

フェライト系耐熱鋼の母材および溶接継手の クリープ疲労寿命特性

木村 恵*・小林 一夫*・山口 弘二*

Creep-fatigue Properties for Base Metals and Welded Joints of Ferritic Heat-resisting Materials

Megumi KIMURA, Kazuo KOBAYASHI and Koji YAMAGUCHI

Synopsis : Ferritic heat-resisting steels are planned to be applied to ultra supercritical power plants. In this study, creep-fatigue properties for base metals such as Mod.9Cr-1Mo, 9Cr-2W, 12Cr-2W, newly produced Pd-added ferritic steel and oxide dispersion strengthened ferritic steels and for welded joints of two kinds of the ferritic steels were investigated.

The creep-fatigue lives of the base metals, tested by trapezoidal strain wave shape with 3 hr-hold at tension side, were dependent on the kind of the materials and had a good correlation with the reduction of area for each material in the creep rupture tests.

The creep-fatigue lives for welded joint of 12Cr-2W and 9Cr-2W steel plates were about 70%, compared with the base metals.

The welded joints were fractured at fine-grained HAZ (heat affected zone).

Key words : creep-fatigue interaction; fatigue at high temperatures; ferritic heat-resisting steels; welded joint.

1. 緒言

火力発電プラントでは、発電効率を上げるため蒸気温度・圧力の上昇が図られてきた¹⁾。超々臨界圧発電プラントでは、650°C、350気圧という材料にとってはきわめて過酷な水蒸気環境が想定されている。主蒸気管や管寄せ、タービンロータやケーシングという大型構造物には、高強度化したフェライト系新耐熱鋼が採用される見通しである²⁻⁶⁾。しかし、高強度化した新耐熱鋼を適用するにしても厚肉構造物にならざるを得ない。プラントの起動停止や昼夜の変動負荷運転を考慮すると、クリープ強度ばかりでなく、熱膨張係数が比較的低いフェライト系鋼といえども、疲労特性やクリープ疲労特性に優れていることが高温機器の安全性を保持する上で重要となる。

本研究は、超々臨界圧発電プラント用の材料として開発中のフェライト系耐熱鋼と各種フェライト系従来鋼の母材

について、クリープ疲労寿命特性を検討したもので、関連して、引張試験、クリープ試験を行った。さらに、一部のフェライト系従来鋼について高温疲労特性、および溶接継手のクリープ疲労寿命特性を調べ、高温材料として競合関係にあるオーステナイト系ステンレス鋼の結果⁷⁾と比較しながら検討を進めた。

2. 供試材

本研究で用いた供試材の素材形状、化学成分を Table 1 に、加工比と熱処理条件を Table 2 に示す。これら8種類の供試材のうち、Mod.9Cr-1Mo鋼は、高強度フェライト鋼の基準材として選んだ。Moの代わりにWを添加し、高強度化した12Cr-2W、9Cr-2W鋼は620°Cまでの材料として最近開発され、規格化されたフェライト系新耐熱鋼である^{8,9)}。12Cr-2W鋼は素材形状として、圧延厚板材、主蒸

Table 1. Chemical composition of the materials used in this study.

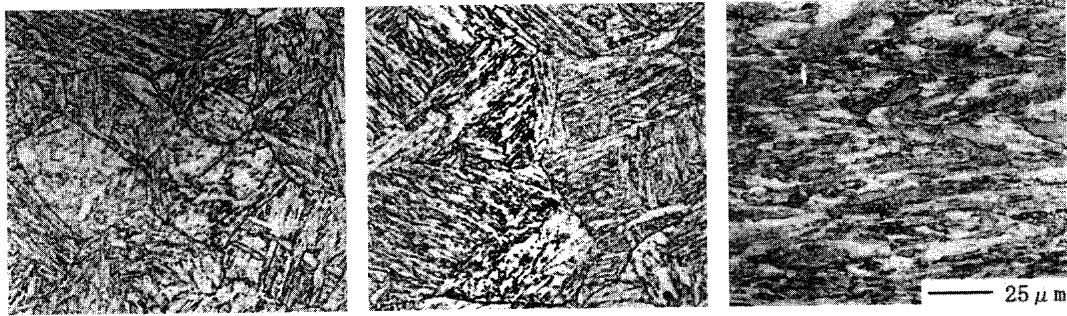
Material	Shape	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	W	Mo	V	Nb	Ti	N	Pd	Y
Mod.9Cr-1Mo	plate	0.08	0.34	0.49	0.02	0.09	8.34	-	0.89	0.23	0.07	-	0.06	-	-
9Cr-2W	plate	0.09	0.18	0.46	-	0.14	8.87	1.89	0.45	0.21	0.07	-	0.05	-	-
12Cr-2W	plate	0.12	0.28	0.63	0.98	0.35	10.7	1.9	0.36	0.22	0.06	-	0.08	-	-
12Cr-2W	pipe	0.14	0.26	0.65	0.74	0.4	11.03	1.95	0.29	0.2	0.07	-	0.06	-	-
12Cr-2W	tube	0.11	0.27	0.59	0.82	0.33	12.1	1.82	0.34	0.19	0.06	-	0.07	-	-
9Cr-3W-3Pd	plate	0.08	0.33	0.52	-	-	8.93	3.25	-	0.2	0.05	-	0.06	2.8	-
ODS-A	bar	0.06	0.02	0.13	-	0.02	11.9	2.39	<0.01	<0.01	0.01	0.38	0.02	-	0.28
ODS-B	bar	0.06	0.02	0.13	-	0.02	11.9	2.39	<0.01	<0.01	0.01	0.38	0.02	-	0.28

