中性子照射された原子炉 (圧力) 容器の低入熱 TIG 及び YAG レーザテンパービード法による補修溶接*

仲田 清智**, 小澤 正義**, 鴨 和彦***

Temper-Bead Repair-Welding of Neutron-Irradiated Reactor (Pressure) Vessel by Low-Heat-Input TIG and YAG Laser Welding*

by NAKATA Kiyotomo**, OZAWA Masayoshi** and KAMO Kazuhiko***

Weldability in neutron-irradiated low alloy steel for reactor (pressure) vessel has been studied by temper-bead repair-welding of low-heat-input TIG and YAG laser welding. A low alloy steel and its weld, and stainless steel clad and nickel (Ni)-based alloy clad were irradiated in a materials test reactor (LVR-15, Czech Republic) up to 1.4×10^{24} n/m² (>1 MeV) at 290°C, which approximately corresponds to the maximum neutron fluence of 60-year-operation plants' vessels. The He concentration in the irradiated specimens was estimated to be up to 12.9 appm. The repair-welding was carried out by TIG and YAG laser welding at a heat input from 0.06 to 0.86 MJ/m. The mechanical tests of tensile, impact, side bend and hardness were carried out after the repair-welding.

Cracks were not observed in the irradiated low alloy steel and its weld by temper-bead repair-welding. Small porosities were formed in the first and second layers of the repair-welds of low alloy steel (base metal). However, only a few porosities were found in the repair-welds of the weld of low alloy steel. From the results of mechanical tests, the repair-welding could be done in the irradiated weld of low alloy steel containing a He concentration up to 12.9 appm, although repair-welding could be done in base metal of low alloy steel containing up to only 1.7 appmHe. On the other hand, cracks occurred in the heat affected zones of stainless steel and Ni-based alloy clads by repair-welding, except by YAG laser repair-welding at a heat input of 0.06 MJ/m in stainless steel clad containing 1.7 appmHe. Based on these results, the determination processes were proposed for optimum parameters of repair-welding of low alloy steel and clad used for reactor (pressure) vessel.

Key Words: Reactor (pressure) vessel, Low alloy steel, Stainless steel clad, Ni base alloy clad, Repair-welding, Neutron irradiation, He concentration, Temper-bead welding, TIG welding, YAG laser welding

1. 緒 言

近年、国内外の原子力プラントにおいて、炉内構造物等に損傷事例の発生がみられる。これらに対する補修技術を確立しておくことは不可欠であり、中でも、機器・構造物に生じた初期段階の損傷や取り替え困難な部位に対して、溶接による補修は重要な技術と考えられる。原子炉 (圧力) 容器や炉内構造物は中性子による照射を受ける。使用されている材料は、中性子照射を受けると、照射欠陥集合体の形成、溶質/不純物元素の偏析やニッケル (Ni) やホウ素 (B) の核変換によるヘリウム (He) の発生などにより材質変化を生じ、そのため、溶接によって特有の欠陥を生じ易いことが知られている^{1, 2)}。1980年代後半からオーステナイト系ステンレス鋼を対象とした照射材の溶接研究が数多く実施されてきた。これらから、ステンレス鋼の溶接においては、溶接時の加熱、冷却過程での熱と応力の影響により、

溶接熱影響部において、核変換 He が結晶粒界でバブルを形成して成長することによって粒界割れが発生することが分かった^{3, 4)}。また、照射材の溶接性は材料中の He 濃度と溶接入熱によって整理できることが示された⁵⁾。中性子照射を受けたフェライト系ステンレス鋼 (HT-9) や Ni 基合金 (600 合金) においても、溶接熱影響部に同様な割れの発生が認められている^{6, 7)}。これらの結果から、照射材の溶接割れ防止には、できるだけ低入熱で溶接することが必要なことが示唆される。低入熱溶接法の一つとして YAG レーザ溶接が施工された結果、約 9 appm の He を含有したオーステナイト系ステンレス鋼 304 L に対して、入熱が 0.042 MJ/m 以下ならば割れが発生しないことが見出された⁸⁾。

一方、照射された低合金鋼の溶接は、サーベランス試験片の再生技術として、電子ビーム溶接、レーザ溶接、アークスタッド溶接、プロジェクション溶接などによって照射材と非照射材の接合が実施され、成功を収めている⁹⁾。しかし、溶接部の欠陥発生などに関する検討はなされておらず、He 量に着目した研究もない。また、万一、原子炉 (圧力) 容器に損傷が生じた場合の補修溶接方法に関する研究も実施されていない。

以上の背景を踏まえて、1997年度から(財)発電設備検査技術協会が経済産業省の委託を受けて¹⁰⁾、また2003年10月から2005年3月まではこれを継承した(独)原子力安全基盤

