

# 長時間使用された1.25Cr-0.5Mo鋼溶接継手の クリープ損傷の進展挙動

藤林 伸平\*・大塚 健生\*<sup>2</sup>・遠藤 孝雄\*<sup>3</sup>

Creep Damage Development of a 1.25Cr-0.5Mo Steel Weldment Exposed to Long Term Service

Shimpei FUJIBAYASHI, Takeo OHTSUKA and Takao ENDO

**Synopsis** : Most of mechanical problems take place at weldment especially for the components operated in the creep regime. In the present paper, creep damage development of a service exposed 1.25Cr-0.5Mo steel weldment containing the service induced damage at HAZ associated with high temperature operation for 23 years has been examined. The components fabricated from a 1.25Cr-0.5Mo steel tend to suffer premature Type III damage at the early stage of operations. Though the similar tendency has been observed in the current work, the ultimate failure mode has been predominantly Type IV. The Type IV failure was generated in a relatively short period of time by applying spirally notched specimens. The transition of a failure mode from ductile transgranular rupture at a parent material to brittle intergranular cracking at Inter-critical HAZ (ICZ) took place with the increase in time to failure. And the difference in the susceptibility to damage at HAZ between two materials (a pipe fabricated from plates and a forged flange) constituting welds was found. Despite lower creep strength of a pipe parent, HAZ generated on the pipe side has been almost immune to both Type III and Type IV damage in the testing conditions examined, suggesting that the creep life of weldment is not necessarily determined by creep strength of parent materials.

**Key words**: type IV cracking; 1.25Cr-0.5Mo steel; weldment; creep; creep life assessment.

## 1. 緒言

高温のクリープ領域で使用される溶接構造物の損傷は、溶接部で発生することが多い。設計に用いられる高温強度は母材のクリープ・データを基にしており、必ずしも損傷の発生しやすい溶接部のそれを代表するものではない。昨今、溶接部の余寿命評価に関する関心が高まっているが、溶接部には以下に述べる特徴があり、寿命低下の原因となり得る。

すなわち、溶接部には溶接時の熱履歴によりクリープ強度の低い組織が存在すること、溶接部を構成する組織のクリープ特性の差に起因する付加的な応力が働くこと、しばしば形状不連続部に位置すること、および溶接残留応力が存在することなどである。

近年、タイプIV割れが大きな問題になりつつある。これは溶接時 $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$ 変態点の中間の温度域に晒されたインタークリティカルHAZ(ICZ)に発生するクリープ損傷で、本研究に供した1.25Cr-0.5Mo鋼を含め、ほとんどのフェライト系低合金鋼で損傷事例が報告されている<sup>1)</sup>。

一方、1.25Cr-0.5Mo鋼あるいは1Cr-0.5Mo鋼の場合、しばしばHAZ粗粒域(Coarse Grained HAZ, CGZ)にタイプIII割れが発生することがあり、石油精製設備でも大きな問題

になっている。溶接継手が、クリープ変形にともないどのような損傷形態を示すか、あるいは最終破断がどの部位で発生するかは、実機の余寿命評価を行う上で重要である。

本稿では、石油精製装置で23年間使用した1.25Cr-0.5Mo鋼溶接継手のクリープ損傷の進展挙動について述べる。実プラントでは、酢酸セルロース膜を用いたレプリカ法により機器の健全性を評価することが多い。本研究ではクリープによる粒界損傷に着目し、レプリカ法を用いてクリープ・ボイドの成長と寿命消費率との関係について調査した。

クリープ試験中、タイプIVおよびタイプIIIと両タイプの損傷が観察されたが、これらは異なる条件により発生し、長時間使用された機器においてはタイプIVによる最終破断が発生する可能性が高いことが分かった。

## 2. 試験方法

### 2.1 供試材

供試材は石油精製設備で23年間使用した外径660mmの1.25Cr-0.5Mo鋼製配管の周溶接部である。当該溶接部は、肉厚22mmの板材(ASTM A387Gr.C)で作製したパイプと鍛造製フランジ(ASTM A182 F11)からなり、設計温度は

平成13年11月5日受付 平成14年2月16日受理 (Received on Nov. 5, 2001; Accepted on Feb. 16, 2002)

\* 出光エンジニアリング(株)技術部(Engineering & Technology Center, Idemitsu Engineering Co., Ltd., 37-24 Shinden-cho Chuo-ku Chiba 260-0027)

\*<sup>2</sup> 横浜国立大学大学院生(Graduate Student, Yokohama National University)

\*<sup>3</sup> 横浜国立大学工学部(Faculty of Engineering, Yokohama National University)

Table 1. Chemical compositions of materials.

	Flange parent (wt%)	Weld metal (wt%)	Pipe parent (wt%)
C	0.12	0.066	0.10
Si	0.43	0.43	0.65
Mn	0.51	0.61	0.47
Cr	1.31	1.37	1.21
Mo	0.54	0.57	0.45
P	0.015	0.009	0.012
S	0.015	0.009	0.004
Cu	0.11	0.092	0.05
Sn	0.023	0.012	0.002
As	0.029	0.019	0.012
Sb	0.003	0.010	0.001
C.E.F.	0.192	0.180	0.056

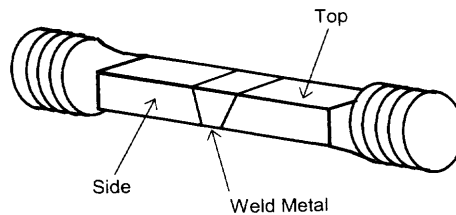


Fig. 3. Definition of the location for a square cross-weld specimen.

