研究論文

大型鍛鋼材の γ 系オーバーレイ溶接時の低温割れに関する研究*

第1報: 溶接熱影響部の水素脆化

大西敬三** 塚田尚史*** 鈴木公明*** 村井正光*** 加賀 寿**

Study on Hydrogen Induced Cracking of Heavy Forgings Overlaid by Stainless Steel*

(1st Report: Hydrogen Embrittlement of Heat Affected Zone)

by Keizo Ohnishi**, Hisashi Tsukada***, Komei Suzuki***, Masamitsu Murai***, Hisashi Kaga**

A possibility of cold cracking in the heat affected zone (HAZ) of heavy section steel forging during stainless steel overlay cladding was investigated.

The results of the study obtained are summarized as follows:

- 1) The hydrogen embrittlement of HAZ below 120°C is remarkable, especially at room temperature. Even a small amount of hydrogen of about 1.5 ppm decreases the lower critical stress.
- 2) The hydrogen contained in the deposited stainless steel metal diffuses into HAZ of the base metal and is able to be a source of hydrogen induced cracking.
- 3) Over 0.5 % restricted strain, the hydrogen induced cracking will be occurred in HAZ, if the welding conditions, such as preheat and postweld heat treatments, are not appropriate.
- 4) It is necessary to maintain the preheat temperature of 120°C or over during entire welding process, in order to prevent the hydrogen induced cracking under the heavily restricted condition in the large heavy section steel forgings.

1. ま え が き

溶接低温割れは構造物の安全性を損い、かつその検出が難しく、水素脆化挙動、組成、残留応力、ひずみなどの種々の要因が複雑に交錯していることから、その機構、溶接施行上のアプローチなどに関しての多岐にわたって多くの研究が報告されている¹⁻³⁾。これらの研究は、すべて低合金溶接金属にかぎられており、 γ 系の溶接金属においては、水素に対する溶解量が大きいので、HAZ 部への水素の拡散が少なく、かつ溶接金属は母材より延性に富んでいるため、溶接に伴う収縮ひずみ、応力を緩和するなどの理由により、低温割れは発生しないとされている⁴⁾。

しかし最近、オーバーレイ溶接を行う原子炉圧力容器部材の溶接部は複雑、大型化の傾向にあり、溶接に伴う

拘束も一段と厳しくなる状況下で従来の考えをそのまま適用できるかをぜひとも改めて検討する時期にきていると判断される。 γ 系ステンレス溶接金属においては低温割れを生じないという考えを覆するような事故も実際に発生している。

本報告では、 γ 系オーバーレイ溶接時の低温割れの研究の手始めとして SA508, Cl. 3 大型鍛鋼材に γ 系ステンレスをオーバーレイ溶接した時の低温割れ発生の可能性について HAZ 部の水素脆化挙動、HAZ 部への水素拡散挙動、 γ 系ステンレス金属を溶接した母材の脆化挙動などに関する試験結果に基づき詳細に検討するとともに、その防止対策についても若干検討を加えた。

2. 供試材および試験方法

2.1 供試材

試験用に用いた材料は 400T 鋼塊より鍛造された製品余長部より採取した SA508, Cl. 3 鋼で、それ化学成分および焼鈍調質後の機械的性質を Table 1 に示す。調質は 890°C×6h WQ→650°C×12h AC である。

*原稿受付 昭和53年6月9日(昭和52年度秋季全国大会にて発表)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所 Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd.

