原子炉用 HT 70 鋼大型溶接継手のクリープラプチャ に関する研究 (第2報)*

—再現熱影響部の高温性能試験による破断様相の解析—

岡 根 功**

A Study on Rupture Properties of Large Welded Specimens of HT 70 Steel for Nuclear Pressure Vessels (Report 2)*

—Some Looks of its Creep Rupture with High Temperature Properties
of Synthetic HAZ Specimens—

By Isao Okane**

Abstract

The creep rupture configuration of large welded specimens, having the shape as welded, was very different from that of conventional small welded specimens, cut off from the weld joint. The initiation of crack in rupture occurred at the toe of weld metal and the intersection of the bonds of both side weld metal. The crack propagated along the grain boundary of austenite of bond in the heat-affected zone of base metal.

The mechanism of creep rupture for large welded specimens was investigated with results of high temperature tensile test and creep rupture test at 500°C for synthetic HAZ specimens. The specimens were synthesized the coarse grain part near bond (max. heating temperature 1,350°C), the fine grain part (max. heating temperature 900°C) and the intermediate part (max. heating temperature 1,100°C) in the heat-affected zone of base metal.

By results of tests, high temperature tensile and creep rupture properties of the coarse grain part near bond were inferior to the other parts and the rupture occurred in austenite boundary. Especially, the absorbed energy to rupture of the coarse grain part near bond was smaller than that of the other parts above 400°C. Consequently, the creep rupture of large welded specimens may be occurred along the grain boundary of austenite of bond in the heat-affected zone of base metal.

1. 緒 言

前報¹⁾において報告したように実物大の溶接継手断面を有する大型継手試験片のクリープラプチャの状況はまず溶接止端部あるいは母材と表側と裏側の溶接金属境界線の交点できれつが発生し、これが母材熱影響部粗粒域のオーステナイト粒界に沿って進行し、ついに破断する。

本報告ではきれつの進行経路にあたる母材熱影響部を小型丸棒試験片に再現させ、これについて高温引張試験およびクリープラプチャ試験を行ない、この結果をもとにして大型継手試験片によるクリープラプチャの様相を種々検討した。

2. 実験方法

供試鋼材は前報¹⁾の場合と同一チャージの板厚 30 mm

の原子炉压力容器用 Mn-Cr-Mo-B 系 70 キロ 高張力鋼である。本研究の溶接継手部は多層盛溶接のため、その母材熱影響部は加熱冷却熱サイクルを繰返し受ける。このため継手部の位置によってその組織が異なると考えられる。しかしクリープラプチャに至る最初のきれつは最終溶接層の止端部で発生し、これが母材熱影響部を進行するのであるから、本報告ではまづきれつの発生場所である最終溶接による母材熱影響部について、そのクリープラプチャ強さを検討する目的で Fig. 1(a) に示す丸棒試験片 (平行部直径 9 mm, 平行部長さ 70 mm) に単一溶接熱サイクルを与えて試験に供した。この単一溶接熱サイクルは Fig. 2 に示す三種類で溶接熱影響部の組織を再現させた。すなわち最高加熱温度 1,350°C の A サイクルで母材熱影響部の粗粒域を、900°C の C サイクルで微粒域を、1,100°C の B サイクルでこの中間の組織をそれぞれ再現させた。Photo. 1 は溶接熱影響部を再現した組織を示したものである。以下これら再現熱影響試験片を溶接熱サイ / の種類にしたがってそれぞ

* 原稿受付, 昭和40年2月20日 (溶接学会昭和39年度秋季全国大会にて発表)

** 正員, 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

Fig. 1 Size of specimen.

Fig. 2 Thermal cycle curves with various peak temperature.

