ミニチュア試験片による 316FR 溶接部の高温低サイクル疲労特性の検討†

山内 雅文* 中馬 康晴*
大谷 知未** 高橋 由紀夫***Study on High Temperature Low-Cycle Fatigue Properties
of 316FR Stainless Steel Weldment by Miniature Specimen

by

Masafumi YAMAUCHI*, Yasuharu CHUMAN*,
Tomomi OTANI** and Yukio TAKAHASHI***

High temperature low-cycle fatigue tests were conducted by using a miniature specimen with diameter of 2mm and gage length of 3mm in order to investigate a detailed distribution of low-cycle fatigue properties in a welded joint of 316FR stainless steel. First, a high temperature low cycle fatigue testing procedure by miniature specimens was established. Five kinds of specimen were taken from the 316FR stainless steel welded joint of 50mm thick plate; one from the base metal, two from the heat affected zone with different hardness, and two from the weld metal in longitudinal and tangential directions. Low-cycle fatigue tests were carried out at 550°C at the strain rate of 0.1%/sec in air. Detailed low-cycle fatigue properties, such as fatigue strength, cyclic hardening/softening behavior and cyclic stress-strain curve, of the 316FR stainless steel welded joint were clarified.

Key words : 316FR stainless steel, Welded joint, Heat affected zone, Weld metal, Low-cycle fatigue, Miniature specimen

1 緒 言

高速増殖炉高温構造用として新しく開発された 316FR ステンレス鋼は、従来鋼である SUS304 鋼に比べ優れたクリープ強度およびクリープ延性を有している。よって、高速増殖炉高温構造用として重要なクリープ疲労特性も優れていると考えられることから、現在開発が進められている実証炉での実用化に向け、高温設計基準確立のための研究が広範に行われている。^{1)~5)} 高温設計基準確立の上で、クリープ疲労評価法の確立、特に溶接部の評価法確立は最重要課題であり、316FR 鋼溶接部を対象とした試験や評価法の検討が行われている。^{3)~5)}

しかしながら、これらの試験では直径が 4mm から 8mm、標点距離 8mm 以上の比較的大きな試験片が用いられている。溶接継手は実機を考慮して狭開先 TIG 溶接法にて施行されており、溶接金属の幅はただか数 mm 程度であるため、溶接線直角方向 (T 方向) に標点距離内がすべて溶接金属である試験片を採取することは困難であり、溶接線直角方向の特性の把握は不十分であった。また、溶接熱影響部の試験も行われているが、溶接熱影響部は溶接金属側と母材側とは硬さが異なり、その高温低サイクル疲労特性は溶接熱影響部の位置によって異なっていると思われる。よって、これまでに実施されている大きな試験片による試験では試験片の中にこの異な

る特性の部分が広く含まれ、試験片採取位置の平均的特性は得られるものの、詳細な局所的特性を得ることは困難であった。

そこで、本研究では 316FR 溶接部のクリープ疲労強度評価法の確立に資するため、溶接継手各部から直径 2mm、標点距離 3mm のミニチュア試験片を採取し、これを用いて高温低サイクル疲労試験を行い、316FR 鋼溶接部の詳細な高温低サイクル疲労特性を検討した。

2 供 試 材

供試材母材は 316FR 鋼の板厚 50mm の圧延材で、溶接材料は共金系の材料として開発されたものである。Table I に母材および溶接材料の化学成分を Table II に機械的性質を示す。溶接は実機を想定した狭開先自動 TIG 溶接で施工されている。Fig. 1 に供試材溶接継手の断面マクロ組織を示す。溶接金属部の幅は約 5mm 程度であった。Fig. 2 に溶接継手の板厚中央部 (図中 1/2t

Table I. Chemical compositions (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Al, tot	B	Co
Base metal	0.01	0.54	0.85	0.024	0.005	11.1	16.78	2.01	0.076	0.002	0.0006	0.15
Weld metal	0.013	0.44	1.46	0.021	0.003	11.4	19.2	2.13	0.134	-	-	-

† 原稿受理 平成 12 年 1 月 21 日 Received Jan. 21, 2000

* 正 会 員 三菱重工業(株)長崎研究所 〒851-0392 長崎市深堀町, Nagasaki R&D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Fukahori-machi, Nagasaki, 851-0392

** 三菱重工業(株)神戸造船所 〒652-8585 神戸市兵庫区和田崎町, Kobe Shipyard & Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Hyogo-ku, Kobe, 652-8585

*** 正 会 員 電力中央研究所 〒201-8511 狛江市岩戸北, Central Research Institute of Electric Power Industry, Iwatokita, Komae, 201-8511

Table II. Mechanical properties.