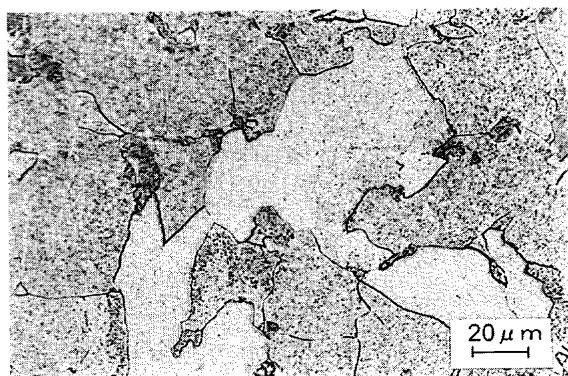


Fig. 1. Optical micrograph of a pipe parent.

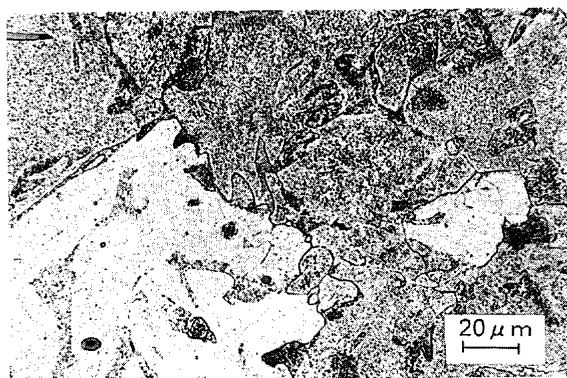


Fig. 2. Optical micrograph of a flange parent.

550°Cで、運転温度は約500°Cである。

フランジ、パイプ材および溶接金属の化学成分を Table 1 に示す。フランジ材は、パイプ材と比較して粒界偏析型の不純物を多く含んでいる。高松ら<sup>2)</sup>は、1.25Cr-0.5Mo鋼のCGZに発生するクリープ脆化割れに対する感受性が、King<sup>3)</sup>が0.5Cr-0.5Mo-0.25V鋼の再熱割れ感受性を評価するために導いた以下の係数 (Creep Embrittlement Factor, C.E.F.) で整理できることを見出している。

$$C.E.F. = P + 2.43As + 3.57Sn + 8.16Sb \dots\dots\dots (1)$$

フランジ材のC.E.F.は0.192でパイプ材の3倍以上であり、実際、フランジ側のCGZは高い割れ感受性を示した。パイプ、フランジ母材部のマクロ組織を Fig. 1, Fig. 2に

示す。パイプ材における炭化物の球状化はかなり進行しており、フェライト粒内にも炭化物が析出している。一方、フランジ材には、製造時に生成したベイナイトが残存している。継手の開先形状は60° Vで、溶接には初層にタングステン・イナート・ガス (TIG)、2層目以降に被覆アーク溶接を用い、700±25°Cで2時間の溶接後熱処理 (PWHT) が適用されている。ポンド部からICZまでのHAZの幅は、フランジ材、パイプ材ともに3~4mmである。なお、本稿における上面、側面等の溶接部の位置については Fig. 3で定義する。

受領材には、レプリカによる検査によって、湿式の磁粉探傷試験では検出できないタイプIII割れとICZにおけるクリープ・ボイドの存在が確認された。これらの粒界損傷はフランジ側HAZのみに発生しており、溶接金属、パイプ側HAZおよび母材には認められない。同様な傾向が当該継手のクリープ試験においても観察された。

Fig. 4, Fig. 5に平滑試験片フランジ側CGZに観察されたタイプIII損傷を示す。受領材に認められるタイプIII割れは、上面では Fig. 4に示す溶接線に直交するものがほとんどであるが、側面では溶接線に平行な割れも認められる。Fig. 5に継手試験片側面の割れを示す。ほとんどの割れは1結晶粒界程度の局所的なもので、溶接金属の形状が変化するいわゆるカusp・リージョン (Cusp Region) に発生する傾向にある。

フランジ側ICZのクリープ損傷は、光学顕微鏡で検知可能である。損傷の程度は、Neubauer<sup>4)</sup>らの定性評価における孤立したボイド (Isolated Cavity) で、ボイド生成数密度は200~300 n/mm<sup>2</sup>である。溶接継手のVickers硬度分布を Fig. 6に示す。パイプとフランジ母材ではHv140程度と、ほぼ同一な硬度を示しているが、後述するように、クリープ強度には顕著な差が認められる。また、クリープ損傷が発生することの多いICZにおける硬度は、母材の硬度よりも高く、常温における硬度が必ずしもクリープ強度を代表しないことが分かる。