れ A 試験片, B 試験片および C 試験片と呼称する。

以上の各再現熱影響試験片を Fig. 1 (b) に示すように平行部直径を 7 mm に仕上げて常温, 250°C, 350°C, 450°C, 500°C, 550°C および 650°C の 7 温度での高温引張試験および 500°C でのクリープラプチャ試験を行ない, この結果をもとにして大型溶接継手試験片のクリープラプチャ状況を種々検討した。

3. 実験結果

3.1 高温引張試験

Fig. 3 は再現熱影響部の高温引張試験結果を示したものである。図中実線は試験温度に対する引張強さ, 破線は伸び ($D=7.0$ mm, $GL=50$ mm) および一点鎖線は絞りの変化をそれぞれ示している。この結果, 引張強さは A 試験片, B 試験片, C 試験片の順で溶接熱影響部粗粒域がもっとも大きいことが明らかである。しかし試験温度が高くなるにしたがいその差は小さくなり 650°C ではほとんど差は認められない。いっぽう材料の延性を表わす伸びおよび絞りは C 試験片の場合は試験温度の上昇にしたがい大きくなっているのに対して A 試験片, B 試験片は逆に減少する傾向にある。とくに試験温度が 400°C 以上ではこの減少の傾向は著しく A 試験片の場合は 550°C 以上, B 試験片の場合は 650°C 以上ではほとんど延性を示さない。

A Cycle

B Cycle

C Cycle

Remarks ;

A Cycle...Max. heating temp. 1,350°C
B Cycle... " " " 1,100°C
C Cycle... " " " 900°C

Photo. 1 Photomicrographs of the specimens submitted to various thermal cycles. ($\times 100$)

Photo. 2 は 650°C における A 試験片と C 試験片の引張破断部近傍の顕微鏡組織 ($\times 100$) を示したものである。この写真より明らかなように A 試験片の破断箇所は結晶粒界であり, また結晶粒は Photo. 1 に示した試験前の組織と比較するとほとんど変形していないようである。C 試験片の場合は微粒で破断は粒界で生じているかどうかは明りようでないが, 結晶粒はかなり引張方向に伸びて A 試験片に比して延性に富んでいることは明らかに認められる。

Fig. 3 High temperature tensile properties of specimens submitted to various thermal cycles.

Specimen A (Max. heating temp. 1,350°C)

Specimen C (Max. heating temp. 900°C)

Photo. 2 Photomicrographs near the tensile ruptured region at 650°C for specimen A and specimen C. ($\times 100$)

3.2 クリープラプチャ試験

Fig. 4 は再現熱影響部試験片について 500°C でクリープラプチャ試験を行なった結果を示したものである。図中黒丸印は A 試験片の場合、半黒丸印は B 試験片の場合および白丸印は C 試験片の場合を示している。こ

Fig. 4 Stress-rupture time linear relations of specimens submitted to various thermal cycles at 500°C.

の結果によれば同じ負荷応力に対して C 試験片の場合よりも破断時間が長時間側にありクリープラプチャ強さが大きく以下 B 試験片, A 試験片の順であることが明らかである。

Photo. 3 は各再現熱影響部試験片のクリープラプチャ後の破断部近傍の顕微鏡組織 ($\times 100$) を示したものである。すなわち (a) は A 試験片で負荷応力 33 kg/mm², 破断時間 5.5 h の場合, (b) は B 試験片で負荷応力 38 kg/mm², 破断時間 238 h の場合, (c) は C 試験片で負荷応力 55 kg/mm², 破断時間 60 h の場合を示している。写真より明らかなように前述の高温引張試験の場合と同様 A 試験片の場合, 破断は結晶粒界で生じ, 結晶粒の変形はほとんど認められない。B 試験片の場合も A 試験片の場合と同様破断は結晶粒界で生じ結晶粒の変形はあまり認められない。しかし A 試験片の場合と異なり破断部近傍に微小クラックの発生が認められる。このクラックは Photo. 4 に示すように拡大 ($\times 400$) すると結晶粒界に生じていることが明らかである。またこのクラックは負荷方向に開きこれにはほぼ直角方向に伝ばしている傾向にあるように思われる。C 試験片の場合微粒であるため Photo. 3 の写真では明りように破断状況を求めることができないので Photo. 5 に示すように拡大 ($\times 1,500$) すると明らかなように負荷方向にフェライトは著しく伸び延性に富んでいることが認められる。

