W含有 9Cr フェライト系耐熱鋼溶接継手のクリープ特性*

森本 裕**, 大北 茂**, 櫻井 英夫***

Creep Rupture Properties of Welded Joints of W Containing 9Cr Ferritic Heat Resistant Steel*

by Hiroshi MORIMOTO**, Shigeru OHKITA** and Hideo SAKURAI***

The creep rupture properties of 9Cr-Mo-W welded joints were studied. The creep rupture property of HAZ was also studied by means of simulated HAZ subjected PWHT (Post Weld Heat Treatment). The effect of W on creep rupture strength of welded joint was discussed.

The creep rupture tests of GTA welded joint were conducted. The longest stress rupture time is about 20000 hours. In the creep rupture test, the welded joints ruptured in the base metal at higher applied stresses, while they ruptured in the fine grained HAZ adjacent to the base metal with low ductility at lower applied stresses.

When the welded joints ruptured in the base metal, the creep rupture strength was as high as that of the base metal. However, when the welded joints ruptured in HAZ, the creep rupture strength of welded joints was lower than that of the base metal. The crack which occurred in HAZ was Type IV cracking which tends to occur in the welded joints of ferritic heat resistant steel.

In the creep rupture test, the simulated HAZ heated up to a temperature around Ac1 and Ac3 temperatures gave lower creep rupture strength than that of the base metal. Especially the simulated HAZ heated up to Ac3 temperature gave the lowest creep rupture strength. The Type IV cracking owes to the fine grained HAZ.

The comparison of creep rupture strength of welded joints between 9Cr-Mo-W and 9Cr-Mo-Nb-V (Mod. 9Cr-Mo) indicated that W improved the creep rupture strength of welded joint as well as base metals.

Key Words: 9Cr-Mo-W steel, 9Cr-1Mo-Nb-V steel, welded joint, creep rupture strength, HAZ

1. 緒 言

火力発電効率の向上による省エネルギーを目的として、蒸気温度および蒸気圧力を高めた、超々臨界圧ボイラの研究開発が国内外で行われている。この超々臨界圧ボイラの開発には、その使用条件に耐えうる高強度耐熱鋼の開発が不可欠である。超々臨界圧ボイラに適用される耐熱鋼として主に、フェライト系耐熱鋼とオーステナイト系耐熱鋼とがある。これらのなかで、9Cr系の耐熱鋼に代表される高Crフェライト系耐熱鋼は、オーステナイト系耐熱鋼に比べ、熱膨張係数が小さく、また応力腐食割れ等の問題も少なく、高温プラントへの適用に適している。しかし、高温強度の面ではオーステナイト系耐熱鋼に比べて一歩譲るところがあった。これらを背景に開発された Mod. 9Cr-1Mo鋼は、Nb および V の炭窒化物で析出強化した 9Cr-1Mo-Nb-V フェライト系耐熱鋼である¹⁾。さらに近年、Mo の一

部をWに置き換えた、オーステナイト系耐熱鋼に匹敵するクリープ破断強度を有する、9Cr-Mo-W 耐熱鋼が開発され^{2,3,4)}、この耐熱鋼の超々臨界圧ボイラへの適用が検討されている。

しかし、溶接構造物としての超々臨界圧ボイラを考えた場合、9Cr-Mo-W 鋼の特性に見合う溶接材料の開発とその溶接部の特性の把握とは、この 9Cr-Mo-W 鋼を適用する上で不可欠な課題である。ところで、フェライト系耐熱鋼の溶接部の特性の検討課題の一つとして、溶接継手のクリープ試験において発生する TYPE IV 型の破断がある^{5,6,7,8)}。TYPE IV 型の破断とは溶接熱影響部 (Heat Affected Zone; 以後 HAZ と記す) の細粒域で発生するき裂・損傷で、大きな変形を伴わずに、母材のクリープ破断強度より低応力で破断する。この TYPE IV 型の原因としては HAZ 細粒域における、回復軟化の著しいフレッシュマルテンサイトの生成⁹⁾、微細析出物の変化⁹⁾、 $M_{23}C_6$ の球状化¹⁰⁾、析出物の粗大化¹¹⁾あるいは、溶接熱影響を受けた析出物の球状化とマトリックスとの整合歪の減少⁸⁾等によるクリープ破断強度の低下などの報告がある。しかし、何れも主に HAZ の組織的な観点から検討を加えられたものである。ところが、実際の溶接継手はクリープ特性の異なる母材、HAZ および溶接金属が連続的に組み合わせられ構成されており、このような不均一体である溶接継手として

