

# 異材溶接継手の高温強度特性と破壊形態

渡部 隆\*・本郷 宏通\*・山崎 政義\*<sup>2</sup>・田淵 正明\*<sup>3</sup>

Mechanical Properties and Fracture Type of Dissimilar Welded Joint at Elevated Temperatures

Takashi WATANABE, Hiromichi HONGO, Masayoshi YAMAZAKI and Masaaki TABUCHI

**Synopsis** : In this study, tensile and creep rupture properties of dissimilar welded joints (9Cr-1Mo-V-Nb/Inconel82/SUS304) were examined at elevated temperatures. Effect of temperatures and stresses on the failure location of the dissimilar welded joint was also investigated. Creep rupture tests were conducted at three temperatures: 823, 873, and 923K, and in stress ranges from 160 to 240 MPa, 80 to 160 MPa, and 40 to 80 MPa, respectively. The results of the elevated temperature tensile tests on the dissimilar welded joint showed that the location of fracture changes dependent on the tensile strength of base metal. The creep rupture strength of the dissimilar welded joint was lower than that of the 9Cr-1Mo-V-Nb steel base metal at all temperatures. In addition, the differences in creep strength between the dissimilar welded joint and base metal were increased as the temperature increased. The fracture type observed after long-term creep rupture tests on the dissimilar welded joint was shifted from the Type V and Type VII fracture at lower temperatures to the Type IV fracture at higher temperatures. It can be predicted that the fracture type of the 100,000 h creep rupture at 823K and 873K for dissimilar welded joint is Type IV fracture of 9Cr-1Mo-V-Nb steel.

**Key words**: dissimilar welded joint; mechanical properties; creep rupture properties; fracture type.

## 1. 緒言

火力・原子力発電プラントの高経年劣化に伴い、高温構造部材の損傷評価や予寿命予測が重要な研究課題となっている。フェライト系耐熱鋼の溶接部では、高温長時間クリープにより熱影響部 (HAZ: Heat Affected Zone) 細粒域にポイドやき裂が発生し、クリープ破壊 (Type IV破壊) を引き起こすことが明らかとなり、その機構解明の研究が活発になされている<sup>1-7)</sup>。発電プラントでは同一装置内でも機器により温度および応力などの稼働環境が異なること、また、製造コスト削減のため、高温部ではオーステナイト鋼、低温部ではフェライト鋼が使用されている。そのため、これら両鋼を繋ぐ異材溶接部が必ず存在することになる。したがって、この部位の高温下での材質劣化やクリープ損傷機構等の高温強度特性を把握することは重要である。しかしながら、異材溶接部の高温強度特性を調べた研究は数少ない<sup>8-11)</sup>。

そこで、本研究では異材溶接部の溶接材料として欧州において使用実績のある Inconel82 を溶接材料とした、9Cr-1Mo-V-Nb 鋼と SUS304 鋼の異材溶接継手を製作した。この異材溶接継手の高温における機械的性質およびクリープ破断特性を調べると共に、異材溶接継手の高温における破壊発生部位に及ぼす試験温度および応力の影響を調べ

た。

## 2. 異材溶接継手の製作および試験片の採取

供試材は板厚 25 mm の 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼 (Mod.9Cr-1Mo 鋼, 熱間圧延: 1333K×90 min 空冷, 1033K×60 min 空冷, 1003K×8.4 h 炉冷) および SUS304-HP 鋼 (熱間圧延: 1313K×15 min 水冷) である。バタリングおよび突合せ溶接の溶接材料には、ワイヤ WEL-82 (Inconel82) を使用した。溶接施工では、最初に 9Cr-1Mo-V-Nb 鋼にワイヤ WEL-82 を用いてバタリングを行った。次に、1003K×8.4 h の溶接後熱処理 (PWHT) を施した。最後に、バタリングを施したものと同一ワイヤを用いて、SUS304 鋼と突合せ溶接を行った。Fig. 1 に異材溶接継手の溶接施工方法を示す。なお、バタリングおよび突合せ溶接はいずれもガスタングステンアーク溶接法 (GTAW: Gas Tungsten Arc Welding) で行った。Table 1 に溶接施工条件を示す。Table 2 に供試材および溶接材料の化学組成を示す。また、Fig. 2 に製作した異材溶接継手のマクロ写真 (板厚中央部の白点は硬さ測定時の圧痕である。) を示す。供試継手材の溶接線に直角な方向からバタリングおよび突合せ溶接部が試験片平行部の中央になるように幅: 5 mm, 厚さ: 17.5 mm, 標点距離: 100 mm の平板継手試験片を採取した。異材溶接継

