2.25Cr-1Mo-V 鋼溶接金属のクリープ破断寿命予測方法の検討*

菅 哲男**, 中川 武**, 宮北 歩**, 山下 賢***, 坂田 幹宏***

Research on Creep Rupture Life Prediction for 2.25Cr-1Mo-V Weld Metal*

by SUGA Tetsuo**, NAKAGAWA Takeshi**, MIYAKITA Ayumu**, YAMASHITA Ken*** and SAKATA Mikihiro***

Creep tests of 2.25Cr-1Mo-V steel weld metal, which was made with tandem submerged arc process, were conducted. Temperature and stress levels for the creep tests were chosen so as to lead to short-time rupture of about 1,000 hours. Three creep prediction methods, such as Monkman-Grant law, Modified θ Projection and Ω method, were applied to each obtained creep curve. All three methods were proved to be practical for weld metal as well as base material. On the other hand, in the aspect of the perdition from early-stage, the Monkman-Grant law was proved to be most effective in this research. The equation, obtained in this study, was applicable also to 2.25Cr-1Mo weld metal containing various amounts of V, Nb, B, and W.

Key Words: Weld metal, 2.25Cr-1Mo-V steel, Creep, Creep resistant steel, Life prediction, Minimum creep rate, Monkman-Grant law, Modified θ projection, Ω method

1. 緒 言

近年、地球環境保護が求められる社会情勢において、発電効率の向上およびCO₂排出削減を目的として、火力発電の高温・高圧化が進んでいる。タービン・ボイラなどは高温・高圧環境に曝されることから高温特性、特に高い耐クリープ特性に優れたCr-Mo鋼が用いられてきた¹⁾。また、高温強度、耐水素侵食性に優れる2.25Cr-1Mo-V鋼は、石油精製リアクタの材料として広く利用されており²⁾、クリープ特性に関する研究は鋼材³⁻⁵⁾および溶接材料⁶⁻⁸⁾について種々検討されている。このような高温・高圧化で問題となるクリープ現象は、時間依存の変形であり、補修または交換時期を推定する目的で、古くからクリープ破断寿命の予測が広く研究されている^{9, 10)}。

クリープ破断寿命を予測する手法として、鋼材に関してクリープ変形挙動から寿命を予測するMonkman-Grant則¹¹⁾、修正 θ 法^{12, 13)}、 Ω 法¹⁴⁾など種々の寿命予測法が提案されている。Monkman-Grant則は、最小クリープ速度から破断寿命を予測する経験則で、多くの材料でこの関係性が成り立つことが確認されている。ただし、クリープ曲線が歪む場合は予測が大きく外れる場合もあり、現在は改良法が提案されている^{15, 16)}。修正 θ 法は、ひずみ-時間線図を減速項および加速項に分け、指数関数で数式化する手法である。定数が多く、解析がやや

複雑でありパラメータの物理的意味が曖昧であるが、予測精度が高く、長時間の外挿が可能である。 Ω 法は、ひずみ速度-ひずみ線図の加速クリープ域において、ひずみ速度の増大量が一定となることを利用した予測法であり、遷移クリープ域が長くなると、実測値と予測値の誤差が大きくなる。いずれも、ひずみ-時間線図として得られたクリープ曲線をパラメータ化することで、クリープ破断寿命を外挿している。

溶接部のクリープに関しては、2009年にASME Sec. VIII Div. 2¹⁷⁾が改訂され、2.25Cr-1Mo-V鋼に対して、クリープ破断特性が要求される設計温度が470℃以上から440℃以上となった。そのため、多くの機器の溶接金属に対して、540℃-210 MPaの試験条件で破断時間900時間超の耐クリープ性能が求められている。一方、上述の如くクリープ変形挙動からのクリープ破断寿命予測は、鋼材について種々研究されているが、溶接金属に関してのものはほとんど見当たらない。

そこで、本研究では2.25Cr-1Mo-V鋼溶接金属について、ASME Sec. VIII Div. 2 (2009)で要求される900時間を基準として、1000時間程度の寿命をより早期に予測できないかという観点から、鋼材で用いられる各種クリープ破断寿命予測法の溶接金属への適用性を調査するとともに、最適な予測方法について検討した。

2. 試 験 方 法

2.1 試験片の作製方法

溶接金属から試験片を採取するため、2.25Cr-1Mo-V鋼を基準とした9種類(No. A~I)のソリッドワイヤおよびボンドフラックスを組み合わせたサブマージアーク溶接で溶接試験材を作製した。使用した9種類のソリッドワイヤは、2.25Cr-1Mo-V鋼を基準としてV, Nb, BおよびWの化学成

*受付日 平成24年4月23日 受理日 平成24年7月26日 平成23年度春季全国大会で発表、平成24年1月第206回溶接冶金研究(委)で発表

**正 員 神鋼溶接サービス株式会社 Member, Shinko Welding Service Co., Ltd

***正 員 株式会社神戸製鋼所 Member, Kobe Steel, Ltd

分を主に变化させ、母材はすべて 2.25Cr-1Mo 鋼板 (ASTM A 387 Gr. 22) とした。Table 1 および Fig. 1 に溶接条件を示す。溶接は、タンデム サブマージアーク溶接機を用い、入熱を 3.7 kJ/mm とし、6 層 12 パスの多層盛溶接を行った。また、開先形状はルート間隔 25 mm、ベベル角度 5° の V 開先とした。なお、溶接後、試験材は 705°C で 32 時間の溶接後熱処理を施した。Table 2 に、溶接金属の化学成分を示す。化学成分は、No. A, C および E において、ASME Sec. VIII Div. 2 (2009) に規定されている 2.25Cr-1Mo-V 鋼溶接金属の成分と合致する。No. B, D および F~I は、規格の成分範囲を超えるか、規格外の成分が添加されている。

Table 1 Welding procedures for preparing weld test specimens.

