Hastelloy X 電子ビーム溶接継手のクリープ特性*

荒田吉明**, 須清修造***, 清水茂樹***
佐藤 瓊介***, 永井裕善***

Creep Properties of EB Welded Joint on Hastelloy X*

by Yoshiaki Arata**, Shuzo Susei***, Shigeki Shimizu***
Keisuke Satoh*** and Hiroyoshi Nagai***

In order to clarify the creep properties of EB welds on Hastelloy X which is one of the candidate alloys for components of VHTR, creep tests on EB weld metal and welded joint were carried out. The results were discussed in comparison with those of base metal and TIG welds. Further, EB welds were evaluated from the standpoint of high temperature structural design. The results obtained are summarized as follows.

- 1) Both creep rupture strengths of EB weld metal and EB welded joint are almost equal to that of base metal, but those of TIG welds are lower than base metal. As for the secondary creep rate, EB weld metal is higher and TIG weld metal is lower than base metal. As for the time to onset of tertiary creep, no remarkable difference among base metal, EB weld metal and TIG weld metal is observed.
- 2) In case of EB weld metal, although anisotropy is slightly observed, the ductility is same or more as compared with base metal. In case of TIG weld metal, on the contrary, anisotropy is not observed and the ductility is essentially low.
- 3) Such rupture morphology of EB weld metal as appears to have resulted from interconnection of voids which occurred at grain boundary is similar to base metal. In case of TIG weld metal, however, many cracks with sharp tips are observed at grain boundary, and the rupture appears to have occurred in brittle by propagation and connection of the cracks.
- 4) It can be said from the standpoint of high temperature structural design that EB welding is very suitable to welding for structure where creep effects are significant, because both of the creep ductility and the rupture strength are almost equal to those of base metal.

1. 緒 言

現在わが国においては He を冷却材とした多目的高温ガス炉の開発が行われているが、原子炉用機器は最高 1000℃ という超高温下にさらされるため、クリープ強度が重要な問題となっている。このため高温ガス炉用耐熱合金候補材のクリープ特性について多くの研究がなされている¹⁻⁶⁾。しかし、その溶接部のクリープ特性に関する報告は極めて少ない⁷⁾。ASME Code Case 1592 では、クリープ効果が顕著になる溶接構造物は、溶接金属の延性低下の可能性、金属的および形状的效果による溶接部のひずみ集中の可能性があることなどから、非弾性解析による非弾性ひずみの制限量を母材の 1/2 とするよう厳しく規定している。しかし、実際の溶接部のクリープ延性が極端に低下する場合は、Code にしたがって設

計すると非常に危険側になる。このため、クリープ効果が顕著になる構造物に溶接を適用する場合は、その溶接部のクリープ特性を十分把握しておくことが必要である。高温ガス炉用耐熱合金の溶接法としては TIG 溶接および EB 溶接などが検討されているが、これら溶接部のクリープ特性は明確にされていないのが現状である。

本研究は高温ガス炉用耐熱合金候補材である Hastelloy X EB 溶接部のクリープ特性を調査するために、EB 溶接金属および溶接継手のクリープ試験を行い、母材および TIG 溶接部の結果と比較検討し、高温構造設計の観点から EB 溶接継手は優れたクリープ特性を有することを明らかにした。

2. 供試材料および試験片

実験に使用した材料は厚さ 6 mm の Hastelloy X で、その化学成分および機械的性質を Table 1 に示す。

クリープ試験片形状を Fig. 1 に示す。溶接継手試験片については、溶接部が平行部の中央に位置するようにした。

*原稿受付 昭和55年1月25日(昭和54年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

***正 員 川崎重工業(株) Member, Kawasaki Heavy Industries, Ltd.

Table 1 Chemical Composition and Mechanical Properties of Hastelloy X used

Mark	Thick- ness (mm)	Grain Size (ASTM)	Mechanical Properties			Chemical Composition (%)													
			0.2% P.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	E.L. (%)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	B	Fe
HAEM	6	5~6	38.7	75.0	47.6	0.068	0.37	0.59	0.012	0.002	Bal.	20.74	1.03	8.70	0.50	0.21	0.02	0.001	18.23

Final Heat Treatment : 1150°C × 50min W.Q.