***正 員 (株)日本製鋼所室蘭製作所 Member, Muroran, The Japan Steel Works, Ltd.

Table 1 Chemical compositions (wt %) and mechanical properties of material used

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Co	V
0.20	0.24	1.29	0.010	0.008	0.75	0.09	0.06	0.46	0.017	0.010	<0.01
Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	EI. (%)	R.A. (%)	Hv (5 kg)							
42.5	56.9	28.6	75.2	177							

2.2 溶接熱サイクル処理材の水素脆化試験**2.2.1 溶接熱サイクル処理**

Fig. 1 に示す鍛造方向と平行な長さ 70 mm 平行部 11 mmφ の溶接熱サイクル処理用試験片を製作した。

この試験片を用い溶接熱サイクル再現装置により、バンドオーバーレイおよび手溶接の HAZ 粗粒化部、細粒化部相当の溶接熱サイクル処理を与えた。

適用した溶接熱サイクル処理線図およびこれらの溶接熱サイクル処理材の機械的性質を Table 2 に示す。いずれの処理材においても著しく硬化しているのがわかる。

2.2.2 水素脆化試験

溶接熱サイクル処理後の試験片より Fig. 2 に示す平行部 8.5 mmφ、中央に深さ 2.25 mm、先端半径 0.17 mm

Fig. 1 Specimen for weld thermal cycle treatment**Table 2** Applied weld thermal cycles and tensile properties of simulated HAZ

Series	Thermal cycle	Note
A	1350°C 800°C 500°C 9 sec. 27 sec. 50 sec.	Simulated for coarse grain region of band overlay
B	1350°C 800°C 500°C 9 sec. 27 sec. 10 sec.	Simulated for coarse grain region of manual welding
C	1100°C 800°C 500°C 9 sec. 18 sec. 10 sec.	Simulated for fine grain region of manual welding

Series	Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	EI. (%)	R.A. (%)	Hv (5kg)
A	98.5	113.5	9.2	33.4	381
B	108.3	135.7	10.5	33.0	387
C	90.2	105.9	10.4	65.7	373

$K_t = 3.3$

Fig. 2 Specimen for notch tensile and constant load rupture tests

R の環状切欠付試験片を加工した。この試験片の応力集中係数 $K_t = 3.3$ である。

なお、この切欠付試験片を室温、750~2000 ppm H_2S 水溶液中に浸漬し、1.5~5 ppm の所定量の水素を添加し、カドミウムメッキ、ベーキング処理後、切欠引張試験および遅れ破壊試験を行なった。

切欠引張試験はインストロン型引張試験機を用い、クロスヘッドスピード 0.025 mm/min、試験温度 室温~200°C の試験条件にて行なった。

遅れ破壊試験は最大応力 3 T、レバー比 20 のクリープ型定荷重試験機を用い室温にて行なった。

2.3 ステンレス母材の異材継手部の水素脆化試験

ステンレス溶接金属を有する状態での母材の水素脆化感受性について検討するため、Fig. 3 に示すような、長さ 200 mm、平行部 20 w × 8 t × 70 l に拘束を大きくするため平行部中央に深さ 2 mm、巾 4 mm の U 溝を有する、溶接用板状試験片を製作した。

この試験片を同図に示す溶接に伴う曲り防止用拘束治具に挟み、水中に 6 時間浸漬した E309 溶接棒を用い、溝部をサブマージ溶接（一層盛り）により埋めた後、直ちに水冷し遅れ破壊試験を行なった。なお、その時の溶接条件は Table 3 に示す通りであり、6 時間水中に浸漬した状態でのフラックス中の水分は約 6 ppm、ステンレス溶接金属部の水素量は 15~20 ppm であった。

Fig. 3 Restraint instrument during welding and the flat specimen for constant load rupture test**Table 3** Welding conditions

Welding process	Submerged Arc Welding
Electrode	5 mm φ, 309
	Immersed in water for 6 hours (5.6% H_2O in flux)
Current	170 Amp.
Voltage	25. Volt
Travelling speed	170 mm/min

Photo. 1 Microstructure and hardness distribution of HAZ

Photo. 1 に異材継手部の組織および硬さ分布を示す。これより約 1.8 mm の HAZ を持ち、ボンド部の結晶粒粗大部は約 400, 最大 430 (いずれも MHV) の硬さをもつ。