*原稿受付 平成 9 年 3 月 24 日 平成 8 年 5 月溶接冶金研究委員会で発表

**正 員 新日本製鐵㈱ Member, Nippon Steel Corporation

***正 員 新日本製鐵㈱(現: 日鉄防蝕㈱) Member, Nippon Steel Corporation (Present Address: Nittetsu Corrosion Prevention Co., Ltd.)

の観点からの検討は少ない^{12,13)}。

そこで本報告では、TYPE IV型の破断機構を解明する目的で、主として 9Cr-Mo-W 鋼を母材として用いて、溶接継手の観点から検討を加えた結果を報告する。

2. 母材および溶接方法

2.1 溶接継手のクリープ破断試験

Table 1 は用いた母材及び溶接金属の化学組成である。母材は 9Cr-Mo-W フェライト系耐熱鋼である。溶接材料は母材と共金系の溶接材料である¹⁴⁾。溶接金属の δ フェライトの生成を防ぎ靱性を確保する目的で W を母材より若干低めにおさえ、且つ Ni を添加している。また、Mn, Si および V は溶接性、作業性および組織調整の目的で溶接材料用に調整してある。用いた溶接方法は GTAW である。

Table 2 Welding conditions for GTAW.

Welding Current	(A)	: 200
Welding Voltage	(V)	: 9-11
Welding Speed	(mm/sec)	: 1.7
Heat Input	(kJ/sec)	: 1.08 - 1.32
Diameter of Filler Wire	(mm)	: 1.6
Preheat and Interpass Temperatures	(K)	: 423 - 473

Fig. 1 Groove geometry for GTAW.

Table 2 は溶接条件を示す。溶接後熱処理 (Post Weld Heat Treatment: 以後 PWHT と記す) は 1013 K および 1033 K で 2 から 4 時間の条件で行った。また、開先形状を Fig. 1 に示す。クリープ試験はシングルタイプおよびバネ式マルチタイプ試験機を用いて行った。試験片は、Fig. 2 に示すように、試験片平行部の中央で溶融線が交わるように採取された、平行部直径 6 mm、標点距離 30 mm のマルチタイプクリープ破断試験片である。

2.2 再現 HAZ 試験方法

溶接継手のクリープ破断強度に対して HAZ の特性が大きく影響をおよぼすと言われている^{5,6,7,8)}。そこで、HAZ のクリープ破断強度の特性を評価する目的で、Table 1 に示す 9Cr-Mo-W 鋼に種々の熱サイクルを付与した再現 HAZ 試験片を作成し、その組織の観察とクリープ破断強

Fig. 2 Geometry of specimen for creep rupture test and its position in welded joint.

Fig. 3 Geometry of specimen for simulated HAZ heat cycle test.

Table 1 Chemical compositions of 9Cr-Mo-W base metal and GTA weld metal (wt%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N
Base Metal (9Cr-Mo-W)	0.09	0.06	0.45	0.01	9.01	0.50	1.77	0.20	0.05	0.048
Weld Metal	0.08	0.21	0.96	0.32	9.01	0.49	1.58	0.11	0.05	0.025

Table 3 Conditions of heat cycle for simulated HAZ.

Maximum Temperature of Heat Cycle, T _M	(K)	: 973 - 1523
Holding Time at T _M	(sec)	: 0.5
Heating Rate	(K/sec)	: 1
T _M - 873 K Cooling Rate	(K/sec)	: 0.66 - 1.1

度の測定を行った。HAZ組織を再現するために従来は高周波加熱による急熱、急冷を行っていた⁸⁾。しかし、その場合は均熱域が狭くクリープ試験の平行部全域が再現熱サイクルを受けることが困難となる。そこで、今回は加熱・冷却速度は遅くなるがえて炉内加熱により熱サイクルを与えてHAZを再現した。今回用いた再現熱サイクル試験における加熱速度は実測の結果、1 K/sec、冷却速度は最高加熱温度 (T_M) - 873 K 間が平均で0.66~1.1 K/secであった。この加熱・冷却条件は通常行われる再現熱サイクル試験に比べて、一桁以上緩やかなものである。測温は同じ形状のダミー試験片の平行部表面に取り付けたR型熱電対により行った。再現熱サイクル試験の試験条件を Table 3 にまとめて示す。また用いた再現熱サイクル試験片の形状を Fig. 3 に示す。試験片に再現熱サイクルを付与した後、1033 K×2時間のPWHT相当の熱処理を行い組織の調整を行った。以後、このような再現熱サイクル+PWHT相当熱処理を受けた試験片を再現 HAZ 試験片と呼ぶ。