Base metal	ASTM A387 Gr.22 (2.25Cr-1Mo steel)
Welding material	Trial SAW welding consumables for 2.25Cr-modified steel (9 kinds)
Welding condition	Leading: 580 A(AC)-30 V-60 cm/min Trailed: 600 A(AC)-32 V-60 cm/min
Preheat & Interpass Temp.	200 - 220 °C
Pass sequence	6 Layers 12 passes
PWHT	705 °C for 32 h

(a) Groove preparation

(b) Wire electrodes layout in tandem SAW

Fig. 1 Welding conditions.

Fig. 2 に、クリープ試験片の採取要領および試験片形状を示す。試験片は、試験材の溶接金属の長手方向が試験片長手となるように、No. A から 7 本 (No. A1~A7) を、No. B~I から各 1 本 (No. B1~I1, 計 8 本) を、それぞれ採取した。試験片の形状は、平行部径 6 mmφ、標点間距離 30 mm である。

なお、Fig. 3 に、No. A の溶接金属のミクロ組織観察結果を代表で示す。クリープ試験片は、多層盛溶接金属の 3~5 層目から全溶接金属として採取されており、結晶粒径の大きな原質部 (Fig. 3 (a)) および次パス溶接で再加熱された結晶粒径の小さな再熱部 (Fig. 3 (b)) であり、結晶粒径の異なる焼戻しベイナイト組織で構成される。

2.2 クリープ試験方法

採取した各試験片を用いて、JIS Z 2271:1999「金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法」に従い、クリープ試験を実施した。試験機は、定荷重のレバー式タテ型クリープ試験機 (テコ比 1:10) を用い、試験温度に昇温後、16 時間の均熱保持を実施し、定荷重を負荷した。

試験条件について、No. A から採取した試験片 (No. A1~A7) では 540°C-210 MPa を基準として試験温度 525-600°C、初期応力 190-300 MPa の範囲で 7 条件を選定し、化学成分を同一として初期応力または試験温度を変化させた。また、化学成分の異なる No. B~I の試験材から採取した No. B1~I1 の試験条件は、540°C-210 MPa の 1 条件のみとし、初期応力と試験温度を一定とした。目標とする破断時間の選定に際しては、高応力-短時間の外挿が低応力-長時間で過大評価すること¹⁸⁾を考慮し、2.25Cr-1Mo-V 焼戻し鍛鋼 (焼戻し条件: 705°C-30 時間) JIS SFCM F22V のクリープ試験データ¹⁹⁾を基に、破断時間が 10~2000 時間程度となるようにした。

3. 試験結果および考察

3.1 クリープ試験

3.1.1 同一化学成分の材料において初期応力・試験温度を変化させた場合

Table 3 および Fig. 4 に、材料の化学成分を同一として初期応力または試験温度を変化させた 7 条件 (No. A1~A7) のク

Table 2 Chemical composition of weld metal.

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	B	Nb	W	J-Factor ^{*1}	X-bar ^{*2}
A	0.08	0.16	1.06	0.005	0.002	2.45	1.03	0.31	0.0007	0.014	<0.01	<85.4	<7.4 ppm
B	0.07	0.10	0.64	0.004	0.002	2.25	1.02	<0.01	0.0008	<0.00	<44.4	<6.0 ppm	<6.0 ppm
C	0.07	0.12	0.69	0.004	0.002	2.23	1.02	0.29	0.0006	<0.00	<48.6	<6.0 ppm	<6.0 ppm
D	0.08	0.15	0.75	0.004	0.002	2.25	1.03	0.78	0.0006	<0.00	<54.0	<6.0 ppm	<6.0 ppm
E	0.07	0.13	0.71	0.004	0.002	2.27	1.02	0.29	0.0005	0.024	<50.4	<6.0 ppm	<6.0 ppm
F	0.07	0.11	0.65	0.006	0.002	2.21	1.01	0.27	0.0006	<0.00	0.48	<60.8	<8.0 ppm
G	0.07	0.12	0.68	0.004	0.002	2.22	1.02	0.29	0.0007	<0.00	2.26	<48.0	<6.0 ppm
H	0.07	0.12	0.68	0.004	0.002	2.25	1.03	0.29	0.0020	<0.00	<48.0	<6.0 ppm	<6.0 ppm
I	0.07	0.13	0.68	0.004	0.002	2.23	1.03	0.30	0.0065	<0.00	<48.6	<6.0 ppm	<6.0 ppm
ASME Sec. VIII Div. 2 ⁴⁾	0.05-0.15	0.05-0.35	0.50-1.3	≤0.015	≤0.015	2.00-2.60	0.90-1.20	0.20-0.40	-	0.010-0.040	-	-	-