平成13年2月2日受付 平成13年4月13日受理 (Received on Feb. 2, 2001; Accepted on Apr. 13, 2001)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Material Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

Table 2. Processing details of the materials.

Material	Shape	Reduction ratio	Normalizing	Tempering	PWHT
Mod.9Cr-1Mo	plate	8	1050°C/10min AC	770°C/1h AC	740°C/1h FC
9Cr-2W	plate	8.7	1060°C/1h AC	770°C/2h AC	
12Cr-2W	plate	28	1050°C/100min AC	770°C/360minAC	
12Cr-2W	pipe	4.5	1050°C/60min AC	780°C/360minAC	
12Cr-2W	tube	84	1050°C/10min AC	790°C/180minAC	
9Cr-3W-3Pd	plate		1100°C/0.5h	770°C/4h	
ODS-A	bar	7	HIP, Grooved rolling 930°C, Annealing 930°C		
ODS-B	bar	7	HIP, Grooved rolling 930°C, Annealing 1250°C		



(a) 12Cr-2W (plate) (b) 12Cr-2W (pipe) (c) ODS-A (bar)

Fig. 1. Typical microstructures of the materials.

気管パイプ材、ボイラー用チューブ材の3種類を用意した。9Cr-2W鋼は圧延厚板材の1種類を用意した。Pd添加鋼は従来の炭化物等の析出硬化に加えFePd基L₁₀型規則相析出硬化を付与した材料で金材研の五十嵐（現住金）ら¹⁰⁾が提案した材料である。酸化物分散強化型ODS (oxide dispersion strengthened) 鋼は合金粉末法によって金材研の髙川¹¹⁾が創製したもので、焼なまし温度の異なる2種類を準備した。

供試材の金属組織写真をFig. 1に示すが、ODS-A, B材は基本的にはフェライト組織、その他はすべて焼戻しマルテンサイト組織であるため、典型的な組織写真を選んで示した。Fig. 1(c)がODS-A材の組織写真で、ODS-B鋼も同様である。組織は微細粒からなるフェライト組織で、溝ロール加工の影響で長手軸方向（写真左右方向）に結晶粒が伸びている。他の供試材はすべてFig. 1(a), (b)のように焼戻しマルテンサイト組織であるが、(b)の12Cr-2Wのパイプ材だけは旧オーステナイト結晶粒が他に比べて非常に大きい。このパイプ材は外径約600、肉厚120mmと大型部材であるため、Table 2のように加工比が4.5と他に比べ小さいことに関連していると思われる。これ以外の供試材は(a)のように旧オーステナイト結晶粒径が30μm程度の焼戻しマルテンサイト組織である。ただし、12Cr-2Wのチューブ材だけにはδフェライト相がごく一部長手方向に析出していた。

溶接継手は、12Cr-2Wと9Cr-2Wの板材の2鋼種について作製した。フィラーメタルは両者とも11Cr-2Wを主成分としたものを用いた。溶接施工法は峽開先TIG溶接で行った。溶接後の応力除去熱処理は、740°C×4hr ACで

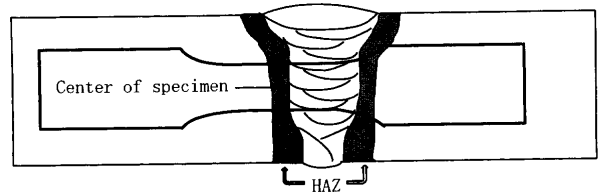


Fig. 2. Sampling of test specimen from welded joint.