Fig. 1 Shape of Creep Test Specimen **Fig. 4** TIG Welding Condition for TIG Welded Joint Creep Test Specimen

Number of Total Pass	12
Dia. of Filler Metal (mm)	1.2
Welding Current (A)	60~70
Arc Voltage (V)	9~10
Welding Speed (mm/min)	50~60
Shield Gas Flow (l/min)	8

Fig. 2 EB Welding Condition for EB Weld Metal Creep Test Specimen

Pch (torr)	5 × 10 ⁻⁴
Vb (kV)	150
Ib (mA)	40
U/b (mm/min)	200
Do (mm)	235
Df (mm)	170
Qb (Do/Df)	1.38

Fig. 5 TIG Welding Condition for TIG Weld Metal Creep Test Specimen

Number of Total Pass	20
Dia. of Filler Metal (mm)	1.2
Welding Current (A)	60~70
Arc Voltage (V)	9~10
Welding Speed (mm/min)	50~60
Shield Gas Flow (l/min)	8

Fig. 3 EB Welding Condition for EB Welded Joint Creep Test Specimen

Pch (torr)	5 × 10 ⁻⁴
Vb (kV)	150
Ib (mA)	40
U/b (mm/min)	1200
Do (mm)	235
Df (mm)	225
Qb (Do/Df)	1.04

EB 溶接金属および溶接継手クリープ試験片は、Fig. 2 および 3 に示すような条件で EB 溶接した後、同図に示すような方向に試験片を採取し、Fig. 1 に示すような板状試験片に機械加工により作成した。特に EB 溶接金属クリープ試験片加工に際しては、溶接金属の幅が狭いために、端部をエッチングし、溶接金属の幅を確認しながら、クリープ試験片平行部が確実に全溶接金属となるように注意した。また比較のために行った母材、TIG 溶接金属および溶接継手クリープ試験片の形状はすべて Fig. 1 に示す板状試験片であり、それらの溶接条件および採取方向を Fig. 4 および 5 に示す。TIG 溶接棒は供試材と同一チャージの Hastelloy X 心線を用いた。すべての

溶接試験片は、溶接後 X 線透過試験および液体浸透探傷試験を行い、欠陥のないことを確認した後、溶接後熱処理を行わず機械加工を行った。

3. 実験方法

クリープ試験はすべて JIS Z 2271 の引張クリープ試験方法規格に準拠し、直荷重型クリープ試験機を使用し、大気中、900℃において破断に至るまで定荷重クリープ試験を行った。試験中のクリープ伸びの測定は、プルロッドの伸びを 1/100 mm 目盛のダイヤルゲージにて読み取ることに由り行った。試験温度は各試験片の平行部間に 2 対の白金-白金ロジウム熱電対を取り付け、温度記録計およびデジタル温度計にて、900℃ ± 3℃ に制御されていることを確認した。

4. 実験結果および考察

4.1 クリープ曲線

EB 溶接金属および溶接継手のクリープ曲線を母材および TIG 溶接の結果と比較して Fig. 6~8 に示す。母材および TIG 溶接のクリープ曲線は比較的通常の曲線

Fig. 6 Creep Curves (I)

Fig. 7 Creep Curves (II)

Fig. 8 Creep Curves (III)

であるのに対し、EB 溶接はS形状の不整クリープ曲線の場合が多い。

4.2 第2期クリープひずみ速度

Fig. 9 は EB 溶接金属および溶接継手の第2期クリープひずみ速度を母材および TIG 溶接の結果と比較して示したものである。EB 溶接金属の第2期クリープひずみ速度はいずれの応力レベルにおいても母材より大であるが、一方、TIG 溶接金属のそれは母材に比してかなり小である。なお、EB 溶接継手は EB 溶接金属に、TIG 溶接継手は母材にほぼ等しい第2期クリープひずみ速度を示し、2種類の異なったクリープひずみ速度を