Photo. 6 はクリープラプチャ試験前後における各再現熱影響部の結晶粒界近傍の電子顕微鏡組織 (カーボンレプリカ法にて蒸着 $\times 2,000$) を示したものである。写真より明かに A 試験片, B 試験片に析出物が粒界に凝集しているのが認められる。いっぽう C 試験片の場

(a) Specimen A
Stress 33kg/mm², Rupture time 5.5h

(b) Specimen B
Stress 38kg/mm², Rupture time 238h

(c) Specimen C
Stress 55kg/mm², Rupture time 60h

Remarks ;

Test temp. 500°C

Specimen A Max. heating temp. 1,350°C

Specimen B " " " 1,100°C

Specimen C " " " 900°C

Photo. 3 Photomicrographs near the creep ruptured region for the specimens submitted to various thermal cycles. ($\times 100$)

Photo. 4 Photomicrograph of microcracks near the creep ruptured region for specimen B. ($\times 400$)

Before creep rupture test

Photo. 5 Photomicrographs of specimen C before and after creep rupture test. ($\times 1,500$)

After creep rupture test

Testing temp. 500°C

Stress 55kg/mm² Rupture time 60h

Before creep rupture test

Specimen A

Specimen B

Specimen C

After creep rupture test

Specimen A
Stress 58kg/mm² Rupture time 0.33h

Specimen B
Stress 63kg/mm² Rupture time 8.9h

Specimen C
Stress 55kg/mm² Rupture time 60h

Photo. 6 Electronmicrographs near the grain boundary of specimens submitted to various thermal cycles, before and after creep rupture test. ($\times 2,000$)

合は上記の析出物の粒界凝集は認められず粒界近傍にセル構造が生成しているように見られる。以上いずれの試験片もクリープラプチャ試験前に比して試験後の結晶粒内のフェライトが成長しているのが認められる。

以上の結果からボンドに近接した溶接熱影響部粗粒域の引張強さは他の熱影響部に比して大きいが延性に乏しく、クリープラプチャ強さは小さい。その破断部付近は引張試験、クリープラプチャ試験いずれの場合も結晶粒がほとんど変形せず粒界で破断している。B 試験片、C 試験の場合も同様引張試験とクリープラプチャ試験の破断箇所や結晶粒の変形状況がほぼ同じである。これらの結果から両試験における試験片の破断機構は類似していると考えられる。

4. クリープラプチャ機構の検討

4.1 高温引張試験結果からの検討

前節で述べたように高温引張試験とクリープラプチャ試験による破断状況は同じでその破断機構は類似していると考えられるので、引張試験において各試験片が破断するまでに費やされる吸収エネルギー値を比較して、各試験片すなわち溶接熱影響部粗粒域、微粒域およびその中間域のクリープラプチャ強さを検討する。本実験においては試験片の形状から引張試験時の精密な伸び-荷重曲線の記録が困難であるため測定できなかった。このため各試験片の引張試験における“ひずみ(ε)-応力(σ)”曲線を Fig. 5 に示すような加工硬化しない理想的な状態と考へて、各試験片の破断までに費やされる吸収エネルギーを A 試験片すなわち溶接熱影響部粗粒域の場合のそれに対する比で比較する。また試験温度が一定である場合の各試験片の弾性係数は変らないものとする。

Fig. 5 において試験片が破断するまでに費やされる吸収エネルギーは“ひずみ-応力”曲線下の面積で表わされる。この全吸収エネルギーは弾性域と塑性域の場合

Fig. 5 Schematic stress-strain curves of specimens submitted to various thermal cycles.