遅れ破壊試験は最大荷重 10 T, レバー比 50 のクリープ型定荷重試験機を用いた。

遅れ破壊試験後の破断材について、破面およびマイクロクラックの観察も合わせて行なった。

3. 試験結果

3.1 各種溶接熱サイクル処理材の水素脆化感受性

3.1.1 水素脆化 (切欠引張強さ) に及ぼす温度の影響
バンドオーバーレイ溶接および手溶接 HAZ 相当の溶接熱サイクル処理材の水素添加に伴う切欠引張強さの変化を試験温度に対しプロットしたのが Fig. 4 である。

同図には比較のため熱サイクルを受けない母材の結果も同時に示している。ここで○印は熱サイクル処理まま (水素無添加状態), ●印は水素添加後の切欠引張強さを示す。HAZ 部は 120℃ 以下で水素添加に伴う切欠引張強さの低下を生じ、その低下の度合は室温付近で最も顕著である。バンドオーバーレイ溶接の場合に比べ、手溶接 HAZ 部の脆化が大きく、特に、細粒化部相当の処理材においては脆化が顕著であり、120℃ でも、靱性の回復は不十分であった。母材では、水素添加量 4.5 ppm と HAZ 部 3.5 ppm に比べて高めであるにもかかわらず、水素添加に伴う切欠引張強さの低下はほとんどなかった。

3.1.2 遅れ破壊挙動

Fig. 4 と同様、HAZ 部相当の溶接熱サイクル処理材に 3.5 ppm, 母材に 4.5 ppm の水素を添加した時の室温における遅れ破壊試験結果を Fig. 5 に示す。各処理材

Fig. 4 Effect of test temperature on the hydrogen embrittlement of materials applied various weld thermal cycles

Fig. 5 Characteristic of hydrogen delayed failure in each thermal cycled materials

とも、遅れ破壊を生じる応力は Fig. 4 の切欠引張強さよりも当然のことながら低下している。静的疲労限は切欠引張試験結果と同様、手溶接細粒化部相当の熱サイクル処理材が最も低かった。

手溶接 HAZ 粗粒化部相当の溶接熱サイクル処理材を用い、水素量を 0.5~5.0 ppm の範囲内で種々変え、遅れ破壊挙動におよぼす水素量の影響について試験を行なった。その結果は Fig. 6 に示す通りである。水素量 0.5 ppm ではさほど大きな脆化を示していないが、1.5 ppm 以上では、遅れ破壊の生じる応力範囲が著しく低応力側に移動している。水素量 2.5~5.0 ppm において、

Fig. 6 Effect of hydrogen content on time to failure (Notched specimen)

水素量による遅れ破壊挙動の大きな差異は認められず、水素量 2.5 ppm 程度で十分に脆化しているため、それ以上、水素量を増加しても、脆化にほとんど影響がないと判断される。これらの結果より、HAZ 部の硬度が Hv 400 程度ときわめて硬化している場合には、1.5 ppm 前後のわずかな水素量であっても顕著に脆化することを示している。

同図には、各水素量における静的疲労限とその破断時間の点を破線で表わしているが、水素量が多い程、破断に要する時間が短時間側に移動する傾向があることを示している。

3.2 ステンレス母材の異材継手部の遅れ破壊試験結果

拘束応力下における、ステンレス溶接金属部を有する母材の水素脆化挙動について検討するため、Table 3 の溶接条件にて板状試験片 U 溝部に E309 ステンレスを溶接後、直ちに室温、静的引張応力下にて遅れ破壊試験を行なった。その遅れ破壊試験結果を Fig. 7 に示す。この結果で特筆すべき点は Fig. 6 に示した HAZ 部の遅れ破壊試験結果に比べ、応力負荷後、破断までに要する時間がきわめて長く、Fig. 6 においてすべて 70 分以内に破断しているのに対し、この溶接部の遅れ破壊試験では破断時間が 1000 分前後にも達するものもある。これは、異

Fig. 7 Applied stress v.s. time to failure (Flat specimen with welds)

