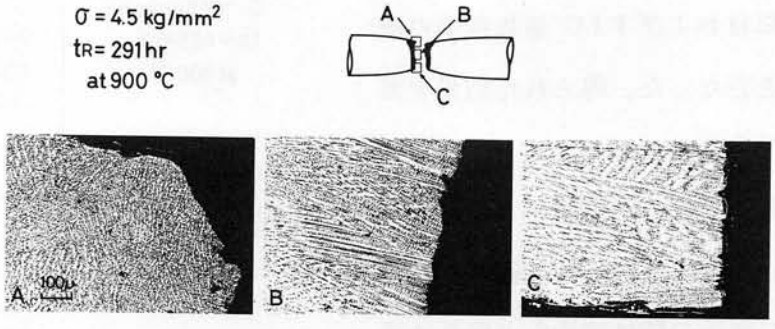


Fig.7-31 Microstructure of Electron Beam Weld Joint Specimen of Hastelloy X (HAEM) Ruptured at Weld Metal

ＴＩＧ 溶接継手の溶接金属破断部については，まず，Fig. 7－32 に代表例を示すように溶接金属部表面にき裂が発生し，また，柱状晶の境界にボイドが発生する。ＴＩＧ溶接金属の柱状晶は応力軸に対してほぼ４５°以上の角度にて成長しているので，図に示すように柱状晶の境界にはすべり

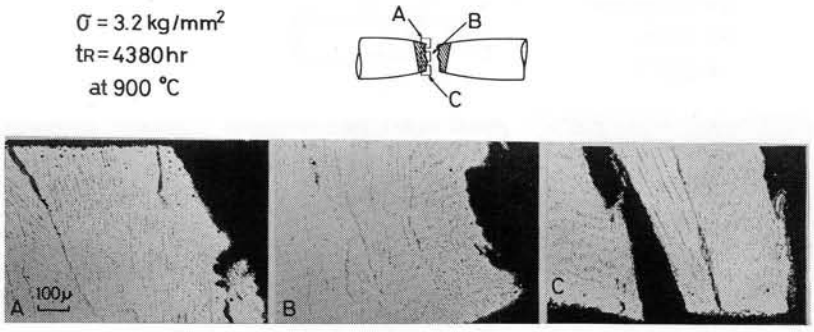


Fig.7-32 Microstructure of TIG Weld Joint Specimen of Hastelloy X (HAEM) Ruptured. at Weld Metal

によるボイドが発生し易く，表面よりのき裂がこのボイドに沿って進展し，破断に至ると考えられる。き裂は柱状晶の境界に沿って進展するために，Fig. 7－29 に示すように破面のマクロ写真はいちじるしい方向性を示している。

また，炭化物の析出状態について観察すると，ニッケル基合金については，母材および溶接金属の結晶粒内および粒界に析出しており，長時間になるにしたがって炭化物が凝集を始めている。鉄基合金については，母材および溶接金属に析出する炭化物の量はニッケル基合金に比して少ない。Fig. 7－33 に代表例を示す。

7．9　要　　約

原子炉用耐熱合金について，電子ビーム溶接継手の機械的特性と母材およびＴＩＧ溶接継手の機械的特性との比較を行なった。得られた結果を要約すると次の通りである。

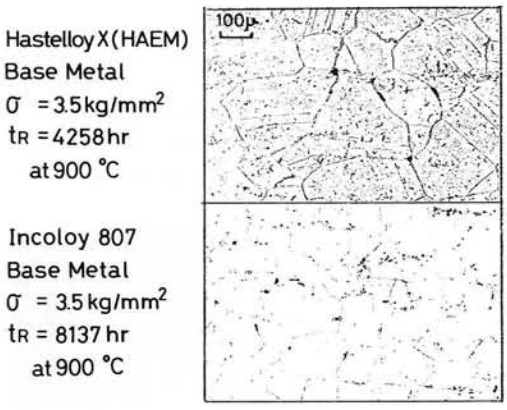


Fig.7-33 Typical Change of Precipitate under Creep Rupture Test

1）常温および高温における引張強さおよび 0.2 %耐力については，電子ビーム溶接継手，母材およびＴＩＧ溶接継手の間には殆んど差異は認められないが，伸びおよび絞りについては，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ溶接継手に比して優れている。

2）高温低サイクル疲労特性については，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ溶接継手よりかなりすぐれており母材とほぼ同程度のものが多い。

3）Hastelloy X（HAEM）の第２期クリープひずみ速度は母材が最も大きく，電子ビーム溶接継手，ＴＩＧ溶接継手の順に小さくなるが，電子ビーム溶接継手はむしろ母材に近い。第３期ク

リープ開始時間と破断時間の比については，電子ビーム溶接継手とＴＩＧ溶接継手の間には殆んど差異は認められない。

4）各材料のクリープ破断強度については，電子ビーム溶接継手，母材およびＴＩＧ溶接継手の間には殆んど差異は認められない。クリープ破断延性については，母材が最も大きく，電子ビーム溶接継手，ＴＩＧ溶接継手の順に小さくなるが，電子ビーム溶接継手は母材に近い。

5）周溶接継手を有する円筒構造物のクリープ破壊を考えた場合，溶接継手のクリープおよびクリープ破断特性の評価は第２期クリープひずみ速度，クリープ破断伸びおよび破断強度により行うべきである。クリープ破断強度が大なるほど，第２期クリープひずみ速度およびクリープ破断伸びが母材に近似するほど破壊に対する抵抗が大きいと考えられる。このような観点から評価すると，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ溶接継手に比べてかなり優れており，母材に近似している。

第８章　溶接継手の環境効果に関する検討

8．1　概　　説

Hastelloy系，Inconel系およびIncoloy系の原子炉用耐熱合金は，高温He雰囲気中で使用されるが，He中の微量の不純物（O_2ならびにH_2O，CO_2が分解して生じたO_2）が材料の結晶粒界に沿って優先酸化を起し，He中での長時間強度に悪影響をおよぼすことが知られている。しかし，これに関する耐熱合金母材およびとくに溶接継手については系統的な研究報告は極めて少ない。

本章においては，上記耐熱合金の母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手について，高温He雰囲気中における腐食挙動，長時間浸漬後の高温疲労特性およびHe雰囲気中におけるクリープ破断特性を明確にし，かつ比較検討も行なった。

8．2　He雰囲気中における溶接継手の腐食挙動

8.2.1　供試材料および溶接要領

本試験に用いた供試材料の化学組成ならびに機械的性質をTable 8－1に示す。

腐食試験に供した電子ビームおよびTIG溶接継手における開先形状ならびに溶接条件をTable 8－2およびTable 8－3に示す。また腐食時効後の高温低サイクル疲労試験に供した溶接継手についてはTable 7－2およびFig. 7－3に示してある。なお，TIG溶接にはTable 7－1に示す溶加棒を使用した。

8.2.2　実験方法

(1)　He中における腐食試験

本腐食試験装置の概略図をFig. 8－1に示す。

本腐食試験に使用した時効炉は横置型であり，高温長時間加熱により時効炉内壁とHe中の不純物との反応を防止するためアルミナ製の炉心管を用いた。炉心管の内径は105㎜，均熱範囲は$100^{\phi}\times300mm^{\ell}$である。試験片は$1^{t}\times20\times10$㎜の短冊型試験片を用いた。溶接継手については，試験片長手方向の中央部に溶接ビードが位置するように加工した。試験片は，Heの流通を良くするため側面に穴をあけたアルミナ製ルツボに1個ずつ挿入した。これらのルツボを炉心管の内径に合わせたアルミナ製治具にならべ，炉心管の均熱範囲内に取付けた。均熱チェックは試験中連続的に行い，炉心管長手方向3個所，管径方向2個所（中心および管壁）の計6個所の均熱チェックの結果，いずれも目標試験温度の±2℃の誤差内に入っていることを確認した。

本実験に用いた雰囲気はHTR近似He[28]である。He中の不純物元素の分析には，モリキュラシーブまたは活性炭を用いたガスクロマトグラフにより，H_2，O_2，N_2，CH_4，CO，CO_2の分析を行

Table 8-1 Chemical Composition and Mechanical Properties of Superalloys Used

Material	Thickness (mm)	Melting Process ※	Final Heat Treatment	Grain Size (ASTM)	Mechanical Properties				Chemical Composition (%)															Objective
					0.2%PS (Kg/mm²)	T.S (Kg/mm²)	El. (%)	R.A (%)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb+Ta	Al	Ti	B	Fe	
Hastelloy X	2	AE	1100°C x 9Mim A.C	5~7	50.35	86.2	35.6	—	0.087	0.47	0.87	0.018	0.003	Bal.	21.61	1.53	9.00	0.40	—	—	—	0.003	18.83	Corrosion Test in He
Inconel 625		AE	1000°Cx30Min W.Q	7~9	63.8	100.4	36.4	—	0.05	0.33	0.33	0.004	<0.005		22.26	0.10	9.11	—	3.29	0.23	0.14	—	2.78	
Inconel 617		V	1150°C x 6Min W.Q	4~6	40.5	81.2	52.6	45.6	0.07	0.15	0.07	—	0.007		21.99	12.53	9.06	—	—	0.98	—	—	0.22	
Incoloy 800		V	1100°C x10Min W.Q	2.5	21.6	58.5	52.4	73.6	0.05	0.31	0.80	0.012	0.005	31.31	21.50	—	—	—	—	0.57	0.59	—	Bal.	
Incoloy 807		A	1150°C x 6Min W.Q	7~8	35.0	80.0	30.1	—	0.006	0.33	0.83	0.003	0.009	40.13	20.65	8.40	—	4.88	0.96	0.48	0.30	—		
Hastelloy X	15	AE	1150°Cx 1Hr W.Q	5~6	38.7	75.0	47.6	—	0.068	0.37	0.59	0.012	<0.002	Bal.	20.74	1.03	8.70	0.50	—	0.21	0.02	0.001	18.23	Fatigue Test

※ AE: Air Melting followed by Electroslag Remelting, V: Vacuum Induction Melting, A: Air Melting

Table 8-2 Elcetron Beam Welding Conditions

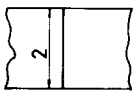
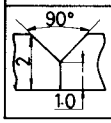
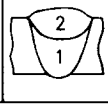
Joint Configuration	Welding Conditions					
	P_{ch} (Torr)	D_F (mm)	a_b	I_b (mA)	V_b (kv)	V_b' (cm/min)
	5×10^{-4}	225	1.04	20	100	160

Table 8-3 TIG Welding Conditions

Joint Configuration	Built-up Sequence	Welding Conditions						
		Pass	Size of Filler Metal (mm)	Welding Current (A)	Arc Voltage (V)	Welding Speed (mm/min)	Shield Gas Flow Rate (l/min)	
							Torch	Back-up
		1~2	1.2	60~70	9~10	50~60	6	10

Interpass Temperature: Max.100°C

ない，H_2Oの分析には露点式水分計を用いた。分析は時効炉の入口と出口で行い，炉内ガス成分の変動を調べた。Table 8－4に分析結果を，Fig. 8－2に時効炉出口におけるHe中組成の変動の一例を示す。

炉内圧力は1 kg/cm²Gとし，He流量は試験初期の100hr程度は試験片とガスとの反応が激しく，ガス組成の変動が著しいため500cc/min流したが，その後は100cc/minとした。したがって炉内はほゞ静止状態（対流は起っている）であるが，100hr以降のガス成分の変動はあまり見られず，比較的安定な試験状態が維持された。

試験開始にあたっては，炉心管内を1×10^{-5} Torr以下にした後，HTR近似Heと置換し，所定の試験温度に加熱

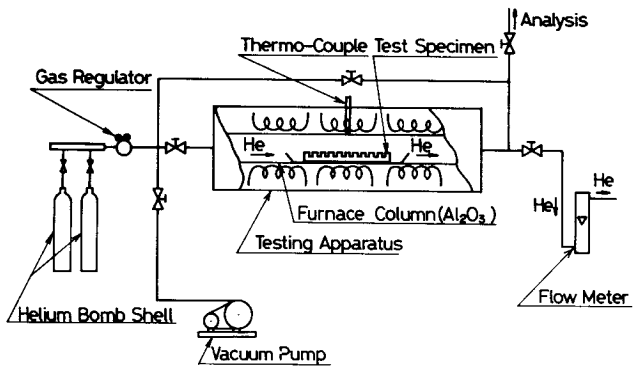


Fig.8-1 Schematic Diagram of Horizontal-type Electric Furnace

Table 8-4 Impurity Composition in He Gas (PPM)

	H_2	CO	H_2O	CO_2	CH_4	O_2	N_2
Specification	200	100	2	1	<0.5	<1	<5
Analysis (Inlet)	190 ~230	92 ~110	1~2	<2	<5	<1	<5
Analysis (Outlet)	200 ~260	90 ~140	1~2	<5	Nil	<3	<6

CO/CO_2, $H_2/H_2O \cong 100/1$ $(H_2)(CO_2)/(CO)(H_2O) \cong 1$

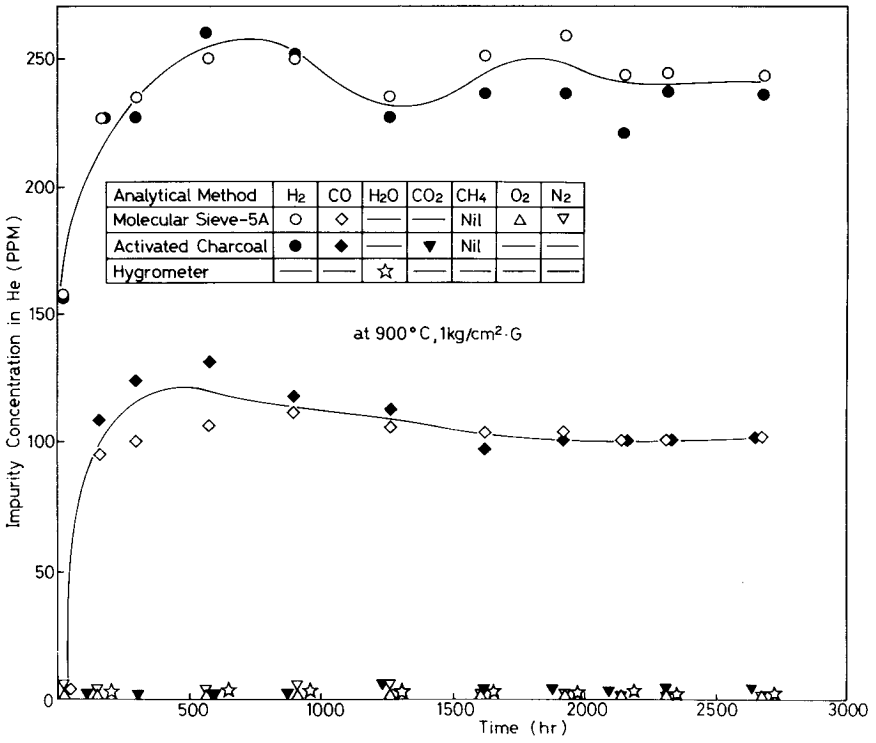


Fig.8-2 Impurity Fluctuation in He Gas

した。試験条件として，800℃にて500，1000 hr，900℃にて500，1000，3000 hr，1000℃にて500，1000 hrとし，各々の時効材につき表面腐食部の性状，重量変化，組成変化ならびにマトリックスの組織変化，硬さ変化等を調べ，非時効材と比較検討した。