Material	Temperature	0.2% offset yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Base metal	RT	251	573	62
	550°C	122	400	43
Weld metal	RT	499	653	48
	550°C	307	426	27

Fig. 1. Macrostructure of 316FR welded joint.

と表示) および板表面から板厚の $1/4$ の部分 (同 $1/4t$, $3/4t$) のビッカース硬さ計測結果を示す。溶接金属と溶接熱影響部 (HAZ; 硬さが母材よりも高くなっている領域) の境界より母材側に約 25mm はなれた位置までは一般母材部に比べ熱影響により硬くなっているのがわかる。なお、図中には後述の HAZ 試験片の採取位置を示している。Fig. 3 に光学顕微鏡組織を示す。図には溶接金属 (Fig. 3(a)), 溶接金属 / HAZ 境界 (Fig. 3(b)), HAZ ほぼ中央 (Fig. 3(c); 後述の HAZ 試験片 HAZ-2 の採取位置に対応) および母材部 (Fig. 3(d)) について示している。Fig. 3(b) の右側部分と Fig. 3(c) からわかるように HAZ の光学顕微鏡組織は位置による差はなく、母材

Fig. 2. Hardness distribution in 316FR welded joint.

(Fig. 3(d)) とほぼ同じ組織となっている。これは、例えば溶接施行時に曝される温度に依存して HAZ に粗粒域や細粒域等の異なった組織が生じる低合金鋼の場合と異なり、本鋼のようなオーステナイト単相鋼では溶接熱サイクル中に相分解を伴わないためである。母材および HAZ の光学顕微鏡組織がほとんど同じであるのに Fig. 2 に示したように硬さが異なる要因としては、溶接熱サイクル中に生じる析出形態や発生する熱ひずみおよびその繰返しによって生じる転位組織の違いが考えられるが、後述のように繰返しに伴って応力-ひずみ特性の差は小さくなることから、後者の方が主要因と考えられる。

3 試験方法および条件

Fig. 4 に試験片形状を示す。狭開先形状の溶接金属部の溶接線直角方向および材料特性の分布がある HAZ 部から試験片内の材料特性ができるだけ一様な試験片を採

(a) Weld metal

(b) Weld metal-HAZ boundary

(c) HAZ ($l=10\text{mm}$)

(d) Base metal

Fig. 3. Microstructure of 316FR welded joint.

Fig. 4. Geometry of miniature specimen.

取するために、試験片は試験部直径 2mm、平行部長さ 5mm、標点間距離 3mm のミニチュア試験片とした。

Fig. 5 に溶接継手部からの試験片採取位置を示す。採取位置は母材 (Fig. 5 中の記号 B)、HAZ 部 2 ヶ所 (同 HAZ-1, HAZ-2)、溶接金属部の溶接線方向 (同 WL) および溶接線に垂直方向 (同 WT) の計 5 ヶ所である。HAZ 部の試験片は、Fig. 2 に示した硬さ計測結果より、HAZ-1 については溶接金属部近傍より、また HAZ-2 については硬さが HAZ-1 と一般母材部との中間値になっている位置から採取した。なお試験片は図に示すとおりすべて供試材の 1/4t 部および 3/4t 部から採取した。

Fig. 6 にミニチュア試験片の高温低サイクル疲労試験状況を示す。試験片 (図中①) が小さく試験機のチャックに直接固定することは困難であったため、一端にめねじが加工され、他端がボタンヘッド形状の治具 (同②) を利用し、Fig. 4 に示した試験片のねじ部を治具のめね

Fig. 5. Location of specimen sampling.

① Specimen	④ Induction heating coil
② Specimen support jig	⑤ Thermocouple
③ Jig cooling tube	⑥ Strain measurement device

Fig. 6. Low-cycle fatigue test using miniature specimens.