平成 19 年 1 月 18 日受付 平成 19 年 4 月 20 日受理 (Received on Jan. 18, 2007; Accepted on Apr. 20, 2007)

\* 物質・材料研究機構データシートステーション (Data Sheet Station, National Institute for Material Science, 1-2-1 Segen Tsukuba 305-0047)

\* 2 物質・材料研究機構データベースステーション (Database Station, National Institute for Material Science)

\* 3 物質・材料研究機構材料信頼性センター (Materials Reliability Center, National Institute for Material Science)

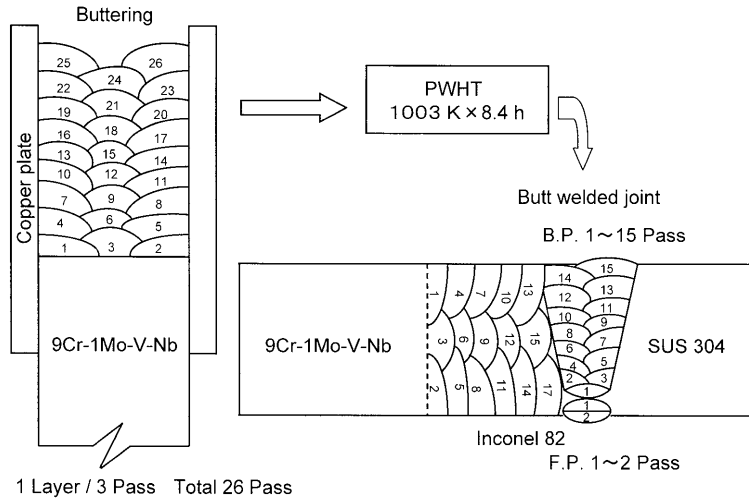


Fig. 1. Welding procedure of dissimilar welded joint.

Table 1. Procedure of gas tungsten arc welding.

Weld	Buttering	Butt weld
Groove	—	U
Wire	WEL-82	WEL-82
Welding current (A)	230	200 - 250
Arc voltage (V)	10.5	10.5
Welding speed (cm/min)	10	10
Heat input (kJ/mm)	1.45	1.26 - 1.58
Interpass temp. (K)	493 - 503	373 - 383
PWHT (K)	1003 x 8.4h	—

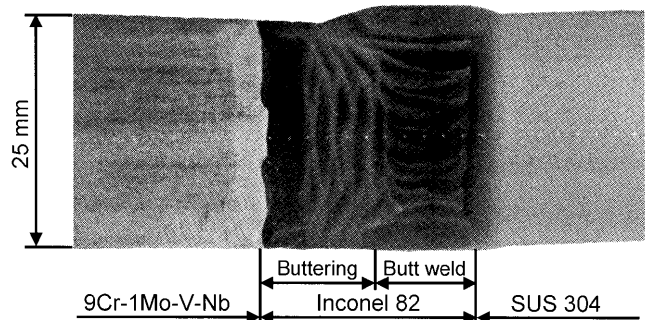


Fig. 2. Cross-sectional view of the dissimilar welded joint.