行った。溶接継手材の試験片は、Fig. 2に示すように、試験片の平行部の中心に熱影響HAZ部（幅約3~4mm）が位置するように切り出した。溶接継手材の硬さ分布をFig. 3(a)に示す。HAZと溶接金属部の境界近くには最硬化域があり、組織は粗粒となる。HAZと母材の境界近くには最軟化域があり、焼戻し組織である。HAZ部の大部分の組織は、細粒組織でその組織写真をFig. 3(b)に示した。Fig. 3は12Cr-2W板材の場合であるが、9Cr-2W板材もほぼ同じ傾向である。

3. 試験方法

高温疲労試験はTable 1の供試材のうち、12Cr-2W板材について行った。ひずみ波形は対称三角波、ひずみ速度は10⁻³/s、試験温度は600、650°Cである。全ひずみ範囲は、3%から0.2%程度までとし、破損寿命回数で10²から10⁶の高サイクル域までのデータを取得することとした。試験片形状は直径10mmの平滑丸棒である。疲労試験機は油圧サーボ型である。伸び計は平行部に直接押し当てて検出する、ひずみゲージタイプのものを使用した。

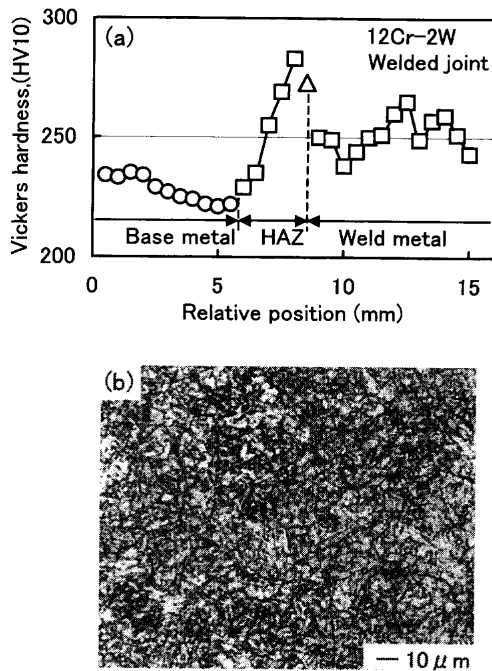


Fig. 3. Hardness distribution and fine-grained HAZ for 12Cr-2W welded joint.

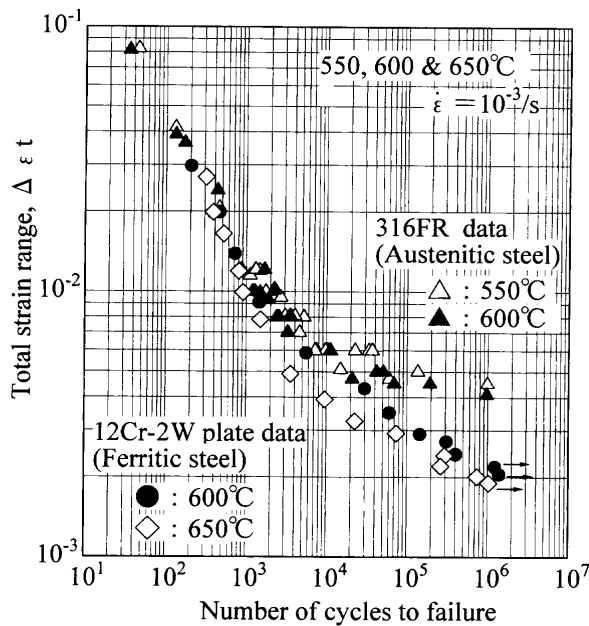


Fig. 4. S-N diagram for 12Cr-2W steel plate tested in triangular strain wave shape at $10^{-3}/s$.

クリープ疲労試験は、各供試材について650°Cで行った。ひずみ波形は引張側3時間ひずみ保持台形波を用い、立ち上がりのひずみ速度は $5 \times 10^{-4}/s$ とした。全ひずみ範囲は1%とした。試験片形状は直径8mmの平滑丸棒で、試験機はサーボモータ駆動のカムレバー型である。高温引張試験、クリープ破断試験は6から10mm直径のつば付き平滑丸棒試験片を用いて、650°Cで行った。

4. 結果と考察

4.1 12Cr-2W フェライト系耐熱鋼の高温疲労寿命特性とオーステナイト系耐熱鋼との比較

Fig. 4に12Cr-2W板材の高温疲労寿命データを示す。比較のため、オーステナイト系316FR鋼の550, 600°Cの文献データ⁷⁾も同時に示した。このデータは316FR鋼の高温疲労設計曲線を求めるために多数の研究機関で実施されたもので、日本ではじめて広範囲な寿命範囲のデータが得られている。試験温度が両系鋼で若干異なるが、共通の600°Cで比較しても、 10^4 回までは両系鋼で試験データに差異はほとんどないが、 10^4 回以降の高サイクル域のデータがフェライト系鋼で今回得られたことから、高サイクル域では、特に 10^5 回以上ではオーステナイトステンレス鋼よりも同寿命におけるひずみ範囲にしておよそ1/2まで低下することが認められた。

高温低サイクル疲労寿命の予測式として広く使われている方法に引張強度、絞り、ヤング率を用いたマンソンのユニバーサルスロープ法があり、最近その改良式¹²⁾も提案されている。低サイクル域では、予測精度は向上しているが、高サイクル域までの予測はできない。Fig. 4のような両系鋼の高サイクル域の差異も引張特性等からだけでは説明できない。