## 2.2 試験法

クリープ試験は、定荷重試験機を用い大気中で行った。母材のクリープ試験には6mm径の標準試験片を用いた。溶接継手の試験では平行部が14×14mm<sup>2</sup>の角型平滑試験片と、Fig. 7に示す9mm径の丸棒試験片の標点間内に2.1

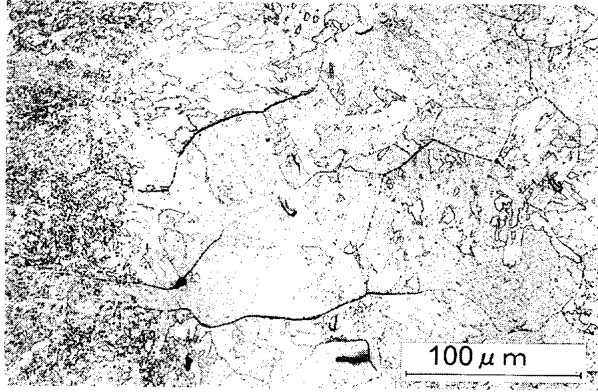


Fig. 4. Type III damage found at the top surface.

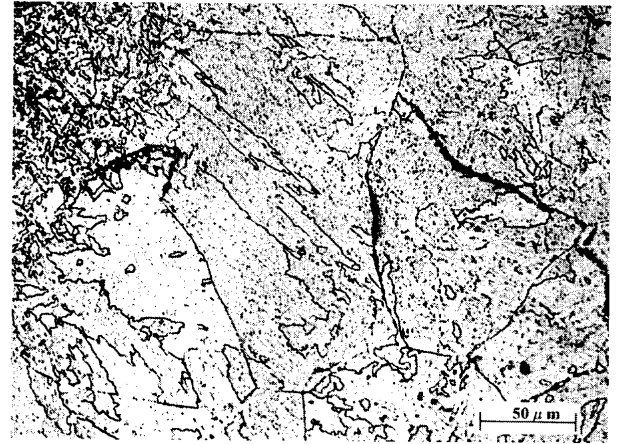


Fig. 5. Type III damage found at the side surface.

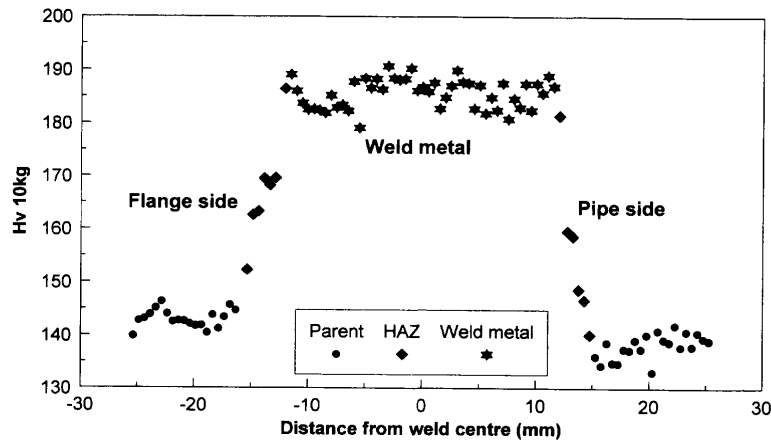


Fig. 6. Cross-weld hardness distribution 11 mm from the outer surface. (Measured in the middle of the wall thickness.)

mmピッチで螺旋状のノッチを設けたスパイラル・ノッチ試験片（ノッチ深さ：1mm，ノッチ底曲率半径：0.1mm）を用いた。なお，試験片形状はMcLaughlin<sup>5)</sup>らの論文を参照した。スパイラル・ノッチによる応力集中係数は，通常の圧力容器で想定される最大値と同等の2.7である。スパイラル・ノッチ試験片を用いた理由は，比較的短時間でタイプIV破断を再現するためと，溶接部を構成する各部の切欠き感受性を調べるためである。平滑試験片およびスパイラル・ノッチ試験片の標点距離はそれぞれ90mm，50.8mmであり，標点間に占める溶接金属の割合は，0.19（平滑）および0.34（スパイラル・ノッチ）程度である。

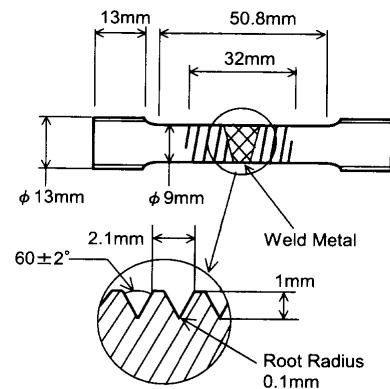


Fig. 7. Spirally notched cross-weld specimen.