*1: J-Factor = (Si+Mn)×(P+Sn)×10⁴ (%)²⁾

*2: X-bar = (10P+5Sb+4Sn+As)/100 (ppm)²⁾

リープ試験結果およびクリープ曲線を示す。ここで、 Ω は後述の Ω 法におけるパラメータの一つで、加速クリープ域でのクリープ速度増大を示す。

破断時間は、最も短いもので12時間、最も長いもので1639時間であり、従来の母材の結果⁹⁾と同様に、初期応力・試験温度が高いほど短く、初期応力・試験温度が低いほど長かった。また、いずれの試験条件においても、ひずみ-時間線図は一般的な遷移クリープ域、定常クリープ域、加速クリープ域から成る滑らかな曲線を示し、形状に大きな違いは認められなかった。ただし、定常クリープ域については、一般的な実用鋼材で定常な速度域が認められないように⁹⁾、ほぼ遷移および加速クリープ域に分けることもできたが、本報では定常クリープ域が存在すると仮定し、最小クリープ速度と定常クリープ速度は等しいものとした。

Fig. 5 に、破断時間と初期応力の関係を示す。実線は A1～

Fig. 2 Sampling location and dimensions of test specimen.

Fig. 3 Microstructure of Mark-A specimen.

A7 の近似線を、破線は 2.25Cr-1Mo-0.3V 焼戻し鍛鋼¹⁹⁾の近似線を、それぞれ示している。540℃における No. A の溶接金属は、2.25Cr-1Mo-0.3V 焼戻し鍛鋼の 550℃ とほぼ同じ直線関係を示した。従来の 2.25Cr-1Mo 鋼の知見^{15, 17)}では、溶接金属は母材よりクリープ強度が低いとされるが、本研究で用いた溶接金属は、Nb を含むことからほぼ同じ傾向が得られたと推測される。

Table 3 Creep test results of specimen Nos. A1-A7. (The same chemistry and different stress or temp. from the standard 540℃-210 MPa)

No.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	Minimum creep rate (h ⁻¹)	Time to rupture (h)	Elong- ation (%)	Ω para.
A1	540	210	9.47×10^{-5}	653.7	35.0	27.5
A2	540	260	6.63×10^{-4}	65.9	31.0	35.6
A3	540	190	3.82×10^{-5}	1638.7	39.8	26.9
A4	575	210	9.09×10^{-4}	62.4	38.0	30.3
A5	525	210	4.29×10^{-5}	1355.1	35.2	33.0
A6	540	300	2.97×10^{-3}	12.0	29.2	40.8
A7	600	210	3.83×10^{-3}	16.0	36.9	24.5

Fig. 4 Creep curves of specimen Nos. A1-A7. (The same chemistry and different stress or temp. from the standard 540℃-210 MPa)

Fig. 5 Relationship between stress and time-to-rupture for 2.25Cr-1Mo-V steel forgings¹⁹⁾ and 2.25Cr-1Mo-V weld metals. (Specimen Nos. A1, A2, A3, A6)

3.1.2 初期応力と試験温度一定において材料の化学成分を変化させた場合

Table 4 および Fig. 6 に, 材料の化学成分が異なり初期応力と試験温度を一定とした 8 本 (No. B1~I1) のクリープ試験結果を示す。破断時間は, 最も短いもので44時間, 最も長いもので1603時間であった。

破断時間は, V, Nb および B 添加材では長く, W 添加材では短くなる傾向が認められた。また, 最小クリープ速度は, V, Nb および B 添加材では遅く, W 添加材では早くなる傾向が認められた。

V, Nb を添加した場合, MX (VC, NbC) に代表される微細な炭化物が析出し, 転位の動きを妨げることでクリープ強度が増加したと考えられる。

W を添加した場合は, W 炭化物の凝集・粗大化によって VC などを生成するための炭素量が不足し, クリープ強度を上げていた微細な炭化物が減少したと考えられる。2.25Cr-1Mo-V 鍛鋼では, W 増量によってクリープ強度が増加されるとの報告²⁰⁾もあるが, 本研究で用いた溶接金属 (F1 および G1) は C 量が 0.07% と低く, 均一分散した微細な Mo や V の炭化物が十分に得られなかったためと推測する。

B を添加した場合は, 12%Cr 耐熱鋼で $M_{23}C_6$ の成長抑制²¹⁾および MX の微細化²²⁾が図られることが指摘されていることから, 本研究で用いた溶接金属においても $M_{23}C_6$ の成長抑制によって VC などの微細炭化物が十分析出し, 長寿命化し

たと推測される。

3.2 クリープ寿命予測方法の検討

3.1.1 項の材料の化学成分を同一として初期応力または試験温度を変化させた 7 条件のクリープ曲線 (No. A1~A7) を用いて, Monkman-Grant 則¹¹⁾, 修正 θ 法^{12, 13)}および Ω 法¹⁴⁾によるクリープ寿命予測法で, 予測に使用できる回帰式を作成した。この回帰式について, 予測精度および予測に必要とされる経過時間について検討した。