このような差異の要因として、フェライト系鋼は繰返し軟化挙動、オーステナイト系鋼は繰返し硬化挙動を示すこと、あるいは高温酸化特性の違いなどが想像されるが、現時点では明確にされていない。今後さらに各種材料の高サイクル域までのデータの取得が計画されている¹³⁾ので、幅広いデータから一般的な事実かどうかを見極めていくことなど、重要と考えている。

4.2 母材のクリープ疲労、引張およびクリープ破断試験結果と考察

クリープ疲労の試験条件として引張3時間ひずみ保持台形波を採用したが、その根拠をFig. 5に示す。この図は12Cr-2W板材における引張保持台形波と圧縮ひずみ保持台形波のクリープ疲労寿命の時間依存性を示したものである。オーステナイト系ステンレス鋼では、一般に圧縮保持では寿命の低下がほとんどなく、引張保持で寿命低下が大きいことが特徴であるが、フェライト系のクリープ疲労寿命は、Fig. 5のように短時間保持では圧縮ひずみ保持の方が寿命低下が大きい。その理由として、酸化の影響¹⁴⁾や非対称波形に起因する平均応力の影響^{15,16)}などが検討されている。しかし、保持時間が1時間以上長くなるとクリープの効果が顕著になって引張ひずみ保持の方が寿命の低下が大きくなる。このような傾向はMod.9Cr-1Mo鋼でも観察されており¹⁷⁾、フェライト系鋼の一般的特徴と考えられる。以上の点から、各種フェライト系鋼のクリープ疲労特性の評価はクリープ損傷が大きく導入される条件として、引張

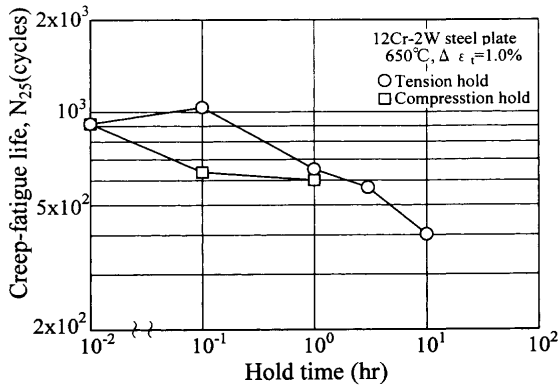


Fig. 5. Influence of hold time on creep-fatigue life.

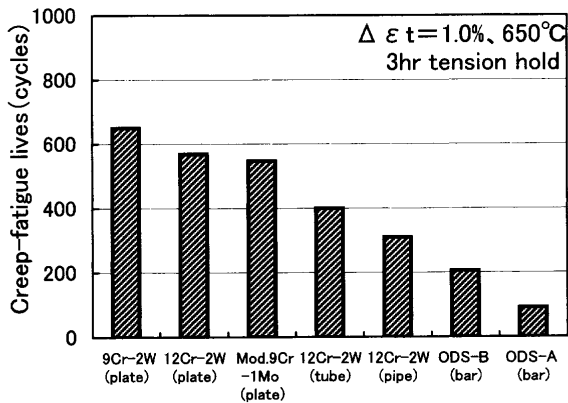


Fig. 6. Creep-fatigue lives tested in trapezoidal strain wave shape with 3hr hold time at tension side.

側3時間ひずみ保持台形波を採用した。

各種フェライト系鋼母材のクリープ疲労寿命の結果を Fig. 6 に示す。また Pd 添加鋼のクリープ疲労については現在試験中である。図に示すように同一試験条件にかかわらず、クリープ疲労寿命は材種や素材形状に依存していた。最も長寿命となった 9Cr-2W 板材と比較すると 12Cr-2W パイプ材は 1/2 程度まで低下し、さらに ODS 両材は極端な寿命の低下を示した。その要因を調べるため各フェライト系鋼の静的な引張強度やクリープ破断データとの相関を検討した。

各種フェライト系鋼の 650°C における引張強度、引張破断伸びを Fig. 7, Fig. 8 に示す。Fig. 7 の引張強度では ODS 両材が非常に大きく、次が 9Cr-2W, Pd 添加鋼である。他の 12Cr-2W 鋼の 3 種と Mod.9Cr-1Mo はほとんど差がない。Fig. 8 の引張破断伸びでは、逆に ODS 両材が極端に小さく、その他は 80% 以上の延性があり、大きな違いはない。

Fig. 9, Fig. 10 にクリープ破断応力とクリープ破断伸びの結果を示す。Fig. 9 のクリープ破断強度は、ODS 両材が非常に大きい。Pd 添加鋼は、従来鋼の Mod.9Cr-1Mo や 9Cr-2W, 12Cr-2W 鋼を凌駕している。12Cr-2W 鋼の 3 種 (板、パイプ、チューブ材) のクリープ強度はほとんど差がないが、低応力側で結晶粒径が大きいパイプ材が長寿命を示す。Fig. 10 のクリープ破断伸びは、クリープ強度とは逆に ODS