*原稿受付 平成17年12月26日 平成17年度春季全国大会で発表

**会 員 (独)原子力安全基盤機構 Member, Japan Nuclear Energy Safety Organization (JNES)

***会 員 三菱重工業(株) 高砂研究所 Member, Takasago Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

機構が経済産業省の交付金事業として中性子照射された炉内構造物と原子炉（圧力）容器を対象とした補修溶接技術を確認する事業を実施した。

本報告では、上記の事業の中で、原子炉（圧力）容器に関する成果について述べ、安全に補修が可能な溶接条件について考察する。ここでは、低合金鋼、及び低合金鋼にステンレス鋼またはNi基合金をクラッドした部位を研究対象とした。

2. 試験方法

2.1 供試材

本研究では、沸騰水型原子炉に比べて高い中性子照射を受ける加圧水型原子炉（PWR）の原子炉容器を想定して供試材や中性子照射条件を設定した。使用した供試材は、低合金鋼母材（SQV2A）、低合金鋼溶接継手（溶接材：S642-MN）、及び低合金鋼溶接継手にステンレス鋼クラッド（YB308）、低合金鋼母材にNi基合金クラッド（ERNiCr-3）を施したものである。Table 1 にそれぞれの化学組成を示す。これらの化学組成は、運転開始時期の早いPWRの原子炉容器材料の組成を模擬したもので、Cu、P、B等の濃度が最

近の原子炉のそれらと比較して高い。

供試材は、溶接後615℃で7時間の熱処理（PWHT）を施した後、板厚の1/4の位置、あるいはクラッドを有するものは表面から、 $150 \times 60 \times 20$ mm³ 及び $100 \times 60 \times 20$ mm³ の試験片を採取した。Fig. 1 に試験片の形状を示す。採取方向は長辺を圧延方向に平行とした。これは、補修溶接後に衝撃試験片を圧延方向に直角（T方向）に採取するためである。試験片には、欠陥を除去して肉盛補修溶接することを想定して開先が設けられた。中性子照射時には、それらの開先は、同一金属で製作した埋め板でカバーした。

2.2 中性子照射

中性子照射は、チェコNRI所有の材料試験炉LVR-15を用いて、照射温度 $290 \pm 10^\circ\text{C}$ で実施した。補修溶接では材料中にBやNi原子の核変換で生成するHe量が重要な要素となると考えられることから、高速中性子照射量のみならず、熱中性子照射量にも注目した。そのため照射リグを、ベリリウム反射体位置に設置して、熱中性子束 ($E < 0.414$ eV) に対する高速中性子束 ($E > 1$ MeV) の比をPWR原子炉容器の中央部の値0.2に近づくように工夫した。また、試験片毎の照射量のばらつきをできるだけ小さくするために、照射途中でリグを回転した。

Table 1 Chemical compositions of test materials used

Test material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb+Ta	Co	B
Low alloy steel (Base metal: SQV2A)	0.22	0.21	1.44	0.019	0.021	0.60		0.48	0.16			0.012	0.0011
Weld metal of low alloy steel (S642-MN)	0.07	0.27	1.27	0.014	0.013	0.87	0.03	0.50	0.18			0.01	0.0017
Stainless steel clad (YB308)	0.05	0.63	1.40	0.023	0.015	10.26	20.60	—	—	—	—	0.02	0.0005
Ni-based alloy clad (ERNiCr-3)	0.04	0.12	2.92	0.002	0.007	71.32	20.40	—	0.01	0.28	2.07	0.003	0.0019

Fig. 1 Dimensions of irradiated specimens: (a) base metal and weld metal of low alloy steel, and (b) low alloy steel clad stainless steel or Ni-based alloy.

Table 2(a) Calculated neutron fluence and He concentration in irradiated low alloy steel and its weld specimens

Specimen	Irradiation level	No.	Fluence (calculated)		He (calculated) (appm)*
			Fast neutron ($E > 1$ MeV) [n/m^2]	Thermal fluence ($E < 0.414$ eV) [n/m^2]	
Low alloy steel	1	1	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.7
		2	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.7
		3	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.7
		4	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.7
	2	1	1.4×10^{24}	4.0×10^{24}	10.0
		2	1.4×10^{24}	4.0×10^{24}	10.1
		3	1.4×10^{24}	3.7×10^{24}	9.8
		4	1.4×10^{24}	3.7×10^{24}	9.7
Weld metal of low alloy steel	1	1	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.0
		2	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.0
		3	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.0
		4	1.4×10^{23}	4.6×10^{23}	1.0
	2	1	1.4×10^{24}	3.7×10^{24}	12.9
		2	1.4×10^{24}	3.7×10^{24}	12.9
		3	1.4×10^{24}	3.4×10^{24}	12.5
		4	1.4×10^{24}	3.4×10^{24}	12.4

*: He concentration at the groove bottom.

