

耐熱材料ハステロイ X の高温溶接強度に関する二、三の考察

小畑 清和*¹・山浦 寿幸*¹

Some Considerations on Welding Strength of Heat Resisting Alloy Hasteroy-X used at Very High Temperature

Kiyokazu Kobatake*¹ and Hisayuki Yamaura*¹

To investigate the structural behavior of welded components in a high temperature environment, creep tests were performed on both specimens of circumferentially TIG welded and EB welded Hastelloy-X cylinders under internal pressure in the range of 800 to 1000°C. Uniaxial specimen tests and non-welded cylinder tests were added in support of the tests of the welded specimens.

The creep rupture strength of TIG welded cylinders was much lower than that of non-welded cylinders, while such a large reduction was not found in uniaxial creep tests on TIG welded bars. The reduction is considered due to the low ductility of the weld metal to which enhanced creep was induced by the adjacent base metal. The creep rupture strength of EB welded cylinders was lower than that of non-welded cylinders, but superior to TIG welded cylinders. Creep tests by using components such as cylinders under internal pressure are recommended for the confirmation of creep strength of welded structures and components.

1 緒言

ガスタービンなどの高温機器に使われる耐熱材料ハステロイ X は、主として母材を機械加工して使用されるが、これを高温の圧力容器・熱交換器などに拡張使用しようとする、構造的に溶接継手が避けられなくなる。しかし、800~1000°C の高温レベルの構造物に対する、特に溶接継手付きの 2 次元、3 次元応力状態での強度研究は少ないようである。

本報では、ニッケルベースの耐熱材料ハステロイ X について著者が関与した試験研究の中から、母材・TIG 継手・電子ビーム (EB) 溶接継手それぞれについて行った

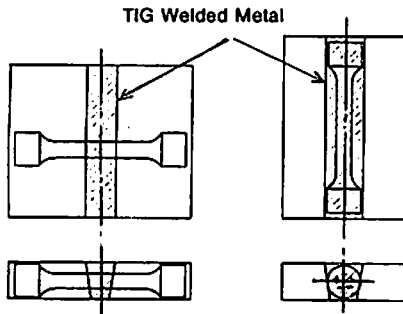
単軸クリープ試験と円筒内圧クリープ試験を概括し、高温構造物の溶接設計について二、三の考察を加えるものである。

溶接継手を有する構造材料の高温強度を調べるには、Fig.1 (a) のようにして作製した継手単軸試験片あるいは同図 (b) のようにして作製した全溶接金属単軸試験片について高温強度試験を行い、母材試験片のそれと比較されることが多い。しかし、800~1000°C の高温雰囲気中で使われる溶接構造物を対象として考えた場合、複雑な応力下でのクリープ、クリープ疲労あるいはラチェット変形などを受けるので、それらに関する試験研究は技術的に困難が多く、実験も長時間にわたるのでデータは少ないようである。

本研究では、まず母材円筒内圧クリープ試験による、一定あるいは繰返し内圧を受ける円筒部の、クリープ強さおよび変形に関する実験研究について、単軸クリープ試験データと比較検討する。

次に、TIG 継手付き円筒内圧クリープ試験では、溶接継手として最も一般的な TIG 溶接による周継手付き円筒試験体を用いて行った試験について、得られた結果を単軸継手あるいは母材円筒のデータと比較する。

そして、EB 周継手付き円筒内圧クリープ試験では、高温構造物の一部に使われている EB 溶接法を周継手に適用した場合の内圧クリープ挙動を、TIG 継手付き円筒のそれと比較検討する。EB 溶接は通常、真空中でワンパスにより施行されるため、延性に有害な不純ガス成分が TIG 溶接金属より少ないこと、ならびに結晶粒の成長がそれほど顕著でないことが考えられ、クリープ破断寿命と破断延性の向上が期待される。



(a) TIG welded joint (b) TIG welded metal
Fig.1 Sampling location of specimen for uniaxial creep tests

2 試験方法1~6)

2.1 供試材

供試材ハステロイ X の材料仕様を Table 1 に示す。同表には、TIG 周継手用フィラーワイヤ (直径1.2mm) の化学成分を併記してある。素管は熱間押し出し管 (外径75mm, 内径52mm, 長さ400mm) である。固溶体化処理は1150°C (チャージ2の場合1140°C) で10分間行い、結晶粒の均一化がなされている。チャージ1は母材円筒の内圧クリープ試験に用い、チャージ2は TIG 周継手付き、EB 周継手付きの各円筒内圧クリープ試験に使用した。なお、予備試験として、チャージ1、2それぞれの母材単軸クリープ破断試験を実施し、両者の破断寿命に有意差がないことを確認した。

2.2 供試体

内圧クリープ試験体の形状を Fig.2 に示す。TIG および EB いずれも溶接後の熱処理を行わず、液体浸透探傷検査ならびに X 線透過検査で溶接欠陥のないことを確認した後、機械加工を行った。各供試体の製作は次の通り行った。

(1) 母材円筒

ハステロイ X は、ステンレス鋼に比べ被切削性がよくないため、旋盤加工の後、最終仕上げを研削盤で行うことにした。このやり方は、TIG および EB 周継手付き円筒の機械加工においても採用した。試験体形状は Fig.2 で円筒中央部に周継手がないものである。