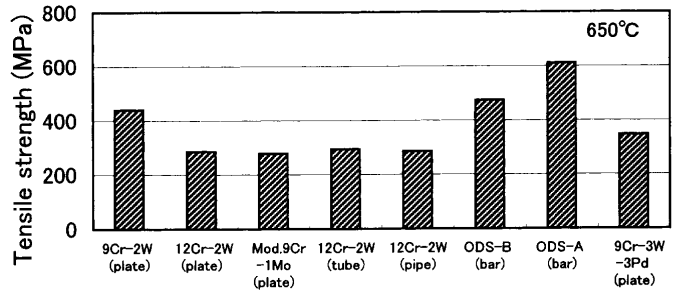


Fig. 7. Tensile strength at 650°C.

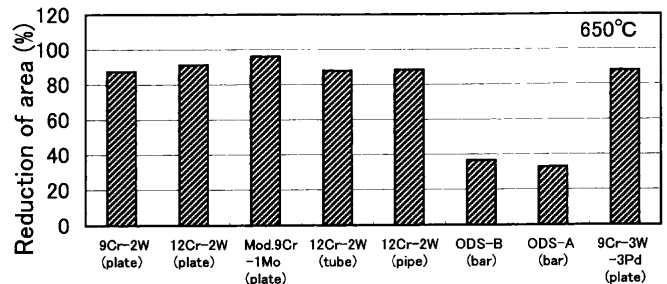


Fig. 8. Reduction of area in tensile test at 650°C.

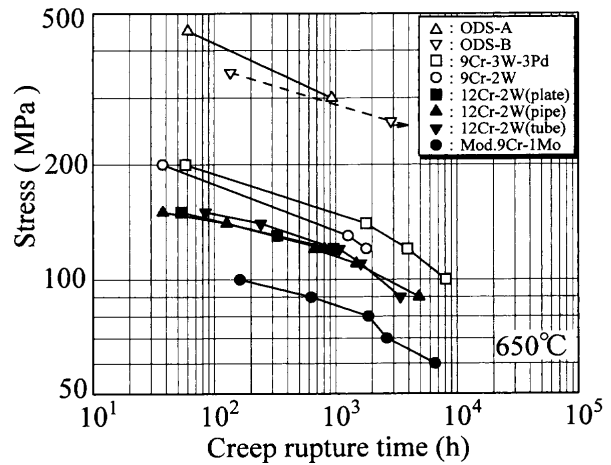


Fig. 9. Creep rupture strength at 650°C.

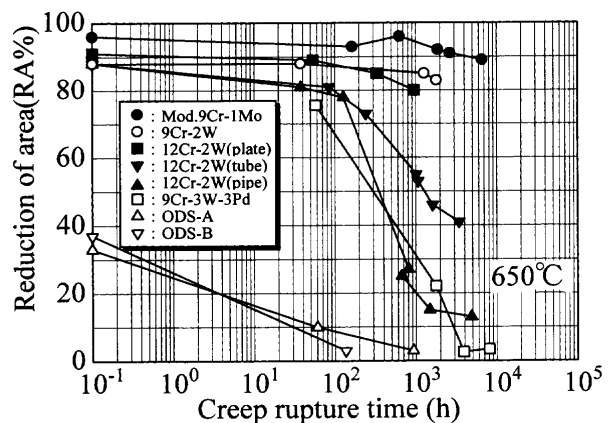


Fig. 10. Reduction of area in creep rupture at 650°C.

両材が極端に低く、絞り値は数%程度である。Mod.9Cr-1Mo, 9Cr-2W鋼, 12Cr-2W鋼の板材は長時間まではほとんど差はなく、延性が大きい。しかし、12Cr-2Wのチューブ、およびパイプ材は620°Cまでの材料として開発されたものであるが、650°Cでは約100時間以降に低下する傾向がある。この傾向はPd添加鋼でも同様であった。

以上の結果から、フェライト系鋼の650°Cにおけるクリープ疲労寿命は、引張強度やクリープ強度ではなくクリープ破断延性の大きさと良い相関があるといえるだろう。Fig.11はクリープ破断絞りの代表値として1000時間の絞りの値とその材料のクリープ疲労寿命の関係をプロットしたものである。この図には同時にオーステナイト系ステンレス鋼の316FRの結果¹⁸⁾も示した。316FR鋼のクリープ疲労試験条件は、550°C、引張3時間ひずみ保持台形波、全ひずみ範囲1%であり、また試験温度等が異なるため、両系鋼の結果は1本の傾向にはまともらないが、両系鋼ともクリープ疲労寿命は、クリープ破断絞りの大きさと比例関係があると考えられる。