Table 2. Chemical compositions of 9Cr-1Mo-V-Nb steel, Inconel 82 and SUS 304 steel. (mass %)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
9Cr-1Mo-V-Nb	0.10	0.24	0.44	0.005	0.001	0.04	8.74	0.94
Inco.82 (WEL-82)	0.03	0.21	2.99	0.003	0.001	73.74	18.54	—
SUS 304	0.06	0.52	0.93	0.029	0.008	8.89	18.32	—

Materials	Cu	Fe	V	Al	Nb	Nb+Ta	N	Ti
9Cr-1Mo-V-Nb	0.012	—	0.21	0.014	0.076	—	0.058	—
Inco.82 (WEL-82)	0.01	1.39	—	—	—	2.68	—	0.28
SUS 304	—	—	—	—	—	—	—	—

手試験片の採取位置を Fig. 3 に示す。

### 3. 実験方法

高温引張試験は、引張速度 5%/min で行った。試験温度は室温、823、873 および 923K とした。クリーブ破断試験は、823、873 および 923K の 3 温度で、応力はそれぞれ 160~240 MPa、80~160 MPa、40~80 MPa の範囲とした。試験前の未使用材（以後、溶接まま材と表記する）および破断材について、光学顕微鏡 (OM) および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて組織観察を行った。光学顕微鏡組織観察用の試料は、試験片板幅 (5 mm) の中心を応力軸に対して平行にワイヤーカッターにより切断し、切断面が研磨面になるように樹脂に埋め込み、鏡面研磨した。9Cr-1Mo-V-Nb 鋼の腐食には、硝酸：エタノール = 1:0.04

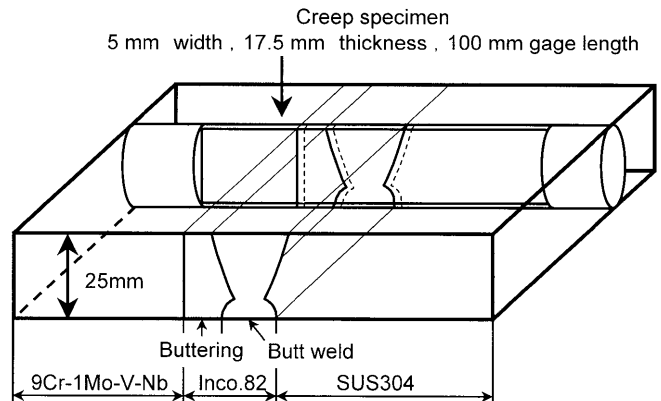


Fig. 3. Sampling of test specimen from the dissimilar welded joint.

の混合液を使用した。Inconel82 および SUS304 鋼の腐食には、グリセリン：硝酸：塩酸 = 1:0.33:0.33、塩酸：硝酸：水 = 1:1:0.4 の混合液をそれぞれ使用した。SEM 組織観察は、2次電子像による試験片破断面を直接観察した。3 材料 (9Cr-1Mo-V-Nb 鋼、Inconel82 および SUS304 鋼) の平均線膨張係数は熱分析装置を用いて測定した。

## 4. 実験結果および考察

### 4.1 異材溶接継手の構成部の平均線膨張係数および硬さ分布

通常、フェライト鋼とオーステナイト鋼では線膨張率が大きく異なる。このため、両鋼を直接繋いだ異材溶接継手では高温に加熱されると線膨張係数の差から界面割れが生じる。Fig. 4に稼働温度近辺での3材料の平均線膨張係数の測定結果を示す。いずれの材料においても温度が上がると線膨張係数は僅かに大きくなった。また、9Cr-1Mo-V-Nb鋼、Inconel82、SUS304鋼の順に線膨張係数の値は大きくなった。このことから、本研究の溶接材料(緩衝材)として用いたInconel82は9Cr-1Mo-V-Nb鋼とSUS304鋼の中間の線膨張係数を有することが確認できた。

Fig. 5に試験前の異材溶接部の硬さ分布を示す。9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材は焼戻しマルテンサイト組織であり、この部位での硬さは220~230HVの値を示した。Inconel82との界面近傍の溶接熱影響部では、硬さは200HVに低下した。Inconel82は、溶接による急冷凝固した不均一な柱状晶組織であるため、この部位での硬さはバラツキも大きく、凸型の分布を示し、最大250HV前後の値を示した。一方、SUS304鋼母材はオーステナイト単相組織であり、この部位での硬さは180~190HVの値を示した。

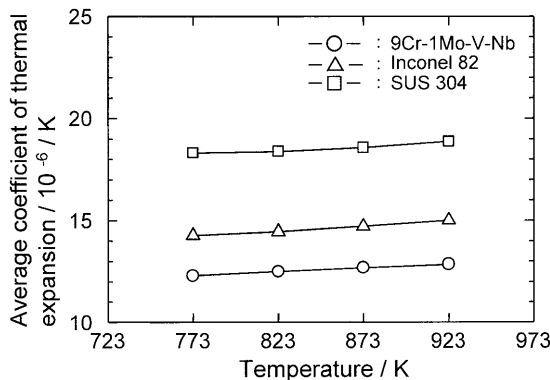


Fig. 4. Comparison of average thermal expansion coefficient of three materials at different temperatures.