(2) TIG 周継手付き円筒

試験体は Fig.2 に示すごとく円筒中央部に手動 TIG 溶接による周継手を有するもので、Table 2 の条件で溶接施工の後、機械加工を行った。試験体強度と比較のため、試験体と同一溶接条件で溶接後、Fig.1 に示す継手単軸と全

Table 1 Chemical compositions of Hastelloy-X cylinders and filler wire

Materials	Grain Size ASTM No	Chemical Compositions (wt.%)													
		C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	W	Fe	B	Ni	Al	Ti
Charge I	4.5~7	0.08	0.57	0.42	0.010	0.005	20.75	0.66	8.94	0.60	17.59	0.001	Bal.	—	—
Charge II	5~7	0.07	0.77	0.44	0.017	0.005	21.23	1.07	9.23	0.50	18.18	<0.001	Bal.	0.15	0.01
Filler Wire	—	0.10	0.52	0.30	0.005	0.005	21.97	0.97	8.93	0.55	18.42	0.001	Bal.	—	—

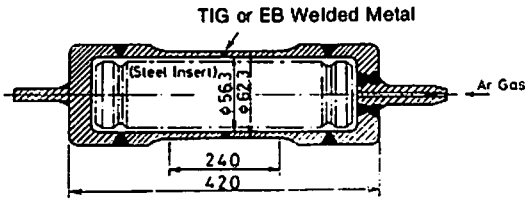


Fig. 2 Structure of welded cylindrical specimens for internal pressure creep tests

Table 2 Welding conditions for Hastelloy-X cylinders with TIG process

Build-up Sequence	Dia. of Filler Wire	Number of Pass	Welding Current	Inter-pass Temp.	Back Shield Gas(Ar)	Shield Gas (Ar)
 for specimen	1.2 (mm)	1~5	6.5 (A)	<100	5 (l/min)	10
	1.2	6~10	7.5	<100	5	10
	1.2	11~14	7.0	<100	5	10

溶接金属単軸との2種類の試験片でクリープ試験を行った。

(3) EB周継手付き円筒

試験体は円筒中央部にEB周継手を有するもので、Table 3の条件でEB溶接施工の後、機械加工を行った。

2.3 試験装置

試験装置の系統図を Fig. 3 に示す。試験温度は設定値の±2℃、試験体の上、中、下での温度差±1℃、内圧は設定圧の±0.7%の精度である。試験中の試験体平行部の変形量計測は、試験体平行部中央 (TIG, EB 継手付きの場合は周溶接部)、中央部より上側100mmの位置 (母材部) および下側100mmの位置 (母材部) の両側に、電気圧を貫通している石英管の内側をスライドする石英棒を押し当て、石英棒の他端に取り付けたストレインゲージ型変位計で測定した。

破断時間は、試験体に貫通き裂が発生して内部加圧ガスが急激に漏洩する時間とした。破断後は試験体を電気から取り出して、変形形状を測定した。

2.4 試験条件

内圧クリープ試験温度は800, 900, 1000℃とし、内圧は8.5~95kgf/cm²gの範囲で、試験雰囲気は供試体内面をArガス、外面を大気で試験した。破断時間目標の応力は母材単軸試験データを参考にして選んだ。

2.5 円筒内圧クリープ試験の応力算定方法

円筒内圧クリープ試験の負荷応力 σ_θ は、試験体が薄肉円筒であることから、次の平均径の式で求めた。この σ_θ を、以下に述べる単軸クリープデータとの比較に用いた。

$$\sigma_\theta = P_i \{k / (k-1) - 0.5\}$$

ただし、 σ_θ = 周方向応力

k = 外径/内径

P_i = 内圧

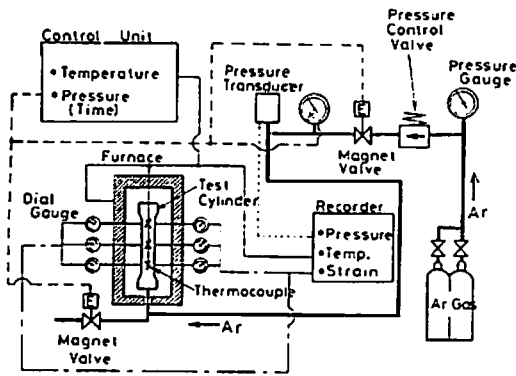


Fig. 3 Schematic diagram of elevated temperature component test apparatus

Table 3 EB welding conditions for Hastelloy-X cylinder joint

	P _{ch} (torr)	V _b (kv)	I _b (mA)	U _b (mm/min)	D _o (mm)	D _f (mm)	C _b (D _o /D _f)
	5x10 ⁻⁴	150	40	1000	235	225	1.04

P_{ch}: Chamber Pressure, V_b: Accelerating Voltage, I_b: Beam Current, U_b: Welding Speed
D_o: Objective Distance, D_f: Focal Distance, C_b: Active Beam Parameter

3 試験結果 1~6)

3.1 クリープ曲線および破断延性

(1) 母材円筒の内圧クリープ試験

母材円筒の内圧クリープ曲線の代表的な例を Fig. 4 に示す。クリープは1次、2次および3次クリープ領域の存在する曲線を描き、破断に至っている。変形は試験体の中央近傍が最大となっているものが多く、また変形が最大と