(2) He中時効後の高温低サイクル疲労試験

疲労試験片をHTR近似He中にて900℃×3000 hr腐食時効させた後，高温低サイクル疲労試験を行い，非時効材と比較検討した。試験片の形状および溶接継手の採取要領は7. 7. 1 (1)項で述べた通りである。

腐食試験装置の概略図をFig. 8－3に示す。本腐食試験に使用した時効炉は縦型であり，炉心管材質，内径および均熱範囲は(1)項に示した横置型と同じである。高温長時間加熱によるクリープ変形にもとづく試験片軸心の変位を防止するため，試験片はアルミナ製治具に垂直に取付けた。均熱チェックは(1)項に示した横置型の場合と同様に行ない，目標試験温度900℃において

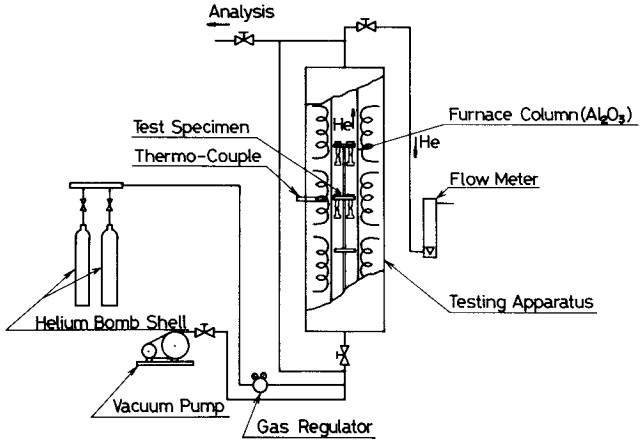


Fig.8-3 Schematic Diagram of Vertical-type Electric Furnace

±2℃の誤差内に入っていることを確認した。また本縦型炉では，He を下方から上方に流した。炉内Heの圧力，流量ならびに分析要領は(1)項の場合と同様であり，出口の分析の結果，He 中の組成はTable 8－4 に示した範囲に入っていることを確認した。

腐食時効後の疲労試験には，電子油圧サーボ方式による負荷系（±10 ton ）と高周波誘導加熱方式による温度制御系（10 kVA，10 kHz）からなる低サイクル疲労試験機を使用した。試験温度の検出は，ふつう疲労試験片中央部にPR熱電対を抵抗溶接して行うのであるが，本試験における腐食時効後の試験片については，試験片中央部の腐食代を抵抗溶接により破損すると，腐食時効による効果を正確に把握することが不可能になると考え，予備試験により高周波誘導加熱による試験片の温度分布を求め，熱電対取付け位置を試験片中央部から 10.4 ㎜ 離れたところとした。なお，温度の変動は設定値に対して±2℃以内であることを確認した。

疲労試験の雰囲気は，腐食時効試験と同じHTR 近似He 中にて行なったが，チャンバー内の圧力は 0.4 kg/㎠G，流量は100 cc/minとし，ガスクロマトグラフおよび露点計を用いて雰囲気の測定と管理を行なった。He 中の組成分析の結果，Table 8－4に示した範囲内に入っていることを確認した。試験温度は腐食時効試験に合わせ900℃とした。また，繰返し波形は完全両振対称波形の三角波を用い，ひずみ制御方式を採用した。

8.2.3　実験結果および考察

(1)　He 中時効による溶接部の腐食および材質変化

(a)　時効後の重量変化

本試験雰囲気は，He 中に微量のH_2，H_2O，CO，CO_2，O_2，CH_4 等の不純物を含み，弱酸化性雰囲気になっており，酸化ポテンシャル log（P_{H_2}/P_{H_2O}）は，P_{H_2}＝（200～260）×2 kg/㎠，P_{H_2O}＝（1～2）×2 kg/㎠ として log（P_{H_2}/P_{H_2O}）≈ 2.0～2.4となっている。Fig. 8－4 は金属の酸化物生成の境界を示したものであり，各線図において上側，すなわち log（P_{H_2}/P_{H_2O}）が高い側ではその金属は酸化されず，下側，すなわち log（P_{H_2}/P_{H_2O}）が低い側では金属が酸化されることを示している。したがって，本試験雰囲気の場合，供試材の成分のうち Aℓ，Ti，Si，Mn および Cr がこの順に優先的に選択酸化され，主成分である Ni，Fe は酸化されないことになる。選択酸化される成分のうちでは Cr を除いた他は供試材料中の微量成分であり，したがって本試験条件にてマトリックスと酸化反応の結果，形成される酸化皮膜の主成分はCr酸化物であることが予想されるが，これは後に述べる酸化スケールのEPMA 分析の結果からも明らかとなる。

800，900，1000℃における各耐熱合金母材とその電子ビームおよびTIG 溶接継手のHTR近似He 中における最高3000 hr時効後の重量変化をFig. 8－5～Fig. 8－7に示す。各データは

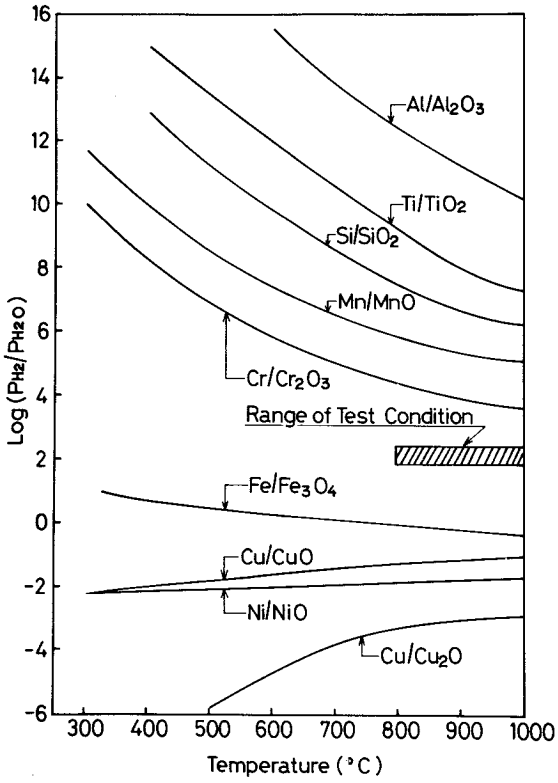


Fig.8-4 Relation between Temperature and Oxidation Potential for Various Elements

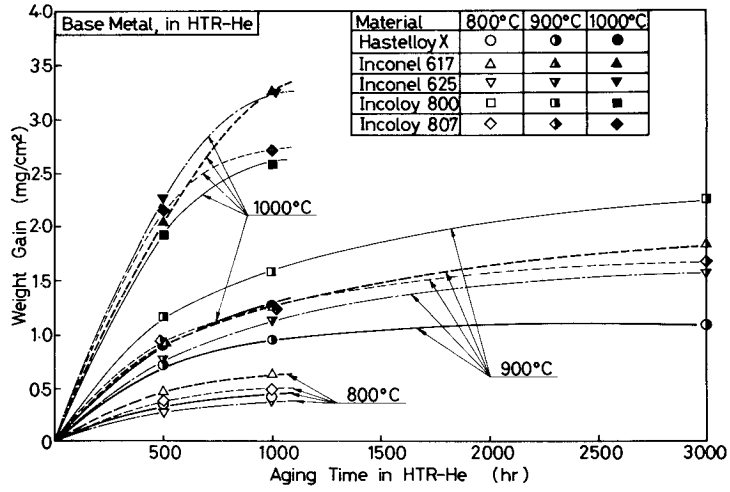


Fig.8-5 Weight Gain vs Aging Time for Base Metal

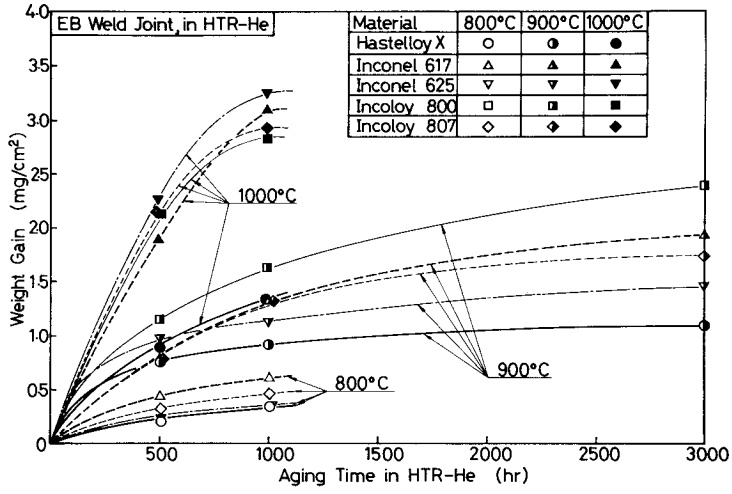


Fig.8-6 Weigh Gain vs Aging Time for Electron Beam Weld Joint

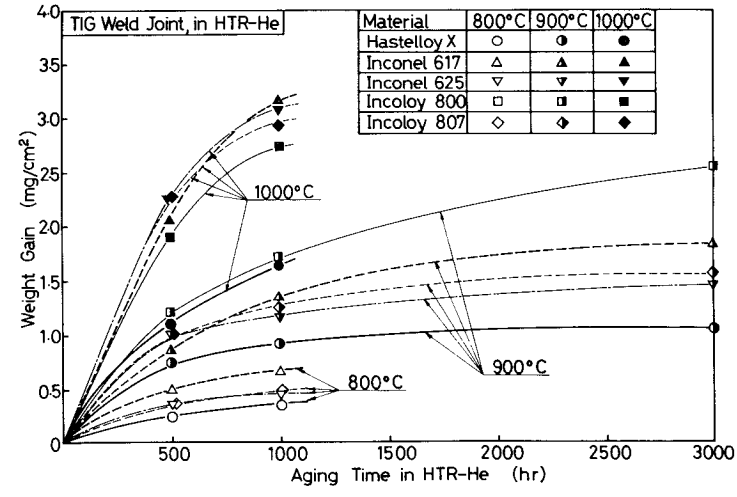


Fig.8-7 Weigh Gain vs Aging Time for TIG Weld Joint

それぞれ試験片２個ないし３個の平均値を示している。結果はいずれも時効時間に対して放物線的な重量増加を示しているが，この重量増加は主として先に述べたCr酸化物の形成による重量増加に対応しているものと考えられる。

各材料について，電子ビームおよびTIG溶接継手の重量増加を母材のそれと比較すると，本試験片の場合，電子ビーム溶接金属部の表面積は試験片全体の約 $^1/_{10}$，TIG溶接金属部では約 $^1/_5$ であるため，溶接金属部自体の重量増加と母材との差異は明確にはできないが，継手全体

としては電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の重量増加は母材のそれと差異は認められない。

材料別にみると，各試験温度とも固溶体強化型合金であるHastelloy Ｘの重量増加が一般に最も小さく，これらの材料中では最も優れた性能をもっている。同じく固溶体強化型合金であるInconel 625も800，900℃ではHastelloy Ｘについで重量増加が小さいが，1000℃では逆に他の材料よりも大になっている。いっぽう，Aℓ，Ti による析出強化型合金であるInconel 617，Incoloy 800およびIncoloy 807はHastelloy Ｘに比べると各試験温度の重量増加が大である。

各材料において，試験温度に対する重量増加速度を比較するため，Fig. 8－8に試験温度と酸化速度定数の関係を示す。酸化速度定数K_Pは，試験時間500 hr 以上で重量増加が放物線則にしたがうとして，次の関係より求めた。

$$\Delta W^2 = K_P \cdot t + C$$

ここに　ΔW：試験時間 t における重量増加量（mg/cm^2）

t：試験時間（hr）

K_P，C：定数

K_P，C は所定の材料および試験温度において，500，1000 hr の試験時間に対する重量増加量を連立させて求めた。

所定の材料に対するK_Pの温度依存性は，アレニウス表示においてほゞ直線関係になっている。所定の材料に対する母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手のK_Pを比較すると，若干のばらつきはみられるがとくに差異は認められない。Fig. 8－5～Fig. 8－7からも明らかなことであるが，Hastelloy ＸのK_Pは各試験温度に対して他の材料よりも小さい。また，温度に対する勾配も緩やかであり，温度の上昇に伴うK_Pの増加の割合が他の材料より小さいことを示している。