じにねじ込み、ボタンヘッド部を試験機のチャックで固定した。また、試験片のねじ込み部はロックナットで固定した。ひずみ計 (同⑥) は一端に差動トランスをつけた通常の押しあて式のもので、標点間距離を小さくするため押しあて棒を細くする等の改良をした。加熱は高周波誘導加熱装置で行い、加熱コイル (同④) は一巻きとして変位計の押しあて棒が挿入される位置は円弧状に曲げてかわすようにした。また、この加熱コイルによる加熱だけでは、場合によっては標点中央部が標点の端部より低くなる傾向があったため、上記治具に冷却管 (同③) を取り付けこれに冷却水を流して治具を冷却することにより試験片の両端部の温度を下げ、標点中央が最高温度となり標点内の温度差が従来の通常サイズの試験片の標点内の温度勾配 (標点距離 15mm で温度差 5℃程度、温度勾配は 0.33℃/mm) と同等の約 1℃になるように調整した。試験片の温度は試験片の試験部とねじ部の間の 1mm 長さの円筒部に K 熱電対 (同⑤) を取り付け計測し、別途行った試験片温度分布計測試験で得られた上記円筒部と標点部の温度の関係を用いて標点部の温度を制御した。

試験条件は、試験温度が 550℃、ひずみ範囲が 1.4%, 1.0%, 0.7%, 0.5% の 4 条件、ひずみ速度が 0.1%/sec である。

4 試験結果および考察

4・1 ミニチュア試験片と通常試験片の試験結果の比較

Fig. 7 は母材および溶接金属 (L 方向) の低サイクル疲労強度について、今回のミニチュア試験片による試験結果と同一チャージ材の通常サイズ (直径 8mm、標点間距離 15mm) の試験片による試験結果⁶⁾の比較を示したものである。なお、溶接金属については本研究にて追加実施した。また、破損繰返し数 N_f は引張側のピーク応力が定常値から 25% 低下した繰返し数で定義した。ミニチュア試験片による試験結果は母材および溶接金属とも通常サイズの試験片による結果とほぼ同等の寿命となっており、寸法効果は認められずミニチュア試験片による疲労試験で、通常試験片と同等の結果が得られることが確認できた。

4・2 溶接部各部の疲労強度

Fig. 8 にひずみ範囲と破損繰返し数 N_f の関係を示す。全ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_t$ と破損繰返し数 N_f の関係 (Fig. 8(a)) をみると、ばらつきはあるが溶接部各部のうち溶接金属部の L 方向が最も寿命が長く、T 方向が最も短寿命となる傾向を示している。また、HAZ 部は硬さが異なってもほぼ同じ寿命となっており、母材と同等である。非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ と破損繰返し数 N_f の関係 (Fig. 8(b)) では母材、HAZ-2 および溶接金属 L 方向がほぼ同等で寿命が長く、HAZ-1 および溶接金属 T 方向がほぼ同等で寿命が短い。一般に非弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_{in}$ と破損繰返し数 N_f の関係では引張破断延性が高いほど寿命が長い⁷⁾ことから、HAZ-1 および溶接金属 T 方向の寿命が短いのは他の部分に比べて延性が低いためと考えられる。HAZ-1 が延性が低いのは溶接残留応力が高くすでに大きな予ひずみ (塑性変形) を受けているためであり、溶接金属 T 方向

の延性が低いのは負荷方向が柱状晶の成長方向に直角に近くなっており、不純物等が集まりやすい柱状晶と柱状晶の境界（結晶粒界に相当）面が垂直方向の力を受ける部分が L 方向に較べて多いためと思われる。弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_e$ と破損繰返し数 N_f の関係 (Fig. 8(c)) をみると溶接金属 L 方向が最も寿命が長く、その他の部位はほぼ同等である傾向を示している。一般に弾性ひずみ範囲 $\Delta \epsilon_e$ と破損繰返し数 N_f の関係では引張強度が高いほど寿命が長い⁷⁾ ことから、溶接金属 L 方向が寿命が長いのは引張強度が T 方向よりも高く、母材および HAZ がほぼ同等であるのは引張強度に対しては予ひずみの影響はないためと考えられる。

4・3 繰返し応力-ひずみ特性

Fig. 9 に母材、HAZ (1 および 2) および溶接金属 (L および T 方向) の繰返しに伴う応力範囲 $\Delta \sigma$ の変化をひずみ範囲別に示す。全般的に硬さが低い母材および HAZ-2 が繰返し硬化、硬さが高い溶接金属および HAZ-1 が繰返し軟化挙動を示している。なお、溶接金属部の L 方向と T 方向の繰返し軟化挙動はほぼ同じである。

Fig. 10 に繰返し数 $N = 1, 10, 100$, および 1000 サイクルにおける応力範囲の 1/2 (ピーク応力) と初期ビッカース硬さの関係を示す。なお、 $N = 1$ サイクルの場合は最初の引張負荷時の最大応力をプロットしている。図