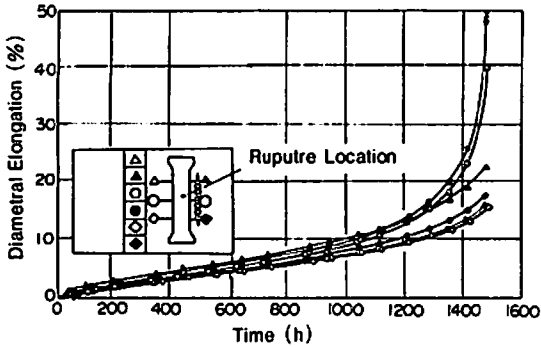


Fig. 4 Creep curves of a non-welded cylinders (800°C, 68kgf/cm²)

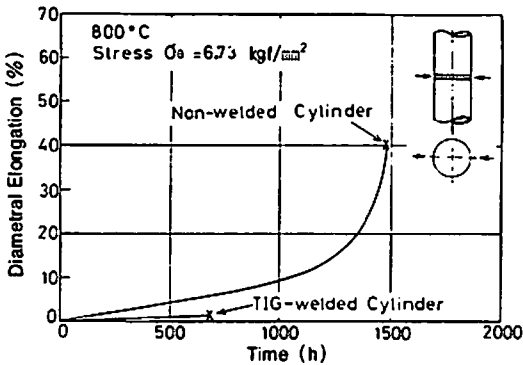


Fig. 5 Typical creep curves at the center of cylinders

なっている筒所の近辺で、貫通き裂が生じている。

(2) TIG 周継手付き円筒の内圧クリープ試験

TIG 周継手付き円筒の内圧クリープ曲線および母材円筒の同一条件のそれを Fig. 5 に示す。縦軸は半径変化率、横軸は負荷時間である。TIG 周継手付き円筒溶接部のクリープ変形量は非常に小さく、2次クリープのみで、しかも破断寿命が短い。Fig. 6 は、800、900、1000°C の各温度の円周変化率と破断時間の関係を示す。母材円筒、TIG 周継手付き円筒、単軸 TIG 全溶接金属についてプロットしたものであるが、TIG 継手部の伸びが母材に比べ非常に小さく、約 5% 以下である。

Fig. 7 に母材および TIG 継手付きの単軸クリープ試験の比較を示す。単軸試験の場合も TIG 継手の破断伸びは母材の破断伸びよりもはるかに小さいが、TIG 周継手付き円筒の場合より大である。

(3) EB 周継手付き円筒の内圧クリープ試験

EB 周継手付き円筒の各位置における内圧クリープ曲線の例を 900°C について Fig. 8 に示す。縦軸は半径変化率、横軸は負荷時間であるが、溶接金属部は 1 次、2 次および 3 次クリープ領域の存在する通常のクリープ曲線を描いて破断に至っている。800 および 1000°C の場合も 900°C の場合と類似の曲線となっており、TIG 周継手付き円筒が 3 次クリープ域を示さずに、2 次クリープ域で破断に至ったのと際立った差異を生じている。

また、EB 溶接部（試験体中央部）はクリープの初期段階では母材部とほぼ等しく変形するが、第 3 期クリープに入ってからの変形速度は母材部より大となり、破断伸びが大となる傾向を示している。