高強度フェライト鋼を開発するに当たって、クリープ疲労寿命の観点からはクリープ破断延性を損なうことがないように配慮することが必要である。クリープ強度を析出硬化などで強化すると延性は低下する傾向があるが、最近Bを添加して低応力側で長寿命化を達成し、しかもクリープ

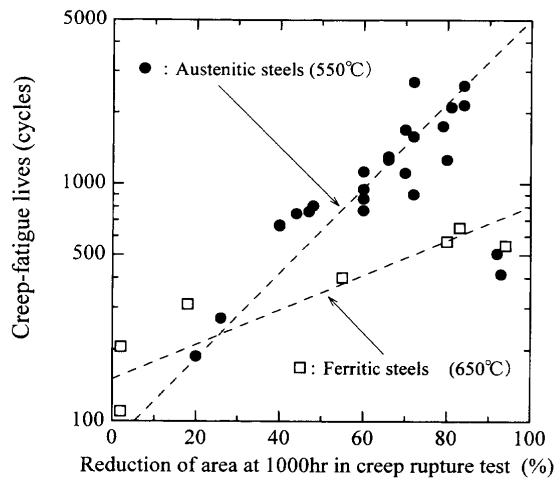


Fig. 11. Relationship between creep-fatigue lives and reduction of area in creep rupture at 1000 hr.

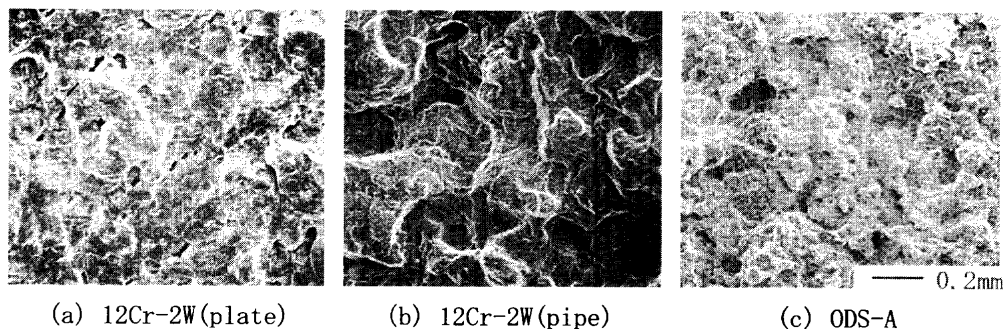


Fig. 12. Typical fractographs of creep-fatigue fracture surface.

延性もある新しいフェライト系耐熱鋼の開発の芽も生まれてきている¹⁹⁾。

発電プラントの実機負荷を想定した場合、クリープ疲労のひずみ範囲は1%以下、具体的には0.3~0.4%程度²⁰⁾といわれており、低ひずみ範囲のクリープ疲労特性の評価が重要である。特に高強度化された材料では、低ひずみ範囲の試験においては、弾性的挙動を示す傾向があるため、低延性であってもクリープ疲労寿命は低下しないことも考えられる。超々臨界圧発電プラント用の候補材が絞られてきた段階では、低ひずみ範囲の長時間クリープ疲労試験が必要となってくる。

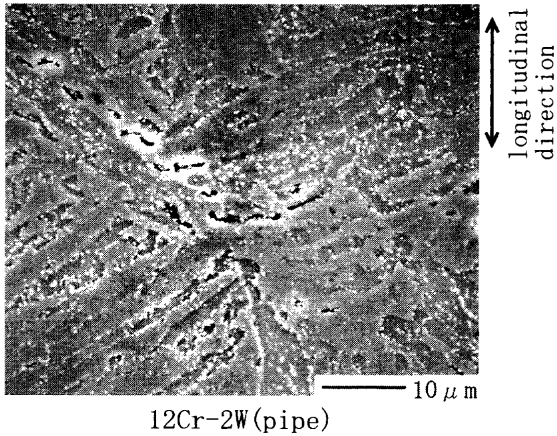
4.3 クリープ疲労破面、き裂等の観察とその検討

フェライト系鋼のクリープ疲労破面の代表的な例をFig.12に示す。破面は酸化皮膜に覆われているため、明瞭な写真とはならないが、観察結果をまとめると以下のとおりである。Fig.12(a)に示すように12Cr-2W板材や9Cr-2W板材など比較的クリープ疲労寿命の長い材料は、粒内破壊的な平坦な破面様相を示し、同図 (b), (c) に示すように12Cr-2Wパイプ材、ODS材などは、粒界破壊的な凹凸のある破面様相を示す。

き裂の伝播経路を明確に同定するため、縦断面の二次き裂の様相を調べた。その結果では、12Cr-2W板材などのクリープ疲労寿命の長い材料でも、旧オーステナイト粒界を伝播経路としていたところも一部あり混合き裂と見なせる。一方、12Cr-2Wパイプ材は旧オーステナイト粒界をほぼ100%伝播経路にしている。ODS材は、粉末合金特有の粒界き裂的なものが内部に多数観察された。

Fig.13は、12Cr-2Wパイプ材の試験片縦断面の様相で、粒界微小き裂、キャビティなどが多く観察された。クリープ疲労寿命の長い板材などでは、このような粒界微小き裂はほとんど観察されなかった。

オーステナイト系ステンレス鋼においては、クリープ疲労寿命が短寿命なものほど粒界破壊的な様相を示し、クリープ疲労寿命と粒界破面率は反比例の関係²¹⁾があった。今回のフェライト系鋼において粒界破面率は定量化できなかったが、同様の傾向があることは認められた。



12Cr-2W (pipe)

Fig. 13. Intergranular micro-cracks for 12Cr-2W steel pipe.