3. 溶接継手のクリープ特性

3.1 溶接継手のクリープ破断特性

Fig. 4 は GTAW 溶接継手のクリープ破断特性である。

破断時間は、試験温度が823 K および923 K の場合は最長約20000時間、873 K の場合は最長約10000時間である。Fig. 4 中、試験片の破断位置は記号で区別して表示してある。すなわち、▲および●は母材破断、△、○および□は HAZ 破断を示している。また図中の実線は母材である 9Cr-Mo-W 鋼のクリープ破断強度の平均値を示す³⁾。溶接継手のクリープ破断強度は、試験温度が823 K の場合、母材の平均値とほぼ同じ値を示す。試験温度が873 K の場合、約5000時間付

Fig. 4 Creep rupture strength of 9Cr-Mo-W GTA welded joint.

(a) Ruptured in Base Metal

(c) Ruptured in HAZ (Type IV Crack)

(b) Ruptured in Base Metal

(d) Ruptured in HAZ (Type IV Crack)

Fig. 5 Appearance and macrostructure of creep rupture specimen of 9Cr-Mo-W GTA welded joint after test.

- (a) Ruptured in base metal.
- (b) Ruptured in base metal.
- (c) Ruptured in HAZ (Type IV crack).
- (d) Ruptured in HAZ (Type IV crack).

近以降で母材の平均値を下回るようになる。さらに、試験温度が923 K の場合、500から1000時間以降で母材の平均値を下回るようになる。

破断位置は、試験温度が823 K の場合、応力が230～260 MPa 以上の場合には母材で、それ以下の応力では HAZ である。また、試験温度が873 K の場合、応力が175～200 MPa 以上では母材破断となり、それ以下の応力では HAZ 破断となっている。

Fig. 5 は、母材破断および HAZ 破断した試験片の外観およびそのマクロ断面を示す。母材で破断した場合、破断部は大きな塑性変形を伴い破断している。一方、HAZ で破断した場合、伸び、絞りとは低く低延性で破断している。この時の絞りとは10%以下である。また、HAZ での破断の場合、後に述べるように破断位置は HAZ の中でも母材に近い細粒域である。この HAZ での破断形態は TYPE IV 型の破断と呼ばれ、フェライト系耐熱鋼の溶接継手に見られる破断形態である^{5,6,7,8)}。Fig. 4 から、本実験における 9Cr-Mo-W 鋼の溶接継手のクリープ試験においては、溶接継手は高応力の場合には母材破断、低応力の場合には HAZ で TYPE IV 型の破断をするといえる。また、母材破断から TYPE IV 型の破断に移行する境界の応力は、試験温度が高くなるほど低応力になっている。

3.2 Larson-Miller Parameter による整理

Fig. 6 は Fig. 4 のデータを Larson-Miller Parameter (以後 LMP と記す) で整理したものである。定数は36を用いている。Fig. 4 と同じく、記号で破断位置を区別して表示

Fig. 6 Creep rupture strength of 9Cr-Mo-W GTA welded joint as a function of LMP (C=36).

してある。また図中の実線は母材のクリープ破断強度の平均値である⁹⁾。溶接継手のクリープ試験における破断位置は、LMP により明瞭に異なっている。すなわち LMP の値が約33000から34000以下では母材破断で、この場合のクリープ破断強度は母材単体の場合の値と一致している。LMP がそれ以上になると HAZ 破断となり、この場合のクリープ破断強度は LPM の増加と共に母材単体のクリープ破断強度からの低下量が大きくなる。すなわち、溶接継手は TYPE IV 型の破断を起こす領域で母材に対してクリープ破断強度の低下が起こることがわかる。