なお, 同条件の結果を基に回帰式の精度を求めているため, 厳密には予測ではなく回帰であるが, 3 種のクリープ寿命予測法を比較するため, 以後の文章ではあえて予測と表記した。また, 破断時間 t_r の予測精度は, 式 (1) で標準誤差²³⁾を求めた。

$$SEE = (\sum (Y_i - Y_{ic})^2 / (N - k - 1 - N_p))^{1/2} \quad \cdots \cdots (1)$$

ここで, SEE は標準誤差, Y_i は $\log t_r$ の i 番目の実測値, Y_{ic} は $\log t_r$ の i 番目の予測値, N はデータ数である。K および N_p は, 本研究では 0 とした。

3.2.1 Monkman-Grant 則

Fig. 7 に, A1~A7 の溶接金属における最小クリープ速度と破断時間の関係 (白丸) を, 破断時間に対する最小クリープ速度と Ω の積の関係 (黒丸) を, それぞれ示す。ここで, Ω は後述の Ω 法におけるパラメータの一つで, 加速クリープ域でのクリープ速度増大を示す。図中の白丸が示すように破断時間と最小クリープ速度の関係は, Monkman-Grant 則のとおり式 (2) で近似することができた。

$$t_r = f_0 / \dot{\epsilon}_m^{f_1} \quad \cdots \cdots (2)$$

ここで, t_r は破断時間 (h), $\dot{\epsilon}_m$ は最小クリープ速度 (h^{-1}) である。 f_0 は定数であり, 0.036 を示した。また, 指数の f_1 は 1.058 を示し, 一般的な鋼材と同様にほぼ 1 であった。

次に, Fig. 7 の黒丸のように加速クリープ域の変形則を考慮すると, 式 (3) で近似することができた。

Table 4 Creep test results of specimen Nos. B1-I1 (Varied chemistry and standard condition of 540°C-210 MPa)

No.	Temp. (°C)	Stress (MPa)	Minimum creep rate (h^{-1})	Time to rupture (h)	Elong- ation (%)	Ω para.
B1	540	210	5.90×10^{-4}	53.8	30.0	52.0
C1	540	210	1.22×10^{-4}	393.5	34.6	34.3
D1	540	210	1.47×10^{-4}	421.7	37.2	26.8
E1	540	210	2.25×10^{-5}	1602.8	33.0	44.5
F1	540	210	1.12×10^{-4}	448.0	36.4	32.6
G1	540	210	1.17×10^{-3}	44.4	35.1	30.1
H1	540	210	4.37×10^{-5}	1195.6	34.5	32.4
I1	540	210	5.45×10^{-5}	925.7	29.9	34.1

Fig. 6 Creep strain-time curves of specimen Nos. B1-I1 (Varied chemistry and standard condition of 540°C-210 MPa)

Fig. 7 Time to rupture vs. minimum creep rate of $\dot{\epsilon}_m$ and $\dot{\epsilon}_m \times \Omega$ for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 8 Relationship between "minimum creep rate / creep rate" and "elapsed time / time to rupture" for specimen Nos. A1-A7.

$$t_r = c / (\dot{\epsilon}_m \times \Omega)^{f_2} \quad \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 c および f_2 は定数であり、1.496 および 1.023 を示した。この結果は、阿部らの Mod.9Cr-1Mo 鋼^{15, 16)}で得られた関係式とよく一致する。No. A1~A7 の 2.25Cr-1Mo-0.3V 鋼溶接金属が焼戻しベイナイト組織であるのに対し、Mod.9Cr-1Mo 鋼は焼戻しマルテンサイト組織である。両者の予測式が良く一致することから、式 (3) は Cr-Mo 鋼の他の成分系に対しても適用できる可能性が高い。

ところで、式 (3) は Monkman-Grant 則の式 (2) に Ω を追加しているにも関わらず、バラツキを示す R2 乗の値がほぼ変わらず、近似曲線の偏差もほとんど変わらない。この理由は、 Ω 値が試験温度・初期応力に依存せず、いずれも 30 前後を示し、ほとんど変化していないためである。即ち、今回の初期応力・試験温度の範囲のように Ω 値の変化が小さい場合においては、最小クリープ速度だけで予測する Monkman-Grant 則で十分予測できると判断される。

次に、Monkman-Grant 則の予測に必要なとされる経過時間を検討するため、Fig. 8 に、No. A1~A7 の溶接金属について最小クリープ速度の到達率と経過時間率の関係を示す。最小クリープ速度の到達率は、最小クリープ速度を各経過時間におけるクリープ速度で除した百分率である。また、経過時間率は経過時間を破断時間で除した百分率である。いずれの試験条件においても、破断時間の 15~20% で最小クリープ速度に到達し、試験温度・初期応力の影響はあまり認められなかった。したがって、最小クリープ速度から予測する Monkman-Grant 則は、破断時間の 15~20% の経過時点で適用できることが確認された。また、曲線は指数関数的に増大していることから、破断時間の 10% 程度の時点でも、破断時間を $\pm 20\%$ 程度の誤差で予測できることもわかる。

Fig. 9 に、破断時間の実測値と Monkman-Grant 則による計算値の比較結果を示す。計算式は、式 (2) を用いた。図中の破線は、対数グラフにおける 99% の信頼区間であり、間隔が狭いほど、精度が高いことを示している。実測値と計算値は、10

Fig. 9 Comparison of observed and predicted time to rupture based on Monkman-Grant law for No. A1-7.