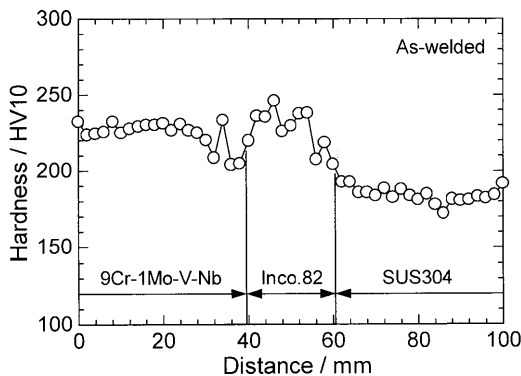


Fig. 5. Hardness distribution in the dissimilar welded joint.

### 4.2 機械的性質と破断位置の関係

加熱温度の違いにより異材溶接継手の機械的性質や破断位置がどのように変化するかを調べるため、室温、823、873および923Kの4条件で高温引張試験を行った。Fig. 6に異材溶接継手の引張強度と温度の関係を9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材<sup>12)</sup>およびSUS304鋼母材<sup>13)</sup>の結果と併せて示す。異材溶接継手の引張強度は試験温度の上昇により低下する。室温の引張強度は9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材およびSUS304鋼母材に比べ低い値を示した。823Kの引張強度はSUS304鋼母材と同じ値を示した。しかし、873および923Kの引張強度は9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材とほぼ同様の値を示した。Fig. 7に高温引張試験により破断した試験片の外観写真を示す。室温での破断位置はバターリング部である。823KではSUS304鋼で破断した。873および923Kの試験温度では、いずれも9Cr-1Mo-V-Nb鋼で破断した。

以上のことから、異材溶接継手の高温引張試験での破断位置は、母材の引張強度の温度依存性に対応して、温度によって変化することが分かった。

### 4.3 クリープ破断特性と破断位置の関係

本節では、異材溶接継手の長時間クリープ破断特性を明らかにするとともに、全ての破断材の破断位置について調査した。

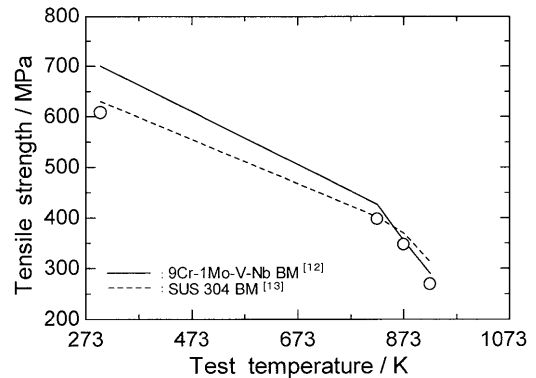


Fig. 6. Short-time tensile properties of dissimilar welded joint.

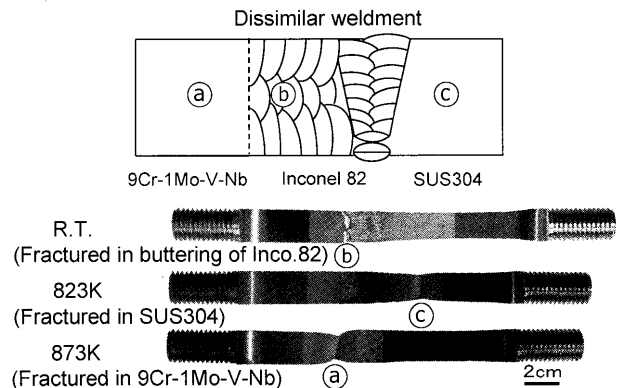


Fig. 7. Appearance of the dissimilar welded joint specimens after tensile tests indicating the change of the fractured part with temperature.