3.3 破断部の組織

Fig. 7 は、TYPE IV 型の破断をした溶接継手の破断部近傍のミクロ組織を示す。破断は3.1で述べたように HAZ の中で母材よりの細粒域で生じている。破断部近傍には粒界にミクロボイドが多数生成し、これがつながり破断に至っている。Fig. 7 には、溶接金属をはさんで破断位置と反対側の HAZ のミクロ組織も併せて示してあるが、HAZ の母材よりの細粒域に破断位置と同様のミクロボイドが生成している領域が溶融線と平行に帯状にある。このミクロボイドが発生している領域の溶融線からの距離は約1.5から1.8 mm の位置で、破断位置の溶融線からの距離とはほぼ一致している。すなわち、9Cr-Mo-W 鋼の溶接継手においても TYPE IV 型で破断する場合は、従来のフェライト系耐熱鋼と同様に破断は HAZ の特定の領域で起こっている。

3.4 溶接継手破断位置の最高加熱温度

GTAW 溶接継手の HAZ の最高加熱温度を知る目的で、溶接中の HAZ の温度変化を測定した。Fig. 8 はその結果を示す。温度測定は、Fig. 8 左下の図に示すように、先端の開先面からの距離がそれぞれ1, 2, 3, 4, 5および6 mm の位置に合計6本の穴をドリル加工で作成し、その中に R 型熱線対を挿入して各位置での溶接中の温度変化を测温した。溶接は合計18パス行い全溶接パスの熱サイクルを测温した。板厚方向の测温位置は板厚の中央である。Fig. 8 右下の図は、この測定の結果得られた GTAW 溶接時の各测温位置の最高温度を示したものである。熱分析で求めた母材の A_{C1} は約1103 K、 A_{C3} が約1153 K であるため、溶融線から約1.8から2.2 mm 程度の位置がちょうど A_{C1} から A_{C3} 近傍に加熱されたことになる。この温度測定結果と、TYPE IV 型で破断した試験片のミクロ組織観察の結果とから、TYPE IV 型の破断は、溶接熱サイクルにより A_{C3} 近傍に加熱された混粒域から細粒域（以後まとめて細粒域と呼ぶ）で起こっている。これは従来からいわれている、2.25Cr および 9Cr 系のフェライト系耐熱鋼の破断位置と一致している^{5,7,8)}。

Fig. 7 Microstructure of creep rupture specimen of 9Cr-Mo-W GTA welded joint which ruptured in HAZ.

Fig. 8 Distribution of maximum temperature in HAZ of 9Cr-Mo-W GTA welded joint.

4. 再現 HAZ 試験

3.4で述べたように GTAW 溶接継手のクリープ試験では, TYPE IV型の破断を起こす位置は, 溶接により A_{C3} 近傍の温度に加熱された領域である. そこで, 再現熱サイクルにより HAZ の組織を再現し, その組織のクリープ特性を検討した.

4.1 再現 HAZ 試験片の組織

Fig. 9 は再現 HAZ 試験片の組織を示す. 受け入れまま + PWHT 相当の熱処理を受けた母材 (以後 PWHT 母材と呼ぶ) の組織も併せて示してある. 再現熱サイクル加熱温度 (以後加熱温度と呼ぶ) が A_{C1} 直下の 1073 K の場合, 組織は若干粗粒化しているが PWHT 母材とほぼ同じ焼き戻しマルテンサイト組織である. 加熱温度が 1173 K の場合は混粒組織となっている. これは, 再現熱サイクル処理および PWHT 相当熱処理の 2 回の熱サイクルで過度に焼き戻されたマルテンサイトと, A_{C3} 以上の温度で一旦オーステナイト化した後に冷却により再度変態したマルテンサイトが PWHT 相当熱処理により焼き戻された焼き戻しマルテンサイト (以後焼き戻しフレッシュマルテンサイトと呼ぶ) との混合組織であると考えられる. 1173 K は A_{C3} 以上の温度であるため, 本来ならばこの温度で完全にオーステナイトに変態し, 完全な焼き戻しフレッシュマルテンサイト組織になるはずであるが, 今回の試験片では混合組織を

呈している. この理由は, 加熱時の変態の遅れ等が考えられるが不明である. さらに加熱温度が高い 1473 K の場合, 組織は完全な焼き戻しフレッシュマルテンサイト組織となっている.