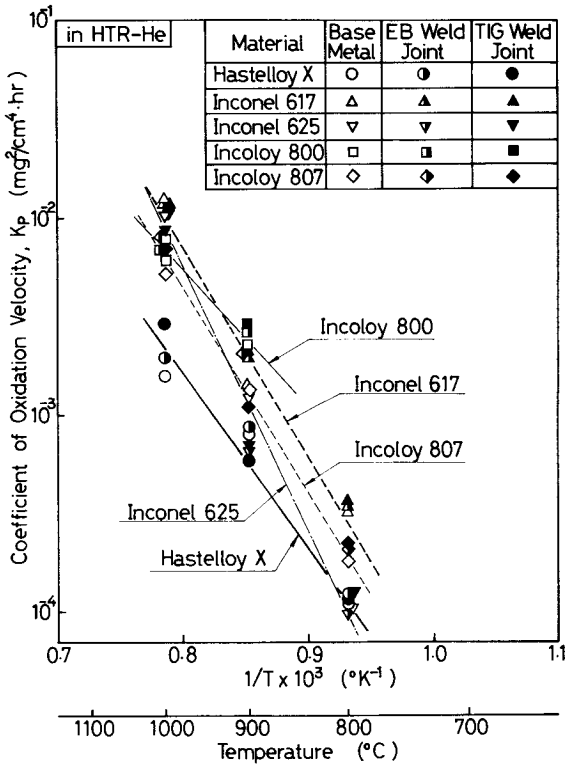


Fig.8-8 Relation between Temperature and Coefficient of Oxidation Velocity

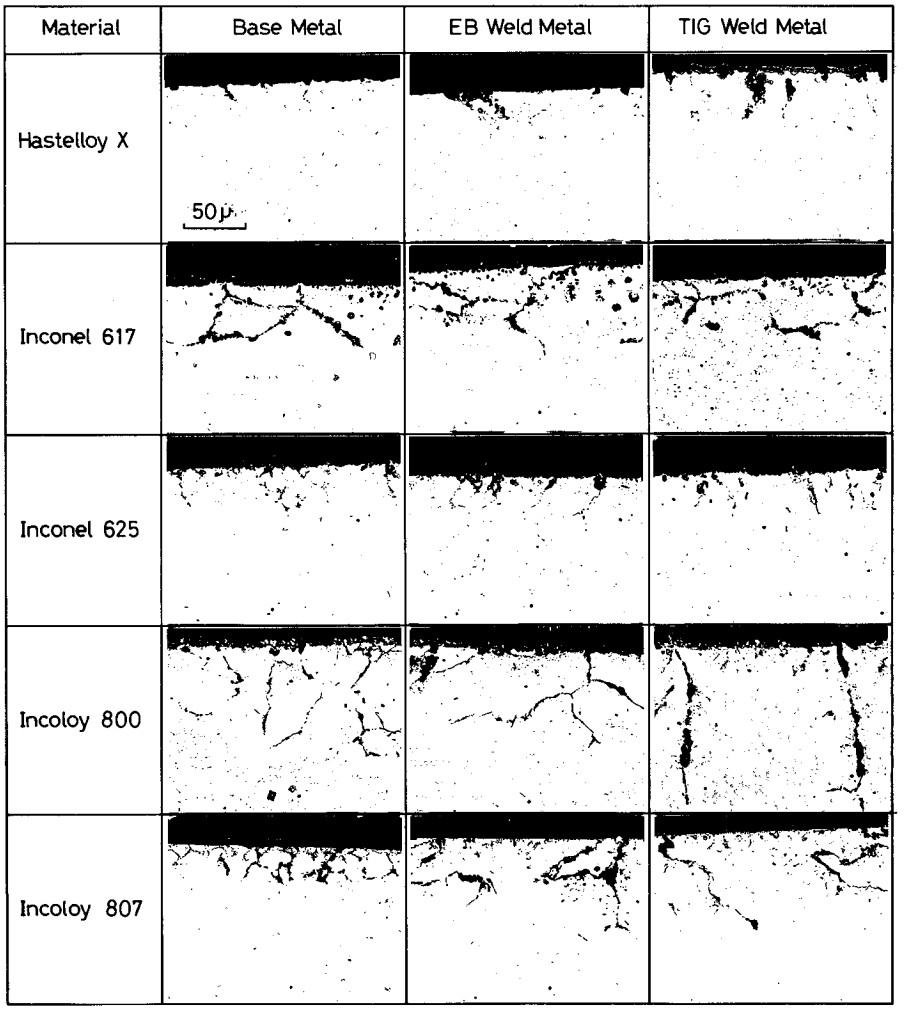
(b)　内部酸化

Inconel 617，Incoloy 800，Incoloy 807のようなγ'による析出強化型合金では，$Ni_3A\ell$，Ni_3Ti などをマトリックスに析出させることによって高温強度を維持しているため，Aℓ，Ti が微量元素として意識的に添加されている。Aℓ，Ti はFig. 8－4 に示したように高温He 中の微量不

純物 O_2 と選択的に反応し，雰囲気ガスに接触した金属表面よりマトリックスの粒界にAℓまたはTi酸化物として局部的に析出する。これが内部酸化といわれるものであるが，内部酸化は時間と共に進行性を有し，長時間クリープ強度や高温疲労強度を劣化させると考えられ，微量不純物元素を含む高温He中における耐食性を評価する場合，とくに重要な因子になると考えられる。

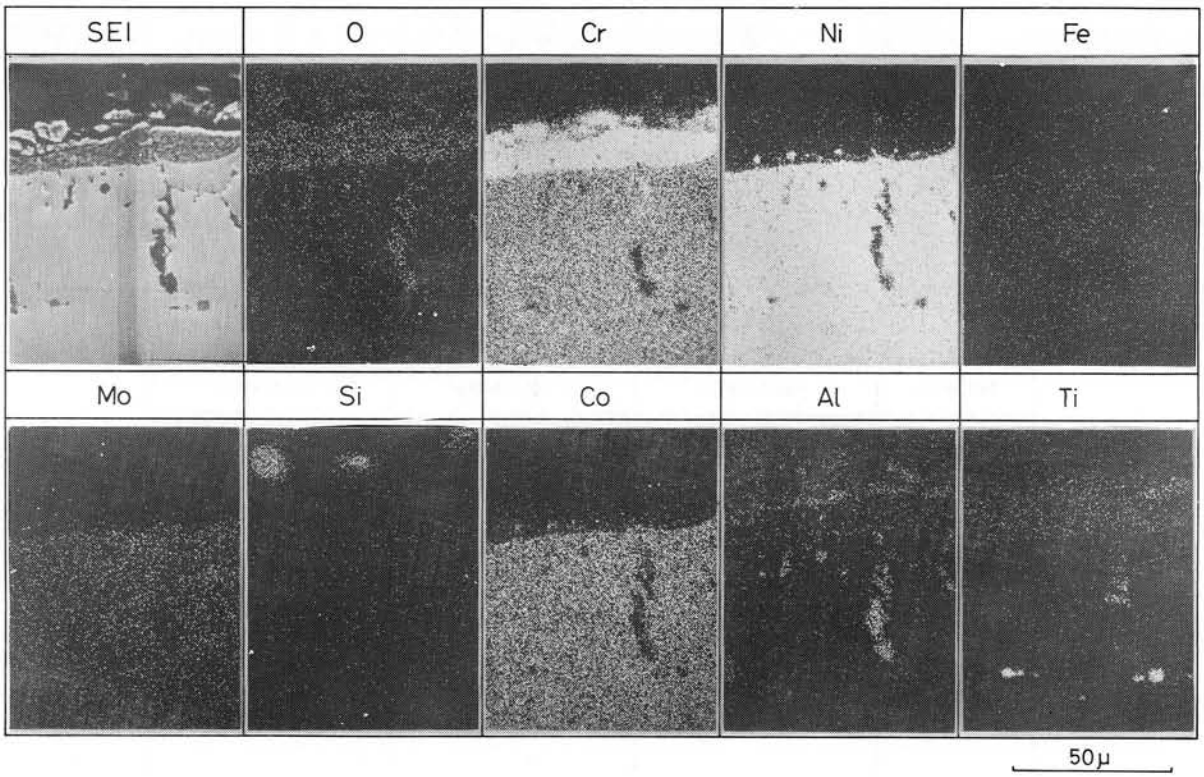
本試験における内部酸化の一例として，900℃×3000hr 時効の試験片断面の顕微鏡写真をTable 8－5 に示す。これらは主としてマトリックスの粒界を侵食しているが，固溶体強化型合金

Table 8-5 Internal Oxidation for Base Metal and Weld Joint Aged at 900℃ for 3000hr



であるHastelloy X, Inconel 625の内部酸化の程度は，Aℓ，Ti を含む析出強化型合金であるInconel 617，Incoloy 800，Incoloy 807 に比べて小さい。これら内部酸化をおこした粒界の組成を調べるため，EPMAによる面分析ならびに線分析を行なったが，結果の一例としてInconel 617 の 900℃×3000hr 時効材の分析結果をTable 8－6 およびFig. 8－9 に示す。面分析による二次電子線像に見られる粒界には，O_2，Aℓ，Ti の偏析が認められ，また線分析による結果でも粒界にこれらの組成が重なったピークが現れており，内部酸化が主としてAℓ，Tiの

Table 8-6 Distribution of Elements in Cross-section of Inconel 617 Aged at 900℃ for 3000hr by EPMA



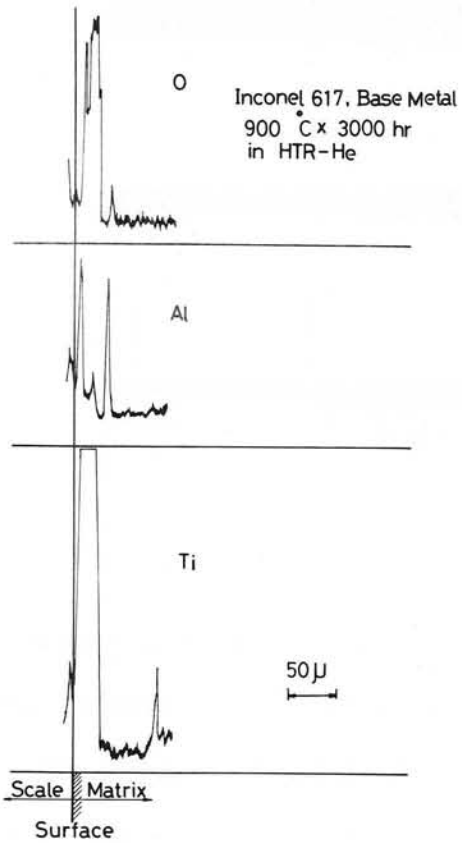


Fig.8-9 Distribution of Elements in Inconel 617 Base Metal Aged at 900℃ for 3000hr

酸化物より構成されていることを裏づけている。

内部酸化の程度を定量的に調べるため，本試験に供した材料の母材とその電子ビームおよびTIG溶接金属の内部酸化深さの最大値をFig. 8－10～Fig. 8－12に示す。これらはFig. 8－5～Fig. 8－7 で述べた重量変化の場合と同様な傾向を示しており，時効時間に対して最大内部酸化深さは放物線的に増加している。また各材料の内部酸化に対する抵抗も，重量変化の場合と対応しており，Hastelloy X は供試材料中最も優れた耐内部酸化性を示している。

それぞれの材料について，電子ビームおよびTIG 溶接金属の最大内部酸化深さを母材のそれと比較すると，電子ビーム溶接金属の場合は母材とほとんど差異は認められないが，TIG 溶接金属では，母材ならびに電子ビーム溶接金属より最

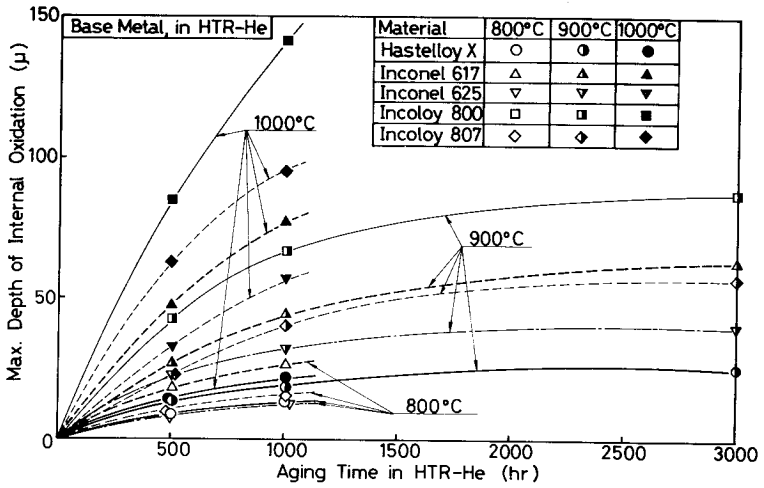


Fig.8-10 Relation between Aging Time and Max.Depth of Internal Oxidation for Base Metal

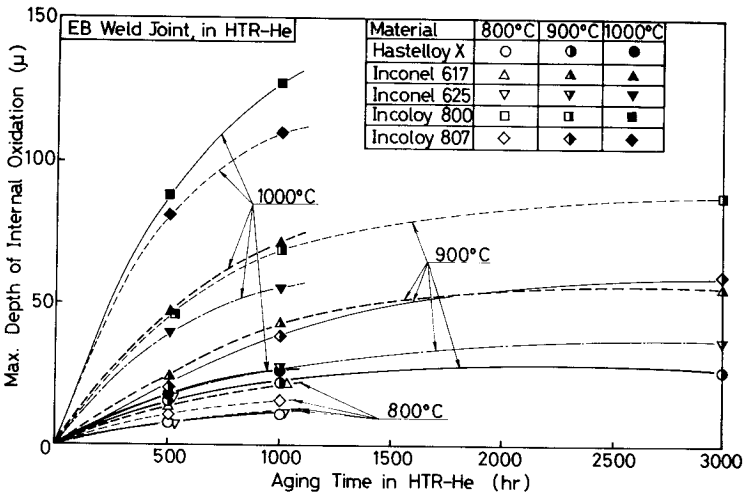


Fig.8-11 Relation between Aging Time and Max.Depth of Internal Oxidation for Electron Beam Weld Joint

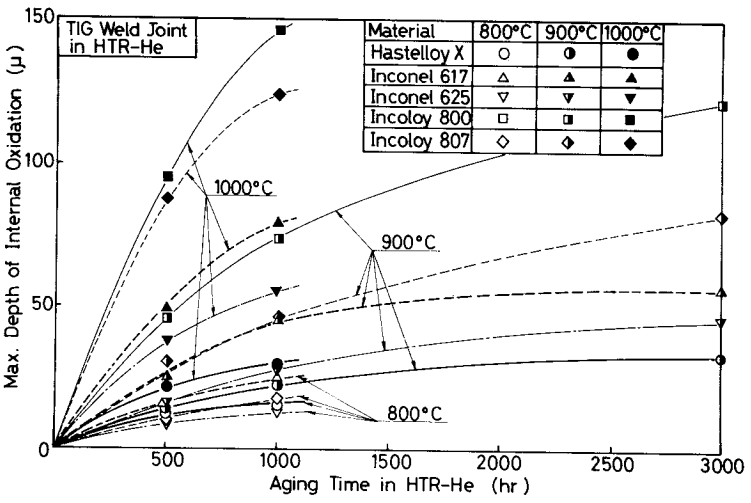


Fig.8-12 Relation between Aging Time and Max.Depth of Internal Oxidation for TIG Weld Joint