材継手試片の寸法が熱サイクル試片より大きいことも一因であろうが、水素量が少ないため亀裂発生および伝播部への水素の拡散集積に長時間を要したことによるもので、もし水素量が多いなら、同図にて示したような静的疲労曲線を描くものと推定される。

Fig. 7 において、溶接後 300°C にて、3 時間ソーキング処理を行なった後、荷重応力 50 kg/mm² における遅れ破壊試験結果を○印で示してあるが、破断には到らなかった。これは、ソーキング処理時の HAZ の脱水素効果に基づくものと判断される。

遅れ破壊試験後の破断状況および拡大鏡による破断観察結果を Photo. 2 に示す。(a) の短時間破断の場合には、ステンレス溶接金属の破断部が複雑な形状を呈しているのに対し、(b) の長時間破断材においては直線的で、大きな変形を伴わず破断した様相を表わしている。中央部に 10 mm 間隔にポンチの痕跡が示されているが、これは、遅れ破壊試験後の伸びの変化について測定したもので、この結果については後述する。

また、破面観察において柱状晶のステンレス溶接金属部直下より、半円の縞状模様が認められ、この領域において亀裂が段階的に伝播した状況を表わしていて、これより最後の大きな変化を伴った最終破断の最外層へと移行している状況を明瞭に示している。低応力長時間破断材の方が高応力短時間破断材に比べ、遅れ破壊に伴う段階的な亀裂伝播部の領域が広がっている。

Photo. 2 (b) の長時間破断材についての走査型電子顕微鏡による破面観察を Photo. 3 に示す。

Photo. 3 は融合層からの距離による破断形態の変化に注目し、示したものである。

Photo. 2 Fracture surface of flat specimen

Photo. 3 Microfractography at each location from fusion line
(Applied stress $\sigma_f = 50.0 \text{ kg/mm}^2$)
(Time to failure $t_f = 1233 \text{ min.}$)

(a) の融合層直下の領域においては粗粒部からなる粒界破壊を呈し、その粒界面の一部は擬劈開破面を呈していた。融合層より 0.65 mm 離れた (b) においては、細粒の滑かな粒界破壊と擬劈開破壊の混在状態を示す。

さらに離れた 1.45 mm の位置においては (c) に示されるように、粒界破壊の比率がきわめて少なくなり、擬劈開破壊が大半を占めるようになり、さらに離れた 2.0 mm の領域では (d) より明らかなように完全な擬劈開破壊へと移行する。また、最外層の最終破断部においては (e) に示されるように MVC を伴った延性破壊を呈していた。参考のためにステンレス溶接金属の破壊の様相を (f) に示すがデンプル破壊である。

破断位置より約 10 mm 離れた位置の平行部縦断面におけるマイクロクラック観察結果を Photo. 4 に示す。

ここで下図は観察位置を模式的に示したものである。

ステンレス溶接金属部直下の粗粒化部において亀裂の開口量が多い領域が認められ、それより母材側に向うにしたがい亀裂は徐々に細くなり母材部に停止している。また、ステンレス溶接金属内で亀裂先端が鈍化しているなどの点から Photo. 4 に明示したように HAZ 粗粒化部が亀裂の起点部と考えられ、これより、亀裂が母材およびステンレス溶接金属側に伝播したものと推察される。

$\sigma_f = 55.6 \text{ kg/mm}^2$, $t_f = 471 \text{ min.}$

Photo. 4 General view of micro-cracks

3.3 溶接サイクルに伴うステンレス溶接金属部から HAZ 部への水素の拡散侵入

前項試験結果で HAZ 部が水素により著しく脆化することを明らかにしたが、溶接低温割れ誘発に対し、最も重要な役割りを果たすのは HAZ 部における拡散性水素の存在である。この水素の供給源として、溶接時に溶融金属部に溶け込んだ水素と母材中に残留する水素が考えられるが、ここでは以下に示す境界条件を仮定し有限要素法により、溶接熱サイクルに伴う水素の拡散侵入量について計算した。