時間程度の短時間側で多少の誤差が認められるものの、よく一致した。

なお、阿部ら^{15, 16)}によると最小クリープ速度の到達時間から、クリープ破断寿命を予測する方法が提案されているが、最小クリープ速度の到達時間を正確に求めなければならず、本研究のように短い破断時間の予測については、予測精度が低くなると考える。予測精度と必要とする経過時間のバランスを考えると、Monkman-Grant 則が有効と思われるが、詳細な比較検討は今後の課題である。

3.2.2 修正 θ 法

No. A1~A7 の溶接金属のクリープ曲線について、修正 θ 法を用いて式 (4) による数値化を行った。第 1 項は瞬間ひずみを、第 2 項は加工硬化による減速項を、第 3 項を弱化による加速項を、それぞれ示している¹²⁾。

$$\epsilon = \epsilon_0 + A(1 - \exp(-at)) + B(\exp(at) - 1) \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 ϵ はひずみ (-)、 t は時間 (h)、 ϵ_r は破断ひずみ (-)、 ϵ_0 は瞬間ひずみ (-) である。また、 A は減速項の定数 (-)、 B は加速項の定数 (-)、 a は速度定数 (h^{-1}) である。解析の結果、 A 、 B 、 a は順に $1.07 \times 10^{-2} \sim 2.44 \times 10^{-2}$ 、 $2.43 \times 10^{-3} \sim 3.47 \times 10^{-3}$ 、 $2.35 \times 10^{-3} \sim 2.90 \times 10^{-1}$ を示した。なお、解析では式 (4) の第 2 項と第 3 項の速度定数 a が一致するひずみを打ち切りひずみとし、打ち切りひずみ以前のクリープ曲線を式 (4) に当てはめた。また、破断伸びは 2.25Cr-1Mo-0.3V 焼戻し鍛鋼の破断時間を基に、推定値を用いた。

Fig. 10 に、試験温度・初期応力と定数 A 、定数 B の関係を示す。定数 A は、初期応力に依存したが、試験温度にはほとんど依存しなかった。これは、初期応力が増加したことで、加工硬化が大きくなったためと考える。一方、定数 B は初期応力および試験温度には、ほとんど依存せず、ほぼ一定の値を示した。この結果から、本研究の試験範囲では組織弱化は、ほとんど発生していないことがわかる。九島らの 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni 鋼の結果と比較すると、応力依存性は同じ傾向を示している¹³⁾。

Fig. 10 Effect of stress and temperature on modified θ projection parameters of "A" and "B" for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 11 Effect of stress and temperature on minimum creep rate " $\dot{\epsilon}_m$ " and modified θ projection parameter "a" for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 11 に試験温度・初期応力と定数 a ・最小クリープ速度の関係を、Fig. 12 に定数 a と最小クリープ速度の関係を、それぞれ示す。速度定数 a は、初期応力および試験温度の両者に依存し、また最小クリープ速度と良好な直線関係を示した。Fig. 11 (b) においてアレニウスの式から、初期応力 210 MPa の場合における速度定数 a の活性化エネルギーを求めると、361.6 kJ/mol を示した。同様に最小クリープ速度の活性化エネルギーを求めると、352.0 kJ/mol を示した。 α -Fe の格子自己拡散エネルギーは 340 kJ/mol であり⁹⁾、本結果とほぼ一致していることから、クリープ変形が拡散律速であることが分かる。また、Fig. 11 (a) において、試験温度 540°C における応力指数を求めると、10.56 を示した。同様に最小クリープ速度についても、応力指数を求めると、9.47 を示した。文献²⁾ および⁸⁾ では、2.25Cr-1Mo 鋼の応力指数 n は 9~10 としており、本結果とほぼ一致する。また、変形機構領域¹⁰⁾ の概念から考えると、格子拡散が変形を律速する転位クリープ（高温累乗則クリープ）と考えられる。

クリープ寿命予測において、修正 θ 法のとおり式 (5) の破断パラメータ P (h) と破断時間との間に、式 (6) の関係を得

ることができた。Fig. 13 に破断パラメータ P と破断時間の関係を示す。

$$P = (1/a) \ln((\epsilon_r - \epsilon_0 - A)/B) \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$t_r = CP^q \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 C , q は定数であり、0.658, 1.030 を示した。九島ら¹³⁾ によると、 C は 1 よりやや小さい値を、 q はほぼ 1 を、それぞれ示すとされている。2.25Cr-1Mo-V 鋼溶接金属でもほぼ同じ値を示した。

修正 θ 法の予測に必要とされる経過時間を検討するため、Fig. 14 に経過時間と破断ひずみに対するひずみの関係を示す。実線は、打ち切りひずみまでひずみを、式 (4) を用いて計算した曲線である。予測に必要とされる経過時間は、破断時間の 80~90% まで必要であった。したがって、修正 θ 法は、破断時間の 80~90% の経過時点で適用できることが確認された。

Fig. 15 に、破断時間の実測値と修正 θ 法による計算値の比較結果を示す。計算式は、式 (6) を用いた。精度は、標準誤差 1.05 を示し、10 時間から 1000 時間の範囲において、ほぼ完全に一致した。クリープ曲線のほぼ全体をパラメータ化してい

Fig. 12 Relationship between minimum creep rate " $\dot{\epsilon}_m$ " and modified θ projection parameter " α " for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 13 Relationship between time to rupture and modified θ projection parameter "P" for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 14 Time to cutoff strain based on modified θ projection for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 15 Observed time to rupture vs. calculated time to rupture based on modified θ projection for specimen Nos. A1-A7.