に分けられる。すなわち、

$$E_a = \frac{1}{2}(\sigma_a \cdot \epsilon_a') + \sigma_a(\epsilon_a - \epsilon_a') \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$E_b = \frac{1}{2}(\sigma_b \cdot \epsilon_b') + \sigma_b(\epsilon_b - \epsilon_b') \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$E_c = \frac{1}{2}(\sigma_c \cdot \epsilon_c') + \sigma_c(\epsilon_c - \epsilon_c') \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここに

E ; 破断までの全吸収エネルギー

σ ; 降伏応力

ϵ ; 破断までの全ひずみ

ϵ' ; 降伏点における弾性ひずみ

をそれぞれ示し、各記号の添字 a, b, c は各試験片の種類を示している。一般に鋼の場合、塑性域の吸収エネルギーに比べて弾性域の場合は著しく小さいと考えられるので、これを省略して塑性域の吸収エネルギーのみで破断までの全吸収エネルギーを表わすものとし、上式の比を求めると次式のようになる。

$$\begin{aligned} E_a : E_b : E_c &= \sigma_a(\epsilon_a - \epsilon_a') : \sigma_b(\epsilon_b - \epsilon_b') : \sigma_c(\epsilon_c - \epsilon_c') \\ &= 1 : (\sigma_b/\sigma_a)(B/A) : (\sigma_c/\sigma_a)(C/A) \quad \dots\dots\dots (4) \end{aligned}$$

ここに

$$A = (\epsilon_a - \epsilon_a'), B = (\epsilon_b - \epsilon_b'), C = (\epsilon_c - \epsilon_c')$$

でこの値は引張試験結果の伸びより求められる。この応力比および伸び比に Fig. 3 の高温引張試験結果を代入して試験温度に対する各試験片の破断するまでに費やされる吸収エネルギーの変化を A 試験片の場合を基準にして示すと Fig. 6 のようになる。

図によれば C 試験片すなわち溶接熱影響部微粒域の場合、試験温度が 350°C 以下では A 試験片すなわち溶接熱影響部粗粒域の場合より破断までに費やされる吸収エネルギーは小さいが、この温度以上では逆に大きくなりその増加は 500°C 以上になると急激である。中間

Fig. 6 Absorbed energy ratio for tensile specimens submitted to various thermal cycles.

的な組織を示す *B* 試験片の場合は *C* 試験片ほど温度に対して変化しないが、本実験の温度範囲では *A* 試験片の場合より大きな吸収エネルギーを示している。Fig. 4 に示したクリープラプチャ試験の温度は 500°C であり、この温度における各試験片の破断までの吸収エネルギーを Fig. 6 で比較すると *C* 試験片すなわち溶接熱影響部微粒域の場合がもっとも大きく *A* 試験片すなわち溶接熱影響部粗粒域の場合がもっとも小さい。この順位は Fig. 4 の結果と一致している。このことより引張試験において破断までに費やされる吸収エネルギーの大きいはどクリープラプチャ強さは大きいことが推察できる。前報¹⁾の試験温度 400~500°C での大型溶接継手試験片の破断はいつれの場合もボンドに沿った溶接熱影響部粗粒域で生じているのは上記の理由によるものと考えられる。