### 3. 試験結果

#### 3.1 溶接継手のクリープ破断寿命

母材，溶接金属と溶接継手に関する試験結果をTable 2~4に，破断寿命をManson-Haferd Parameterを用いて整理した結果をFig. 8に示す。参考のため，1.25Cr-0.5Mo鋼焼ならし焼もどし材に関する物質・材料研究機構のデータNRIM21B<sup>6)</sup>の平均値および信頼限界（平均値-3σ）を併記

した。なお，スパイラル・ノッチ試験片の応力は，ネジの有効断面で荷重を除いたネット応力である。パイプ母材は，80MPa以下の応力では処女材の信頼限界と同等であり，フランジ母材は処女材の平均値かそれ以上の強度である。溶接金属は，高応力側でフランジおよびパイプ母材よりも高強度であり，60MPa以下の応力ではフランジ母材とパイプ母材の中間的な強度を示している。

溶接継手における試験では，破断はフランジ側HAZあ

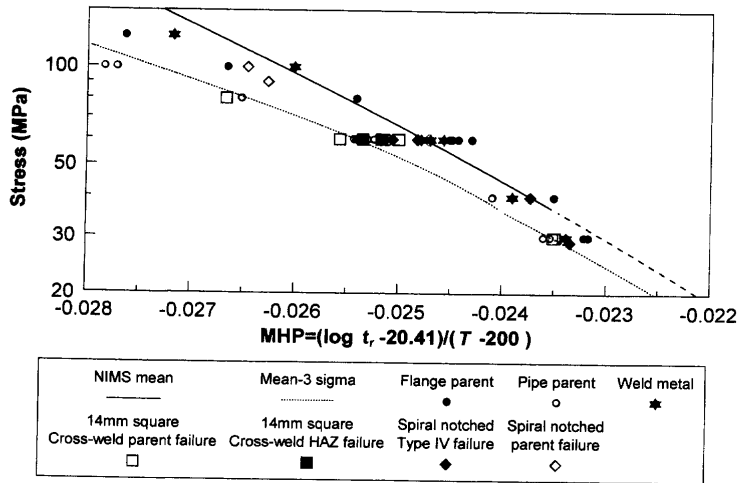


Fig. 8. Manson-Hafner parameter-stress correlation for the service-exposed 1.25Cr-0.5Mo steels.

るいはパイプ母材で発生し、溶接金属で破断したものはなかった。また、溶接金属には破断時もクリープ・ボイドの発生は認められなかった。

これまでの試験では、HAZにおける最終破断は母材のクリープ強度が高いフランジ側でのみ発生している。このことは、必ずしも母材のクリープ強度が溶接継手の寿命を決定するものではないことを示している。

なお、前述のように、フランジ側のHAZには試験前にCGZおよびICZに損傷が認められたが、処女材の信頼限界を大きく下廻る破断寿命を示したものはない。このことは、CGZの局部的な割れ、あるいはICZの孤立したボイドが、溶接継手の寿命を極端に低下させることはないということを示唆している。

### 3.2 溶接継手のクリープ破断様式

Table 3に示す平滑材による継手試験では、100時間未満で破断した試験片を除き、寿命消費にともない、フランジ側HAZにおいてタイプIIIによる割れの進展あるいはICZにおけるクリープ・ボイドの増加が認められ、9本中7本がパイプ母材で延性的な粒内破壊により最終破断した。なお、フランジ側HAZで破断した2本の試験片には、タイプIIIとタイプIVの2種類の損傷をとまっており、タイプIV単独の破断はスパイラル・ノッチ試験片により得られた。

Brearrら<sup>7)</sup>は、各種低合金鋼溶接部の破断様式と破断時間の関係を調べ、タイプIVによる破断は破断時間が長くなるほど発生しやすく、短時間試験では母材あるいはCGZなどで破断することを示している。本研究においても同様な傾向が認められる。Table 4に示すスパイラル・ノッチ試験片では、低温側、低応力側と破断時間が長くなる条件においてタイプIV破断が発生するようになる。応力についてみると、600°Cの試験において100MPaではパイプ母材で破断したものが、60MPaではフランジ側ICZに最終破断位置が移行している。温度についても、低温になるにした

Table 2. Time to rupture for homogeneous specimens.

T (K)	Stress (MPa)	t <sub>r</sub> for flange (hr)	t <sub>r</sub> for pipe (hr)	t <sub>r</sub> for weld metal (hr)
873	60	8210	2701	5348
873	60	8416	1974	-
883	60	-	-	4254
873	100	296	57	800
883	80	1135	199	-
883	100	199	25	-
903	60	1725	418	-
923	60	508	130	357
923	60	697	110	-
943	30	1563	834	1085
943	40	888	323	447

Table 3. Testing results for square cross-weld specimens.

T (K)	Stress (MPa)	t <sub>r</sub> (hr)	Failure location	Ultimate failure mode
823	125	87	Pipe parent	Transgranular
853	80	996	Pipe parent	Transgranular
873	60	2245	Flange CGZ	Intergranular
883	60	1663	Flange HAZ	Intergranular (TypeIII & TypeIV)
883	60	2158	Pipe parent	Transgranular
883	60	1712	Pipe parent	Transgranular
923	30	2609	Pipe parent	Transgranular
923	30	2662	Pipe parent	Transgranular
923	60	84	Pipe parent	Transgranular

CGZ: Coarse Grained HAZ

Table 4. Testing results for spirally notched cross-weld specimens.