境界条件

$t=0$ ステンレス溶接金属部の水素濃度 = 10ppm

母材の水素濃度 = 0 ppm

$t>0$ 表面水素濃度 = 0 ppm

計算結果は Fig. 8 に示す通りであり、用いた溶接熱サイクルは同図中のように近似させた。この計算結果より、溶接熱サイクルに伴いステンレス溶接金属から母材 HAZ 部へ 2~4 ppm 程度の水素の拡散侵入があることがわかる。また、827°C 以上に保持されている時間 (T sec) が長いほど HAZ 部に侵入する水素量が多いことを同時に示している。同図において母材も、 γ 系ステンレス溶接金属と同程度の水素拡散定数、固溶量を有する温度条件下における結果であるが、室温まで持ち来たされる HAZ 部の水素量は、これ以下の温度の冷却速度に大きく依存し、冷却速度が大きい程、冷却中の水素の逸脱および放出が少ないので、Fig. 8 に近い状態が室温まで維持される。

Fig. 8 Calculation result of hydrogen distribution between weld metal and base materials

4. 割れ発生の可能性についての検討

低合金鋼母材に、 γ 系ステンレス鋼を溶接する場合、溶接金属部は室温でも水素の溶解量が大きく拡散が遅いため、HAZ 部へ拡散する水素量は少なく、かつ溶接金属は母材より軟かく延性に富み、HAZ 部にかかる収縮ひずみと応力を減少出来るなどの理由により、低温割れは発生しないと一般的に考えられている。しかし、溶接面の一部に応力集中箇所を有する大型鍛鋼材の γ 系ステンレスオーバーレイ溶接などのように、溶接に伴う拘束がより厳しくなる特殊な条件下においても、上記の考えがそのまま当てはまるか否かは、工業的にも重要かつ興味ある問題なので、これまでの試験結果に基づき以下に若干の検討を加えてみた。Fig. 9 は SA508, Cl. 3 大型鍛鋼材に γ 系ステンレスをオーバーレイ溶接した時に、溶接面直下に発生した実際の割れの状況を示す。同図に割れの発生位置を明示してあるが、割れは R 部の応力集中

Fig. 9 Actual crack of heavy forging overlaid with austenitic stainless steel

の最も大きい部分にのみ存在していた。これは、E 309 溶接棒を用い、サブマージアーク溶接により一層目のみ 120°C 予熱保持、二層目以降予熱なしという溶接条件にてオーバーレイを行ったものである。その走査型電子顕微鏡による破面観察結果は同図に示すように、水素誘起割れ特有の擬劈開破壊を呈していることより⁶⁾、溶接低温割れであることがわかる。このことは、 γ 系ステンレスのオーバーレイ溶接といえども、溶接条件が不適切なら低温割れを誘発する可能性があることを示唆している。次に示す 4 条件が同時に満たされた時、始めて、溶接低温割れが発生すると考えられている^{6,7)}。

- (i) 拡散性水素の存在
- (ii) 溶接に伴う引張応力またはひずみの存在
- (iii) 割れに敏感な組織の存在
- (iv) 温度が低温であること

これら必要条件について、SA508, Cl. 3 材に γ 系ステンレスをオーバーレイ溶接した場合について、試験結果に基づき以下に検討する。

- (i) 拡散性水素の存在

溶接熱サイクルにより、HAZ 部は Hv 400 前後と引き合わせて硬化しているため、Fig. 6 に示したように 1.5 ppm 程度の少量の水素でも著しく脆化する。Fig. 8 の計算結果より溶接熱サイクルを受けた時、HAZ 部が γ 相の温度領域においては、 γ 系ステンレス溶接金属部から HAZ 部へ 2~4 ppm 程度の拡散侵入があることが明らかとなった。