4.2 結晶構造からの検討

一般に多結晶金属のクリープ変形は結晶粒内と粒界すべりによるものと考えられる。この各すべりの全ひずみに対して占める割合は温度によって左右される。すなわち低温度においては粒界のすべりの全ひずみに対して占める割合が小さく高温においてはこの逆である。したがって高温では粒界面積の少ない粗大結晶粒のもののほうがクリープし難く、さらに結晶のポリゴン化現象を考慮しても粗大結晶粒の方がクリープ抵抗が大きいことが純金属の場合考えられている²⁾。この考えを本実験の場合に適用すればもっとも結晶粒の大きい *A* 試験片の場合がクリープラプチャ強さが大きいことになり Fig. 4 に示した実験結果に反する。この相異は本実験の場合、低合金鋼であり、さらに各試験片はそれぞれ異なった溶接熱サイクルを受け結晶粒内の組織がかなり異なっているためと考えられる。すなわち本実験のような場合は単に結晶粒の大小のみでクリープラプチャ強さを比較するのは無理でさらに結晶を構成する粒内の組織、クリープ中の焼もどし効果、炭化物の形成および粒界析出凝集、球状化などの現象²⁾も加えて検討する必要がある。本実験の場合クリープラプチャの様相は Photo. 3 に示すように粒界破断である。結晶粒界の破壊機構に関しては H.C. Chang などの説がある³⁾。すなわち Fig. 7 に示すように結晶粒界において矢印のように臨界すべり応力以上の力が作用する場合、結晶粒内がこの力に十分耐え得る場合は粒界交点に応力集中が起こり、この結果斜線部のように粒界にき裂が生ずる。また一般にクリープ速度は結晶の直径の平方に逆比例すると云われている⁴⁾。すなわち結晶粒の大きいほどそのクリープ速度は小さくなりクリープ変形抵抗が大きくなる。これらの説にしたがって本実験の場合を以下検討する。Table 1 は各試験片の

Fig. 7 Schematic views showing initiation of intercrystalline cracks due to grain boundary sliding. (by H.C. Chang et al.).

Table 1 Micro-Vickers hardness (load 50 g) in grain and at boundary, before and after creep rupture test, for specimens submitted to various thermal cycles.

Specimen*	Before creep rupture test		After creep rupture test		
	In grain	At boundary	In grain	At boundary	Rupture time
A	487	473	353	367	Stress; 33 kg/mm ² Rupture time; 5.6h
B	460	473	325	362	Stress; 38 kg/mm ² Rupture time; 238h
C	317	441	317	345	Stress; 55 kg/mm ² Rupture time; 60h

Specimen*; A...Max. temperature 1,350°C

B...Max. temperature 1,100°C

C...Max. temperature 900°C

クリープラプチャ試験前後における結晶粒内および粒界のかたさを微小ビッカースかたさ計 (荷重 50 g) で測定した結果の一例である。この測定値は 5~10個の平均値で各測定値には大きなばらつきはなかった。この結果より試験前の状態において *A* 試験片すなわち溶接熱影響部粗粒域を再現したものの粒内は他の *B* および *C* 試験片の場合よりもかたさ値は大きい。また、これらの各試験片は 500°C でクリープラプチャ試験されるので当然焼もどしの影響を受けることも考えなければならない。焼もどしの影響は加熱前の組織によって異なることが他の高張力鋼で認められている⁵⁾。このため試験中の焼もどしの程度を検討する必要がある。そこで同表中に示した試験後のかたさを比較すると試験前の場合と同様 *A* 試験片の場合がもっとも大きい。このことから試験中もこのかたさの順位であることが推定できる。この結果 *A* 試験片の結晶粒内は他の試験片の粒内に比べて変形し難いことが推察できる。また *A* 試験片の結晶粒度がもっとも大きいので、この観点からもクリープ変形し難いことが想像できる。これらのことから粗粒域を再現した *A* 試験片では粒界破断しやすい状態にあることが説明できる。事実 Photo. 3 に示した *A* 試験片の破断部近傍の顕微鏡組織では結晶粒はほとんど変形していない。さらにそのうえ Photo. 6 で示したように *A* 試験

片の場合その粒界では他の試験片の場合に比して析出物が大きく凝集球状化している。これが応力集中源になり、Fig. 7 の粒界破断機構と同じ状態になってますます粒界破断しやすい状態にあることが推察できる。

以上大型溶接継手試験のクリープラプチャは、ボンドに近接した母材熱影響部粗粒域で生じている機構を溶接熱影響部を再現した小型丸棒試験片の高温引張および 500°C でのクリープラプチャ試験結果をもとにして検討した。この結果、大型溶接継手試験片のボンド付近の熱影響部破断の原因は、まず溶接金属の止端部および三重重点の応力集中のためき裂が発生し、き裂先端の応力場により主応力にはほぼ直角方向にマクロ的には進行するものであるが、ミクロ的には各部の引張破断吸収エネルギーの小さいところ、または結晶粒内の変形し難いところ、すなわち粗粒域の粒界をたどって進行するものと考えられる。