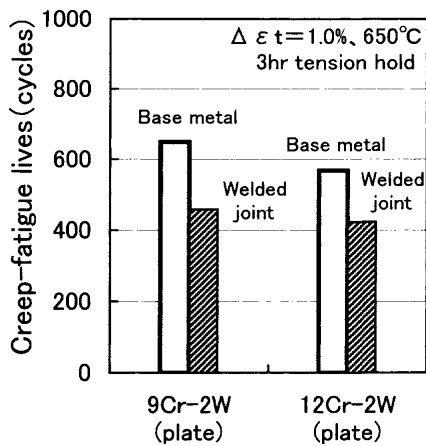


Fig. 14. Creep-fatigue lives for welded joint.

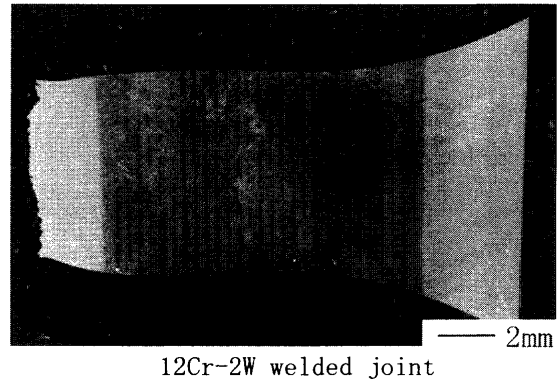
4.4 フェライト系鋼溶接継手のクリープ疲労試験の結果と検討

Fig.14は、12Cr-2W, 9Cr-2W 板材溶接継手のクリープ疲労寿命の結果である。母材の結果と比較して、その溶接継手のクリープ疲労寿命は両鋼とも母材の約70%程度まで低下することがわかる。

破断した試験片の縦断面マクロ・エッチング写真をFig.15に示すが、破断した箇所はひずみが集中したためにくびれが見られ、その部分は母材部に近いHAZ細粒組織部であり、母材部とHAZ部の境界にある焼戻しHAZ最軟化域でないことがわかった。このような破壊形態は溶接継手のクリープ破断試験に見られる、いわゆる Type IV 破壊と呼ばれるものと類似していた。

破損箇所となったHAZ細粒組織のSEM組織をFig.16に示す。12Cr-2W 板材の場合、HAZ細粒部の結晶粒径は約5 μm程度で、Fig.16のように破損後には粒界キャビティが多く観察された。母材部、最軟化域の焼戻しHAZ部、HAZ粗粒部、溶接金属部には粒界キャビティはほとんど観察されなかった。

HAZ細粒部に粒界キャビティが発生しやすい要因は、



12Cr-2W welded joint

Fig. 15. Fractured specimen profile for welded joint of 12Cr-2W steel.

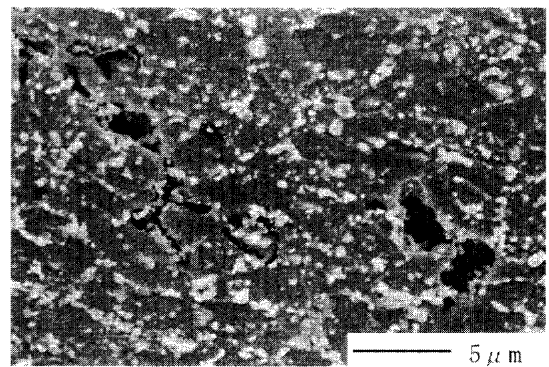


Fig. 16. Intergranular micro-cracks in fine-grained HAZ for welded joint of 12Cr-2W steel.