Fig. 10 は, 各加熱温度と再現 HAZ 試験片の硬さの関係を PWHT 相当熱処理前の硬さと併せて示す. PWHT 相当熱処理をしていない試験片では A_{C1} 近傍の約 100 K 付近で最も軟化している. これは, 再現熱サイクルによる焼き戻しと, フレッシュマルテンサイトの生成による硬化とによるものと考えられる. すなわち, 1100 K 以下では再現熱

Fig. 10 Effect of maximum heating temperature on hardness of 9Cr-Mo-W simulated HAZ.

Fig. 9 Microstructure of 9Cr-Mo-W simulated HAZ after PWHT.

サイクルによるマルテンサイトの焼き戻し効果で、加熱温度が上昇するにつれて硬度が低下すると考えられる。一方、加熱温度が A_{C1} 以上の温度である 1103 K 以上では、部分的に変態したオーステナイトが冷却時に、硬度の高いフレッシュマルテンサイトに再変態する。このフレッシュマルテンサイトの生成により加熱温度が約 1100 K 以上の場合には、再現 HAZ 試験片の硬度が上昇したものと考えられる。その後、加熱温度の上昇と共に硬度も上昇するが、加熱温度が約 1270 K 以上では硬度の上昇は飽和している。

一方、PWHT 後には A_{C3} 近傍の 1173 K 付近で最も軟化している。これは、先の再現熱サイクルにより生成したフレッシュマルテンサイトが PWHT により焼き戻しされたための硬度低下が影響しているものと考えられる。

Fig. 11 は Fig. 8 の GTAW 溶接継手の A_{C1} から A_{C3} 近

Fig. 11 Microstructure of HAZ in 9Cr-Mo-W GTA welded joint.
(PWHT : 1033 K for 2 hours)

Fig. 12 Distribution of hardness across 9Cr-Mo-W GTA welded joint.

傍の組織である。明瞭な混粒域は確認できないが、再現 HAZ 同様の微細な組織が認められる。また Fig. 12 はその溶接継手方向の硬さ分布を示す。再現 HAZ 試験では加熱・冷却速度が実際の速度より遅いため組織変化の程度が異なることが考えられるが、Fig. 11 および 12 から組織および硬度を比較して、再現 HAZ 試験はおおむね HAZ を再現できていると考えられる。

4.2 再現 HAZ 試験片のクリープ破断強度

再現熱サイクルにより作成した再現 HAZ 試験片から、平行部直径 6 mm、標点距離 30 mm のクリープ破断試験片を作成しクリープ破断強度を測定した。試験にはバネ式マルチタイプクリープ試験機を用いた。試験温度は溶接継手の破断位置が母材から HAZ に 1000 から 3000 時間で移行する 873 K を採用した (Fig. 4 参照)。Fig. 13, 14 は各再現 HAZ 試験片のクリープ破断強度を示す。Fig. 14 中には、実線で母材の平均値を併せて示す³⁾。PWHT 母材のクリープ破断強度は母材のクリープ破断強度とほぼ同じで、PWHT による著しい強度低下は見られない。一方、Fig. 13 から明らかにように熱サイクルを受けた再現 HAZ 試験片のクリ

Fig. 13 Creep rupture strength of 9Cr-Mo-W simulated HAZ.

Fig. 14 Creep rupture strength of 9Cr-Mo-W simulated HAZ.

一ブ破断強度を比較すると、再現熱サイクル試験における加熱温度が1173 Kの場合のクリーブ破断強度が最も低い。この温度は、GTAW 溶接継手 HAZ の温度測定の結果から推察した破断位置の溶接熱サイクルによる最高加熱温度域とはほぼ一致している。また、Fig. 9 の加熱温度が1173 K の再現 HAZ 試験片の組織と Fig. 7 のクリーブ破断試験片の破断部の組織とを比較しても、光学顕微鏡レベルではほぼ同じ細粒組織を呈している。これらのことは、 A_{c3} 近傍に加熱された細粒域のクリーブ破断強度がもっとも低く、かつその位置で破断していることを示している。

しかし、この1173 K 再現 HAZ 試験片のクリーブ破断強度は、溶接継手のクリーブ破断強度のように途中から低下するのではなく、Fig. 14 が示すように、全試験時間域で母材強度よりも低い傾向を示す。今回用いた再現 HAZ 試験片は、先に述べたように実際の溶接熱サイクルに比べて加熱・冷却速度が一桁以上小さく、熱サイクルによる組織変化(時効、変態)は加速されていると考えられる。そのため、母材に対する特性の変化も同様に、実際の溶接熱サイクルのものに比べて加速されている可能性がある。しかし、今回の実験の結果からは、クリーブ破断強度が急激に低下する傾向は見られない。また、破断時の伸びは約30%で、TYPE IV型の破断時のような10%以下の低延性ではない。