Table 2(b) Calculated neutron fluence and He concentration in irradiated clad of stainless steel and Ni-based alloy

Specimen	Irradiation level	No.	Fluence (calculated)		He (calculated) (appm)**
			Fast neutron ($E > 1$ MeV) [n/m^2]	Thermal neutron ($E < 0.414$ eV) [n/m^2]	
Stainless steel clad	1	1	9.3×10^{22}	3.2×10^{23}	1.1 (0.6)
		2	9.3×10^{22}	3.2×10^{23}	1.1 (0.6)
	2	1	9.8×10^{23}	3.4×10^{24}	5.8 (11.1)
		2	9.8×10^{23}	3.1×10^{24}	5.4 (10.6)
Ni-based alloy clad	1'	1	4.0×10^{21}	1.5×10^{22}	0.10 (0.04)
		2	4.0×10^{21}	1.5×10^{22}	0.10 (0.04)
	1	1	9.0×10^{22}	3.0×10^{23}	2.2 (0.9)
		2	9.0×10^{22}	3.0×10^{23}	2.2 (0.9)

** He concentration is on the surface and the value in brackets is at the groove bottom.

目標照射量は、PWR 原子炉容器中央部における、6 年運転及び60年運転に相当する照射量の2レベルとした。ただし、実機における Ni 基合金クラッド部は照射量が非常に低いところで使用されていることから、60年運転相当とさらにその約30倍の照射量(約2000年運転相当)の2レベルとした。Table 2 に試験片毎の照射量と He 量を示す。He 量は、一部の試験片について質量分析法による実測を行ったが、ほぼ10%以内の精度で計算値とよい一致を示した。

2.3 補修溶接試験及び補修溶接後評価

万一、供用中原子炉容器に補修溶接の必要が生じた場合、部材が大きく、放射化しているため溶接後熱処理を施工することは困難と考えられる。そのため、溶接後熱処理が不要なテンパービード溶接法を適用する必要がある。また、He の集積を抑制する観点からは、原子炉容器鋼への熱的な負荷が最小になる小入熱 TIG あるは YAG レーザによる溶接が適切と考えられる。そのため、非照射材を用いて、溶接条件を検討した¹⁾。それらの結果から決定した、本研究

で用いた照射材の補修溶接条件を Table 3 にまとめて示す。低合金鋼の母材部と溶接部では、初層の入熱は TIG 溶接の場合 0.25 と 0.86 MJ/m, YAG レーザ溶接の場合は 0.06 MJ/m である。YAG レーザ溶接では、テンパー効果を得るために4パスと5パス目に入熱 0.2 MJ/m のテンパービードを挿入した。また、クラッド材では、TIG 溶接では 0.2 MJ/m, YAG レーザ溶接では 0.06 MJ/m とした。Fig. 2 には積層順の例を示す。溶接姿勢は横向きで、積層順は、まず開先の下面を肉盛りし、その後開先底を肉盛る順である。また、Table 4 にはそれぞれの試験片の補修に用いた溶接材の化学組成を示す。なお、本報告における溶接入熱は、(平均溶接電流×溶接電圧)または(レーザ出力)を溶接速度で除した値とした。

Fig. 3 は、補修溶接試験の状況を示す。補修溶接試験は、ホットセル内で、姿勢は横向きで実施した。原子炉容器は 150 mm 以上の板厚であるため、本試験で用いた大きさの試験片では拘束及び熱的な条件が異なる可能性がある。そのため、油圧ジャッキを装備した治具で荷重を付加することで実機並みの板厚の拘束条件を再現した。また、拘束治具にはヒータが組み込まれており溶接時の予熱が可能な構造になっている。試験片を有効に使用するために、溶接施工前に照射試験片の両端に同じ断面形状を持った非照射のタブ板を接合した。

補修溶接後、浸透探傷試験のほか、Fig. 4 に示すように、

Table 3 Repair-welding conditions (Temper-bead welding)

Specimen	Weld wire	Heat source	Heat input (MJ/m)	Pre-heat
Low alloy steel(base metal) (SQV2A)	ER80S-G	TIG	1 st - 2 nd layer	>150 °C
			After 3 rd layer	
		TIG (low heat input)	1 st - 6 th layer	No
			After 7 th layer	
		YAG laser	1 st - 3 rd layer	No
			4 th - 5 th layer	
Weld metal of low alloy steel (S642-MN)	ER80S-G	TIG	6 th - 7 th layer	No
			After 8 th layer	
		TIG (low heat input)	1 st - 6 th layer	>150 °C
			After 7 th layer	
		YAG laser	1 st - 3 rd layer	No
			4 th - 5 th layer	
Stainless steel clad (YB308)	Y309L/ Y308L	TIG	6 th - 7 th layer	No
			After 8 th layer	
		TIG (low heat input)	1 st - 6 th layer	>150 °C
			After 7 th layer	
		YAG laser	1 st - 3 rd layer	No
			4 th - 5 th layer	
Ni-based alloy clad (ERNiCr-3)	ERNiCr-3	TIG	6 th - 7 th layer	No
			After 8 th layer	
		TIG (low heat input)	1 st - 6 th layer	>150 °C
			After 7 th layer	
		YAG laser	1 st - 3 rd layer	No
			4 th - 5 th layer	