大内部酸化深さが一般に大になっている。とりわけ900℃×3000hr時効の場合にその差が比較的明瞭に認められる。溶接金属に発生する内部酸化は一般に柱状晶に沿って進展しているが，試験片表面と柱状晶のなす角度θが大きいところほど一般に内部酸化深さは大になるようである。この関係を900℃×500hr時効材についてFig. 8－13に示すが，TIG溶接金属のθは電子ビーム溶接金属に比べて一般に大であり，内部酸化深さも大になっているのが判る。

各材料において，試験温度に対する内部酸化速度定数をFig. 8－14に示す。内部酸化速度定数K_{IP}は，最大内部酸化深さが時間に対して放物線則にしたがうとして，次の関係より求めた。

$$\Delta D^2 = K_{IP} \cdot t + C$$

ここに　ΔD：試験時間tにおける最大内部酸化深さ（μm）

t　：試験時間（hr）

K_{IP}, C　：定数

K_{IP}, Cは所定の材料および試験温度において，500，1000 hrの試験時間に対する最大内部酸化深さを連立させて求めた。

所定の材料に対するK_{IP}の温度依存性は，アレニウス表示においてほゞ直線関係になっているが，所定の材料に対するTIG溶接金属のK_{IP}は，母材ならびに電子ビーム溶接金属のそれに比べて一般に大となっており，電子ビーム溶接金属のK_{IP}は母材のそれと同等もしくはそれ以下である。これは先に述べた溶接金属柱状晶の方向性にもとづくものと考えられる。

Hastelloy Xでは，K_{IP}の温度に対する勾配は，他の材料に比べてきわめて小さく，またFig. 8－8におけるK_Pの勾配よ

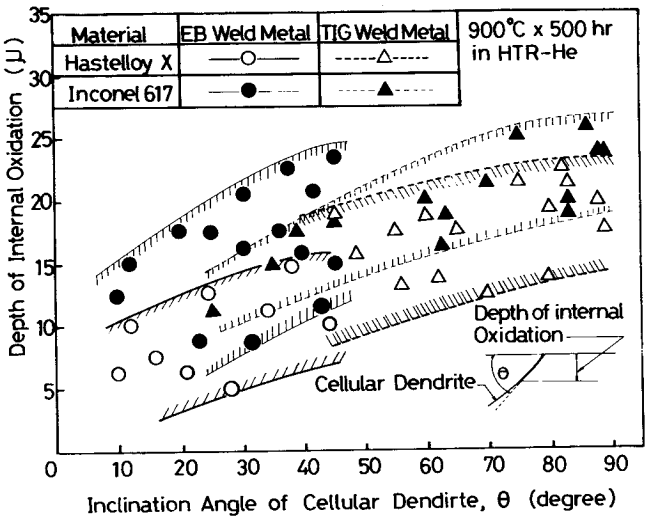


Fig.8-13 Relation between Inclination Angle of Cellular Dendrite and Depth of Internal Oxidation

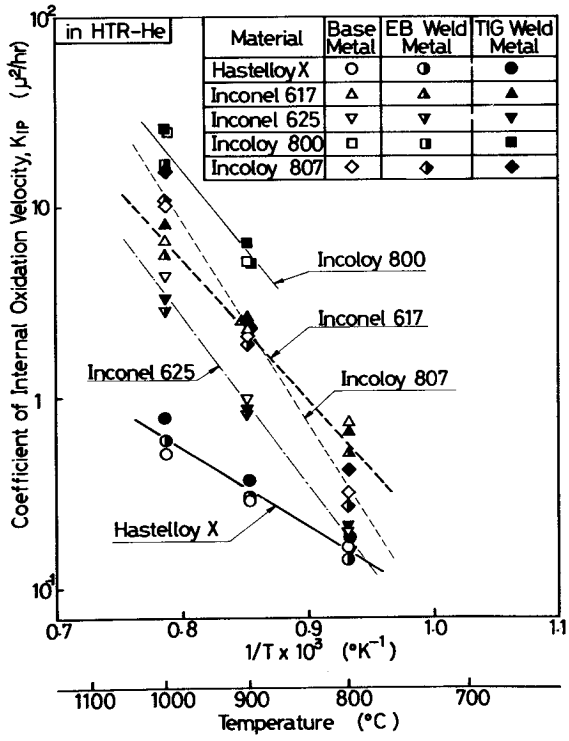


Fig.8-14 Relation between Temperature and Coefficient of Internal Oxidation Velocity

りもさらに緩やかになっている。すなわちHastelloy X では，時効温度の上昇に伴う腐食重量の増加に対する抵抗以上に内部酸化の進行に対する抵抗が大なることを示している。このことはHastelloy X と同様の固溶体強化型合金であるInconel 625 にもあてはまるが，Aℓ，Ti による強析出強化型合金であるIncoloy 800，Incoloy 807 では，K_{IP} と K_P の温度に対する勾配はほゞ平行になっており，重量増加と内部酸化がほゞ同じ割合で進行することが判る。また弱析出強化型のInconel 617では，K_{IP} の勾配が K_P のそれに対してやゝ緩やかになっているようである。

(c) スケールの性状

高温 He 中における材料の耐食性を評価するうえで，先に述べた表面酸化物による重量増加ならびに内部酸化の程度の他に，表面酸化スケールの密着性もまた重要な因子となる。なぜならスケールが剝離し易いと雰囲気とマトリックスが直接接触し，内部酸化等局部的な腐食が促進されること，ならびにスケールが剝離してHe 中に混入すると炉心を汚染し，とくにスケール中にCo 等放射性物質が混入していると安全上重大な問題を引き起すためである。

本試験材料中ではHastelloy X が最もスケールの密着性に優れているようである。一例としてFig. 8－15 に 900℃×3000 hr 時効後におけるHastelloy X ならびにInconel 617 の電子ビーム溶接部の走査型電子顕微鏡による観察結果を示す。Hastelloy X の表面スケールは堅固であり，スケールの剝離はまったく観察されないが，Inconel 617 の表面スケールには母材，溶接金属にかかわらず，ところどころ剝離したあとが見られる。

母材と溶接金属の性状を比較すると，低倍率の観察ではFig. 8－15からも判るように，溶接金属では表面沈析物が溶接柱状晶を明瞭に浮き出しており，母材と形状的な相違が比較的明確に区別されるが，高倍率の観察ではFig. 8－16 に示すように両者にほとんど差異は見られず，形状，種類とも似かよった沈積物が堆積している。

Aℓ，Ti を含むInconel 617，Incoloy 800，Incoloy 807では，表面にネットワーク状に

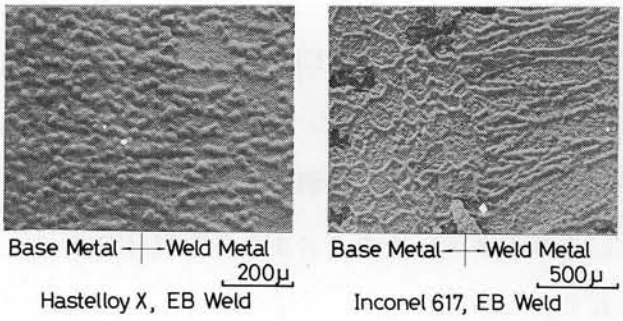


Fig.8-15 Scanning Electron Micrograph of Specimen's Surface for Electron Beam Welds of Hastelloy X and Inconel 617 Aged at 900℃ for 3000hr

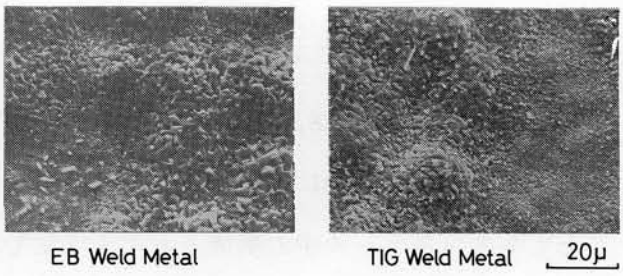


Fig.8-16 Scanning Electron Micrograph of Specimen's Surface for Electron Beam and TIG Weld Joint of Hastelloy X Aged at 900℃ for 3000hr

粒界が観察されるが，これはAℓ，Tiによる粒界の選択酸化の結果と思われ，例えばInconel 617では，Fig. 8－17に示すように800℃×500 hrの時効ですでに表面に粒界が明瞭に現れている。

(d) スケールの組成および質量移行

He中時効後の各材料の断面について，マトリックスから表面スケールにかけてEPMAによる線分析を行なった。Fig. 8－18を

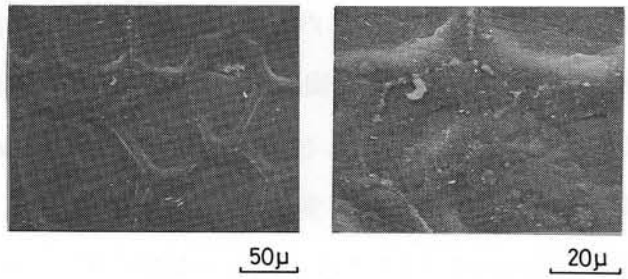


Fig.8-17 Scanning Electron Micrograph of Specimen's Surface for Base Metal of Inconel 617 Aged at 900℃ for 500hr

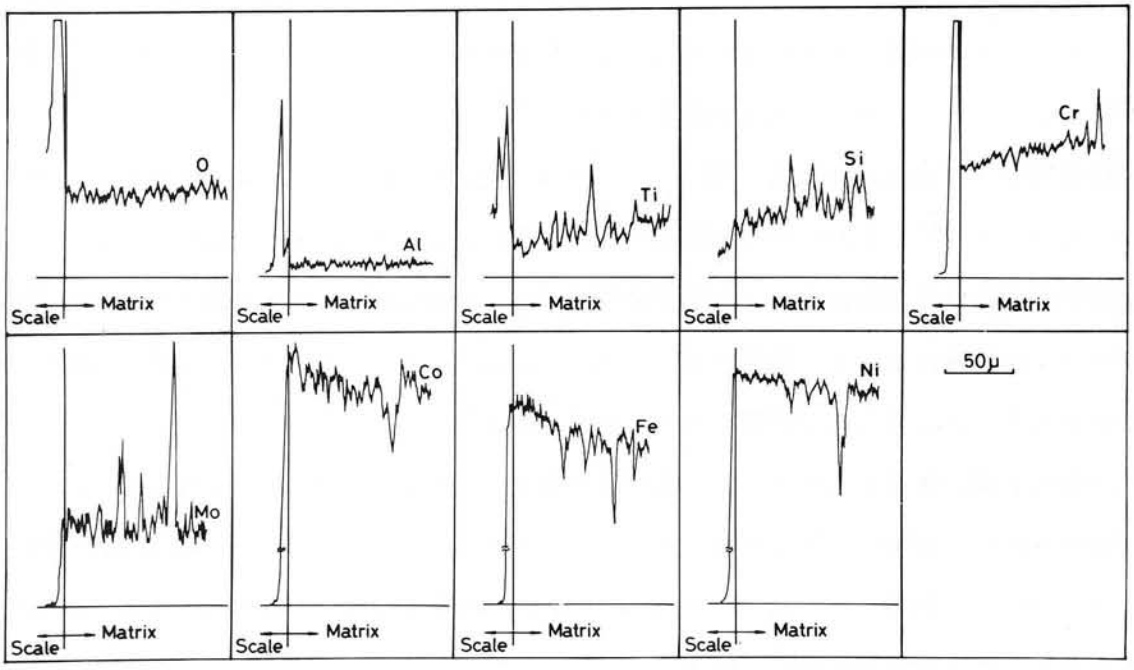


Fig.8-18 Distribution of Element for Electron Beam Weld Metal of Hastelloy X Aged at 900℃ for 500hr

例にとり，組成分布の一般的な特徴を述べる。スケール中にはAℓ，Ti，Cr，O_2が富化しており，スケールが主としてAℓ，Ti，Crの酸化物より形成されていることを示している。Fe，Ni，Co，Mo，Siはスケール中にほとんど含まれていないが，このうちSiは分析個所によっては富化することもあり，スケール中の組成として不安定である。これらスケール中に含まれる組成はFig. 8－4に示す酸化ポテンシャル線図からも容易に推定される。

マトリックスから マトリックス／スケール 界面にかけての組成変化はCrが特徴的な様相を示している。すなわち，界面ではマトリックス中央部の平均相対強度に比べて7～10％程度減少しており，板厚方向に50μ程度の負の濃度勾配が生じている。そしてこれに対応してFe，Niはマト

リックスから界面にかけて正の濃度勾配が生じており，とくに Fe の濃度勾配が大となっている。

各材料について電子ビームおよび TIG 溶接金属を母材と比較すると，組成分布の傾向やばらつきにとくに差異は認められないようである。

スケール中における組成分布の時効条件による変化は，Cr および Aℓ の相対強度の変化によく表われている。一例として Hastelloy X 電子ビーム溶接金属における Cr の分布を Fig. 8－19 に示すが，時効温度が高くなるにしたがい，また時効時間が長くなるほどスケール中の Cr の相対強度が大となり，かつスケール分布の幅も広くなっているのが認められる。これは(a)項にて述べたスケール重量の増加に対応するものと考えられる。