T (K)	Stress (MPa)	t <sub>r</sub> (hr)	Failure location	Ultimate failure mode
873	60	3491	Flange ICZ	Intergranular
873	100	399	Pipe parent	Transgranular
883	60	1167	Flange ICZ	Intergranular
883	90	296	Pipe parent	Transgranular
903	60	913	Flange ICZ	Intergranular
923	60	348	Pipe parent	Transgranular
943	30	1151	Flange ICZ	Intergranular
943	40	601	Flange ICZ	Intergranular

ICZ: Intercritical HAZ (Intercritical Region)

がいタイプIVが発生しやすくなる傾向が認められる。ただし、670°CでもタイプIV破断が得られており、温度に関する上限は認められない。60MPaにおける試験温度と破

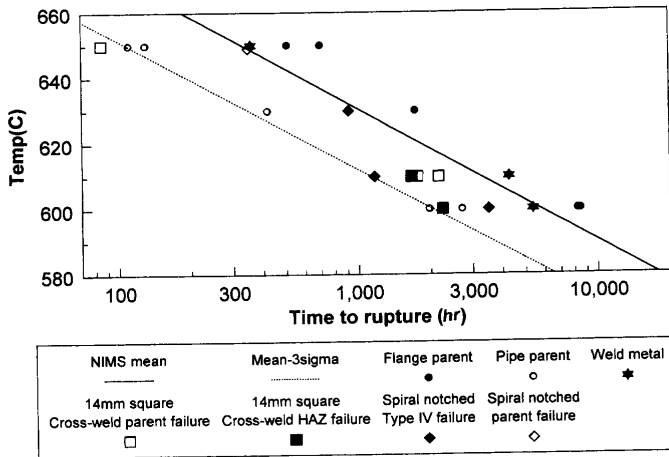


Fig. 9. Iso-stress behavior of homogeneous and cross-weld specimens.

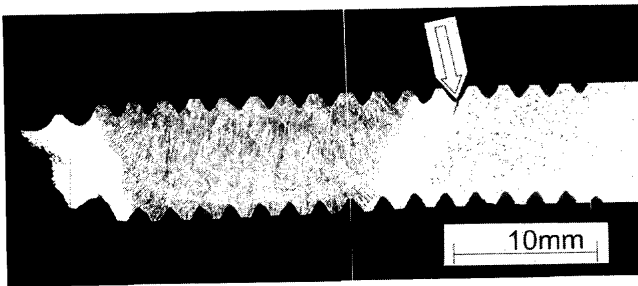


Fig. 10. Cross-section of a sectioned spirally notched specimen. Tested at 650°C and 60 MPa. (Flange is located on the right.)

断寿命との関係を Fig. 9 に示す。溶接継手では、破断時間が短い場合にはパイプ母材における粒内破壊により破断し、温度の低下とともに脆性的な HAZ の破断に遷移する傾向が認められる。650°C におけるスパイラル・ノッチ試験片では、最終破断位置はパイプ母材であるが、Fig. 10 に示すようにノッチ底に位置するフランジ側 ICZ に亀裂の発生が認められる。同一試験条件における平滑試験片には、フランジ側 ICZ にポイドや割れなどのダメージは認められない。このことから、ICZ は当該試験条件で切欠き弱化傾向を示していると判断される。630°C 以下の温度では、スパイラル試験片の破断位置はすべてフランジ側の ICZ である。Fig. 11 はタイプ IV 損傷で破断した試験片の断面であり、ネッキングをともなわず、ICZ に沿って亀裂が伝播していることが分かる。

なお、スパイラル・ノッチには、クリープ強度の低いパイプ母材の早期破断を抑制する効果もある。前述のように、平滑試験片はパイプ母材部の粒内破壊により破断する傾向が強い。パイプ母材のクリープ寿命は、式(2)で示す von Mises の等価応力  $\sigma_e$  が支配的であり、切欠き強化型であると推定できる<sup>8)</sup>。

$$\sigma_e = 1/\sqrt{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  は、主応力である。

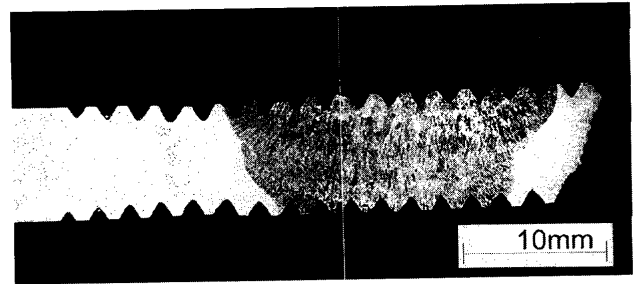


Fig. 11. Cross-section of a sectioned spirally notched specimen. Tested at 610°C and 60 MPa. (Flange is located on the right.)