前報¹⁾で報告したように大型継手試験片と小型継手試験片のクリープラプチャの状況は異なっているがこれは試験片の形状が異なり試験片内の応力状態が異なるためと考えられるが、この理由については目下検討中である。

5. 結 論

大型溶接継手試験片のクリープラプチャ機構を溶接熱影響部を再現した小型丸棒試験片による高温引張および 500°C でのクリープラプチャ試験結果より検討した結果下記のことと判明した。

(1) 高温引張試験において、引張強さは溶接熱影響部粗粒域を再現した A 試験片は微粒域を再現した C 試験片およびその中間組織を再現した B 試験片の場合に比してもっとも大きい、その差は高温になるにしたがい小さくなり 650°C ではほとんど差は認められない。いっぽう材料の延性を表わす伸びと絞り C 試験片の場合、温度の上昇にしたがい大きくなっているのに対して A 試験片、B 試験片は逆に減少の傾向にある。とくに 400°C 以上でこの傾向はいちじるしく、A 試験片の場合 550°C 以上の温度ではほとんど延性を示さない。

(2) クリープラプチャ試験においては、溶接熱影響部粗粒域を再現した A 試験片は微粒域を再現した C 試

験片およびその中間組織を再現した B 試験片の場合に比して、クリープラプチャ強さはもっとも小さかった。また A 試験片の場合その破断は粒界で生じ結晶粒はほとんど変形せず、粒界には析出物の凝集球状化が認められる。

(3) 溶接熱影響部を再現した各試験片の破断までに費やされる吸収エネルギーを粗粒域を再現した A 試験片の場合を基準にした下記のような比を各温度について高温引張試験結果より求めると、400°C 以上では粗粒域を再現した A 試験片の場合、他の試験片の場合に比してもっとも小さい値を示した。

$$E_a : E_b : E_c = 1 : (\sigma_b / \sigma_a)(B/A) : (\sigma_c / \sigma_a)(C/A)$$

ここに

E ; 破断までに費やされる吸収エネルギー

σ ; 降伏応力

A, B, C ; 各試験片の破断時の塑性ひずみ

を表わし、添字はそれぞれ各試験片の場合を示す。

以上の結果および破断が粒界で生じている事実を種々の角度より検討した結果、溶接熱影響部粗粒域は他の熱影響部の場合に比してクリープラプチャ強さは小さく、これがために前報で報告したように大型継手試験片でのクリープラプチャのき裂は溶接熱影響部粗粒域を選択的に進行することが推定できる。

最後に本研究の遂行に際して御懇切な御指導ならびに御援助を賜った金属材料技術研究所稲垣道夫博士、および実験の実施に御助力いただいた大崎省三氏、千葉工業大学学生岡本俊彦君に深甚の謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 鈴木, 稲垣, 岡根; “原子炉 HT 70 鋼大型溶接継手のクリープラプチャに関する研究(第1報) 大型溶接継手試験片と小型溶接継手試験片による実験結果の比較”, 溶接学会誌, Vol. 32 (1963), No. 9, p. 805-811.
- 2) 日本金属学会強度委員会編; “金属材料の強度と破壊”, 丸善株式会社, 1964, p. 483-500
- 3) H.C. Chang and N.J. Grant; “Mechanism of Intercrystalline Fracture”, Journal of Metals, May 1956, p. 544-550
- 4) 鈴木; “金属のクリープ”, 金属, 11月15日号 (1964), p. 35-39
- 5) 稲垣, 岡根, 鈴木; “原子炉用 60キロ級高張力鋼溶接部の長時間加熱による材質の変化”, 溶接学会誌, Vol. 33 (1964), No. 11, p. 1010-1018