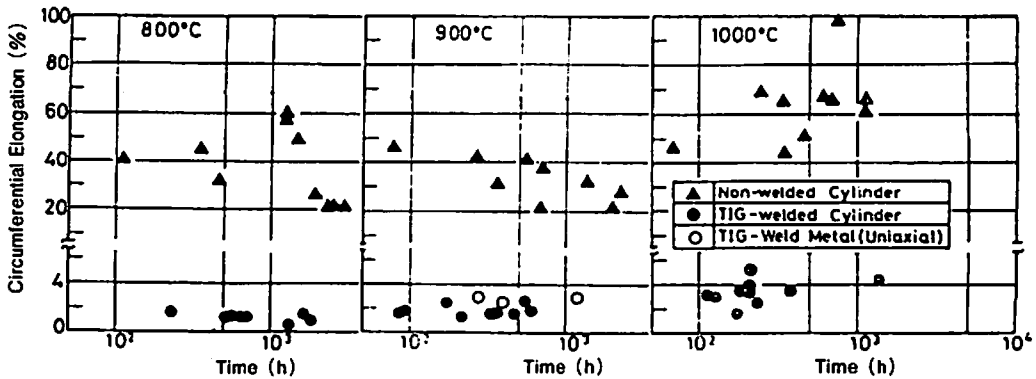


Fig. 6 Creep rupture elongation of TIG welded cylinders

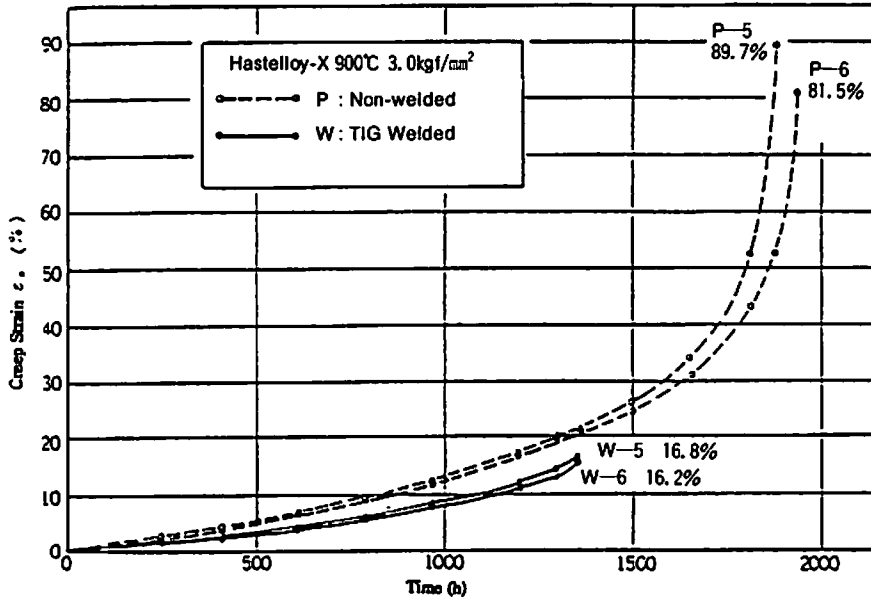


Fig.7 Creep deformation of TIG welded and non-welded uniaxial specimens (900°C, 3.0kgf/mm²)

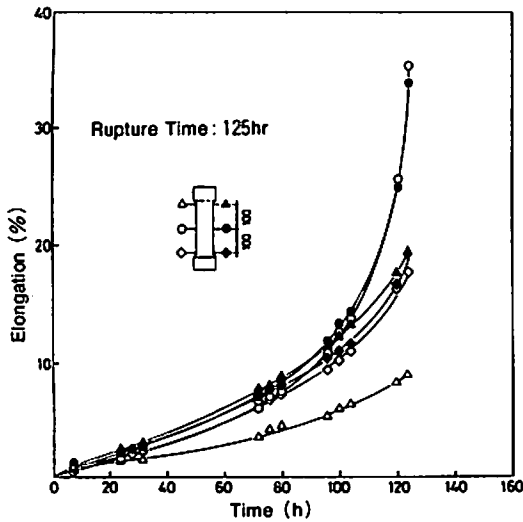


Fig.8 Creep curves of a EB welded cylinder (900°C, 45.5kgf/cm²)

破断後の外観は、試験体中央部がふくらんで破断したものが多く、き裂は溶接部近傍の母材部にも僅かに認められるが、溶接金属部で多く発生し、貫通クラックは溶接金属部で生じている。

Fig.9は、EB継手付き円筒の破断部円周変化率と破断時間の関係を、温度条件あるいは負荷内圧に関係なく一括してまとめたものである。比較のために、母材およびTIG周継手付き円筒の結果も併記してある。EBおよびTIG周継手付き円筒の場合、破断部はいずれも溶接金属部であるため、図中の破断部円周変化率は溶接部の円周変化率を表している。EB周継手付き円筒の破断部円周変化率にばらつきはあるが、破断時間の増加に従い減少する傾向が認められる。また、破断部円周変化率は、実験範囲内ではすべて20%以上であり、母材円筒に近い値を示している。

3.2 応力クリープ破断時間

(1) 母材円筒

Fig.10に母材円筒の周方向応力とクリープ破断時間の関係を、単軸の場合のデータと共に示す。母材円筒内圧クリープ強度は単軸クリープ強度に800°Cではほぼ一致する

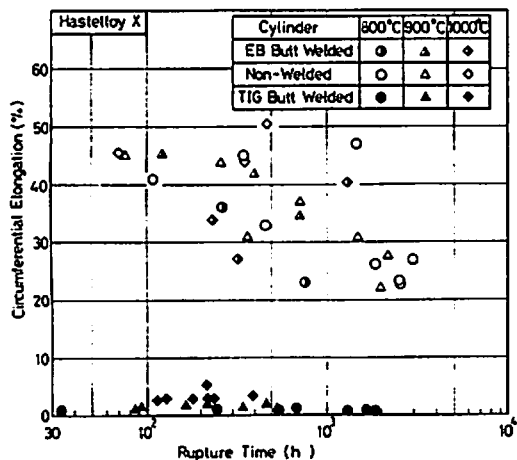


Fig.9 Circumferential elongation at ruptured part vs rupture time

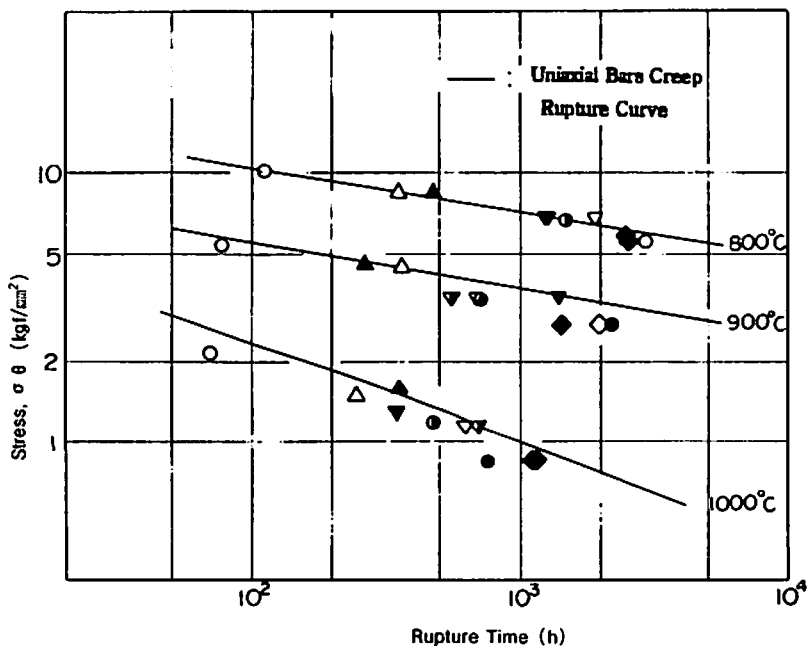
が、900℃、1000℃と高温になるにつれて、母材円筒試験の値の方が幾分低い値となっている。