からわかるように $N = 1$ サイクルでは、組織が異なる溶接金属をのぞいてピーク応力は硬さにほぼ比例する。しかしながら、繰返しが進むにつれて初期応力が高いものは軟化し、低いものは硬化して各部の差は小さくなる。これは Fig. 9 からわかる。繰返し初期には応力差が大きかった母材および HAZ が繰返しと共にその差が小さくなるのは、微視的構造例えば転位密度や配列等の定常状態が存在し、それぞれの材料が繰返しと共にこの定常状態に近づいていくためと考えられる。⁸⁾

Fig. 11 に $N = N_f/2$ サイクルにおける繰返し応力-ひずみ関係を示す。なお図中には $N = 1/4$ サイクルでの応力-ひずみ関係 (静的応力-ひずみ関係) を参考のため

(a) Base metal

(b) Weld metal

Fig. 7. Comparison of fatigue life between the miniature and conventional specimens.

(a) Total strain range-Nf relationship

(b) Inelastic strain range-Nf relationship

(c) Elastic strain range-Nf relationship

Fig. 8. High temperature low-cycle fatigue test results.

(a) $\Delta\epsilon_t = 1.4\%$

(b) $\Delta\epsilon_t = 1.0\%$

(c) $\Delta\epsilon_t = 0.7\%$

(d) $\Delta\epsilon_t = 0.5\%$

Fig. 9. Relationship between stress range and the number of cycles.

(a) $N=1$

(b) $N=10$

(c) $N=100$

(d) $N=1000$

Fig. 10. Relationship between stress range and initial hardness.

Fig. 11. Cyclic stress-strain relationships.

併せて示している。図からわかるように初期硬さが最も高かった HAZ-1 の繰返し応力-ひずみ関係が最も高いが、その他はほぼ同等の関係となっており、寿命中期の応力-ひずみ特性の差は小さい。

5 結 言

ミニチュア試験片を用いて 316FR の溶接部各部の高温低サイクル疲労試験を行い、各部の高温低サイクル疲労強度および繰返し変形特性を明らかにした。得られた結果は以下の通りである。

(1) 直径 2mm、標点距離 3mm のミニチュア試験片を用いて、標点内温度勾配が従来の通常試験片と同等で、座屈することなく破断までの試験が可能な高温低サイクル疲労試験方法を確立した。

(2) 従来の試験片とミニチュア試験片で、試験片断面中で特性が均一と考えられる溶接金属部および母材部より採取した試験片では、試験片形状による寿命の差は認められなかった。

(3) 溶接金属の T 方向は L 方向に比べて高温低サイクル疲労強度は低い。また、HAZ 部は初期硬さが異なっても高温低サイクル疲労強度はほぼ同じで、母材と同等

である。

(4) 溶接金属の応力-ひずみ特性およびその繰返しによる変化は L 方向および T 方向ともほぼ同じである。母材および HAZ については繰返し初期のピーク応力は硬さにほぼ比例するが、繰返しが進むに連れて差は小さくなる。

なお、本研究は通産省からの委託によって電中研が実施した「発電用新型炉技術確証試験」において実施されたものである。

参 考 文 献

- 1) Y. Asada, M. Ueta, T. Kanaoka, M. Sukekawa and T. Nishida, ASME PVP-Vol.230, Stress Classification, Robust Methods, and Elevated Temperature Design, ASME, 61 (1992).
- 2) M. Ueta, K. Ohno, Y. Yamashita, S. Maruyama and T. Satoh, SMiRT 13 Transactions, Vol.13 Dev.E, E263 (1995).
- 3) T. Nishida, M. Ueta, S. Ninobe, M. Sukekawa, H. Hirayama and Y. Asada, ASME PVP-Vol.262, High-Temperature Service and Time-Dependent Failure, ASME, 175 (1993).
- 4) H. Kaguchi, H. Koto, T. Fujioka, K. Taguchi and M. Sukekawa, ASME PVP-2, Fatigue and Fracture Vol.1, ASME, 305 (1996).
- 5) T. Otani, H. Wada, H. Koto and T. Fujioka, ASME PVP-Vol. 365, Fatigue, Fracture, and High Temperature Design Methods in Pressure Vessels and Piping, ASME, 257 (1998).
- 6) Y. Takahashi, ASME PVP-Vol.365, Fatigue, Fracture, and High Temperature Design Methods in Pressure Vessels and Piping, ASME, 207 (1998).
- 7) 例えば、日本機械学会, “金属材料疲労強度の設計資料Ⅳ 低サイクル疲労強度”, 第 3 章第 4・3 節 (1983).
- 8) 例えば、横堀武夫, “材料強度学 第 2 版”, 第 11 章 (1974) 岩波書店.