るため予測精度は高くなるが、予測に時間がかかり、クリープ途中で予測する手法には不利であることがわかる。

3.2.3 Ω 法

No. A1～A7の溶接金属のクリープ曲線について、 Ω 法で解析を行ったところ、加速クリープ域においてひずみ速度とひずみの間に式(7)の関係が成立した。また、得られた2つの定数の積は、式(8)に示すように破断時間と反比例の関係を示した。

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \dot{\epsilon}_0 + \Omega \quad \cdots \cdots \cdots (7)$$

$$t_r = 1/(\dot{\epsilon}_0 \Omega) \quad \cdots \cdots \cdots (8)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度 (h^{-1})、 $\dot{\epsilon}_0$ はひずみ0における初期ひずみ速度 (h^{-1})である。

Fig. 16に、試験温度・初期応力と Ω の関係を示す。 Ω は、式(9)に示すように初期応力が高いほど大きな値を示し、試験温度にはほとんど依存しなかった。炭素鋼および改良9Cr-1Mo鋼では初期応力が高いほど Ω 値は小さな値を示すことが報告されている^{10, 24, 25}。 Ω は、断面積減少に伴う応力増大

効果、微細組織回復の効果、ボイド損傷、不均一変形効果の和で構成される¹⁵。一般的に溶接金属は鋼材と比べてクリープボイドが発生しやすいことから²⁵、ボイド損傷による効果が応力に依存し増大し、ひずみに対するひずみ速度が加速され、 Ω が増加したと推測される。

$$\Omega = 12.191 \exp(4.048 \times 10^{-3} \sigma) \quad \cdots \cdots \cdots (9)$$

Fig. 17に、試験温度・初期応力と $\dot{\epsilon}_0$ の関係を示す。 $\dot{\epsilon}_0$ は、式(10)(11)に示すように初期応力および試験温度の両者に依存した。

$$\dot{\epsilon}_0 = 5.715 \times 10^{-9} \exp(4.263 \times 10^{-2} \sigma) \quad \cdots \text{試験温度 } 540^\circ\text{C} \text{ 一定の場合} \quad \cdots \cdots \cdots (10)$$

$$\dot{\epsilon}_0 = 3.776 \times 10^{-20} \exp(6.430 \times 10^{-2} T) \quad \cdots \text{初期応力 } 210 \text{ MPa 一定の場合} \quad \cdots \cdots \cdots (11)$$

Fig. 18に、 $\Omega \times \dot{\epsilon}_0$ と破断時間の関係を示す。破断時間と $\Omega \times \dot{\epsilon}_0$ の関係は、式(12)に示すように式(8)とほぼ一致するが、厳密には累乗数が-1のままでは実際より長く予測される。

(a) Effect of stress at 540°C

(b) Effect of temperature at 210 MPa

Fig. 16 Effect of stress and temperature on Ω method's parameter " Ω " for specimen Nos. A1-A7.

(a) Effect of stress at 540°C

(b) Effect of temperature at 210 MPa

Fig. 17 Effect of stress and temperature on Ω method's parameter " $\dot{\epsilon}_0$ " for specimen Nos. A1-A7.

$$t_r = 0.983(\Omega \times \dot{\epsilon}_0)^{-0.9699} \dots \dots \dots (12)$$

次に、 Ω 法の予測に必要とされる経過時間を検討するため、Fig. 19に経過時間率に対する Ω の到達率を示す。図中の Ω_0 は、各経過時間に対する Ω である。 Ω の到達率は、各経過時間におけるクリープ速度の増大を Ω で除した百分率である。 Ω は、破断時間の60~70%で求めることができる。したがって、 Ω から予測する Ω 法は、破断時間の60~70%の経過時点で適用できることが確認された。

Fig. 20に、破断時間の実測値と Ω 法による計算値の比較結果を示す。計算式は、式(8)を用いた。計算値は、10~100時間程度の短時間側で精度が高いが、1000時間前後の長時間側では実測値より大きかった。

3.3 各種クリープ寿命予測方法の比較検討

3.2節で、Monkman-Grant則、修正 θ 法および Ω 法のいずれにおいても2.25Cr-1Mo-V銅溶接金属の寿命予測が可能であることが確認され、各種クリープ寿命予測方法の予測精度お

よび予測に必要な経過時間が得られた。予測精度および必要な経過時間を、Table 5にまとめる。

予測精度は、修正 θ 法が最も高く、次いでMonkman-Grant則、 Ω 法の順であった。修正 θ 法で予測精度が高い理由として、定常クリープ域だけでなく、加速クリープ域まで解析に用いているためと考える。

最小クリープ速度を必要とするMonkman-Grant則は、破断時間の15~20%で予測できるが、 Ω 値を必要とする Ω 法は、破断時間の60~70%の経過時間が必要であった。修正 θ 法は、クリープ曲線全体からパラメータ化しているため、破断時間の80~90%まで試験が必要であった。