Fig. 9 Secondary Creep rate

Fig. 10 Time to Initiation of Tertiary Creep

Fig. 11 Time to Rupture

持つ継手は高延性側の値を示している。

4.3 第3期クリープ開始時間

各溶接金属および溶接継手の第3期クリープ開始時間と応力との関係を Fig. 10 に示す。かなりのばらつきはあるが、各溶接金属および溶接継手の第3期クリープ開始時間に顕著な差は認められないようである。

4.4 破断強度

Fig. 11 は EB 溶接金属および溶接継手の破断時間を母材および TIG 溶接の結果と比較して示したものである。EB 溶接金属は母材とはほぼ同等の破断強度を示すのに対し、TIG 溶接金属は母材よりもかなり低い破断強度を示している。EB 溶接継手は溶接金属部破断であるが EB 溶接金属よりわずかに低い破断強度を示している。これは EB 溶接金属と溶接継手では応力軸に対する溶接凝固方向に相違があり、異方性により差異が生じた

ものであろう。しかし TIG 溶接金属の破断強度よりは優れている。TIG 溶接継手は溶接金属部破断であり、TIG 溶接金属の試験片とは応力軸と溶接方向との関係は異なるが、破断強度はほぼ同程度の値を示し、TIG 溶接では異方性は顕著でないと思われる。

4.5 破断延性

各溶接金属および溶接継手の破断伸びと破断時間の関係を Fig. 12 に示す。EB 溶接金属は母材と同等以上の破断伸びを示すが、EB 溶接継手の破断伸びはこれらより低い。平行部が母材および母材と同等の延性を有する EB 溶接金属で構成される EB 溶接継手の延性が母材、EB 溶接金属に比べ低下するのは EB 溶接金属の異方性によるものと思われる。一方、TIG 溶接金属の破断伸びは母材に比べ極めて低い。TIG 溶接継手の破断伸びは母材の影響により TIG 溶接金属の破断伸びより高いが、EB 溶接継手のそれよりは低い。

Fig. 12 Elongation at Rupture

4.6 破断後外観および顕微鏡組織観察

各溶接金属および溶接継手のクリープ破断後の試験片外観写真の代表例を Fig. 13 に示す。EB 溶接金属試験片は他の試験片では認められない不均一な変形が認められる。これは前述した不整クリープと対応していると思われる。EB 溶接継手は溶接金属中央部の柱状晶が相接する部分に沿ったと考えられる直線的な破断形態を示している。しかし溶接金属部はかなり絞られており、EB 溶接金属の高延性特性を示唆しているようである。TIG 溶接継手は溶接金属部破断であり、TIG 溶接金属試験片とは巨視的な破断形態の差異は認められず、低延性破断を示している。