Table 4 Chemical compositions of repair-weld wires

Repair-weld wire	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb+Ta
Low alloy steel (ER80S-G: 0.6mmφ)	0.09	0.41	1.58	0.007	0.007	0.66	0.02	0.52	-	-	-
Stainless steel clad (Y309L: 1.2mmφ)	0.02	0.38	2.00	0.013	0.002	13.9	23.3	-	-	-	-
Stainless steel clad (Y308L: 1.2mmφ)	0.008	0.40	1.73	0.025	0.002	9.63	19.64	-	-	-	-
Ni-based alloy clad (ERNiCr-3: 0.6mmφ)	0.04	0.25	2.86	0.005	0.001	72.87	19.03	-	0.03	0.40	2.44

Fig. 2 An example of bead sequence of TIG temper-bead repair-welding at a heat input of 2.5 MJ/m.

Fig. 3 Appearance of a repair-welding instrument by YAG laser.

補修溶接部を含む場所から試験片を採取して、引張、側曲げ、衝撃試験及び断面組織観察を実施した。

3. 試験結果

3.1 低合金鋼母材部及び溶接部の補修溶接

Fig. 5 は、レベル 2 照射した低合金鋼母材部試験片（実機 60 年運転相当照射量 $1.4 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ ($>1 \text{ MeV}$), He 含有量 10 appm) をテンパービード溶接法による YAG レーザ溶接した時の浸透探傷試験 (PT 試験) の結果を示す。両端にタブ板が接合されているため、それらとの境界部分に PT 指示が見られるが補修溶接金属及び溶接熱影響部には PT 指示は認められない。Fig. 6 は、レベル 2 照射材に溶接入熱を変化させて補修溶接したときの断面写真である。入熱 0.86 MJ/m, 0.25 MJ/m は TIG 溶接で、0.06 MJ/m は YAG レーザ溶接である。いずれの試験片も PT 試験で指示は認められなかった。断面観察において、溶接熱影響部や補修溶接金属には割れは認められなかったが、溶融線近傍にポロシティが観察された。詳細観察の結果、ポロシティは補修溶接金属の第 1 層目と 2 層目に集中していた。溶接入熱を

Fig. 4 Schematic drawing of location to cut various test pieces from a repair-welded specimen.

Fig. 5 PT result of a temper-bead repair-weld of low alloy steel (base metal) irradiated to level 2 ($1.4 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ ($>1 \text{ MeV}$), He: 10 appm). The repair-welding was carried out by YAG laser at a heat input of 0.06 MJ/m.

0.86 MJ/m から 0.25 MJ/m へ低減するとポロシティの数は減少したが、平均径はほとんど変化しなかった。さらに入熱を 0.06 MJ/m にするとポロシティ数は増加したが、平均径は小さくなった。なお、0.06 MJ/m YAG レーザ溶接後の断面写真 (Fig. 6(c)) は、ポロシティが小さいため、エッチング後の確認が困難であったので、エッチングしていないものを示した。

一方、Fig. 7 は、レベル 1 照射した母材部試験片（実機 6 年運転相当照射量 $1.4 \times 10^{23} \text{ n/m}^2$ ($>1 \text{ MeV}$), He 量: 1.7 appm) を入熱 0.86 MJ/m と 0.25 MJ/m の TIG 溶接で補修溶接した後の断面観察の結果である。溶接熱影響部や補修溶接金属に割れは認められなかったが、溶接線近傍に微細なポロシティが観察された (Fig. 7(c) 参照)。これをレベル 2 照射材の結果と比較すると個数は減少し、平均直径は小さかった。

原子炉容器は溶接構造であるため溶接線が存在し、溶接部は組織や組成が母材と違うため補修溶接性も異なることが予想される。Fig. 8 はレベル 2 照射した溶接部の補修溶接後の断面である。入熱 0.86 MJ/m の TIG 溶接では、溶接割れ及びポロシティは観察されなかった。しかし、入熱 0.06 MJ/m の YAG レーザ溶接では、少数の微細なポロシティが観察された (Fig. 8(b)). Fig. 9 には、低合金鋼の母材部

Fig. 6 Cross sectional views of repair-welds of the low alloy steel (base metal) irradiated to level 2 (He: 10 appm): (a) TIG welding at a heat input of 0.86 MJ/m, (b) 0.25 MJ/m and YAG laser welding at a heat input of 0.06 MJ/m. Number and average diameter of porosities were (a) 27 /cross section and 0.32 mm, (b) 16 /cross section and 0.31 mm and (c) 46 /cross section and 0.18 mm, respectively.

Fig. 7 Cross sectional views of repair-welds of the low alloy steel (base metal) irradiated to level 1 (He: 1.7 appm): (a) TIG welding at a heat input of 0.86 MJ/m and (b) 0.25 MJ/m. (c) is no etched one of (b). Number and average diameter of porosities were (a) 3 /cross section and 0.13 mm, and (b) 18 /cross section and 0.18 mm, respectively.