Norton 則を用いた有限要素法解析より、定常状態の等価応力はネット断面でほぼ一様な分布を呈し、ネット応力の 80% 程度となることが分かった。その結果は別報にて報告する<sup>9)</sup>。有限要素法による解析結果が示すように、ノッチの導入により等価応力を低下させることで、パイプでの母材破断に先立ち、フランジ側 ICZ での破断を発生させることができたものと考えられる。

実際、650°C、60 MPa の試験においてパイプ母材部で破断したスパイラル・ノッチ試験片の寿命は、同一条件における母材の平滑試験片の寿命の 3 倍程度であり、切欠き強化になっている。

なお、母材の場合、破断時間の対数と温度に良好な線形関係が認められ、等価応力試験 (Iso-Stress Test) が寿命評価の方法として有効であることが分かる。一方、溶接継手の場合、試験条件により最終破断位置あるいは破断形態が異なるため、必ずしもこの手法が有効とはいえない。

### 3.3 粒界損傷の定量化

レプリカを用いた高温機器の検査は、実プラントにおいて最も頻繁に適用される非破壊検査法の一つである。Walker ら<sup>10)</sup>は、0.5Cr-0.5Mo-0.25V 鋼におけるポイド生成数密度とタイプ IV 損傷による寿命消費率との間に定量的な関係を認めている。そこで、本研究におけるポイド生成数密度と寿命消費率との関係を調べた。ポイド生成数密度は、平滑試験片においては試験を途中止めし、試験片側面より採取したレプリカを用い計測した。スパイラル・ノッチ試験片では、破断後あるいは同一試験条件の破断時間から想定される所定の寿命が消費された時点で、試験片を半割りして計測した。測定には光学顕微鏡を用い、倍率は 450 倍とした。フランジ側 ICZ で破断した試験片におけるポイド生成数密度と寿命消費率との関係を Fig. 12 に示す。フランジ側の ICZ におけるポイド生成数密度は寿命消費にともない増加しているが、比較的緩慢に推移し、寿命末期になって急速に増加する試験片も認められる。パイプ材はフランジ材に比べポイドが生成しにくく、平滑試験片では破断に至るまで ICZ にクリープ・ポイドの生成は認められない。一方、スパイラル・ノッチ試験片では、寿命消費にともなうポイド生成数密度の増加が認められ、クリープ・

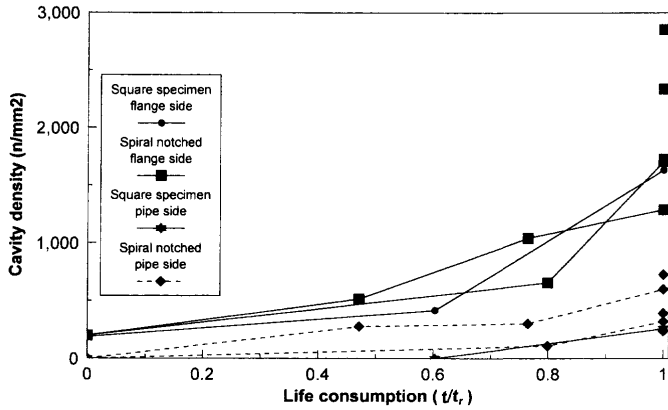


Fig. 12. Life fraction-cavity density correlation.

ポイドの生成が多軸応力下で促進されることを示している。

フランジ側ICZにおいては、ポイド生成数密度が1000 (n/mm<sup>2</sup>) を超えた時点の寿命消費率は80%程度であり、最終破断面近傍で計測したポイド生成数密度は1300~2900 (n/mm<sup>2</sup>) 程度である。試験条件と破断時のポイド生成数密度とは、明瞭な関係は認められない。また、ICZの粒界損傷が寿命の末期に急速に増加する傾向についてはParkerら<sup>11)</sup>も認めており、これらの事象はレプリカによる寿命評価の限界を示唆している。

#### 4. 考察

本研究のHAZにおける破断様式として、タイプIIIとタイプIVの2種類の形態が認められた。実プラントの使用条件でどちらのタイプが優先して発生するかは、余寿命評価を行う上で重要である。

Smith<sup>12)</sup>は、タイプIII割れのほとんどは、PWHT時に発生するSR割れであると指摘しているが、CGZの割れをSR割れと解釈するか、ダメージが経時的に蓄積されるクリープ脆化と解釈するかでは、評価が大きく異なる。前者の場合、主な損傷要因は溶接残留応力であり、これはPWHTおよび運転中の応力緩和により低下するため、長時間運転された機器においてSR割れが機器の重大な損傷に発展する可能性は低い。また、Priceら<sup>13)</sup>はCGZにおける割れ感受性の高い0.5Cr-0.5Mo-0.25V鋼製蒸気配管に関する実態調査を行い、次の結果を得ている。すなわち、CGZにおいて補修あるいは漏洩に至るレベルにある割れ件数は、運転開始後、ただちに発生し始め、4~6万時間の運転時間でピークを示す。その後減少し、設計寿命以上の運転時間を経過した機器にはほとんど発生しない。一方、タイプIV損傷は、4~6万時間から発生し始め、6~8万時間でピークを示している。時間とともにCGZにおける割れ発生件数が減少している事実は、Smithの結論を裏付けている。また、Price<sup>14)</sup>は、CGZの割れは部分的なものであれば進展し

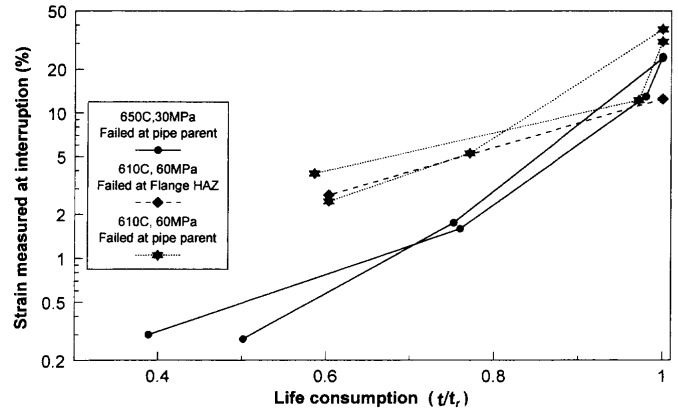


Fig. 13. Life fraction-strain correlation for square cross-weld specimens.