Fig. 13 Appearance of Creep Test Specimen Ruptured at 900°C, 4 kg/mm²

Fig. 14 は母材試験片の破断部近傍の顕微鏡組織を示したものであるが、結晶粒界には多数のボイドが観察され、破断はこれらのボイドが任意に連結合体して生じたものと思われる。Fig. 15 は EB 溶接金属試験片の破断部近傍の顕微鏡組織を示したものである。柱状晶の境界と思われる位置に多数のボイドが発生しており、ミクロ的な破断形態については、母材と大きい差異は認められない。Fig. 2 に示した試験片採取方向から分かるように、柱状晶は試験片の板厚方向に成長しているが、柱状晶の境界におけるボイドの発生および成長は母材と同様方向性を有しない。EB 溶接継手試験片については、Fig. 2 に採取方向を示したように、柱状晶の成長方向は応力軸にはほぼ平行である。しかし柱状晶が溶接金属中央部において相接する最終凝固部は応力軸に対し垂直面を形成している。Fig. 16 に破断部近傍の顕微鏡組織を示す。応力軸に平行な柱状晶の境界にはほとんどボイドは認められないが、溶接金属中央部の柱状晶の相接する部分には多くのボイドが発生し、これらが連結合体して破断に至ったと思われる方向性のある破断の形態を示している。Fig. 17 および18は、TIG 溶接金属および溶接継手試験片の破断部近傍の顕微鏡組織を示したものである。TIG 溶接については、EB 溶接のような溶接凝固組織の異方性はほとんど認められず、溶接金属および溶接継手のいずれについても、応力軸に対し45°~90°の角度をもったすべりの発生し易い柱状晶の境界にボイドに起因すると思われる先端の鋭いクラックが認められ、これらのクラックが連結合体し、脆性的な破断に至ったものと思われる。

Fig. 14 Microstructure of Hastalloy X Base Metal Creep Ruptured Specimen

Fig. 17 Microstructure of Hastalloy X TIG Weld Metal Creep Ruptured Specimen

Fig. 15 Microstructure of Hastalloy X EB Weld Metal Creep Ruptured Specimen

Fig. 18 Microstructure of Hastalloy X TIG Welded Joint Creep Ruptured Specimen

Fig. 16 Microstructure of Hastalloy X EB Welded Joint Creep Ruptured Specimen

上述のように、母材および EB, TIG 溶接のいずれの場合も破断部近傍にボイドの発生が認められた。Fig. 10 から分かるようにいずれの場合も第3期クリープ開始時間に大きな差異が認められないことから、これらのボイドの発生時期はほぼ近似していると考えられる。またボイドの形態から母材および EB 溶接部に発生したボイドの成長過程は類似しているが、TIG 溶接の場合は、結晶粒界の脆化により粒界に発生したボイドはクラック状になり急激に進展すると考えられる。

4.7 EB 溶接金属と TIG 溶接金属のクリープ特性

前述した結果から EB 溶接金属には顕著な異方性が認められるが、本質的には TIG 溶接金属よりも高クリープ延性であることを示している。これは EB 溶接が高真空中で行われるために、溶接金属中の不純物ガスが除去

Fig. 19 Relation between Time to Initiation of Tertiary Creep and Time to Rupture

されること, および EB 溶接金属の結晶粒が小さいことなどから高クリープ延性を示すものと考えられる。

また Fig. 19 に示すように, EB 溶接金属は, 第 3 期クリープ開始時間と破断時間の比が母材のそれとほとんど差異が認められず $1/3 \sim 1/2$ であり, 全寿命に対する第 3 期クリープ期間の比較的長いクリープ特性を示している。これは顕微鏡組織観察結果における破断形態が結晶粒界に生じたボイドのランダムな連結体と対応しており, 母材の挙動と差異が認められない。これに対し, TIG 溶接金属は結晶粒が大きいことなどから本質的に低クリープ延性であり, 更に応力軸に対する柱状晶の成長方向が $45^\circ \sim 90^\circ$ であるため, 析出物により脆化している柱状晶の境界にボイドが生じると, これは伝播し易く短時間のうちに破断に至るものと考えられる。この結果, Fig. 19 に示すように, TIG 溶接金属では第 3 期クリープの期間が極めて短いクリープ特性を有するものと考えられる。第 3 期クリープ期間の短縮は, 更に破断延性に大きく影響をおよぼし, TIG 溶接金属の低破断延性の一因になっていると考えられる。