したがって、予測精度および必要な経過時間を考慮すると、破断時間が1000時間前後の2.25Cr-1Mo-V溶接金属についてクリープ破断寿命を早期に予測する場合、予測に必要な経過時間の短いMonkman-Grant則が適していると判断される。ただし、今回評価に用いた試験データの破断時間は、最大1600時間程度であり、1万~10万時間の長時間クリープに

Fig. 18 Relationship between time to rupture and Ω method's parameter " $\Omega \times \dot{\epsilon}_0$ " for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 20 Observed time to rupture vs. calculated time to rupture based on Ω method for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 19 Relationship between Ω_0/Ω and time / time-to-rupture for specimen Nos. A1-A7.

Fig. 21 Observed time to rupture vs. predicted time to rupture based on Monkman-Grant law and Larson-Miller method (with Nos. A1-A7 parameters) for varied chemistry specimen Nos. B1-I1.

Table 5 Summary of three methods as to prediction accuracy and necessary elapsed time to predict the time to rupture.

	Monkman-Grant law	Modified θ projection	Ω method
Accuracy to predicted time [SEE = standard error of estimate]	0.0799	0.0206	0.0851
Time necessary to predict for time to rupture (%)	15-20	80-90	60-70

適用した場合は、寿命予測法によっては大きく外れる可能性がある。

3.4 溶接金属成分が変化した場合への適用

最適と判断された Monkman-Grant 則の適用性を評価するため、溶接金属の化学成分 (V, Nb, B, W) が変更した No. B1-I1 のクリープ試験結果について、同一成分かつ温度・応力変更で得られた式 (4) を用いて、クリープ寿命予測を行った。比較のため、Larson-Miller 法による予測精度も付記した。

Fig. 21 に、破断時間の実測値と予測値の比較結果を示す。

破線は、Monkman-Grant 則および Larson-Miller 法の 99% の信頼区間である。Monkman-Grant 則の B1~I1 の予測値は、V を添加していない B1 および Nb を添加した E1 でやや外れるものの、その他は実測値とほぼ一致し、精度は化学成分を変化させていない No. A1~A7 と同程度を示した。即ち、Monkman-Grant 則は、溶接金属の化学成分が変化した場合においても、クリープ破断寿命を精度よく予測可能であることがわかる。また、溶接方法や熱処理条件で金属組織および結晶粒径が変わる溶接金属では、Larson-Miller 法などの TTP 法 (Time Temperature Parameter) より、クリープ曲線の途中

から Monkman-Grant 則などの変形機構で予測する方法が有効と判断される。

4. 結 言

2.25Cr-1Mo-V 鋼のサブマージアーク溶接金属に対して、短期(1000時間程度)のクリープ破断寿命をより早くにクリープ変形挙動から予測する手法を検討し、以下の結果を得た。

- (1) 鋼材のクリープ破断寿命予測で用いられる Monkman-Grant 則, 修正 θ 法および Ω 法は, 溶接金属のクリープ寿命予測に適用可能である。
- (2) クリープ破断寿命予測において, 予測精度は修正 θ 法, Monkman-Grant 則, Ω 法の順で高い。一方, 予測に必要な時間は, 破断時間に対する比率で言うと Monkman-Grant 則が 15-20%, Ω 法が 60-70%, 修正 θ 法が 80-90% である。クリープ寿命を早期に予測する場合, Monkman-Grant 則が適している。
- (3) 代表成分について, 試験温度・初期応力の変更に得られた Monkman-Grant 則の式を用いて, 溶接金属の化学成分(V, Nb, B, W)が変化した場合においても, クリープ破断寿命を早期かつ精度よく予測可能である。