Fig. 8 Cross sectional views of repair-welds of the low alloy steel (weld metal) irradiated to level 2 (He: 12.9 appm): (a) TIG welding at a heat input of 0.86 MJ/m and (b) YAG laser welding at a heat input of 0.06 MJ/m. (a) was no porosity and (b) was 8 /cross section in number of porosities and 0.22 mm in average diameter.

Fig. 9 Number of porosities vs. weld heat input observed in the repair-welds of the low alloy steels and its welds contained various He concentrations.

Table 5(a) Results of examination after repair-welding in irradiated low alloy steel (base metal)

Specimen	Irradiation level Fluence (>1MeV, n/m ²) He concentration	Welding method	Weld heat input (MJ/m)	Examination after repair welding					
				Crack	Number of porosity (Ave. dia. in mm)	Tensile strength (MPa)	V-notch Charpy	Side bend	Hardness
Low alloy steel (base metal)	Level 1 1.4×10 ²³ 1.7appm	No repair- welding	—	—	—	RT: 722-737 290 °C: 707-708	vTr41 : 49 °C USE : 89J	No crack	<HV267
		TIG	0.86	No	3(0.13)	—	—	—	—
			0.25	No	18(0.18)	RT: 693-697 290 °C: 683-686	vTr41 : -28 °C USE : 100J	Number of crack: 7-8 Total crack length: 09-4.1mm	<HV347
	Level 2 1.4×10 ²⁴ 10.0appm	YAG laser	0.06	—	—	—	—	—	—
		No repair- welding	—	—	—	RT: 786-807 290 °C: 754-762	vTr41 : 110 °C USE : 71J	No crack	<HV288
		TIG	0.86	No	27(0.32)	—	—	—	—
			0.25	No	16(0.31)	—	—	—	—
		YAG laser	0.06	No	46(0.18)	RT: 770-786	Unaccepted	Large crack	<HV347

【Acceptance criteria】

- : not tested

(1)Crack: no crack. (2)Tensile strength: more than that unirradiated base metal(550-690 MPa at RT and 490 MPa at 290°C), (3)Charpy test: not worse than before repair-welding. (4)Bend test: no crack more than 3 mm in length, number of cracks <10 and total crack length <7 mm. (5)Hardness: <HV350.

Table 5(b) Results of examination after repair-welding in irradiated low alloy steel (weld metal)

Specimen	Irradiation level Fluence (>1MeV, n/m ²) He concentration	Welding method	Weld heat input (MJ/m)	Examination after repair welding					
				Crack	Number of porosity (Ave. dia. in mm)	Tensile strength (MPa)	V-notch Charpy	Side bend	Hardness
Low alloy steel (weld metal)	Level 1 1.4×10 ²³ 1.0appm	No repair- welding	-	-	-	RT : 742-756 29 °C : 719	vTr41 : 60 °C USE : 111J	No crack	<HV271
		TIG	0.86	No	1(0.2)	-	-	-	-
			0.25	No	0(0)	-	-	-	-
		YAG laser	0.06	-	-	-	-	-	-
	Level 2 1.4×10 ²⁴ 12.9appm	No repair- welding	-	-	-	RT : 817-832 290 °C : 767-778	vTr41 : 128 °C USE : 93J	No crack	<HV317
		TIG	0.86	No	0(0)	-	-	-	-
			0.25	No	6(0.24)	RT : 709-710 290 °C : 769-770	vTr41 : -2 °C USE : 84J	Number of crack: 5-7 Total crack length: 2.2-2.7 mm	<HV250
		YAG laser	0.06	No	8(0.22)	RT : 798	vTr41 : -38 °C USE : 100J	Number of crack: 3-6 Total crack length: 14-16.2 mm	<HV347

- : not tested

及び溶接部を種々の入熱で補修溶接した後の、断面あたりのポロシティの発生数を溶接入熱に対して示した。ポロシティは、溶接部より母材部の補修溶接で多く発生し、それぞれで含有 He 量が多いと発生数も多くなるが、溶接入熱の影響は明確でない。

次に、これらのポロシティが補修溶接部の健全性に与える影響について調べるために、補修溶接線に直角に試験片を採取し (Fig. 5), 引張試験 (室温, 288°C), 衝撃試験 (V ノッチシャルピー), 側曲げ試験及び硬さ試験を実施した。それらの結果をまとめて, Table 5(a) と 5(b) に示す。引張と側曲げ試験の繰返し数は 2 である。試験結果の判定基準は Table 5(a) の欄外に示したが, これは (社) 日本機械学会 原子力設計・建設規格と JIS G 3120 に基づいて設定したものである。低合金鋼母材部では, レベル 1 照射材で, ポロシティが発生した入熱量 0.25 MJ/m のものについて機械的特性試験を実施した。その結果, 強度は規格値を上回り, 衝撃特性は補修溶接を施さないものより優れており, 側曲げと硬さ試験は, いずれも判定条件を満足した。しかし, レベル 2 照射材では, 最低入熱条件である 0.06 MJ/m で YAG レーザで補修溶接を実施したが, ポロシティサイズは小さくなったものの, 発生数は減少せず, 衝撃試験と曲げ試験においては, いずれも補修溶接金属内のポロシティを伝播した大きな割れが発生し, 不合格となった。