伊藤ら⁸⁾の試験結果によると、800~500°C 間の冷却時間に対し、予熱の影響はほとんどないが、溶接直後~100°C 迄の冷却に要する時間に著しい影響をおよぼし、100°C 予熱により、冷却時間が数倍長くなっている。小平ら⁹⁾は HAZ 部への水素の拡散集積に関する計算結果より、予熱により、冷却過程中的の水素の放出促進により、HAZ 部における水素の集積が阻止され、予熱保持ほどその効果は大きいと記述している。

O. Degard¹⁰⁾、西尾ら³⁾は多層溶接の水素の挙動に関する試験において最終層の溶接金属内の水素量が最も高

ことを示した。これらの結果から総合的に判断して、 γ 系ステンレス溶接金属といえども、HAZ 部の水素量の低減のためには初層～最終層まで予熱保持を行なう必要があり、その温度については条件 (iv) と合せて検討する。

(ii) 溶接に伴う引張応力またはひずみの存在

水素誘起割れを発生させるに必要なひずみ量について検討するため、Fig. 8 の遅れ破壊試験後の伸びの測定および Photo.3 に示したと同要領にてミクロクラックの数および長さの測定を行なった。ミクロクラックの測定は破断部より 5 mm 離れた平行部内にて、100 倍の光学顕微鏡を用い行なった。その結果を Fig. 10 に示す。

Fig. 10 Number of cracks, total crack length
v.s. elongation

また、同図には実際のオーバーレイ溶接により近似させるため、E 309 ステンレスにより試験片全面にオーバーレイ溶接を行なった後、 H_2S 中にて 3 ppm 前後の水素を添加し、インストロンにて所定伸びを与えマイクロラックの測定を行なったものも△印にて同時に示してある。

○印は遅れ破壊試験において破断には至らなかったもの、●印は破断材についての試験結果を各々示している。

(a) において伸びの増加に伴ないミクロクラック数は多くなる傾向を示し、0.5%以上の伸びではクラックを誘発する可能性が有ることを表わしている。また、オーバーレイ試験片の試験後の結果も遅れ破壊試験の場合と良く対応している。

クラック長さを総計した結果を同図 (b) に示すが、伸びに対し、クラック数と同様な傾向を示すことから、伸びが増加しても個々のクラック長さには大差がないことを示している。

溶接に伴う残留応力またはひずみについて多くの試験結果があり、測定方法その他に異論はあるが、例えば、Vickier^ら¹¹⁾によると粗粒化部の溶接方向に平行に存在する最大引張応力は 70 ksi (49.2 kg/mm²)、塑性ひずみ量は 1 %前後であると報告しているが、この結果を Fig. 10 に当てはめて考えるなら、残留ひずみについては、 γ 系ステンレスオーバーレイ溶接に際し、水素誘起割れを生じるに必要なひずみ量を導入していると判断されるとともに、応力的にも、亀裂発生に要する応力 50 kg/mm² 以上に対し、残留応力もほぼ同じレベルにあり、割れ発生の可能性を示す。さらに、Fig. 9 に示したような応力集中箇所を含む大型材の場合には、溶接に伴う拘束が厳しくなり、より大きな残留ひずみを生じさせ、割れを誘発しやすい状況を導くと判断される。

(iii) 割れに敏感な組織の存在

組織的にはマルテンサイト組織が最も水素脆化感受性が強く、かつ高強度材ほど脆化度が大きいことは良く知られているが¹²⁾、HAZ 部は溶接熱サイクル時、 γ 温度からの急冷処理を受けるので著しく高強度なマルテンサイト組織を呈することから、水素脆化感受性がきわめて高いことがわかる。

(iv) 温度が低温であること

水素脆化に対する温度の効果として一般には転位の水素に対するトラップ効果と水素の拡散速度との関連性で考えられ、ひずみ速度により脆化温度域が異なるが¹¹⁾、低速度割れが遅れ破壊的様相にて亀裂が誘起されることより、Fig. 4 に示したような低引張速度の試験により、その脆化温度領域をとらえるみとが可能であり、HAZ 部は 120℃ 以下で脆化を示し、室温附近で最も脆化の度合が顕著であった。