4.3 考察

3.1および3.2で述べたように、溶接継手は低応力の試験条件においてTYPE IV型の破断を起こす。また、TYPE IV型の破断の場合、その破断位置は溶接熱サイクルにより A_{c3} 近傍に加熱された領域で発生している。一方、再現 HAZ 試験においても同様に、 A_{c3} 近傍に加熱された細粒域を示す再現 HAZ 試験片が最もクリーブ破断強度が低い結果が得られた。しかし、1173 K の再現 HAZ 試験片のクリーブ破断強度は母材に比べて全体的に低く、溶接継手のように時間の経過に伴い徐々に母材強度から低下する傾向は見られず、必ずしも再現 HAZ 試験片のクリーブ特性が溶接継手のそれと一致しているとは言えない。この理由として以下のことが考えられる。

Fig. 7 のミクロ組織、Fig. 8 の測温結果および Fig. 12 の溶接部の硬度分布が示すように、 A_{c3} 近傍に加熱された領域の厚さは1 mm 以下で、クリーブ試験片の平行部直径(6 mm)に対して非常に小さい。溶接継手の静的引張試験において母材の引張強度に比べて溶接金属の引張強度の方が低い場合でも、その溶接金属の厚さが母材の幅や厚さに比べて十分小さい場合には、母材の拘束により継手としての強度が向上することが知られている¹⁵⁾。今回の溶接継手のクリーブ試験の場合においても、同様のことが言えるものと考え、クリーブ歪み速度の大きい高応力の試験条件においては、クリーブ破断強度の高い母材や硬化した HAZ の粗粒域の拘束により、母材と同等のクリーブ破断強度が得られる。しかし、クリーブ歪み速度の小さい低応力の試験

条件では、HAZ 中の溶接熱サイクルにより A_{c3} 近傍に加熱された低クリーブ破断強度域のクリーブ破断強度が律速となり、HAZ での破断に移行するのではないかと考えられる。

今回用いた GTAW 溶接金属は、LMP が33000 から34000 以下の試験条件では、9Cr-Mo-W 鋼の母材クリーブ破断強度と同等かそれ以上のクリーブ破断強度を有する¹⁴⁾。そのため、LMP が約33000 から34000 以下では溶接継手は母材で破断する。しかし、溶接金属のクリーブ破断強度が母材のクリーブ破断強度に比べて低い場合は、高応力の試験条件では溶接金属での破断が予想される。

さらに溶接継手の静的引張試験においては、軟質継手において軟質部で破断する場合、軟質部の本来の延性に比べて低延性で破断することが報告されている¹⁵⁾。溶接継手のクリーブ試験でも、低強度部での破断において同様のことが言えるとなると、再現 HAZ 試験片のクリーブ試験においても、延性を示す軟質部が溶接継手の場合には低延性を示すことも考えられる。

また、上記のように溶接継手のクリーブ破断強度が、静的強度と同様に、HAZ のクリーブ破断強度の低下域の厚さの影響を受けるとすると、相対厚さのより小さい実構造物では、溶接継手のクリーブ破断強度に及ぼす HAZ のクリーブ破断強度の低下域の影響はより小さくなると推定できる。

4.4 溶接継手クリーブ破断強度に及ぼすWによる母材の高強度化の影響

4.3 までの検討はWを含有する9Cr-Mo-W 鋼の溶接継手について行った。9Cr-Mo-W 鋼は、Moの一部をWに置き換えることにより、クリーブ破断強度を向上させている^{2,3,4)}。しかし、4.3 までに述べたように、低応力でのクリーブ破断試験においては、溶接継手のクリーブ破断強度が HAZ のクリーブ破断強度が低下している領域に律速される。もし、この領域のクリーブ破断強度がWの添加によるクリーブ破断強度の向上の効果が得られていない場合、W添加による溶接継手としてのクリーブ破断強度は向上効果は得られないことになる。そこで、次にWを添加していない、9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の溶接継手のクリーブ破断特性との比較を行った。