同図の母材円筒クリープの方には、繰返し内圧クリープ試験データ（上限保持時間 0 min, 2 h, 24h の3種類、下限保持はいずれも内圧=大気圧で30sec）が含まれるが、繰返しの効果は認められなかった。

(2) TIG 周継手付き円筒

TIG 周継手付き円筒の内圧クリープ破断時間を、母材円筒および EB 周継手円筒の場合のデータと共に Fig.11 に示す。

TIG 継手単軸は Fig.12 に示すように、母材単軸や母材円筒とはほぼ同程度のクリープ破断強度を有するが、TIG 周継手付き円筒のクリープ破断強度は、TIG 継手単軸のクリープ破断強度よりも著しく低下している。従って、本結果は高温で使用する TIG による溶接構造物の破断強度を、単軸クリープの破断強度データのみで単純に評価することは非常に危険であることを示している。



Marks	Presumed Rupture Time	Hold, Time
○	100h	Const. hold
○	300h	Const. hold
△	300h	10min hold
▲	300h	24h hold
○	1000h	Const. hold
▽	1000h	10min hold
▽	1000h	2h hold
▼	1000h	24h hold
●	3000h	Const. hold
◇	3000h	10min hold
◇	3000h	2h hold
◆	3000h	24h hold

Fig.10 Creep rupture strength of uniaxial bars and non-welded cylindrical specimens

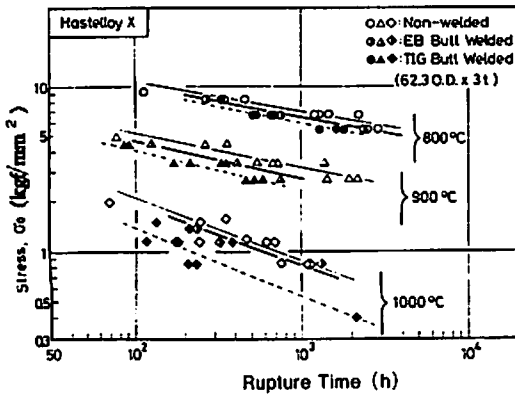


Fig. 11 Creep rupture strength of cylindrical specimens

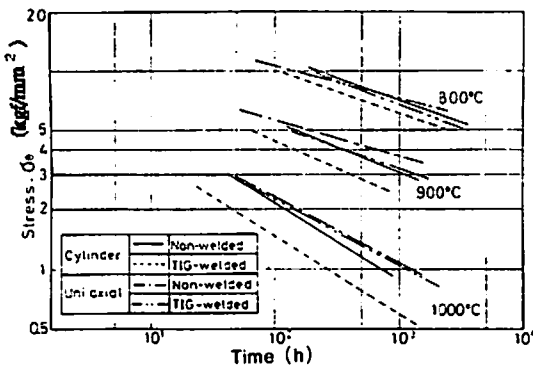


Fig. 12 Comparison of creep data between TIG welded cylinders and TIG welded uniaxial specimens

(3) EB 周継手付き円筒

Fig. 11 より、EB 周継手付き円筒の内圧クリープ破断強度は、母材円筒の場合よりも幾分低いが、TIG 周継手付き円筒よりもかなり優れていることがわかる。

3.3 金属組織観察

(1) 母材円筒について

ポイドの発生分布を、破断した試験体の縦方向断面から調べると、破断部近傍の変形量の大きいところに、ポイドが多く発生している。ポイドの発生による面積欠陥率

(100倍の顕微鏡写真からポイド面積と総面積の比を算出し、面積欠陥率とした)と肉厚減少率の関係を調べると、肉厚減少率が低下すると、面積欠陥率が低下し、肉厚減少率が低下し肉厚減少率が約10%より低い箇所では、ポイドの発生がほとんどないことがわかった。

(2) TIG 周継手付き円筒について

TIG 周継手付き円筒の溶接部には貫通き裂の他に、外面・内面から進展してきた非貫通き裂も見られたが、これらのき裂は溶接金属内のみ多数発生しており、その方向は周方向に対して直角である。

母材円筒の内圧クリープ試験では結晶粒界の三重点にポイドが発生し、次いでポイドが互いに連結してき裂に進展しているようである。しかし、TIG 溶接金属では周方向に直角に成長した粗大柱状晶の境界に沿って直線的にき裂が伝播し、あたかも柱状晶が剝離したような形態を示している。

(3) EB 周継手付き円筒について

内圧クリープ試験後のEB 溶接金属断面(肉厚中央部)では、柱状晶組織がかなり消失し、やや粗大化したオーステナイト結晶粒が認められるが、柱状晶は肉厚方向にほぼ垂直に成長している。クリープポイドは、母材および溶接金属のいずれにも粒界に認められるが、その数は溶接金属の方がやや多く、ポイドが粒界に沿って成長し、割れとなって開口している。