ないという、電力プラントでの実績を紹介している。

タイプIII損傷は、経時的な損傷の蓄積というよりは、むしろ歪が所定の数値に至った時点で発生するいわゆる延性の枯渇 (Ductility Exhaustion) であると解釈される。これは、クリープ歪とCGZにおける損傷の程度との関係からも裏付けられる。Fig.13に平滑試験片における途中止め時の歪を示すが、試験中タイプIII損傷の顕著な進展が認められた60 MPaでの歪は、寿命の末期を除き、タイプIII損傷が進展しない30 MPaでの歪の数倍になっている。無論、これは変形しやすいパイプ母材を含む継手全体の歪であるが、同様な傾向がCGZにも認められるはずである。Fig.14に650°C, 30 MPaの試験における $t/t_f=0.75$  ( $\epsilon=1.8\%$ ) 時のCGZの状況を示すが、一部の結晶粒界に連結したポイドの存在が認められるものの、Fig. 4に示した試験前の状況と比較して顕著な差はない。一方、Fig.15に示す610°C, 60 MPaでの試験における $t/t_f=0.59$  ( $\epsilon=3.8\%$ ) 時のCGZの損傷は、Fig.14でのそれに較べ著しい。ところで、Fig.14およびFig.15で示した試験片はいずれもパイプ母材部で破断しているため、CGZの寿命消費率とはいえない。CGZのクリープ強度は不明であるが、仮にFig. 8に示すフランジ母材の強度から推定される寿命を分母とした場合にはそれぞれ0.48, 0.21となり、寿命消費率と損傷程度との乖離はさらに大きくなる。

以上より、CGZの損傷には経過時間よりも当該部の歪量とクリープ延性が重要であることが示唆される。したがって、適正に設計された実機に想定されるように、稼働時のクリープ歪が小さい場合やCGZに十分な延性がある場合には、タイプIII損傷が溶接継手の寿命を決定することはないと考えられる。逆に、不適切な設計により過大な応力が働く場合には、早期にタイプIIIによる損傷が発生する可能性がある。

したがって、フェライト系低合金鋼の溶接継手のクリープ寿命は、主にICZのクリープ特性で決定されると推定される。実際、本研究においても試験片全断面がタイプIII

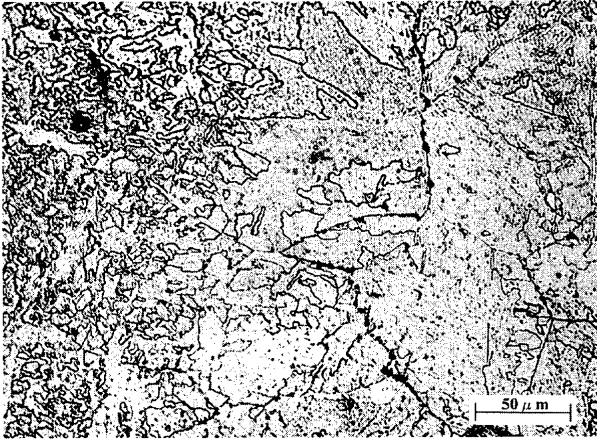


Fig. 14. Type III damage stressed at 30 MPa. (Tested at 650°C.)

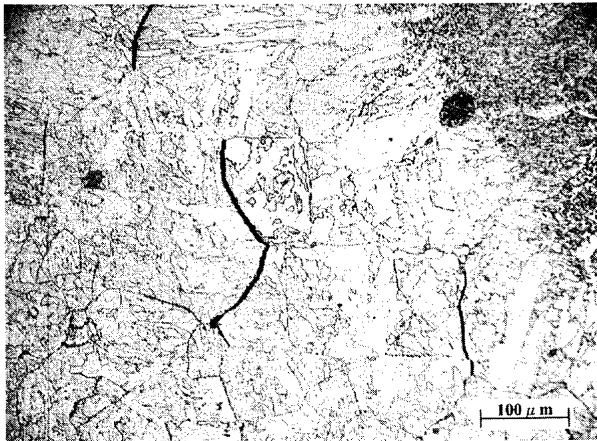


Fig. 15. Type III damage stressed at 60 MPa. (Tested at 610°C.)