参 考 文 献

- 1) F. Abe: Recent Development and Trend of Heat Resistant Steel High Temperature Making, The Piping Engineering, 52-8 (2010), 10-17. (in Japanese)
- 2) K. Yamashita, T. Maruyama: Trends in Welding Consumables for High Strength Low-Alloy Heat-Resistant Steels, R&D Kobe Steel Engineering Report, 54-2 (2004), 34-37. (in Japanese)
- 3) H. Hirata, K. Ogawa: Relationship Between Deterioration of Creep Rupture Strength and Microstructure in Heat Affected Zone of Heat Resistant Ferritic Steel - Modeling of Deterioration of Creep Rupture Strength in Heat Affected Zone of Heat Resistant Ferritic Steel (Report I), Japan Welding Society, 22-1 (2004), 78-86. (in Japanese)
- 4) H. Hirata, K. Ogawa: Effect of Chromium Content on Deterioration of Creep Rupture Strength and Microstructure in Heat Affected Zone of Heat Resistant Ferritic Steel - Modeling of Deterioration of Creep Rupture Strength in Heat Affected Zone of Heat Resistant Ferritic Steel (report II), Japan Welding Society, 22-1 (2004), 87-93. (in Japanese)
- 5) Y. Hasegawa, T. Muraki, M. Ohgami: Identification and Formation Mechanism of a Deformation Process Determining Microstructure of Type IV Creep Damage of the Advanced High Cr Containing Ferritic Heat Resistant Steel, Iron and Steel Institute of Japan, 90-10 (2004), 31-39. (in Japanese)
- 6) T. Watanabe, M. Yamazaki, H. Hongo, J. Kinugawa, T. Tanabe, Y. Monma: Long Term Creep-Rupture Properties and Microstructure of Weld Metal on 2.25Cr-1Mo Steel Thick Plate, Society of Materials Science, 48-2 (1999) 122-129. (in Japanese)
- 7) H. Hatano, T. Murakami, M. Sato, T. Nakagawa, A. Goto: Effects of V, Nb and Ti on Creep Property and Toughness of Weld Metals for High Cr Ferritic Heat Resisting Steels, R&D Kobe Steel Engineering Report, 58-1 (2008) 24-31. (in Japanese)
- 8) K. Kimura, T. Watanabe, H. Hongo, M. Yamazaki, J. Kinugawa, H. Irie: Effects of Full Annealing Heat Treatment on Long-Term Creep Strength of 2.25Cr-1Mo Steel Welded Joint, Quarterly Journal of Japan Welding Society, 21-2 (2003), 195-203.
- 9) K. Maruyama, E. Nakajima: Materials Science of Strength at Elevated Temperature, Uchida Rokakuho Publishing (1997). (in Japanese)
- 10) K. Kimura: Creep Rupture Life Prediction of Creep Resistant Steel, J. Japan Inst. Metals, 73-5 (2009), 323-333. (in Japanese)
- 11) F. C. Monkman, N. J. Grant: An Empirical Relationship between Rupture Life and Minimum Creep Rate in Creep-Rupture Tests, Proc. ASTM, 56 (1956), 593-620.
- 12) K. Maruyama, C. Harada, H. Oikawa: A Strain-Time Equation Applicable up to Tertiary Creep Stage, Society of Materials Science, 34 (1985), 1289-1295. (in Japanese)
- 13) H. Kushima, T. Watanabe, K. Yagi, K. Maruyama: Evaluation of Creep Deformation and Rupture Life of 1.3Mn-0.5Mo-0.5Ni Steel by Modified θ Projection Concept, Iron and Steel Institute of Japan, 78 (1992), 918-925. (in Japanese)
- 14) M. Prager: Development of the MPC Omega Method for Life Assessment in the Creep Range, J. of Pressure Vessel Technology, 117 (1995), 95-103.
- 15) E. Baba, O. Kanamaru, F. Abe, K. Yagi: Effect of Cold-Rolling on Creep Behavior of a 10Cr-30Mn Austenitic Steel, Iron and Steel Institute of Japan, 81-8 (1995), 845-850. (in Japanese)
- 16) F. Abe: Creep Deformation Behavior and Factor Affecting Life of High Cr Ferrite Steel, Physical Metallurgy of Heat-Resistant Steels and Alloys, (2010), 1-10. (in Japanese)
- 17) ASME Section VIII, Division 2 (2009).
- 18) K. Kimura, H. Kushima, F. Abe: Improvement of Creep Life Prediction of High Cr Ferritic Creep Resistant Steels by Region Partitioning Method of Stress vs. Time to Rupture Diagram, Society of Materials Science, 52-1 (2003), 57-62. (in Japanese)
- 19) National Institute for materials science, Japan: Data Sheet on the Elevated-Temperature Properties of 2.25Cr-1Mo-0.3V High Strength Chromium-Molybdenum Alloy Steel Forgings for Pressure Vessels under High -Temperature Service (JIS SFVCM F22V), NIMS Creep Data Sheet, No. 53 (2007). (in Japanese)
- 20) Y. Kadoya, T. Kitai, I. Tsuji, A. Matsuo, Y. Tanaka, T. Azuma, Y. Ikeda: Effects of Cr, Mo, W, Mn and Ni on Creep Properties of 2.25Cr-1Mo-V Rotor Steel, Iron and Steel Institute of Japan, 79-8 (1993), 92-99. (in Japanese)
- 21) N. Takahashi, T. Fujita, T. Tamada: Effect of Boron on Long Period Creep Rupture Strength of 12%Cr Heat Resisting Steel, Iron and Steel Institute of Japan, 61-9 (1975), 2263-2273. (in Japanese)
- 22) T. Azuma, K. Miki, Y. Tanaka, T. Ishiguro: Effect of B on Microstructural Change during Creep Deformation in High Cr Ferritic Heat Resistant Steel, Iron and Steel Institute of Japan, 88-10 (2002), 92-99. (in Japanese)
- 23) T. Fujita, Y. Monma: Accuracy of Extrapolation for Creep-rupture Strength and Standardization of Extrapolation Methods, Iron and Steel Institute of Japan, 70-3 (1984) 327-335. (in Japanese)
- 24) I. Nonaka, S. Torihata, S. Kihara, H. Umaki, K. Maruyama: Evaluation of Creep Residual Life for Modified 9Cr-1Mo Steel Based on Omega Method, Society of Materials Science, 46-4 (1997), 438-442. (in Japanese)
- 25) S. Fujibayashi, T. Endo: Creep Analysis of a Service-Exposed 1.25Cr-0.5Mo Steel Using the Omega Method, Iron and Steel Institute of Japan, 88-7 (2002), 48-54. (in Japanese)