EB 周継手付き円筒では、柱状晶は肉厚にほぼ垂直に成長しているため、柱状晶境界に生じたポイドの肉厚方向への伝播は方向性を示さず、ポイドは肉厚方向に対しランダムに連結してき裂を生じている。

4 考察(1~7)

4.1 TIG 周継手付き円筒のクリープ強度低下について

TIG 周継手付き円筒の内圧クリープ試験では溶接部の伸びが小さいため、試験体中央部がくびれたような形を示し、溶接部に微細なき裂が発生してガス滲洩が起こっている。一方、母材円筒の場合は、試験体中央部がふくれ、最もふくれたところでき裂が発生している。

Fig. 6 に示すように、母材円筒のクリープ破断伸びが20%以上であるのに対し、TIG 周継手付き円筒のクリープ破断伸びは5%以下と非常に低い値となっている。その

理由としては、円筒構造物の母材と溶接金属のクリープ速度の差によってもたらされるエンハストクリープが考えられる。

Fig. 13 のように円筒試験体の周継手溶接部、およびその近傍のクリープ曲線を想定する。全溶着金属単軸のクリープ破断伸びは母材のそれよりも小さく、またクリープ速度についても、Fig. 14 に示すように母材より遅いので、

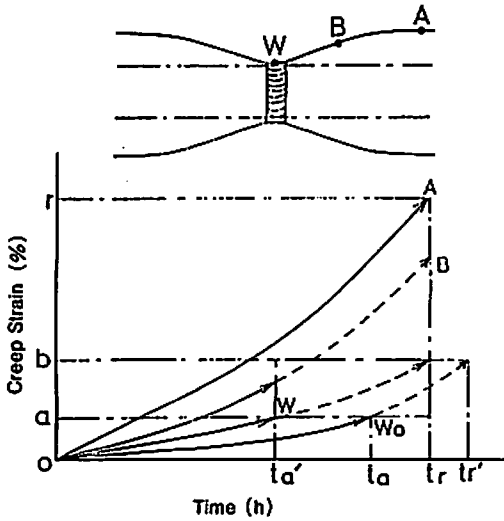


Fig. 13 Schematic creep curves of welded cylinders with internal pressure

クリープ曲線は母材の OA に対して OW_0 となる。

従って、円筒試験体の溶接金属は母材の遅いクリープ変形に引張られてクリープが加速され、曲線 OW の経路をたどって変形し、溶接金属のクリープ破断伸び a に短時間で達し、時間 t_a' で破断する。他方、溶接金属近傍の母材 B は溶接金属の遅いクリープに押さえられるため、本来の曲線 OA よりも変形量の小さな曲線 OB の経路をたどり、十分な残存寿命を有した状態で試験終了となる。

このようにして、TIG 周継手付き円筒試験体のクリープ破断寿命は TIG 継手単軸のクリープ破断寿命より著しく低くなったと考えられる。

TIG 溶接継手の問題点を解決するには、溶接金属として Fig. 13 の OW 曲線と母材破断寿命 t_r とが交わる点に相当する破断伸び b を満足することが要求される。

800~1000℃の高温クリープ試験法としては、従来一般に使われてきた単軸クリープ試験のみならず、内圧クリープ試験のようなコンポーネントによるクリープ試験を行うことによって、溶接継手部のクリープ変形、クリープ破断強度を確認することが重要と考える。

4.2 内圧クリープ強度に及ぼすEB溶接金属の影響

ハステロイ X の EB 溶接金属の単軸クリープ特性に関しては、Fig. 15~16 に示す方向に採取した試験片により引張りクリープ試験を行うと、Fig. 17~19 に示すようなクリープ特性を示している⁸⁾。EB 溶接金属は母材に比べ 2 次クリープひずみ速度が大きく、破断時間が僅かに低下するが、破断伸びは同等以上である。

このように、EB 溶接金属が高クリープ延性を示す理由としては、EB 溶接が真空中で行われるために、延性に有害なガス成分が溶接金属中に入り込まないばかりか、母材中のガス成分が除去されること、ならびに、溶接は 1 パス

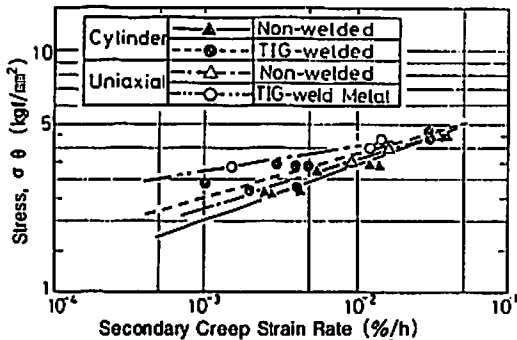


Fig. 14 Secondary creep strain rates of TIG welded cylinders, TIG welded uniaxial specimens, non-welded cylinders and non-welded uniaxial specimens