4.8 高温構造設計の観点よりの EB 溶接継手クリープ特性の評価

ASME Code Case 1592 においては, 許容応力を決定するに当り, 第 3 期クリープ開始強度を一つの決定項目に挙げ, 第 3 期クリープ域に入ること防止する設計思想がある。この設計思想の理由はいくつかあるが, その一つとして, 第 3 期クリープ域ではボイドなどの材料欠陥が発生する恐れがあり, 実機の使用中にこのような欠陥が生じることがないようにするためである。また, ひずみおよび変形の制限が規定されており, クリープ効果が顕著な溶接構造物は累積非弾性ひずみが厚さ方向の平均ひずみで 0.5% を超えてはならないとされている。いま, TIG 溶接では破断時間が高々 1000 hr 程度でもその破断延性はわずか数% である。したがって, 更に低応力の場合, あるいはばらつきなどを考慮すると, 本実験の

範囲内でも, 0.5% 程度の変形ですでにボイドあるいはクラックの材料欠陥が生じる恐れがある。一方, EB 溶接の場合, 母材と同等以上の変形能があるため, 0.5% 程度の変形では材料欠陥の発生は全く認められないと考えられる。また, 破断強度も母材に近いことから, クリープ効果の顕著な構造物の溶接法としては EB 溶接は極めて優れていると考えられる。

5. 結 論

高温ガス炉用耐熱合金候補材である Hastelloy X の EB 溶接部のクリープ特性を調査するため, EB 溶接金属および溶接継手の単軸クリープ試験を行い, 母材および TIG 溶接の結果と比較検討を行い, また高温構造設計の観点からの評価を行った。得られた結論は次のとおりである。

1) EB 溶接金属および溶接継手の破断強度は, 母材とほぼ同等であるが, TIG 溶接は母材よりもかなり低い。第 2 期クリープひずみ速度については, EB 溶接金属は母材よりも大であるが, TIG 溶接金属は母材に比べてかなり小さい。第 3 期クリープ開始時間については, EB, TIG 溶接共, 溶接金属および溶接継手についてほとんど差異は認められない。

2) EB 溶接金属は異方性を示すが, 本質的には母材と同等以上の高クリープ延性を有している。一方, TIG 溶接金属はあまり大きな異方性を示さず, 本質的には低クリープ延性であり, 破断延性が極めて低い。

3) EB 溶接金属の破断は, 結晶粒界に生じた多数のボイドの連結体起因し, 破断形態については母材とほとんど差異は認められないが, TIG 溶接金属の場合は, 結晶粒界に先端の鋭いクラックが認められ, 脆的な破断の様相を示している。

4) 高温構造設計の観点より評価すると, EB 溶接継手は母材とほぼ同等のクリープ延性および破断強度を示すゆえ, EB 溶接はクリープ効果の顕著な構造物の溶接法として極めて優れていると考えられる。

参 考 文 献

- 1) 清重, 村瀬, 藤岡, 清水, 佐藤: Hastelloy X のクリープ特性とその設計への適用, 材料, 26-282 (1977) 248-254
- 2) 村瀬, 藤岡, 喜多, 清水: 900°C の大気およびヘリウム雰囲気中の Hastelloy X のクリープとクリープ破断特性, 日本原子力学会誌, 18-10 (1976) 641-645
- 3) 日本学術振興会第122-第123委員会 合同高温ガス炉耐熱材料研究会; 高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書 (第 2 集), (1974) 38-129
- 4) 美野, 大友, 雑賀: Inconel 617 のクリープ挙動とその組織, 日本材料学会第14回高温強度シンポジウム前刷集, (1976) 56-59
- 5) 木内, 小川, 辻: ヘリウム中クリープにおける環境効果, 日本材料学会第15回高温強度シンポジウム前刷集, (1977) 52-56
- 6) 渡辺, 千葉: 数種のニッケル基超耐熱合金の不純ヘリウム中クリープ破断強度, 鉄と鋼, 62-14 (1976) 1879-1886
- 7) 清水, 佐藤, 清重, 村瀬, 藤岡: 原子炉用耐熱合金溶接継手のクリープおよびクリープ破断特性, 日本材料学会第15回高温強度シンポジウム前刷集, (1977) 21-25