まず、同じくTYPE IV型の破断をすると言われている⁶⁾9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の溶接継手に対してもLMPで整理し、その破断特性の変化を検討した。

Fig. 15 は、Table 4 に示す組成の9Cr-1Mo-Nb-V 鋼のGTAW 溶接継手のクリーブ特性をLMPで整理した図である。定数は36を用いている。母材のクリーブ破断強度は、ORNL(オークリッジ国立研究所)により提案された9Cr-1Mo-Nb-V 鋼のクリーブ破断強度の平均値¹⁶⁾とほぼ同等である。また溶接時のPWHT 条件は1013 K で1あるいは8.4時間である。

Table 4 Chemical compositions of 9Cr-1Mo-Nb-V steel and weld metal (wt %).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
9Cr-1Mo-Nb-V steel	0.08	0.26	0.45	-	8.89	0.95	0.22	0.08	0.066
Weld Metal	0.05	0.23	0.35	0.16	9.12	0.92	0.21	0.07	0.031

Fig. 15 Creep rupture strength of 9Cr-1Mo-Nb-V welded joint as a function of LMP(C=36).

Fig. 16 Comparison between creep rupture strength of 9Cr-Mo-W simulated HAZ and that of 9Cr-1Mo-Nb-V simulated HAZ.

9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の溶接継手のクリープ破断強度は、9Cr-Mo-W 鋼の場合と同様に LMP が約32000から34000 より大きくなるにつれて、実線で示される母材の平均値¹⁶⁾より低下し始める傾向が見られる。このことから、同じく TYPE IV型の破断をする 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼溶接継手においても、軟質継手の効果による破断位置の移行が見られると考えられる。

次に、9Cr-Mo-W 鋼溶接継手と 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼溶接継手の比較を行った。Fig. 16 は加熱温度が1173 K の場合の 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼と 9Cr-Mo-W 鋼の再現 HAZ のクリープ破断強度を比較したものである。9Cr-1Mo-Nb-V 鋼においても1173から1223 K の再現 HAZ が最もクリープ破断強度が低いことが報告されている⁹⁾。Fig. 16 中の 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の再現 HAZ 試験片は高周波加熱により作成されたものである。Fig. 16 から、9Cr-Mo-W 鋼の1173 K 再現 HAZ 試験片のクリープ破断強度は 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼のそれに比べて強度が高いことがわかる。土田らも同様に、W添加鋼の再現 HAZ 試験片のクリープ破断強度がW無添加鋼に比べて高いことを報告している¹⁷⁾。土田らはこの理由について、W添加により Nb の VN への固溶量が増加し、その結果析出強化が向上しているためであると推定している。

先に述べたように、低応力の試験条件での溶接継手のク

Fig. 17 Comparison between creep rupture strength of 9Cr-Mo-W welded joint and that of 9Cr-1Mo-Nb-V welded joint.

リープ破断強度が、HAZ の細粒域の低クリープ破断強度領域の影響を受けるとすると、Fig. 16 が示すように、この領域のクリープ破断強度のより高いWを含有する 9Cr-Mo-W 鋼の方が、9Cr-1Mo-Nb-V 鋼より高いクリープの特性を有することになる。また、試験条件が低応力の領域においては、溶接金属のクリープ破断強度が母材に比べて高い場合には、先に述べたように、母材のクリープ破断強度が

溶接継手のクリープ破断強度に反映されるため、何れの破断時間においても 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の溶接継手に比べて W 添加の 9Cr-Mo-W 鋼の溶接継手のクリープ破断強度は長寿命側の特性を有することになる。Fig. 17 は 9Cr-Mo-W 鋼の溶接継手と 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の溶接継手のクリープ破断強度を比較したものである。図中、実線は 9Cr-Mo-W 鋼、破線は 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼のクリープ破断強度の平均値である^{3,16)}。9Cr-1Mo-Nb-V 鋼溶接継手に比べて W を含有する 9Cr-Mo-W 鋼溶接継手の方が破断寿命で約一桁長寿命である。

すなわち、TYPE IV 型の破断を起こす溶接継手のクリープ破断強度を考えた場合においても、W 含有による母材の強度向上の効果が有効であるといえる。

5. ま と め

W を添加した高 9Cr フェライト系耐熱鋼の溶接継手の 10000~20000 時間までのクリープ破断試験のデータをもとに、その特性を検討した。その結果、以下のことが明らかになった。