以上の検討結果を取りまとめ、模式的に示したのが Fig. 11 であり、 r 系ステンレスのオーバーレイ溶接とい

Fig. 11 Conclusion and future investigation

えども、応力集中箇所を有するような大型材については、予熱などの溶接条件が不適切なら、上記の4条件を同時に満たすこととなり、溶接低温割れを誘発する可能性が十分にであると結論づけられる。

割れ防止のためには逆に上記の条件のうちいくつかを外すことで可能となるが、大型鋼材のオーバーレイに際しては、初層～最終層まで 120℃ 以上の予熱保持を実施するのがもっとも重要であり効果的である。さらに、これらの適正な評価のため、大型鍛鋼材の宿命とも言うべき偏析部の低温割れに対する影響についての調査、HAZ 部の破壊靱性的な評価、溶接に伴う残留ひずみ、応力などについての検討が今後必要である。

5. 結 論

SA508, Cl. 3 大型鍛鋼材への γ 系ステンレスのオーバーレイ溶接に際しての低温割れ発生の可能性について、種々の脆化試験に基づき検討した結果、以下の点が明らかとなった。

(1) HAZ 部は 120℃ 以下で水素脆化を生じ、脆化の度合は室温附近が最も大きく、1.5 ppm 程度の水素量でも著しい脆化を生じた。

(2) γ 系ステンレス溶接金属は HAZ 部への水素の供給源となり得る。

(3) 0.5% 以上の伸びが与えられた時、HAZ 部に水素誘起割れが発生する。

(4) γ 系ステンレスのオーバーレイ溶接といえども、予熱などの溶接条件が不適切なら、低温割れ発生の可能性がある。

(5) 低温割れ防止のためには初層～最終層まで 120℃ 以上の予熱保持が必要である。

終りに、本研究を遂行するに当たり、有益な御指導下さいました、弊所、小林忠男原子力作業課長、島崎研究員および実験を担当して下さいった原子力材料研究室の各位に感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) M. Mcparlan and B.A. Graville: Hydrogen Cracking in weld metals, *Welding. J.* 45-4 (1976), Res. Suppl, 95s-102s
- 2) 内木虎蔵, 岡林久喜, 桑 亮一: 低合金鋼の溶接割れにおよぼす予, 後熱の効果に関する研究, 本誌, 43-7(1974), 714-725
- 3) 西尾安弘, 吉田廉之, 三浦 譲: 厚板溶接部の溶接割れ防止の研究, 本誌, 44-4 (1975), 345-350
- 4) 鈴木春義: 鋼材の溶接割れ (低温割れ), 1975年溶接学会技術資料 No. 1
- 5) 菊田米男, 荒木孝雄: 鋼の水素に起因する破壊と破面形態の解析, 本誌, 45-12 (1976) 985-993
- 6) J.S. Caplan and E. Landerman: Preventing hydrogen induced cracking after welding of pressure vessel steels by use of low temperature post weld heat treatment, *WRC. Bulletin*, No. 216, 7 (1976), 7
- 7) 百合岡信孝, 矢竹 丘: 鋼材の溶接割れと水素, 本誌, 45-7(1976) 521-527
- 8) 伊藤慶典, 池田允彦, 中西睦夫: Implant test による溶接割れ評価, 住友金属, 28-4 (1976) 21-31
- 9) 小平一丸, 矢竹 丘, 百合岡信孝: 鋼中水素拡散と集積の数値解析および溶接部への応用, 本誌, 43-9 (1974) 921-930
- 10) O.O. Degard, G.M. Evans and N. Christensen: Apparent diffusivity of hydrogen in multi-run metal arc weld deposit, *British W.J.* 209-2 (1971), 47-49
- 11) A.G. Vinckier and A.W. Pense: A review of under clad cracking in pressure Vessel component, *WRC. Bulletin*, 197 (1974), 16
- 12) 大西敬三: 鋼の水素脆性に関する最近の研究, 金属学会報, 8-9 (1969) 576-586