異材溶接継手の応力-破断時間曲線を9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材<sup>12)</sup>の結果と併せてFig. 8に示す。異材溶接継手のクリープ破断強度は、いずれの試験温度においても母材に比べて低い。また、異材溶接継手と母材のクリープ破断強度の差は、試験温度が高くなると大きくなる傾向が見られた。

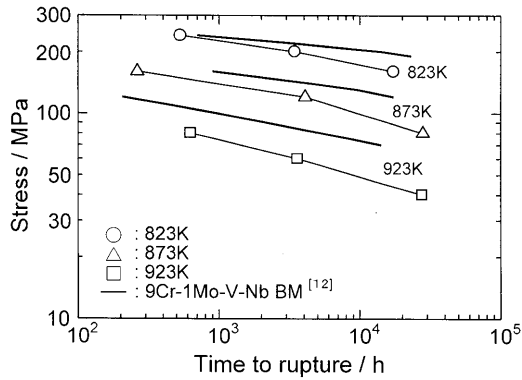


Fig. 8. Stress vs. creep rupture time curves of the dissimilar welded joint and base metal.

Fig. 9に823K, 160 MPa, 17198 h破断材の外観写真, 破断面全体像および破面近傍の横断面組織を示す。破断試験片の外観写真では、大きな変形は見られず、脆性的に破断している。SEMによる破断面の観察では、いずれの部位 (Fig. 9(a), (b)および(c)) においても、フラットな破断面が観察される。また、これらの部位 (Fig. 9(a'), (b')および(c')) の光学顕微鏡による破面近傍の組織観察では、いずれも9Cr-1Mo-V-Nb鋼の溶接熱影響部 (HAZ)とInconel82 (バタリング)の界面で破断していた。Fig.10に923K, 40 MPa, 27536 h破断材の試験片の外観写真, 破断面全体像および破面近傍の横断面組織を示す。破断試験片の外観写真では、大きな変形は見られず、脆性的に破断している。SEMによる破断面の観察では、破断面全体 (Fig.10(a), (b)および(c)) に著しい酸化が見られた。また、これらの部位 (Fig.10(a'), (b')および(c')) の破面近傍の光学顕微鏡組織では、焼戻しマルテンサイト組織は観察されず、いずれの部位においても細粒組織が観察された。この観察結果から、9Cr-1Mo-V-Nb鋼のHAZ細粒域で破断したことがわ

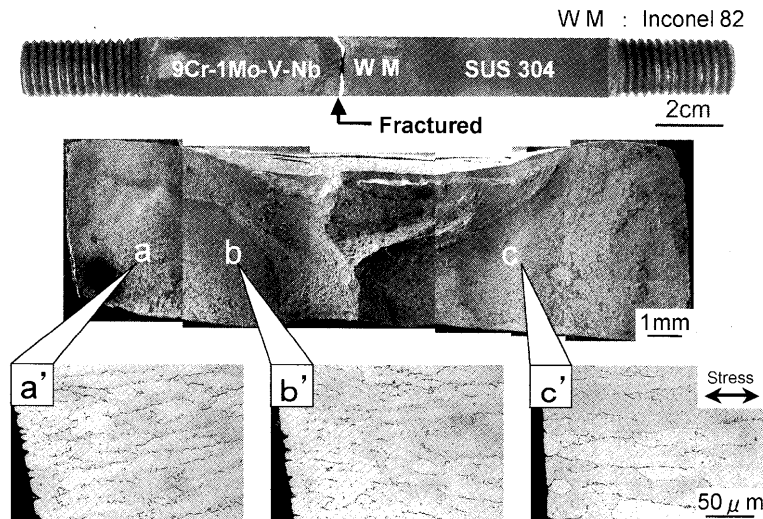


Fig. 9. The structures of fracture surface of a creep-ruptured specimen at 823K, 160 MPa,  $t_R=17198$  h.