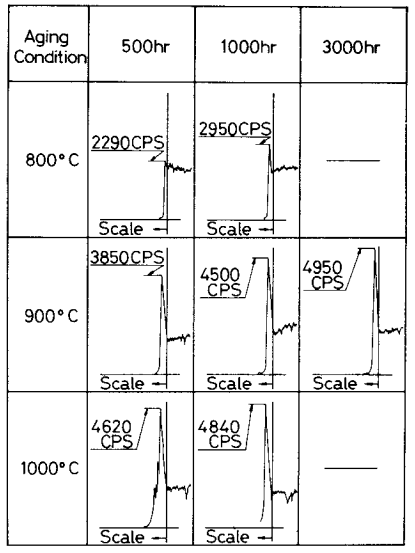


Fig.8-19 Distribution of Cr for Electron Beam Weld Metal of Aged Hastelloy X

マトリックス中央部から マトリックス／スケール 界面にかけての Cr の濃度勾配は，時効時間がある程度長くなると短時間時効のときよりもかえって緩やかになり，マトリックスの平均濃度に近づいてくる現象が認められる。一例として Hastelloy X 電子ビーム溶接金属の 900℃における結果を Fig. 8－20 に示す。500 hr から 1000 hr 時効にかけては，Cr の濃度勾配が大きくなっているが，3000 hr 時効すると濃度勾配は逆に緩やかになり，マトリックスの平均濃度に近づいている。これは マトリックス／スケール 界面近傍におけるマトリックス中の Cr の減少は，界面における Cr の酸化物形成のためであるが，この酸化物生成速度は時効時間の平方根に逆比例して小さくなるため，長時間時効ではマトリックス中央部より拡散により補充される Cr 量が マトリックス／スケール 界面近傍の Cr の減少量に追いつくためであると考えられる。

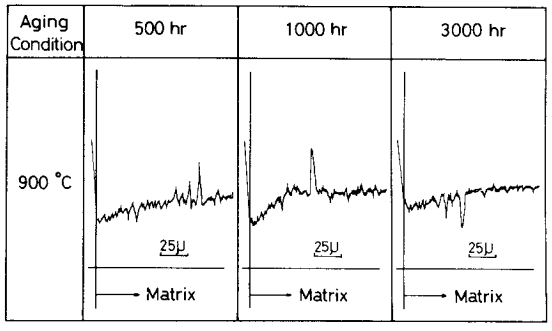


Fig.8-20 Effect of Aging Time on Distribution of Cr for Weld Metal of Hastelloy X Aged at 900℃

(e) 時効による材質変化

高温 He 中時効による材料の挙動は，前述の表面層近傍における腐食ならびに質量移行の他に，マトリックス中の炭化物の析出過程に伴う材質変化がある。

Table 8－7 および Table 8－8 にそれぞれ Hastelloy X，Inconel 617 について，母材およびその電子ビーム溶接金属の各時効条件に対する顕微鏡組織を示す。

Table 8-7 Cross-sectional Microstructure for Base Metal and Weld Metal of Aged Hastelloy X

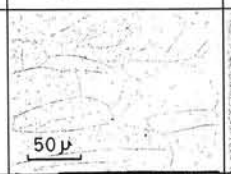
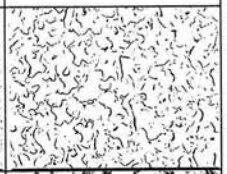
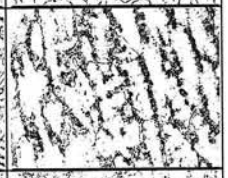
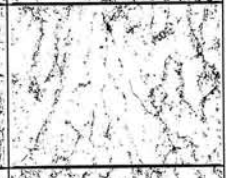
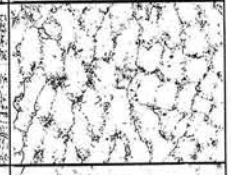
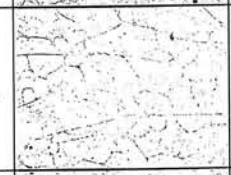
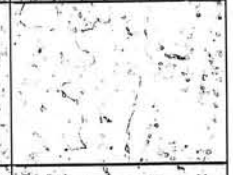
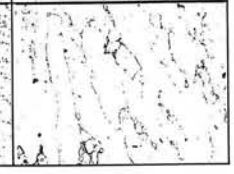
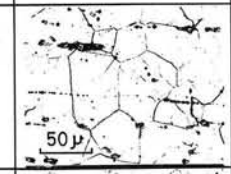
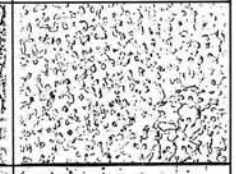
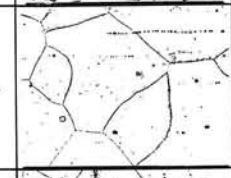
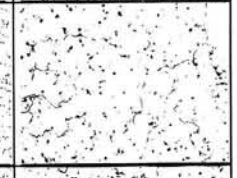
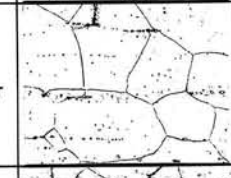
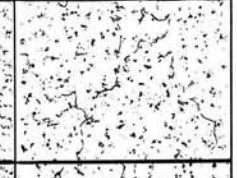
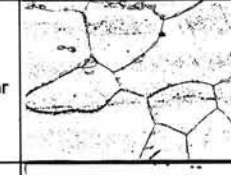
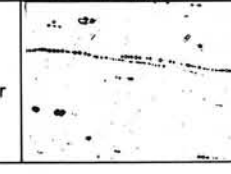
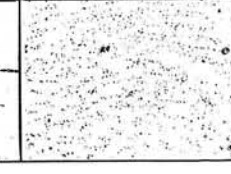
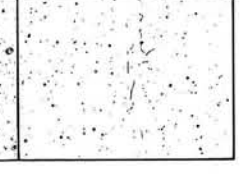
Aging Condition		Base Metal	EB Weld Metal	TIG Weld Metal
Not Aged				
800°C	500hr			
900°C	500hr			
	1000hr			
1000°C	500hr			
	1000hr			

Table 8-8 Cross-sectional Microstructure for Base Metal and Weld Metal of Aged Inconel 617

Aging Condition		Base Metal	EB Weld Metal	TIG Weld Metal
Not Aged				
800°C	500hr			
	1000hr			
900°C	500hr			
	3000hr			
1000°C	1000hr			

Hastelloy X については，非時効材の母材には未固溶の炭化物が粒界，粒内に散在しているが，電子ビーム溶接金属の柱状晶組織には残存炭化物はほとんど認められない。時効条件による炭化物の析出，凝集過程を次に述べるが，母材および電子ビーム溶接金属ともその過程に差異はない。800℃×500hrにおいては，すでに粒界，粒内に細い粒状炭化物の析出が多数観察される。溶接金属では柱状晶のセル境界に多く析出している。900℃では析出炭化物の凝集化の兆候が見られ，長時間になるほどしだいに凝集化が進行する。1000℃×500 hr では炭化物の凝集粗大化の傾向が900℃×3000 hr の条件のものよりさらに大になっている。また溶接金属では柱状組織がほとんど消滅している。1000℃×1000hr では粒内炭化物の析出量がかなり少なくなり 粗大な粒界炭化物の凝集が著しい。Hastelloy X におけるこれらの析出炭化物は，X線回析によりM_6C であると報告されている。[29),30)]

Inconel 617 の時効による析出過程もHastelloy X の場合と類似している。ただHastelloy Xに比べて析出炭化物の量は少ない。なお，Inconel 617 の析出物についても種々報告されているが，[31)] 主析出物を $M_{23}C_6$ とするかM_6Cとするかについては意見が分れているようである。

Hastelloy X，Inconel 617 の時効による硬さ変化をそれぞれFig. 8－21 およびFig. 8－22 に示す。これらはマトリックス中央部における7～10点のマイクロビッカース硬さ（荷重200g）の平均値を示している。

Hastelloy X，Inconel 617 の時効による硬さ変化の傾向はよく類似している。またそれぞれ

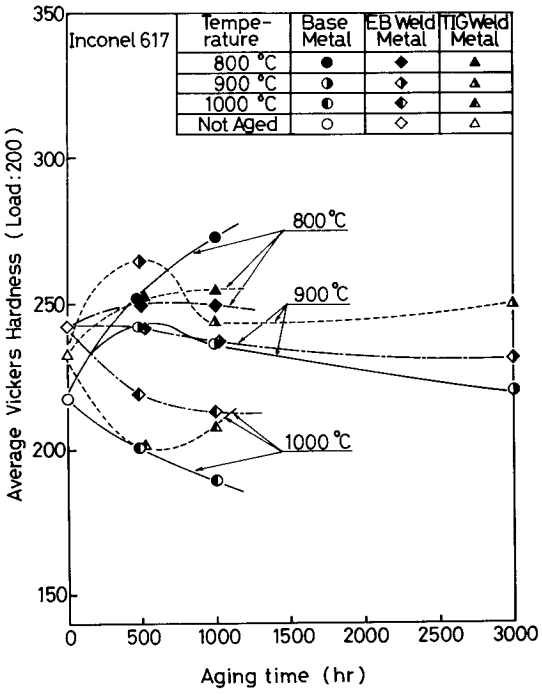


Fig.8-21 Effect of Aging Time on Average Vickers Hardness of Inconel 617

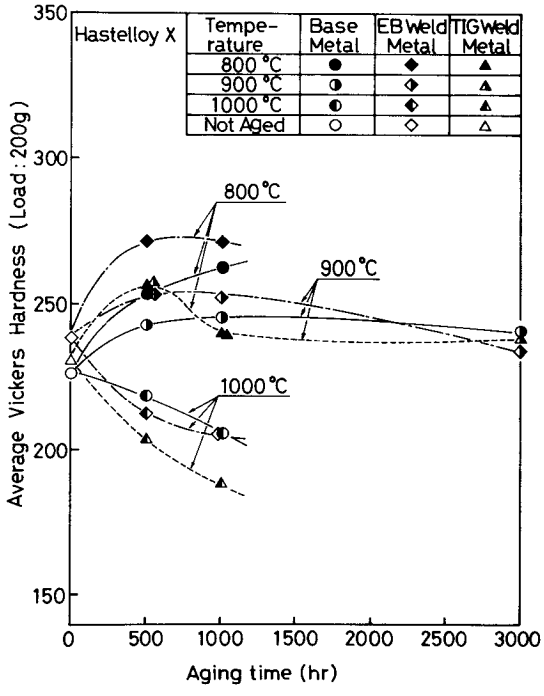


Fig.8-22 Effect of Aging Time on Average Vickers Hardness of Hastelloy X

の材料において母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接金属を比較しても，若干のばらつきはあるが傾向的には類似している。すなわち，800℃×500 hr または 900℃×500 hr では炭化物の析出に伴い非時効材に比べて硬さが上昇するが，時効時間がさらに長くなると軟化する傾向を示し，900℃×3000 hr では非時効材に近い硬さになっている。これは過時効による炭化物の粗大化，凝集化に対応しているものと考えられる。そして1000℃になると過時効状態がさらに著しくなり，500 hr ですでに非時効材に比べてかなり軟化している。

(2) He 中時効後の高温低サイクル疲労強度

Hastelloy X の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手をHTR近似He中にて 900℃×3000 hr 時効した後，同雰囲気にてひずみ制御による900℃の高温低サイクル疲労試験を行った。試験結果を非時効材の結果と対応させてFig. 8－23 に示す。 なお，破損繰返し数は，ひずみ振幅

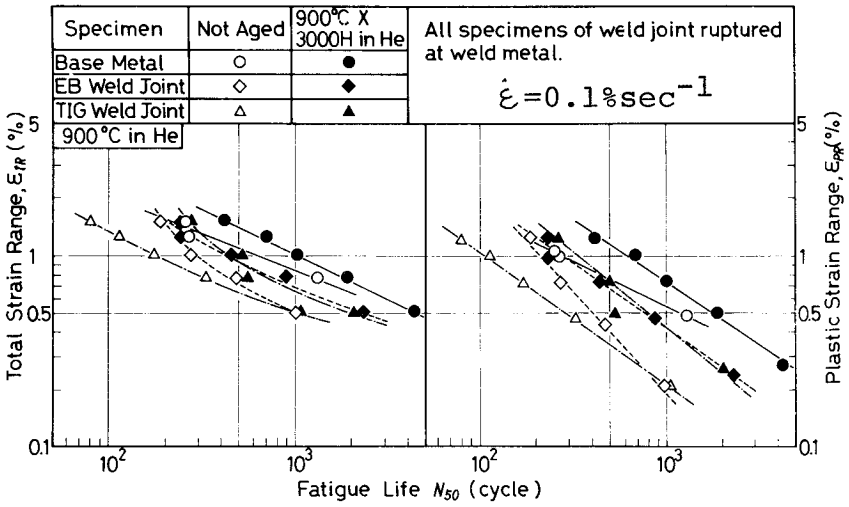


Fig.8-23 Fatigue Properties of Aged Hastelloy X at 900℃

に伴って発生する荷重が初期荷重の½になった時点として定義した。

電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の破断位置はいずれも溶接金属であり，破損繰返し数は母材に比べて非時効材，時効材ともに小さい。また電子ビーム溶接継手とＴＩＧ溶接継手では破損繰返し数に差異は認められない。

時効材は母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手ともにそれぞれの非時効材に比べて破損繰返し数が大になっている。このことは，本試験の場合，He 中時効により生じた腐食代が試験片平行部の径に比べて無視し得るほどに小さいため，腐食による疲労強度の低下よりも時効によるマトリックスの材質変化に伴う疲労強度の上昇の方が大きく影響したためと考えられる。すなわち，薄田らによれば[30]，Hastelloy X を 850℃にて最高 10,000 hr まで時効させたものにつき引張性質を調べているが，3000～10,000 hr 時効材では延性（伸び）が非時効材に比べて約 20％ 上

昇している。したがってこの条件に近い本時効条件のもとでも延性が上昇していることが考えられる。いっぽう，ひずみ制御による疲労試験では，同一材料であれば延性の大きいものほど疲労強度が一般に大になると言われており[25]，本試験において時効材の破損繰返し数が非時効材のそれより大きくなったことも理解できる。

破損部近傍の断面状況の一例として，電子ビーム溶接継手時効材の $\varepsilon_{tR}=0.758\ \%$ の条件のものをFig. 8－24に示す。き裂の発生数は非時効材よりも多く，時効材のき裂は内部酸化を生じたところを起点に発生しているようである。ただし，き裂は粒界，粒内にかかわらず進展している。