により破断したのは、継手試験片 17 本中 1 本のみである。これは、平滑試験片 (600°C, 60 MPa) で発生したものだが、当該試験片には寿命の 1/2 を超過した時点で、試験片上面にタイプ III 割れが発生したため、上面側に曲げ応力が働き、タイプ III 損傷が加速されたと考えられる。なお、タイプ III 破断した当該試験片には、ICZ に著しいタイプ IV 損傷が認められた。Fig. 16 に、破断後、該試験片を半割りにして得られた試験片中央部における ICZ の損傷状況を示す。ポイド個数密度は  $2300 \text{ n/mm}^2$  と、Fig. 12 から破断寸前のレベルにあると考えられる。一方、同一断面における上面近傍でのポイドの発生は、Fig. 17 に示すように、最大損傷部に比較するとはるかに軽微である。また、試験片側面のポイドの発生も同様であった。このことは、外表面からのレプリカは、危険側の評価となり得ることを示唆している。通常の圧力容器では、ノズル部などの応力集中部においてクリープ損傷が問題となることが多い。このような場合には、レプリカは有効な手段となるが、前述した寿命末期になって急速にポイドが増加する傾向を考えあわせると、レプリカのみによる寿命評価には限界があると考えられる。とくに、平滑部にある溶接部では内部におけるク

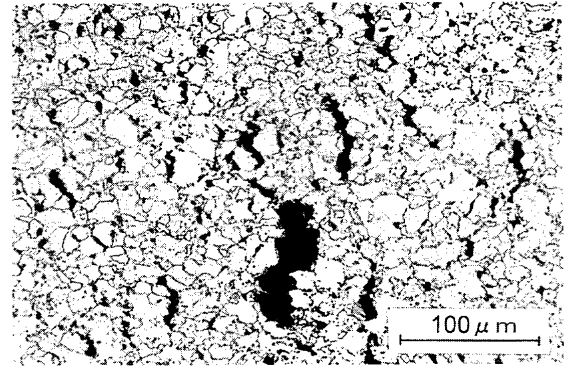


Fig. 16. Feature of Type IV damage in the middle of the wall. (Sectioned after failure.)



Fig. 17. Feature of Type IV damage near the top surface. (Sectioned after failure.)

リーブ損傷が問題となると考えられ、超音波などの検査法の適用が必要となる。

フランジ側の粗粒域における高いタイプ III 割れ感受性は、フランジ材に含有される高い不純物濃度が一因と考えられる。なお、Westwood ら<sup>15)</sup>は、当該鋼種実溶接継手において、母材の不純物の高い側に選択的なタイプ IV 損傷が発生した事例を報告しており、タイプ IV 損傷に及ぼすこれら不純物の影響についてもさらなる検討が必要である。

## 5. 結論

(1) 溶接継手の破断位置は、必ずしも母材のクリープ強度に依存しない。クリープ強度の高いフランジ母材は、タイプ IV およびタイプ III 割れ感受性が高く、HAZ での最終破断はフランジ側でのみ発生した。

(2) 螺旋状のノッチを有するスパイラル・ノッチ試験片により、比較的短時間でタイプ IV による破断が再現できた。このことは、ICZ におけるクリープ・ポイドの生成、成長が多軸応力下で促進されることを示唆している。

(3) タイプ III 損傷は、比較的早い段階で顕在化する傾向があるが、長時間運転された機器では最終破断に至る可

能性は低い。

(4) 溶接継手の破断様式は試験条件に依存し、長時間クリープではICZにおけるタイプIV損傷が支配的である。

(5) ボイド個数密度はクリープ損傷のモニタリングとして有効であるが、キャスト間のボイド生成に対する感受性の差など、解決すべき問題は多い。また、内面側で損傷が最大となる可能性があることを考慮すべきである。

## 文 献

- 1) S.T.Kimmins, M.C.Coleman and D.J.Smith: Proc. Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, The Institute of Materials, London, (1993), 681.
- 2) T.Takamatsu, Y.Otoguro, K.Shiozuka and K.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 851.
- 3) B.L.King: *Philos. Trans. R. Soc. (London)*, **A295** (1980), 235.
- 4) B.Neubauer and U.Wedel: Advances in Life Prediction Methods, ASME, New York, (1983), 307.
- 5) J.E.MaLaughlin, G.G.Karcher and P.Barnes: Service Experience and Reliability Improvement: Nuclear, Fossil, and Petrochemical Plants, ASME RVP-Vol.288, (1994), 351.
- 6) NRIM Creep Data Sheet, No. 21B, NRIM, Tsukuba, (1994).
- 7) J.M.Breear, A.Fairman, C.J.Middleton and L.Poling: Proc. Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Trans. Tech. Publications Ltd., Uetikon-Zuerich, (1999), 35.
- 8) R.J.Browne, P.E.Flewit, D.Lonsdale, M.S.Shammas and J.N.Soo: *Mater. Sci. Technol.*, (1991), 707.
- 9) S.Fujibayashi and T.Endo: *Tetsu-to-Hagané*, to be submitted.
- 10) N.J.Walker, S.T.Kimmins and D.J.Smith: Proc. 6th Int. Conf. on Creep and Fatigue, ImechE, London, (1996), 341.
- 11) J.D.Parker and G.C.Stratford: *Mater. High Temp.*, (1995), 37.
- 12) D.J.Smith: Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, (1995), 259.
- 13) A.T.Price and J.A.Wiliams: Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Properties of Structures, Pineridge Press, Swansea, (1982), 265.
- 14) A.T.Price: Rupture Ductility of Creep Resistant Steels, The Institute of Metals, London, (1990), 246.
- 15) H.J.Westwood, M.A.Clark and D.Sidey: Proc. Int. Conf. on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, The Institute of Materials, London, (1990), 621.