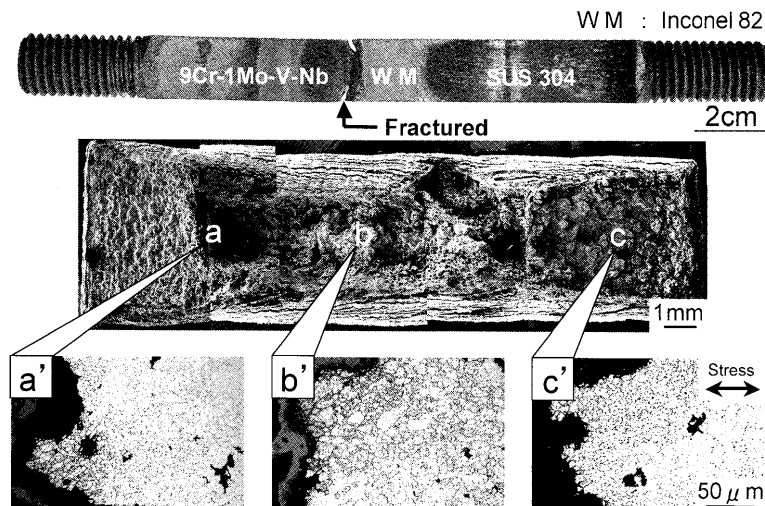


Fig. 10. The structures of fracture surface of a creep-ruptured specimens at 923K, 40 MPa,  $t_R=27536$  h.

かった。

異材溶接継手試験片のクリープ破断材の破断位置を調べた結果、823Kでは、クリープ破断位置は高応力・短時間から低応力・長時間になるにしたがい、9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材および9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82との界面の混合破断から、9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82との界面破断へと破断位置が移行していた。一方、873および923Kでは、クリープ破断位置は、9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材破断から9Cr-1Mo-V-Nb鋼HAZ細粒域破断へと移行していた。

823Kの長時間クリープ試験では9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82の界面で破断し、923Kの長時間クリープ試験では9Cr-1Mo-V-Nb鋼HAZ細粒域において破断した原因について、以下のように考えた。異材溶接継手試験片のSUS304鋼母材は、突合せ溶接施工時の多層盛りによる溶接熱サイクルの影響により、界面近傍が硬化しているものと考えられる<sup>14)</sup>。さらに、9Cr-1Mo-V-Nb鋼に比べ、SUS304鋼は高温強度に優れているため、母材のクリープ変形量も小さいことが予想される。一方、9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材では、Inconel82とのバタリング後に施す溶接後熱処理により界面近傍の残留応力は除去される。このため、Fig.11に示す異材接合部界面の模式図のように、界面近傍のクリープ変形量はSUS304鋼母材側に比べ、9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材側の方が大きい。異材継手のように不均質形態で構成された突合せ溶接継手が引張りを受けた場合、負荷応力レベルが低強度部の降伏強さをこえると、低強度部で塑性変形がはじまり、母材と中間層の間に変形量に大きな差が生じ、接合されている界面では変位を等しくするようなせん断応力が生じることが報告されている<sup>15)</sup>。高温の一定荷重下によるクリープ破断試験においても時間依存の塑性変形が時々刻々進行し、異材界面に同様のせん断応力が作用すると考えられる。SUS304鋼よりも9Cr-1Mo-V-Nb鋼の溶接熱影響部の方がクリープ変形量が大きいため、せん断応力も大きくなると考えられる。以上のことが、823Kの長時間クリープ試験において9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82の界面で破断した原因であると考えた。

一方、873K以上の長時間クリープ試験では、9Cr-1Mo-V-Nb鋼側の界面近傍に生じるせん断応力の影響よりも、9Cr-1Mo-V-Nb鋼HAZ細粒域での炭化物の凝集・粗大化およびクリープポイドの生成によるクリープ損傷(Type IV損傷)の影響の方が大きいと思われる。このことが、873Kおよび923Kの長時間クリープ試験では、9Cr-1Mo-V-Nb鋼のHAZ細粒域において破断が生じた原因であると考えた。

#### 4.4 異材溶接継手のクリープ破壊の分類

Fig.12に同材溶接継手および異材溶接継手における溶接部の破壊のタイプを模式図として示す。従来、同材溶接継手では溶接部の破壊のタイプによりType I~Type IVに分類