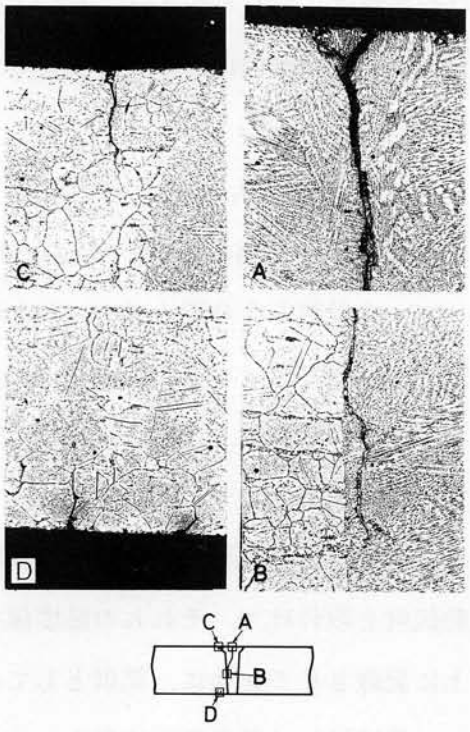


Fig.8-24 Microstructure of Fatigue Test Specimen

8．3　He雰囲気中における溶接継手のクリープ破断特性

8.3.1　供試材料および溶接要領

Table 2－2に示したHastelloy系，Inconel系およびIocoloy系の耐熱合金を母材として使用した。なお，Hastelloy Xの各材料はHAENおよびHAEMである。

このような各耐熱合金を15㎜厚さに切削後，Table 7－2に示した電子ビーム溶接条件およびTable 7－3に示したTIG溶接条件にて溶接を行なった。なお，TIG溶接にはTable 7－1に示した溶加棒を使用した。

8.3.2　実験方法

(1)　試験片形状

クリープ破断試験片形状はFig. 7－16に示した通りである。溶接継手試験片については，溶接部が平行部の中央に位置するようにした。試験片はいづれも板厚中央部から圧延方向に採取し，試験片の平行部は6㎜$^{\phi}$に仕上げ，表面あらさは6Sとした。

(2)　試験装置

He雰囲気中のクリープ破断試験に使用した試験装置は，概略図をFig. 8－25に示すような，直荷重式クリープ破断試験機である。試験片の着脱が可能なように，炉内管および電気炉に昇降装置が付属し，チャンバーと分離可能な構造となっている。また，炉内管およびチャンバー内は油回転ポンプおよび油拡散ポンプにて排気され，ボンベに封入されたHeと置換できる。熱電対はハー

メチックシールを通して大気中に取り出している。入口側および出口側のHe中の不純物を測定するために，ガスクロマトグラフおよび露点計までステンレス鋼管にて配管されている。本装置の外観写真をFig. 8－26に示す。

なお，本装置の最高使用温度は1100℃，最大荷重は1 tonであり，温度および荷重精度はいづれもJIS Z2271に規定された範囲内にある。

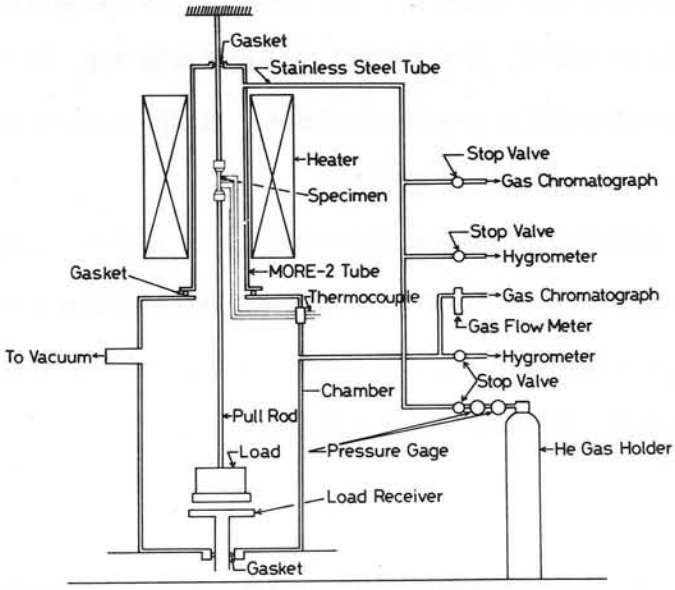


Fig.8-25 Schematic Diagram of Creep Rupture Testing Machine in He Atmosphere

(3) 試験方法

HAEN, HAEM, Inconel 625, Inconel 617, Incoloy 800, Incoloy 807の母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手について，JIS Z2272に準拠し，He雰囲気中，900℃において定荷重クリープ破断試験を行なった。

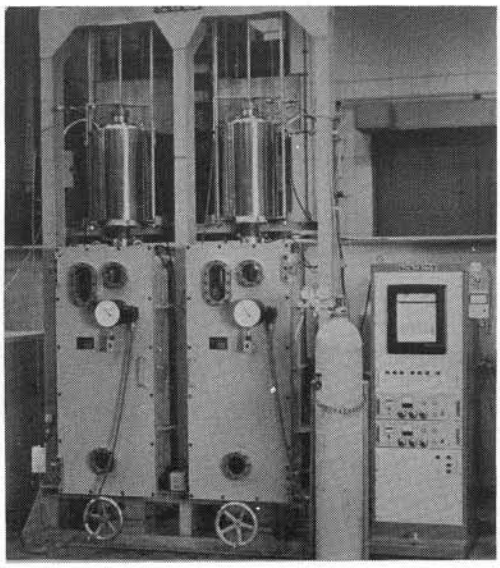


Fig.8-26 Overall View of Creep Rupture Testing Machine in He Atmosphere

試験中の温度管理については，各試験片にPR熱伝対を取付けて，それらの温度値を温度記録紙上に記録させると共に，原則として1日2回デジタル温度計にて温度測定を行なった。いづれの試験においても試験片の温度分布は±3℃以内に制御した。

雰囲気ガスについては，実験開始に先立ち，真空排気とガス封入を2回繰り返し，空気の残存および混入を極力防いだ。真空排気の1回目は油拡散ポンプで2×10^{-5} Torrで12 hr以上排気しつづけて水分の除去を行なった。真空排気停止後，真空度は5分後に8×10^{-5} Torrに達した。本実験では真空排気停止後5分以内にチャンバー内圧力が0.5 kg/cm²Gになるまでガス封入を行なった。雰囲気ガスは市販の高純度（99.9999％）Heを使用し，約100 cc/min の流量のもとで試験を行なった。He中の不純物の分析はガスクロマトグラフと露点計を使用し，原則として週1回入口側と出口側のガス分析を行なった。分析結果をTable

Table 8-9 Range of Impurity Composition in He Measured

(ppm)

		H_2	O_2	N_2	CO	CO_2	CH_4	H_2O
Inlet		nil	≤2	≤0.5	≤1.5	nil	nil	≤20
Outlet	max.	297	12	95	35	5	nil	200
	av.	150	5	25	10	2	nil	100

8－9 に示す。

8. 3. 3　実験結果および考察

(1)　破断強度

He 雰囲気中の各材料の母材とその電子ビームおよび TIG 溶接継手の 900℃における応力－破断時間曲線を Fig. 8－27 に示す。なお，比較のために大気中の母材とその電子ビームおよび TIG 溶接継手の応力－破断時間曲線を同図に示した。

各材料の母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手のHe雰囲気中におけるクリープ破断強度はいづれも殆んど差異は認められない。また，クリープ破断強度は破断位置により影響されない。また，大気中のクリープ破断強度と He 雰囲気中の結果を比較すると，He 雰囲気中のクリープ破断強度はいづれの場合も大気中のクリープ破断強度に比してわづかに低下し，低下の度合は一般に長時間になる程顕著になる傾向が認められる。

(2)　破断延性

He 雰囲気中の各材料の母材とその電子ビームおよび TIG 溶接継手の 900℃における破断伸びと破断時間の関係を Fig. 8－28 に，破断絞りと破断時間の関係を Fig. 8－29 に示

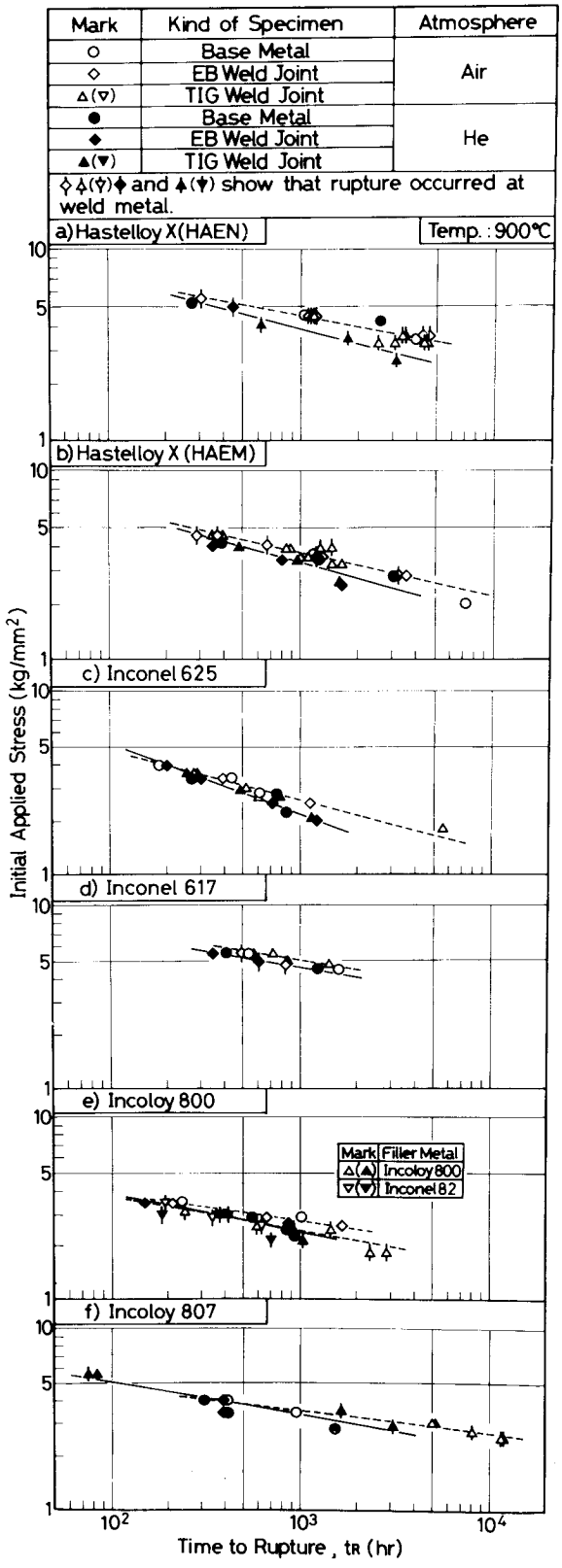


Fig.8-27 Initial Applied Stress vs Time to Rupture in He for Base Metal and Weld Joint

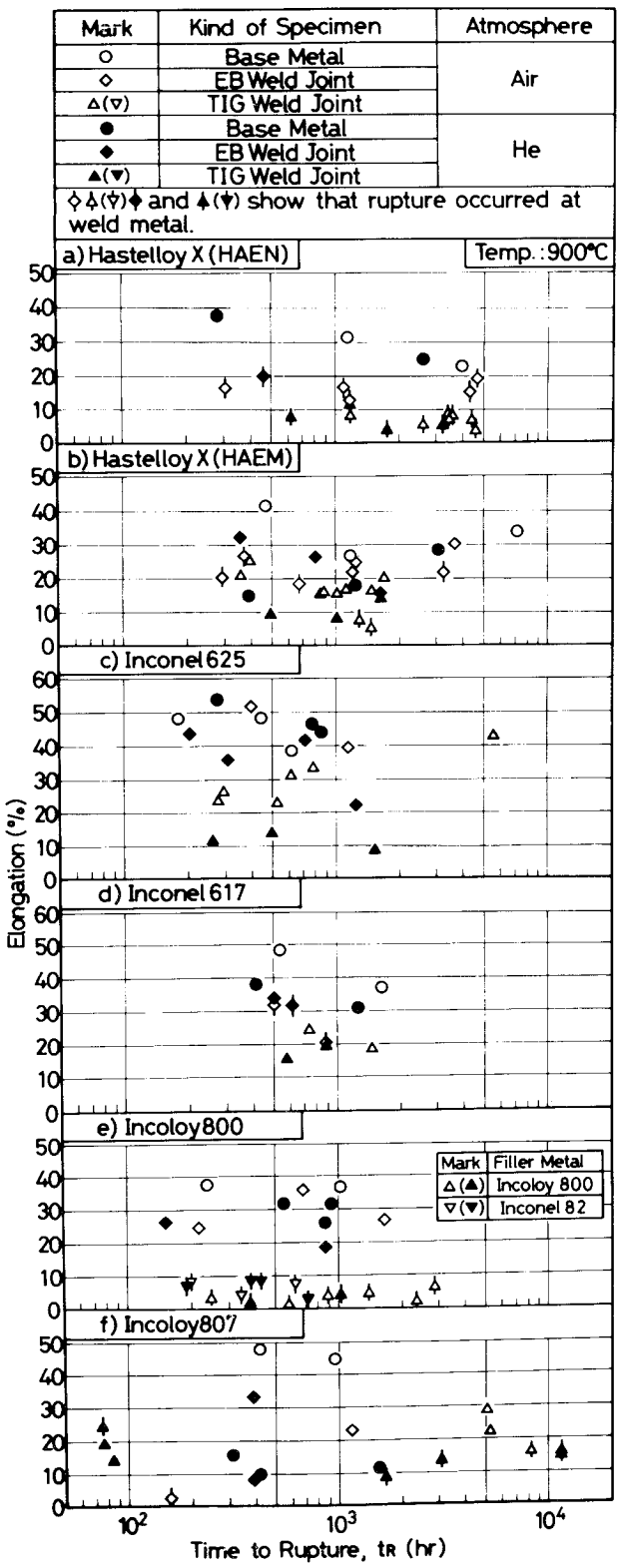


Fig.8-28 Relation between Time to Rupture in He and Elongation for Base Metal and Weld Joint