- ① 9Cr-Mo-W 鋼 GTAW 溶接継手のクリープ試験における破断位置は、試験条件が高応力の場合は母材である。そのときのクリープ破断強度は、母材と同等の値を示す。一方、試験条件が、低応力の場合は破断位置は母材よりの HAZ の細粒域で起こる。この場合の、クリープ破断強度は母材のそれに比べて低下する。また、母材破断から HAZ 破断に移行する応力は、今回の実験の範囲では試験温度が高くなるほど低応力になる。
- ② HAZ で破断する場合、フェライト系の耐熱鋼で起こるいわゆる TYPE IV 型の破断をする。
- ③ TYPE IV 型で破断した場合の破断位置は溶接熱サイクルにより A_{c3} 近傍の細粒域に加熱され、クリープ破断強度が低下した領域である。そのときの最高加熱温度は再現 HAZ 試験の結果では約 1173 K である。
- ④ TYPE IV 型で破断した場合、溶接継手が低延性で破断するのは、③のクリープ破断強度低下部の存在と、この領域の厚さが小さいために起こる周囲の拘束の影響と考えられる。すなわち、高応力の試験条件では、HAZ の低クリープ破断強度の領域の厚さが試験片径に対して相対的に小さいため、クリープ破断強度の高い母材あるいは

HAZ 粗粒域の拘束により母材と同等のクリープ破断強度を示す。一方、低応力の試験条件では、HAZ 細粒域の低クリープ破断強度域の特性が律速となりいわゆる TYPE IV 型の破断を起こすと考えられる。この場合、周囲の拘束の影響により、低延性で破断すると考えられる。

- ⑤ 9Cr-Mo-W 鋼と 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼の溶接継手のクリープ破断強度を比較した場合、クリープ破断挙動は同様であるが、W の添加による母材のクリープ破断強度の向上効果は溶接継手に対しても反映されていた。

参 考 文 献

- 1) 増山：第133回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)，(1990)，p. 87.
- 2) 大神，荒木，直井，小川，保田，榎本，藤田：鉄と鋼，76(1990)，p. 1124.
- 3) H. Mimura, M. Ohgami, H. Naoi and T. Fujita: Materials for Advanced Power Engineering 1994, Liege, Belgium, October 1994, p. 361.
- 4) 藤田：鉄と鋼，Vol. 76 (1990)，No. 7，p. 13.
- 5) W. Chan, R.I. McQueen, J. Prince and D. Sidey: PVP-Vol. 221, Service Experience in Operating Plants. ASME, U.S.A., (1991)，p. 97.
- 6) W.M. Ham and B.S. Greenwell: ECSC Information Day, The Manufacture and Properties of Steel 91 for the Power Plant and Process Industries, Dusseldorf, Germany, November 1992.
- 7) 中代，木原，北川：学振123委員会研究報告 Vol. 34 (1993)，p. 31.
- 8) 土田，岡本，徳永：溶接学会論文集，Vol. 13，No. 4(1955)，p. 573.
- 9) 伊勢田，榎木，吉川：鉄と鋼，Vol. 77，No. 4，p. 582.
- 10) Z.L. Tian, C. Coussemment, M. De Witte and M. Stee: Int. J. Pressure Vessels and Piping, 46 (1991)，p. 339.
- 11) 小嶋，梶田，谷，曾田，田中：CAMP-ISIJ，Vol. 5(1992)，p. 2036.
- 12) 土田，櫻井，岡本，徳永：溶接学会論文集，Vol. 2(1995)，No. 4，p. 579.
- 13) 橋本，小山，佐藤，田村：材料，Vol. 44(1995)，No. 496，p. 11.
- 14) T. Tanaka, H. Sakurai, H. Morimoto and T. Miyake: Materials for Advanced Power Engineering 1994, Liege, Belgium, October 1994, p. 395.
- 15) 佐藤，豊田：溶接学会誌，第40巻(1971)，第9号，p. 885.
- 16) C.R. Brinkman, D.J. Alexander and P.J. Maziasz: ASME/IEEE Power Generation Conference, Boston, October 1990.
- 17) 土田，津田，徳永：鉄と鋼，Vol. 82 (1996)，No. 6，p. 68.