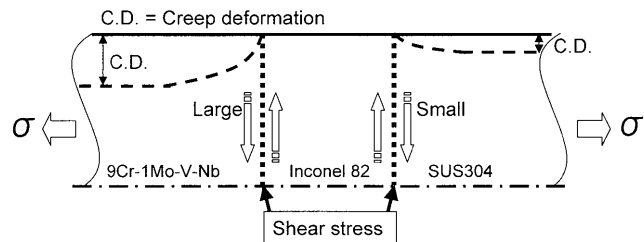


Fig. 11. Schematic illustration of deformation in the interface of dissimilar welded joint.

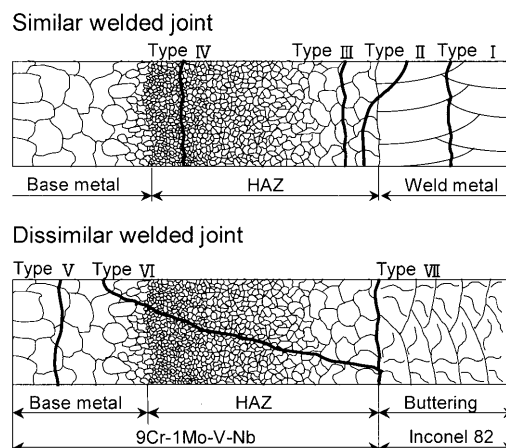


Fig. 12. Fracture type of weldment.

され、下記に示すように定義されている<sup>16)</sup>。

Type I：溶接金属のみにき裂が生じる破壊

Type II：溶接金属からHAZ粗粒域にかけてき裂が生じる破壊

Type III：HAZ粗粒域のみにき裂が生じる破壊

Type IV：HAZ細粒域のみにき裂が生じる破壊

一方、異材溶接継手の破壊のタイプは同材溶接継手とは一部異なるため、ここでは便宜上、Type V~Type VIIを新たに定義した。

すなわち

Type V：9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材のみにき裂が生じる破壊

Type VI：9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82の界面から9Cr-1Mo-V-Nb鋼HAZ、9Cr-1Mo-V-Nb鋼母材にかけてき裂が生じる破壊

Type VII：9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82界面にき裂が生じる破壊

破面観察によって明らかとなった異材溶接継手試験片の破壊のタイプを温度・応力別に整理したものをFig.13に示す。823K、240および200MPaではType VI破壊し、160MPaではType VII破壊した。873K、160MPaではType V破壊し、120MPaではType IV破壊した。さらに低応力の80MPaでは、Type IIIおよびType IVの混合破壊であった。試験温度が最も高い923Kでは、いずれの応力においてもType IV破壊を示した。

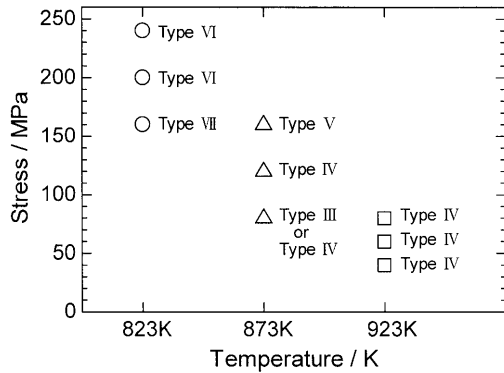


Fig. 13. Fracture type of dissimilar Welded Joint.

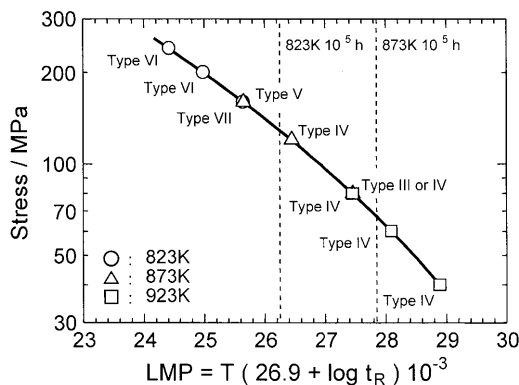


Fig. 14. Relationship between creep rupture properties and fracture type of dissimilar welded joint.