低合金鋼の溶接部を補修溶接した場合についても同様の評価を実施した。Fig. 10 は, レベル 2 照射した低合金鋼溶接部 (He 量: 12.9 appm) を入熱 0.25 MJ/m の TIG 溶接で補修溶接した後の衝撃試験結果である。この場合, 照射量が大きく, He 含有量も多いが, ポロシティを伝播したような破壊は発生せず, 上部棚エネルギーは補修溶接前とほぼ同程度であり, 吸収エネルギー 41 J で定義される延性脆性遷移温度も, 補修溶接により約 120°C 低下した。また, 強度は規格値を上回り, 側曲げ試験や硬さ試験も判定値を満足して, 継手性能は合格となった。しかし, 入熱 0.06 MJ/m の YAG レーザで補修溶接した場合には, 補修溶接の熱影響により軟化した領域に変形が集中したために延性不足で側曲

Fig. 10 Charpy absorbed energy vs. test temperature in repair-welds of the low alloy steel (base metal) irradiated to level 2 (He: 12.9 appm), comparing with that of the irradiated low alloy steel without repair-welds. The repair-welding was carried out by TIG welding at a heat input of 0.25 MJ/m.

げ試験の割れ長さ合計が判定値を超え不合格となった。

3.2 ステンレス鋼及びニッケル基合金クラッドの補修溶接

原子炉（圧力）容器内面のクラッド部のみに損傷が発生して補修する場合を想定した試験を実施した。Fig. 11 は, レベル 2 照射 (実機 60 年運転相当照射量) されたステンレス鋼クラッド部を入熱 0.2 MJ/m で TIG 補修溶接した後の断面である。補修溶接試験位置は低合金鋼の溶接部とした。ステンレス鋼クラッド表面部での He 量 (計算値) は 5.4 appm, 開先底 (低合金鋼表面) では 10.6 appm であった。補修溶接によるステンレス鋼クラッドの熱影響部に長さ 100 μ m 以下の微細割れが発生した (Fig. 11(c))。割れは, クラッドの柱状晶境界に沿ったものであった。開先底に接した補修溶接金属 (ステンレス鋼) 中にも軽微な割れが観察された (Fig. 11(b)) が, 低合金鋼側には割れやポロシティは観察されなかった。照射されたステンレス鋼の溶接割れを抑制するためには, 溶接入熱の低減が有効であることが知られている^{7, 8, 12, 13)}ので, 入熱 0.06 MJ/m YAG レーザによる補修溶接を試みた。写真は示さないが, ステンレス鋼クラッド部に割れは観察されなかった。しかし, 依然として開先底に接した補修溶接金属中に軽微な割れが発生した。一方, レベル 1 照射材では, He 含有量が少ないため 0.2 MJ/m TIG 溶接ではわずかに柱状晶境界割れが発生したが, 0.06 MJ/m YAG レーザ溶接の場合には割れの無い健全な溶接部が得られた。

Fig. 12 は, レベル 1 照射 (実機約 2000 年運転相当照射量) された Ni 基合金クラッド部を入熱 0.2 MJ/m の TIG 補修溶接した後の断面である。補修溶接試験位置は低合金鋼母材部とした。Ni 基合金表面部での He 量 (計算値) は

Fig. 11 Cross sectional views of a repair-weld of a stainless steel clad irradiated to level 2 (He: 5.4 appm). (b) and (c) are enlarged micrographs of the areas indicated in (a). The repair-welding was carried out by TIG welding at a heat input of 0.2 MJ/m.

2.2 appm, 開先底(低合金鋼表面)では0.9 appmであった。ステンレス鋼の場合に比べてHe量は少ないが, 補修溶接の熱影響部に多数の割れが観察された。割れは柱状晶境界に沿って発生しており, 一部大きく開口している部分もある (Fig. 12(c))。また, 補修溶接金属中まで割れが進展していた。しかし, 開先底の低合金鋼には割れは全く観察されず, また, ポロシティの形成も認められなかった (Fig. 12(b))。入熱0.06 MJ/mのYAGレーザ溶接で補修溶接を実施しても, Ni基合金クラッド部に同様の柱状晶境界割れが認められ, 入熱低減の効果はあまり明瞭でなかった。レベル1'照射(実機60年運転相当照射量)では, He量は0.1 appmと著しく低いが, 0.2 MJ/m TIG溶接で補修溶接す