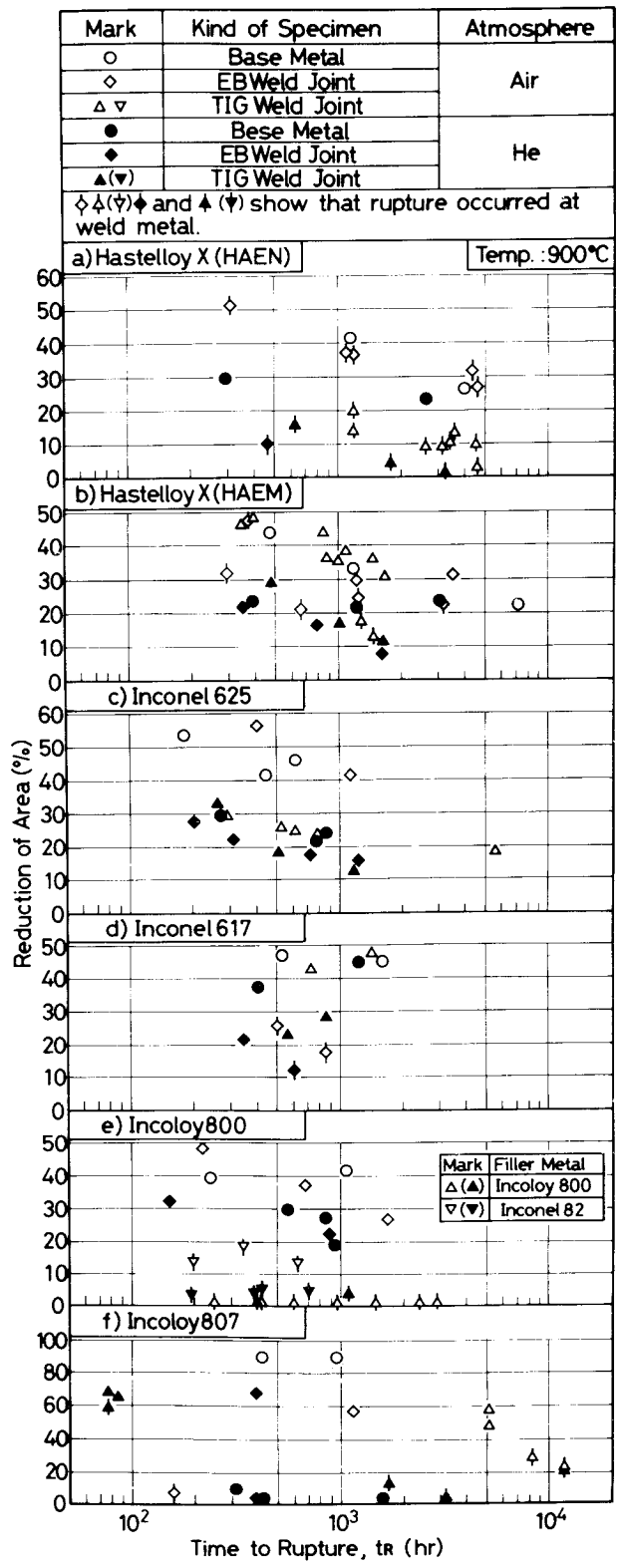


Fig.8-29 Relation between Time to Rupture in He and Reduction of Area for Base Metal and Weld Joint

す。なお，比較のために大気中における結果を同図に示した。

各材料の母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手のHe雰囲気中における破断伸びは，一般に母材が最も大きく，電子ビーム溶接継手，TIG溶接継手の順に小さくなるが，電子ビーム溶接継手は母材に近い値を示している。これらの破断伸びを大気中における破断伸びと比較すると，Incoloy 807を除き，一般に顕著な低下の傾向は認められない。Incoloy 807については，He雰囲気中の伸びは明らかに大気中に比して低下の傾向を示している。

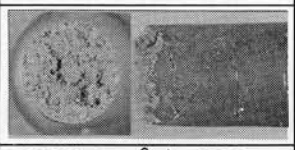
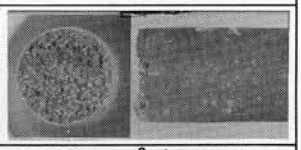
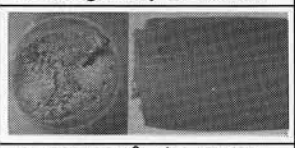
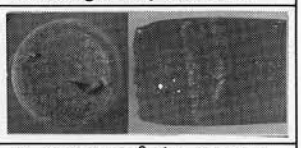
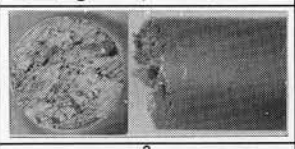
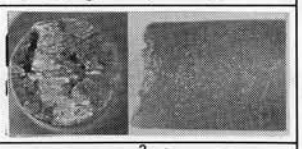
各材料の電子ビームおよびTIG溶接継手のHe雰囲気中の破断絞りに関しては，母材破断の場合は，母材とその電子ビームおよびTIG溶接継手の間には差異は認められない。いっぽう，溶接金属部破断の場合は，電子ビームおよびTIG溶接継手はいづれも母材に比して低下するが，電子ビームおよびTIG溶接継手の間には殆んど差異は認められない。これらの破断絞りを大気中の破断絞りと比較すると，一般に大気中に比して低下している。なお，破断絞りは大気中と同様に，時間の増大に伴い低下の傾向を示している。

(3) 破断後試験片の観察

(a) 外観観察

He雰囲気中における破断部の形態の代表例を大気中と比較してTable 8－10に示す。

Table 8-10 Macro-view of Creep Rupture Specimen in He and Air

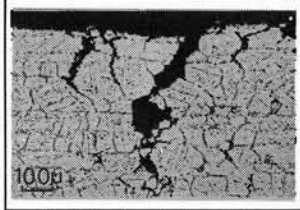
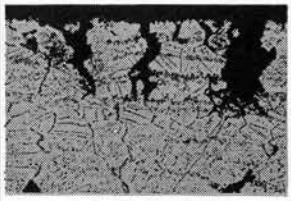
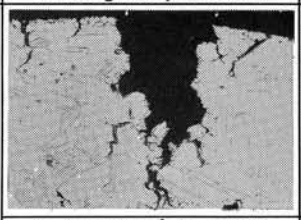
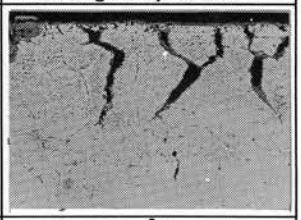
Atmosphere / Conditions	He	Air
HAEM Base Metal at 900℃		
	σ=2.5kg/mm^2, t_R=1634hr	σ=3.5kg/mm^2, t_R=1211hr
HAEN EB Weld Joint at 900℃		
	σ=5kg/mm^2, t_R=454hr	σ=3.5kg/mm^2, t_R=4591hr
HAEN TIG Weld Joint at 900℃		
	σ=2.6kg/mm^2, t_R=3097hr	σ=4.5kg/mm^2, t_R=1152hr

破面については大気中の場合と殆んど差異は認められず，母材は方向性のない凹凸のある破面，TIG溶接金属は方向性を有する凹凸のある破面，また，電子ビーム溶接金属については平坦な破面形態を呈している。

(b) 顕微鏡組織観察

大気中の場合は，Table 8－11に示すように，全面腐食による内部酸化により多くのき裂が発生しているが，長さは短い。He 雰囲気中の場合は，同図に示すように局部腐食による内部酸化によって大気中に比較してき裂の数は少ないが，き裂の長さは長くなっている。また，大気中の場合は

Table 8-11 Comparison of Surface Crack observed in Creep Rupture Specimen between in He and in Air

Atmosphere / Conditions	He	Air
HAEM Base Metal at 900 ℃		
	σ=2.8kg/mm^2, t_R=3017hr	σ=3.4kg/mm^2, t_R=1173hr
Incoloy 800 Base Metal at 900 ℃		
	σ= 2.2kg/mm^2, t_R=919hr	σ=2.8kg/mm^2, t_R=1003hr

き裂の先端は酸化によって鈍角化しているが，He 雰囲気中の場合は比較的鋭角化の傾向が認められる。

He 雰囲気中のクリープ破断強度および破断延性の低下の原因は，き裂先端の鋭角化およびき裂長さの増大によりき裂進行が促進したものと考えられる。なお，強度低下の要因と考えられる脱炭については雰囲気による差異は殆んど認められない。

8.4 要　　約

本章では，He 中における耐熱合金溶接部の環境効果について検討を行なった。結果を要約すると次の通りである。

1) He 中時効による生成酸化物の重量増加については，母材とその電子ビームおよび TIG 溶接継手では差異は認められず，時効時間とともに放物線的な増加の傾向を示した。しかし耐内部酸化性については電子ビーム溶接金属は母材と同等あるいはそれ以上に優れているが，TIG 溶接金属ではこれより一般に劣っている。なお，内部酸化深さについても時効時間とともに放物線的な増加の傾向を示した。

2）表面酸化スケールの性状ならびにマトリックスの質量移行については，母材と電子ビームおよびＴＩＧ溶接金属ではとくに差異は認められない。

3）炭化物析出挙動については，時効温度の上昇ならびに時効時間が長くなるにしたがい，析出，粒状化，凝集の過程をたどり，硬さの変化もそれに対応するが，母材と電　ビームおよびＴＩＧ溶接金属ではその傾向にとくに差異は認められない。

4）900℃×3000 hr He中時効後の高温低サイクル疲労強度は，時効に　るマトリックスの延性増加に対応して非時効材より上昇した。電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の破損位置はいずれも溶接金属であり，母材より疲労強度が低いが，電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手では差異は認められない。

5）各材料の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手のHe雰囲気中におけるクリープ破断強度は，殆んど差異は認められない。破断伸びおよび絞りについては，電子ビーム溶接継手は母材よりも小さいが，ＴＩＧ溶接継手と同等またはそれ以上である。なお，大気中の結果と比較すると破断伸びは殆んど低下の傾向を示さないが，破断強度および絞りは低下の傾向を示している。この低下は，He雰囲気中における内部酸化による表面き裂先端の鋭角化およびき裂深さの増大が原因であると考れられる。

第９章　総　　括

本研究では，まず，Hastelloy系，Inconel系およびIncoloy系 耐熱合金の電子ビーム溶接の際に発生する欠陥，ポロシティおよび溶接割れについて，溶接諸元がこれらの欠陥におよぼす影響について検討を行ない，欠陥の発生しない適正溶接条件を設定した。溶接割れについては，従来より採用されている割れ試験方法が電子ビーム溶接における材料の割れ感受性の評価にも適用できることを確認した。つぎに，割れ部の冶金学的検討およびその近傍の溶接過程における温度および応力分布を解析し，割れ発生機構および生成原因を明らかにした。これらの結果に基づいて，耐割れ感受性の良好な耐熱合金を試作した。さらに溶接継手の高温強度およびHe雰囲気中の環境効果について検討を行ない，ＴＩＧ溶接継手に比して優れていることを明確にした。

これらの内容を総括して記述すると次の通りである。

第１章では，原子炉用耐熱合金の溶接上の問題点と電子ビーム溶接法適用の理由，さらにその溶接法適用上の問題点について述べ，本研究の必要性を明示した。

第２章では，溶接諸元を変化させた場合の各材料の溶接ビード特性について検討し，溶接諸元の適正範囲を決定した。その結果を総括すると次の通りである。

1）溶接ビード断面に発生する欠陥は，Ｒポロシティおよびミクロ割れである。

2）Ｒポロシティの発生範囲を a_b とビードエネルギ密度 w_B で整理した場合，ポロシティ発生度は，ポロシティ発生範囲の面積 S_P，a_b のポロシティ発生域 Δa_b により評価できる。

3）ミクロ割れ感受性をビーム出力 W_b および溶接速度 v_b' で整理するとこのダイヤグラムの中に各材料の割れ発生限界線を設定することができる。

4）溶接入熱とミクロ割れ発生率の関係図より，割れ発生が認められなくなる入熱が存在し，この入熱をミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} と定義すると，q_{cr} は材料のミクロ割れ感受性を評価するための適切な指標である。

5）大部分のミクロ割れの発生位置は $h_C/h_N \approx 1.0$ 近傍に集中している。ミクロ割れの発生位置を $h_p - h_C/h_p$ の関係図で示した場合には，Incoloy 800 を除いたいずれの材料においても，概して h_C/h_p は h_p が大きくなるにしたがって小さくなる傾向を示し，h_N/h_p の分布範囲内に集中している。

第３章では，溶接割れ感受性と材料の高温延性およびTrans－Varestraint，Varestraint試験結果との相関性について検討した。その結果を総括すると次の通りである。

1）高温延性試験結果から求められる材料のミクロ割れ感受性を評価する指標として ${}_{ND}T_H$，${}_{ND}T_C$，$\Delta T_{H.C}$（$= {}_{ND}T_H - {}_{ND}T_C$）および ${}_BT_R$（$= T_L - {}_{ND}T_C$）が考えられ，${}_{ND}T_H$，${}_{ND}T_C$ が小なる

ほどおよび $\Delta T_{H.C}$, ${}_BT_R$ が大なるほど割れ感受性が大であると考えられる。電子ビーム溶接による割れ感受性の指標であるミクロ割れ阻止限界入熱 q_{cr} と $\Delta T_{H.C}$ および ${}_BT_R$ の間にはとくによい相関性が認められる。

2) 高温延性試験において得られた $\Delta T_{H.C}$ および ${}_BT_R$ と Trans－Varestraint 試験における ${}_{TV}T_{R.5\%}$ および Varestraint 試験における ${}_VC_{m.1\%}$ の間にはきわめてよい相関性が認められる。

3) Trans－Varestraint 試験において得られた ${}_{TV}T_{R.5\%}$ および Varestraint 試験において得られた ${}_VC_{m.1\%}$ はそれぞれミクロ割れ感受性評価の有効な指標である。また，これらの指標と q_{cr} の間にはよい相関性が認められる。

第4章では，凝固線近傍熱影響部の析出物の形態とミクロ割れとの関連性について検討し，ミクロ割れ発生機構を解明した。その結果を総括すると次の通りである。

1) ミクロ割れの発生したHastelloy X，Inconel 617およびIncoloy 807の凝固線近傍熱影響部の析出物は液化現象を生じ，ミクロ割れの認められなかったInconel 625およびSUS 316の析出物には明瞭な変化が生じなかった。ただし，ミクロ割れの発生したIncoloy 800 の析出物はほぼ原形をとどめていた。