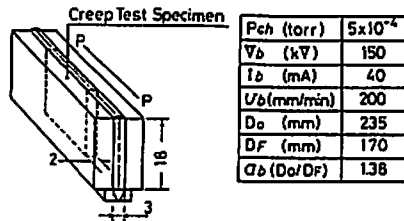


Fig. 15 EB welding conditions for creep test specimen of EB welded metal

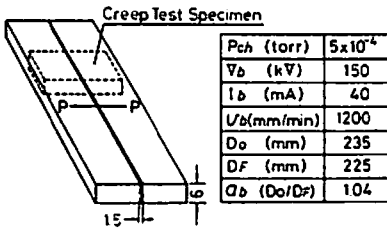


Fig. 16 EB welding conditions for creep test specimen of EB welded joint

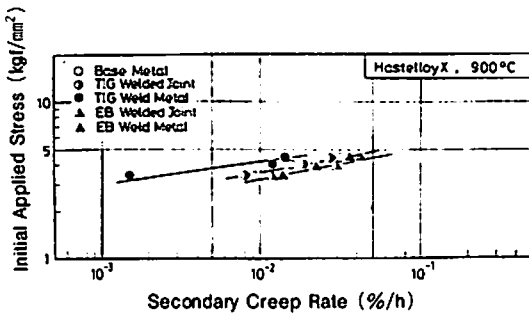


Fig. 17 Secondary creep rates for Hastelloy-X and the welded metals

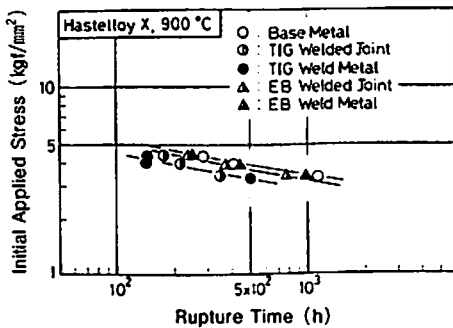


Fig. 18 Creep rupture strength for Hastelloy-X and the EB welded metal

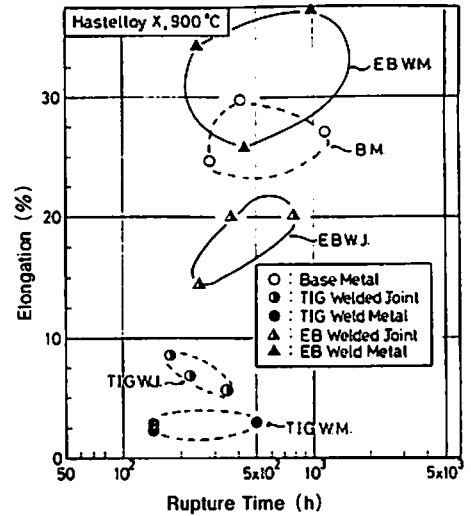


Fig. 19 Elongation at rupture for Hastelloy-X and the EB welded metal

であり人熱も小さいために結晶粒の成長が顕著でないことが考えられる。

TIG 周継手付き円筒では、寿命低下要因として溶接金属部の母材によるエンハンスドクリープの考え方で説明できたが、EB 周継手付き円筒の場合は EB 溶接金属のクリープ速度が母材よりも逆に大きいため、この考え方では実験結果を説明できない。

そこで、内圧を受ける周継手付き薄肉円筒の溶接近傍のクリープ変形を、Fig. 20 (a), (b) に示すように、幅 W_o の溶接金属を含む幅 W_b の平板が、溶接方向に σ_a なる応力を受ける場合のクリープ変形に単純化して考える⁹⁾。

この場合、幅 W_o は溶接部近傍で母材および溶接金属のクリープ変形がほぼ同一となる範囲と仮定する。EB 溶接継手付き円筒については、EB 溶接金属の 2 次クリープひずみ速度が母材より大きいため、Fig. 20 (a) に示すように、変形の適合条件を満足するために、溶接近傍の母材部は溶接部から十分離れた母材部に比べて周方向応力が幾分増大し、その分だけ、クリープ変形が他よりも進行する。変形が進行した溶接部とその近傍母材部は周方向応力が他よりも増大し、更にクリープ変形が加速され、結果としてこの部分で短時間破断が生じたと考えられる。これは、Fig. 8 と対応しているようである。

なお、TIG 周継手付き円筒については、TIG 溶接金属

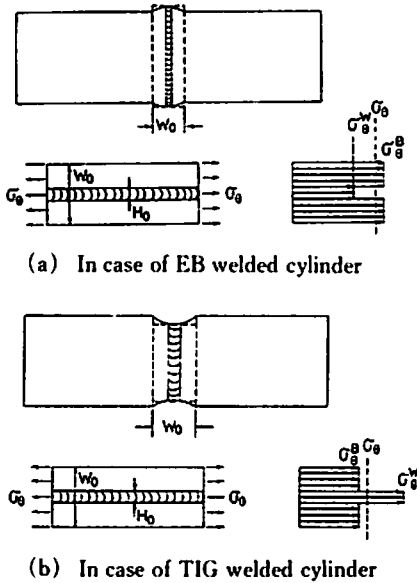


Fig. 20 Schematic stress distribution of welded cylinders under internal pressure

の2次クリープひずみ速度は母材よりも小さいため、Fig. 20 (b) に示すように、溶接近傍母材部の周方向応力は他の母材部より小さいが溶接金属部は逆にその分だけ大きくなる。これがTIG溶接金属部のエンハンスドクリープに対応するものと考えられる。