ると柱状晶境界で割れが発生した。以上から, 本研究で実施した試験条件内では, Ni基合金クラッドの補修溶接に関して, 割れの無い補修溶接条件を見出すことができなかった。

Table 6は, クラッド材補修溶接後の健全性評価試験結果をまとめたものである。クラッド部に対しては, 健全性試験として側曲げと硬さ試験を実施した。ステンレス鋼クラッド及びNi基合金クラッドいずれも, 試験を実施したすべての条件で, 低合金鋼部での最大硬さはHV350以下で, テンパー効果が確認された。また, 側曲げ試験ではクラッド内でわずかな割れが認められたがいずれも判定値以内であった。

以上から, レベル1照射したステンレス鋼クラッド部で, 割れが発生しなかった入熱0.06 J/mのYAGレーザ溶接による補修溶接のみ判定基準を満たした。

4. 考 察

4.1 照射された低合金鋼の溶接性

中性子照射によって数 appm 程度の He を含有したオーステナイト系ステンレス鋼 (304, 316L 等) では, 溶接によって溶融線から約 0.5 mm 以内の熱影響部で粒界上に He バブルが形成され粒界割れが発生することが知られている⁹⁾。本研究では, 低合金鋼について最高 12.9 appmHe, 入熱 0.86 MJ/m までの補修溶接試験を実施したが, 熱影響部に粒界割れは発生しなかった。また, 曲げ試験後にも熱影響部には全く粒界割れは見られなかった。このことから, 照射された低合金鋼は, オーステナイト系ステンレス鋼に比べて, 溶接割れを発生しにくいと考えられる。そこで, 低合金鋼での He バブル形成について検討した。Fig. 13は, レベル2照射した低合金鋼の母材部と溶接部 (He量はそれぞれ10, 12.9 appm) を入熱0.86 MJ/mのTIG補修溶接を施工した後, 溶融線近傍を透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察した結果の一例である。粒界や柱状晶境界にバブルと思われる欠陥は観察されなかった。以上から, 照射された低合金鋼では, 熱影響部の粒界や柱状晶境界上で He バブルが形成

Fig. 12 Cross sectional views of a repair weld of a Ni-based alloy clad irradiated to level 1 (He: 2.2 appm). (b) and (c) are enlarged micrographs of the areas indicated in (a). The repair-welding was carried out by TIG welding at a heat input of 0.2 MJ/m.

Table 6 Results of examination after repair-welding in irradiated clad on low alloy steel

Specimen	Irradiation level Fluence (>1MeV, n/m ²) He concentration	Welding method	Weld heat input (MJ/m)	Examination after repair welding			
				Crack (Location of cracks)	Number of porosity (Ave. dia. in mm)	Side bend	Hardness
Stainless steel clad	Level 1 9.3×10 ⁻²² 1.1 appm	No repair-welding	-	-	-	No crack	<HV268
		TIG	0.2	Yes (HAZ)	1(0.2)	-	-
	Level 2 9.8×10 ⁻²⁰ 5.4-5.8 appm	YAG laser	0.06	No	0(0)	Number of crack: 0-1 Max. crack length: 0.3 mm	<HV302
		TIG	0.2	Yes (HAZ & Depo)	1(0.1)	-	-
Ni base alloy clad	Level 1' 4.0×10 ⁻²¹ 0.1 appm	YAG laser	0.06	Yes (Depo)	2(0.1)	Number of crack: 0-1 Max. crack length: 0.1 mm	<HV314
		No repair-welding	-	-	-	No crack	<HV266
		TIG	0.2	Yes (HAZ)	0(0)	Number of crack: 0-1 Max. crack length: 0.2 mm	<HV313
	Level 1 9.0×10 ⁻²² 2.2 appm	YAG laser	0.06	-	-	-	-
		No repair-welding	-	-	-	No crack	<HV290
		TIG	0.2	Yes (HAZ)	0(0)	-	-
		YAG laser	0.06	Yes (HAZ)	1(0.1)	Number of crack: 0-3 Max. crack length: 0.3 mm	<HV280

【Acceptance criteria】

(1)Crack: no crack, (2) Bend test: no crack more than 1.6 mm in length, (3)Hardness: <HV350.

- : not tested

Fig. 13 TEM micrographs of grain boundaries observed near fusion line of TIG welding at a heat input of 0.86 MJ/m. (a) is a base metal of low alloy steel irradiated to level 2 (He: 10 appm) and (b) is a weld metal of low alloy steel irradiated to level 2 (He: 12.9 appm).