以上のことから、今回得られたクリープ破断試験の結果、異材溶接継手の破壊のタイプは、低温・高応力側の Type V および Type VII 破壊から高温・低応力側の Type IV 破壊へと移行することが分かった。

Fig.14に Larson-Millerパラメータ(LMP)で整理した<sup>17)</sup>異材溶接継手のクリープ破断特性と破壊のタイプの関係を示す。LMPの定数Cの最適値を求めた結果、 $C=26.9$ であった。この図から異材溶接継手の823および873K、10万時間破断時の破壊のタイプは、Type IV破壊であることが推測できる。

## 5. 結言

異材溶接継手(9Cr-1Mo-V-Nb/Inconel82/SUS304)の高温における機械的性質および長時間クリープ破断特性を調べ、異材溶接継手の高温における破壊発生部位に及ぼす試験温度および応力の影響を明らかにした。

得られた結果は以下の通りである。

(1) 異材溶接継手の高温引張試験では、母材の引張強度の温度依存性に対応して、その破断位置は温度によって変化することが分かった。

(2) 異材溶接継手のクリープ破断強度は、いずれの試験温度においても9Cr-1Mo-V-Nb鋼の母材に比べて低かった。また、異材溶接継手と母材のクリープ破断強度の差は試験温度が高くなると大きくなる傾向が見られた。

(3) 823K、160 MPa、17198 h破断材は、9Cr-1Mo-V-Nb鋼とInconel82の界面で破断していることが分かった。その原因は、異材界面にせん断応力が生じたためであると考えた。

(4) 異材溶接継手の長時間クリープ破断試験における破壊のタイプは、低温・高応力側の Type V および Type VII 破壊から高温・低応力側の Type IV 破壊へと移行することが分かった。

(5) 異材溶接継手の823および873K、10万時間破断時の破壊のタイプは、Type IV破壊であることが推測できた。

本研究は、原子力委員会の評価に基づき、文部科学省原子力試験研究費により実施されたものである。

## 文 献

- 1) A.Iseda, Y.Sawaragi and K.Yoshikawa: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 582.
- 2) Y.Tsuchida, K.Okamoto and Y.Tokunaga: *J. Jpn., Weld. Soc.*, **13** (1995), 573.
- 3) Y.Tsuchida, Y.Tsuda and Y.Tokunaga: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 526.
- 4) M.Tabuchi, T.Watanabe, K.Kubo, M.Matsui, J.Kinugawa and F.Abe: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **78** (2001), 779.
- 5) M.Matsui, M.Tabuchi, T.Watanabe, K.Kubo, J.Kinugawa and F.Abe: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 126.
- 6) S.K.Albert, M.Matsui, T.Watanabe, H.Hongo, K.Kubo and M.Tabuchi: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **80** (2003), 405.
- 7) R.J.Hayhurst, R.Mustata and D.R.Hayhurst: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **82** (2005), 137.
- 8) R.W.Emerson and W.R.Hutchinson: *Weld. J.*, **31** (1952), 126S.
- 9) R.L.Klueh and J.F.King: *Weld. J.*, **61** (1982), 302S.
- 10) K.Laha, K.S.Chandravathi, K.B.S.Rao, S.L.Mannan and D.H.Sastry: *Metal. Mater. Trans. A*, **32A** (2001), 115.
- 11) M.Sireesha, S.K. Albert and S.Sundaresan: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **79** (2002), 819.
- 12) NRIM Creep Data Sheet, No. 43, NRIM, (1996).
- 13) NRIM Creep Data Sheet, No. 32A, NRIM, (1995).
- 14) H.Hongo, Y.Yamazaki, T.Watanabe, M.Tabuchi, T.Tanabe and Y.Monma: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **54** (2005), 155.
- 15) 豊田政男: インターフェイスメカニクス, 理工学社, 東京, (1991).
- 16) K.Bell: TWI Report, (1997).
- 17) Manual on the Xetrapolation Methods of Creep-Rupture Data in Accordance with ISO 6303: (1983).