2) 各材料に認められた主な析出物については，Hastelloy X は$M_{23}C_6$ およびM_6C，Inconel 617はM_6C，Inconel 807はNbC および Ti（C，N），Inconel 625はNbC，Incoloy 800はTiC，SUS 316は$M_{23}C_6$ であった。

3) ミクロ割れ発生機構については，次章で述べる温度および応力分布状態下にある凝固線近傍熱影響部の析出物の液化部が起点となって割れが粒界に沿って進展するものと考えられる。

第5章では，電子ビーム溶接について，溶接過程における温度分布および応力分布を有限要素法によって解析し，割れ発生機構について考察した。その結果を総括すると次の通りである。

1) ネイルヘッドのネック部は熱影響部の他の部分と比較して最高加熱温度が高く，冷却速度も小さいために，1000℃以上の高温に保持される時間が長い。このようなネイルヘッドのネック部の温度分布の特徴はこの部分の局部的形状に起因するものであり，電子ビームのビード特性の一つといえる。

2) ネイルヘッドのネック部は熱影響部の他の部分と比較して発生応力は低いが，1000℃以上で凝固線方向に引張応力の作用する時間が長い。また，この部分の熱影響部周辺の応力勾配が他の部分と比較して相対的にゆるやかであるために，1000℃以上の温度において引張応力が負荷する範囲が大きい。

3) 上述のようなネイルヘッドのネック部の温度および応力分布特性により，ネイルヘッド部にミクロ割れが発生しやすいものと推定できる。

第６章では，Inconel 617 に合金元素としてNb を適当に添加した改良合金を試作し，耐熱合金の電子ビーム溶接部に発生するミクロ割れの防止方法について検討した。その結果を総括すると次の通りである。

1）Nb を含まないInconel 617の主な析出物はM_6C，Nb を約１％含む改良Inconel 617 はM_6CおよびNbC，Nb を約２％および約４％含む改良Inconel 617の主な析出物はいずれもNbC である。

2）凝固線近傍熱影響部におけるこれらの主要析出物は，Nb を約４％含んだ改良Inconel 617を除いて，いずれの場合にも溶融現象を生じた。Nb を約４％含む改良Inconel 617のNbC が溶融しなかった理由としては，NbC とγの共晶開始温度がマトリックスの溶融開始温度T_Sよりも高かったためである。

3）Nb 量が増大するにしたがってミクロ割れ感受性は低くなり，約２％以上ではその効果も顕著になり，約４％でミクロ割れの発生は認められなくなる。

4）析出物の溶融現象に起因した耐熱合金のミクロ割れを防止する一般的な手段としては，析出物の溶融温度および析出物とγの共晶開始温度がマトリックスの溶融開始温度T_Sよりも高くなるように適当な合金元素を添加することであって，これはきわめて有効な方法であると考えられる。

第７章では，電子ビーム溶接継手の機械的特性を母材およびＴＩＧ溶接継手の機械的特性と比較しながら検討を行なった。その結果を総括すると次の通りである。

1）常温および高温における引張強さおよび0.2％耐力については，電子ビーム溶接継手，母材およびＴＩＧ溶接継手の間には殆んど差異は認められないが，伸びおよび絞りについては，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ溶接継手に比して優れている。

2）高温低サイクル疲労特性については，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ溶接継手よりかなり優れており，母材とほぼ同程度のものが多い。

3）Hastelloy X（HAEM）の第２期クリープひずみ速度は母材が最も大きく，電子ビーム溶接継手，ＴＩＧ溶接継手の順に小さくなるが，電子ビーム溶接継手はむしろ母材に近い。第３期クリープ開始時間と破断時間の比については，電子ビーム溶接継手とＴＩＧ溶接継手の間には殆んど差異は認められない。

4）各材料のクリープ破断強度については，電子ビーム溶接継手，母材およびＴＩＧ溶接継手の間には殆んど差異は認められない。クリープ破断延性については，母材が最も大きく，電子ビーム溶接継手，ＴＩＧ溶接継手の順に小さくなるが，電子ビーム溶接継手は母材に近い。

5）周溶接継手を有する円筒構造物のクリープ破壊を考えた場合，溶接継手のクリープおよびクリープ破断特性の評価は第２期クリープひずみ速度，クリープ破断伸びおよび破断強度により行な

うべきである。クリープ破断強度が大なるほど，第２期クリープひずみ速度およびクリープ破断伸びが母材に近似するほど破壊に対する抵抗が大きいと考えられる。このような観点から評価すると，電子ビーム溶接継手はＴＩＧ溶接継手に比してかなり優れており，母材に近似している。

第８章では，母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手について，高温Ｈｅ雰囲気中における腐食挙動，長時間浸漬後の高温疲労特性およびＨｅ雰囲気中におけるクリープ破断特性について検討した。その結果を総括すると次の通りである。

1） Ｈｅ中時効による生成酸化物の重量増加については，母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手では差異は認められず，時効時間とともに放物線的な増加の傾向を示した。しかし，内部酸化については電子ビーム溶接金属は母材と同等あるいはそれ以上に優れているが，ＴＩＧ溶接金属ではこれより一般に劣っている。なお，内部酸化深さについても時効時間とともに放物線的な増加傾向を示した。

2） 表面酸化スケールの性状ならびにマトリックスの質量移行については，母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接金属ではとくに差異は認められない。

3） 炭化物の析出挙動については，時効温度の上昇ならびに時効時間が長くなるにしたがい，析出，粒状化，凝集の過程をたどり，硬さの変化もそれに対応するが，母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接金属ではその傾向にとくに差異は認められない。

4） ９００℃×３０００ hr Ｈｅ中時効後の高温低サイクル疲労強度は，時効によるマトリックスの延性増加に対応して非時効材より上昇した。電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手の破損位置はいずれも溶接金属であり，母材より疲労強度が低いが，電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手では差異は認められなかった。

5） 各材料の母材とその電子ビームおよびＴＩＧ溶接継手のＨｅ雰囲気中におけるクリープ破断強度は，殆んど差異が認められない。破断伸びおよび絞りについては，電子ビーム溶接継手は母材よりも小さいが，ＴＩＧ溶接継手と同等またはそれ以上である。なお，大気中の結果と比較すると，破断伸びは殆んど低下の傾向を示さないが，破断強度および絞りは低下の傾向を示している。この低下は，Ｈｅ雰囲気中における内部酸化による表面き裂先端の鋭角化およびき裂深さの増大が原因であると考えられる。

謝　　辞

本研究の遂行および論文作成において，終始懇篤なる御指導，御鞭達を賜った大阪大学溶接工学研究所長荒田吉明教授に深甚なる感謝の意を表します。

また，有益な御検討ならびに御助言を賜った大阪大学井川博教授，円城敏男教授，菊田米男教授，佐野忠雄教授，西口公之教授，松田福久教授，丸尾大教授，山根寿己教授に厚く謝意を表します。なお，大阪大学溶接工学教室ならびに溶接工学研究所の諸先生および教官各位の深い御討論に深謝致します。

さらに，本論文に関連する研究委員会において有益な御教示と御鞭達を賜った大阪大学木原博名誉教授，寺沢一雄名誉教授，東北大学小林卓郎教授に深謝致します。

なお，本研究の遂行にあたり，川崎重工業株式会社吉田俊夫専務取締役，寺井精英部長，須清修造溶接研究室長には終始御援助と御協力をいただいた。また，実験の実施にあたり，川崎重工業株式会社技術研究所ならびにエネルギープラント事業部の方々より多大の御協力をいただいた。これらの方々に心から御礼申し上げます。

参　考　文　献

1) Y. Arata, K. Terai, S. Matsuda et al, "Study on Characteristics of Weld Defect and Its Prevention in Electron Beam Welding (Report Ⅰ) — Characteristics of Weld Porosities —" IIW Doc. IV−112−'73 (1973)

2) Y. Arata, K. Terai, S. Matsuda et al, "Study on Characteristics of Weld Defect and Its Prevention in Electron Beam Welding (Report Ⅱ) — Some Metallurgical Features of Weld Porosities —" IIW Doc. IV−147−'74 (1974)

3) Y. Arata, K. Terai, S. Matsuda et al, "Study on Characteristics of Weld Defect and Its Prevention in Electron Beam Welding (Report Ⅲ) — Characteristics of Cold Shuts —" Trans. of JWRI, Vol.3 (1974), №2, P81～P88

4) Y. Arata, "Terms and Definitions Proposed from Japan" IIW, 1972

5) Y. Arata, M. Tomie, K. Terai et al. "Shape Decision of High Energy Density Beam" Trans. of JWRI, Vol.2 (1973), №2, P131～P146

6) 荒田, "電子ビーム熱源の特性とその溶接技術開発に対する展望" 溶接学会誌, Vol.41 (1972), №11, P88～P89

7) 荒田, "高エネルギー熱源による加工" 超高温研究会高エネルギー問題研究委員会資料 (1973)

8) D. S. Duvall and W.A. Owczarski, "Further Heat−Affected−Zone Studies in Heat−Resistant Nickel Alloys" Welding Journal, Vol.46 (1967), №9, P423S～P432S

9) J. C. Borland, "Generalized Theory of Super−Solidus Cracking in Welds (and Casting)", British Welding Journal, Vol.7 (1960), №8, P508～P512

10) Tomio SENDA, Fukuhisa MATSUDA et al, "Fundamental Investigations on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans−Varestraint Test", Trans. of JWS, Vol.2 (1971), №2, P45～P66

11) W. A. Owczarski, D. S. Duvall, C. P. Sullivan, "A Model for Heat−Affected Zone Cracking in Nickel−Base Superalloys", Welding Journal, Vol.45 (1966), №3 145S～155S

12) D. S. Duvall and W. A. Owczarski, "Further Heat Affected Zone Studies in Heat−resistant Nickel Alloys", Welding Journal, Vol.53 (1974), №11, 517S～523S

13) J. A. Brooks, "Effect of Alloy Modifications on HAZ Cracking of A－286 Stainless Steel", Welding Journal, Vol.53 (1974), №11, 517S～523S

14) J. A. Brooks and R. W. Krenzer, "Progress Toward a More Weldable A－286", Welding Journal, Vol. 53 (1974), №6, 242S～245S

15) 今井，増本，"オーステナイト系耐熱合金に現われる析出相およびその役割(1)"，金属学会報，第1巻(1962)，第6号，P411～P427

16) N. T. Williams, "Influence of Welding Cycles on the Ferrite Content of Type 321 Austenitic Stainless Steel", British Welding Journal, Vol.12 (1965), №9, P435～P441

17) 中村，"ステンレス鋼の溶接性"，鉄と鋼，第63巻(1970)，第5号，P872～P881

18) F. E. Asbury, B. Mitchell and L. H. Toft, "Cracking in Welded Joints of Austenitic Steel in C.E.G.B. Power Stations", British Welding Journal, Vol.7 (1960), №11, P667～P678

19) W. Yeniscavich, "A Correlation of Ni－Cr－Fe Alloy Weld Metal Fissuring with Hot Ductility Behavior" Welding Journal, Vol.45 (1966), №8, 344S～356S

20) O. C., Zienkievicz, Y. K., Cheung 原著(吉識雅夫監訳)，"マトリックス有限要素法"，培風館(1970)，P162～P184

21) 山田嘉昭，"塑性．粘弾性"，コンピュータによる構造工学講座Ⅱ－2－A，日本鋼構造協会編，培風館(1972)

22) 山本善之，山田善一，"マトリックス構造解析の誤差論"，コンピュータによる構造工学講座，日本鋼構造協会編，培風館(1972)

23) 日本学術振興会第122－123委員会合同 高温ガス炉耐熱材料研究会編，"高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書(第2集)"，昭和49年3月，P131

24) 長谷部，小泉，阿部，"溶接性のすぐれた安定化ステンレス鋼の開発"，住友金属技報，Vol.27 (1975)，№1，P1～P11

25) 平修二，"熱応力と熱疲労──基礎理論と設計への応用──" 日刊工業新聞社(1974)

26) 日本学術振興会 第122－123委員会合同 高温ガス炉耐熱材料研究会編，"高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書(第2集)"，昭和49年3月，P112～P116

27) 清水，佐藤，清重，村瀬，藤岡，"Hastelloy X のクリープ特性とそれの設計への適用"，日本学術振興会 耐熱金属材料第123委員会研究報告，Vol. 16 (1975)，№3，P319～P338

28) 日本学術振興会第122－123委員会合同 高温ガス炉耐熱材料研究会編，“高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書（第2集）”，昭和49年3月，P21

29) 日本学術振興会第122－123委員会合同 高温ガス炉耐熱材料研究会編，“高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書（第1集）”，昭和47年3月，P69

30) 薄田，辻，河合，“固溶体強化型Ni基耐熱合金の高温長時間加熱過程の材質変化”，日本学術振興会 耐熱金属材料 第123委員会研究報告，Vol.17（1976），No.3，P319～P329

31) W. L. Mankins, J. C. Hosier and T. H. Bassford, "Microstructure and Phase Stability of Inconel Alloy 617", Metallurgy Transactions, Vol.5 (1974), No.12, P2579～P2590

本論文に関する著者の発表論文

1. "Fundamental Studies on Electron Beam Welding of Heat-resistant Superalloys for Nuclear Plants (Report 1) — Effect of Welding Conditions on Some Characteristics of Weld Bead —" Trans. of JWRI, Vol.5 (1976), No.2, P119～P126 ; IIW Doc. IV-230-'77
2. "Fundamental Studies on Electron Beam Welding of Heat-resistant Superalloys for Nuclear Plants (Report 2) — Correlation between Susceptibility to Weld Cracking and Characteristics in Hot Ductility and Trans-Varestraint Test —" Trans. of JWRI, Vol.6 (1977), No.1, P69～P79
3. "Fundamentale Studien zum Elektronenstrahlschweißen von Hitzebeständigen Legierungen für Kernkraftanlagen (Bericht 3) — Metallurgische Betrachtungen über Mikrorißen —" Trans. of JWRI, Vol. 6 (1977), No.2, 投稿中
4. "原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する基礎的研究(第1報)" 高温学会誌, 投稿予定
5. "原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する基礎的研究(第2報)" 高温学会誌, 投稿予定
6. "原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する基礎的研究(第3報)" 高温学会誌, 投稿予定