外観にも現れたようにひずみ制御のクリープ疲労試験においてもひずみが集中して絞れていることから、3軸応力状態でキャビティが発生しやすくなること、および細粒のためクリープ損傷が粒界キャビティとして発生しやすいことなどが考えられる。その根拠として、フェライト系鋼の溶接継手部のクリープ疲労やクリープの破壊機構についてFEM解析などの詳細な報告がある²²⁻²⁶⁾。

今回はフェライト系耐熱鋼のうち、比較的クリープ延性の低下しない板材2種類についてのみ溶接継手の試験を行った。今後はクリープ延性の低下する材料を含めて各種材料についても実施する予定である。21/4-1Mo, Mod.9Cr-1Mo鋼などの溶接継手のクリープ疲労寿命は、母材に比べ50%以上低下するとの報告がある^{22,23)}。ボイラーなどの実機における損傷は溶接継手部や厚肉リガメント部など応力集中部に熱疲労で生じることが多い²¹⁻²⁶⁾といわれており、工学的に重要な問題である。今後はひずみ範囲が実機負荷条件に近い低ひずみ範囲の試験を含めて母材、溶接継手材の両方について実施していく計画である。

5. 結言

フェライト系耐熱鋼について、高温疲労、クリープ疲労特性を評価して以下の結果が得られた。

(1) フェライト系耐熱鋼の高温疲労寿命特性が 10^2 回から 10^6 回まで得られたことから、オーステナイト系ステンレス鋼と比べ、 10^4 回までは両系鋼で大差はなかったが、特に 10^5 回以上の高サイクル域では同寿命に対するひずみ範囲がおよそ1/2まで低下することがわかった。

(2) フェライト系耐熱鋼のクリープ疲労寿命は、鋼種、素材形状に大きく依存したが、その材料のクリープ破断絞りの大きさと比例関係にあることがわかった。

(3) フェライト系鋼の溶接継手のクリープ疲労寿命は、母材に比べ約3割低下した。その低下要因は、HAZ細粒部でくびれが生じ、粒界キャビティの発生、成長によるものと考えられた。

文 献

- 1) 増山不二光：第133回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(1990)，88.
- 2) T.Fujita: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1053.
- 3) K.Matsumura: *J. High Pressure Inst. Jpn.*, **34** (1996), 60.
- 4) A.Iseda, A.Natori, Y.Sawaragi, K.Ogawa, F.Masuyama and T.Yokoyama: *Therm. Nucl. Power*, **45** (1994), 900.
- 5) 太田定雄著：フェライト系耐熱鋼，地人書館，東京，(1998).
- 6) F.Abe, M.Igarashi, S.Wanikawa, M.Tabuchi, T.Itagaki, K.Kimura and K.Yamaguchi: Proc. 5th Int. Charles Parsons Turbine Conf. (PARSONS 2000), Churchill College, Cambridge, (2000), 129.
- 7) 明日のエネルギーの礎に，日本溶接協会原子力研究委員会 FME 小委員会編，日本溶接協会，東京，(1999).
- 8) F.Masuyama: EPRI/National Power Conf. on New Steels for Advanced Plant up to 620°C, ed. by E.Metcalf, Soc. Chem. Indus., London, (1995), 98.
- 9) T.Oguro: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 799.
- 10) M.Igarashi, M.Muneki and F.Abe: *Rep. 123rd Committee on Heat-resisting Met. Alloy*, **39** (1998), 355.
- 11) 鱗川周治：私信，(1997).
- 12) S.S.Manson: *ASTM STP*, **942** (1988), 15.
- 13) 第5回金材技研材料強度データシート懇談会資料，金属材料技術研究所，つくば，(1997).
- 14) I.Nonaka, M.Kitagawa, A.Otomo and Y.Wada: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 2267.
- 15) K.Kobayashi and K.Yamaguchi: *J. High Pressure Inst. Jpn.*, **36** (1998), 27.
- 16) N.Isobe and S.Sakurai: Proc. 33rd Symp. on Strength Mater. at High Temp., Soc. Mater. Sci., Jpn., Kyoto, (1995), 124.
- 17) T.Ogata and M.Yamamoto: Proc. 33rd. Symp. on Strength Mater. at High Temp., Soc. Mater. Sci., Jpn., Kyoto, (1995), 169.
- 18) 科学技術庁電源開発促進特別会計委託事業成果報告書，三菱重工業，(1999).
- 19) T.Horiuchi, M.Igarashi and F.Abe: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1124.
- 20) T.Shima: 5th Workshop on Ultra-Steel, Nat. Res. Inst. Met., Tsukuba, (2001), 78.
- 21) K.Yamaguchi, N.Suzuki, K.Ijima and K.Kanazawa: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 1526.
- 22) T.Ogata and M.Yaguchi: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 137.
- 23) I.Nonaka, S.Torihata, S.Kihara and H.Umaki: Proc. 35th Symp. on Strength Mater. at High Temp., Soc. Mater. Sci., Jpn., Kyoto, (1997), 203.
- 24) H.Hayakawa, M.Miyahara, A.Kanaya and K.Okamura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **48** (1999), 604.
- 25) T.Tokiyoshi, T.Igari, Y.Tanaka and M.Fujita: Proc. 35th Symp. on Strength Mater. at High Temp., Soc. Mater. Sci., Jpn., Kyoto, (1997), 154.
- 26) M.Tabuchi, T.Watanabe, K.Kubo, M.Matsui, J.Kinugawa and F.Abe: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **50** (2001), 116.