4.3 内圧クリープ強度に及ぼす溶接凝固組織と荷重方向

既述のごとく、柱状品の成長方向と負荷の関係は延性と強度に大きな影響を及ぼすようである。柱状品の境界は不純物の偏析などにより脆化するため、柱状品の成長が荷重方向に対しすべりまたは剝離しやすい方向の場合、例えばTIG周継手付き円筒などの場合は、柱状品の境界にき裂が発生すると短時間で伝播し貫通き裂に至るようである。しかし、EB周継手付き円筒などの柱状品成長方向が荷重方向に平行な場合、柱状品の境界にき裂が生成してもその伝播は容易でなく、き裂伝播の促進による破断寿命の低下は少ないものと考えられる。

なお、EB溶接の最終凝固部である柱状品の会合面が主応力方向に対し垂直となる場合、例えば円筒の縦継手など

では、この会合面でのき裂伝播が容易となる可能性があるため、検討を要する。

4.4 ASME C. C. N-47-29の溶接強度減少係数

米国機械学会 (ASME) の高温設計暫定基準 Code Case N-47-29 (1990年12月) では、溶接金属のクリープ破断強さと母材のクリープ破断強さに対する適当な比として、応力破断係数 R が与えられている。この R 値は、使用温度と使用時間をパラメータにして示され、溶接部の応力評価には母材部の時間依存材料許容値 St および Smt を、次のように修正して使うことを要求している。

$St =$ 母材の St と $0.8 \sigma_{rmin} \times R$ の小さい方の値

$Smt =$ 母材の Smt と $0.8 \sigma_{rmin} \times R$ の小さい方の値

ただし、 σ_{rmin} は最小クリープ破断応力の期待値である。

この暫定基準の適用温度はオーステナイト系材料の場合約427℃以上、フェライト系材料の場合約371℃以上のクリープが顕著となる領域を対象としたものであるが、適用最高温度は約800℃以下であって、本研究の800～1000℃よりは低い温度に対するものである。

高温における溶接金属の延性に限りがあり、溶接の熱影響部には金属学的にも幾何学的にも大きいひずみ集中を生ずる可能性があることから、この暫定基準では溶接部に対する規定として、運転寿命中の累積ひずみを次のように、母材部の半分に制限している。

(a) 膜ひずみを0.5%以下

(b) 膜+曲げの等価線形分布表面ひずみを1.0%以下

(c) 局部ひずみを2.5%以下

更に、クリープ疲労の評価で許容繰返し数 (N_d) を母材値の半分、許容クリープ破断時間 (T_d) を母材値の応力破断係数倍とすることを要求している。本研究で対象とした800～1000℃における溶接部のひずみ集中について、研究してみる価値があると考えられる。

溶接部の応力破断係数 R のデータ採取要領は N-47-29 に示されていないが、暫定基準中の記述から推定して、Fig. 1 (b) および Fig. 15 のようにして作製した全溶接金属試験片によるクリープ破断試験データと、母材試験片データを比較するものと考えられる。本研究の該当試験データ数は極めて少数であるが、Fig. 18 から900℃の場合、TIG溶接およびEB溶接の R はそれぞれ約0.8、0.9となる。一方、溶接継手付き円筒内圧クリープ試験の結果では、母材円筒内圧クリープ試験からの強度低下割合は Fig. 11 より900℃の場合、TIG溶接およびEB溶接それぞれ約

0.7, 0.8となる。従って、単軸クリープ試験から算定する応力破断係数よりも実機構造物モデルの方が速く破断することを示唆している。N-47-29の応力破断係数Rの考え方を更に高温域へ拡張して使用する場合は、十分な研究が必要と考える。

5 結言

溶接構造物の高温クリープ破断寿命を評価する場合、単軸継手のクリープ破断データのみでなく、母材および溶接金属のクリープ速度とクリープ破断伸びとの組み合わせで評価する必要があると考える。また、クリープ試験法としては、内圧クリープ試験のようなコンポーネントによる試験を行い、クリープ変形、破断寿命を確認することが重要と考える。

文献

- 1) The American Society of Mechanical Engineers: "Code Case N-47-17, -29, ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Code Cases", (1990) .
- 2) T. Udoguchi and K. Kobatake: A Study on St Setting Criterion for Structural Material Used at Very High Temperature, Proceedings of the International Conference on CREEP. JSME, 533-537 (1986) .
- 3) T. Udoguchi, Y. Asada and K. Kobatake: Steady and Cyclic Internal Pressure Creep Test of Hastelloy-X Tubular Specimens at 800 to 1,000 deg C, ASME, Inelastic Behavior of Pressure Vessel and Piping Components, PVP-PB-028,71-83 (1978) .
- 4) 鶴戸口英善・印藤弘郷・磯村和幸・小畑清和・仲西恒雄・車地隆治: 溶接学会誌, 50 (9), 64-70 (1981)
- 5) 鶴戸口英善・菊池明吉・仲西恒雄・小畑清和・印藤弘郷・車地隆治: 溶接学会誌, 50 (12), 14-20 (1981)
- 6) 鶴戸口英善・小畑清和・佐藤瓊介・印藤弘郷・仲西恒雄・車地隆治: 溶接学会誌, 51 (1), 21-26 (1982)
- 7) 小畑清和・山浦寿幸: 高温構造設計法の動向調査報告書, 川崎重工(株)委託調査, 1995
- 8) 荒田吉明・須清修造・佐藤瓊介: Hastelloy X 電子ビーム溶接継手のクリープ特性, 溶接学会誌, 49-11 (1980)
- 9) 佐藤瓊介・豊田政男: 溶接継手のクリープ性能評価に関する研究(第1報), 圧力技術, 18-1 (1980).