Table 7 Surface tensions at 1540°C and sulfur concentration of the base metal and weld metal of low alloy steel

Material	Surface tension* (mN/m)	Sulfur concentration (wt%)
Low alloy steel (base metal)	1286	0.021
Low alloy steel (weld metal)	1439	0.013

*: measured by a sessile drop method

されにくいと、溶接割れが発生しなかったものと考えられる。このような、低合金鋼とオーステナイト系ステンレス鋼との相違は、分子動力学計算によれば、BCCとFCCの結晶型の違いに起因すると推定されている¹⁴⁾。

一方、積層の第1, 2層目の補修溶接金属中にポロシティが発生した。その個数は、高照射を受けてHe量が多い材料ほど多い。レベル2照射材を補修溶接した場合、第1層目の部分についてHe分析すると、1–3 appmのHeが検出され、溶接金属中央部は0.04 appm以下であった。すなわち、第1層目あるいは第2層目の溶接時に母材からHeが取り込まれ、それが核になってポロシティが発生したことが推定される。また、3層目以降は、He濃度が著しく低いいため、ポロシティは第1層と2層目に集中したものと思われる。

また、ポロシティは、低合金鋼母材部を補修溶接したときに多く、低合金鋼溶接部を補修溶接した場合には発生が少なかった（Fig. 6と8参照）。レベル2照射した溶接部についても、補修溶接金属の積層第1層目についてHe分析を実施すると3–6 appmであり、母材部の場合と同様に、Heが照射された低合金鋼側から取り込まれていることが分かった。そこで、ポロシティ形成に影響する因子の一つである溶融時の表面張力に着目した。Table 7は、静滴法で測定した低合金鋼母材部と溶接部の表面張力の測定値を示す。これから、母材部の表面張力は、溶接部のそれに比べて小さいことが分かる。溶融状態で表面張力が小さいことは、ポロシティが安定に核発生や成長するには有利に働くことが考えられる。表面張力は、溶質や不純物元素の影響を受けることが知られている。Fe合金の場合、炭素、リン、マンガン等と比べて、イオウ（S）濃度のわずかな上昇が著しく表面張力を低下させる^{15, 16)}。Table 7に示すように、低合金鋼母材部と溶接部では、S濃度は母材部の方が倍程度高いことから、低合金鋼母材部を補修溶接した場合、母材部の一部が溶融して希釈され第1, 2層目あたりのS濃度が高まり、表面張力が、溶接部の補修溶接時よりも、低下したためにポロシティが発生しやすくなり、第1, 2層目に多数見られたものと思われる。

4.2 クラッド部の溶接割れ

クラッドを補修溶接した場合、補修溶接部の熱影響部に割れが発生した。低合金鋼との接合部や熱影響部には割れは観察されなかった。これらの割れは、補修溶接中にクラ

ッドの柱状晶境界に沿ってHeバブルが形成されることによるHe割れと考えられる。レベル1照射したステンレス鋼クラッド（1.1 appmHe）において、入熱0.06 MJ/mのYAGレーザによる補修溶接では溶接割れは認められなかったが、入熱0.2 MJ/mのTIGによる補修溶接では溶融線近傍の熱影響部に微細な割れが発生した。このような低いHe量でも、溶接入熱が高くなると粒界割れが発生しやすくなることはすでに知られており^{5, 12, 13)}、また、クラッドは凝固組織であるが、柱状晶境界でもほぼ同様であることも指摘されている^{13, 17)}。

一方、Ni基合金クラッドでは、He量はわずか0.1 appmであるが、入熱量0.2 MJ/mのTIG補修溶接で、割れが発生した。Fig. 11とFig. 12を比較すると、He量はNi基合金クラッドERNiCr-3（2.2 appmHe）の方が、ステンレス鋼クラッドYB308（5.4 appmHe）より低いにもかかわらず、入熱0.2 MJ/mのTIG補修溶接で発生した柱状晶境界割れは多くなっている。このことは、照射されたステンレス鋼のみならずNi基合金でも溶接割れが発生し、Ni基合金の方が溶接割れ感受性が高いことが推定される。両者の差の原因は不明であるが、オーステナイトとフェライトの2相で凝固するSUS304に比べて、Ni基合金と同じく、オーステナイト単相で凝固するSUS316Lの方が、溶接時のHe割れ感受性が著しく高い¹³⁾ことと関連があると考えられる。

4.3 中性子照射を受けた原子炉（圧力）容器の安全な補修溶接条件の選定

本研究の結果に基づいて、中性子照射を受けた原子炉（圧力）容器の安全な補修溶接条件の選定方法について検討した。本研究から中性子照射を受けた材料を溶接割れ等の欠陥が発生せず健全な補修溶接するには、以下の項目を考慮する必要があることが明らかになった。

① 中性子照射を受けた原子炉（圧力）容器の強度部材を構成する低合金鋼を補修溶接した場合、照射によって低合金鋼中に生じたHeが補修溶接金属中に溶解し、凝固時にポロシティとなる。少量のポロシティは、球形欠陥のため継手性能に悪影響を及ぼさないと推定されるが、溶接金属第1, 2層目に集中して数多く発生した場合は、曲げ延性の劣化やき裂伝播を促進する。このポロシティの発生量は、含まれるHe量、溶接方法や材料の影響を受けるため、それらに対する制約が必要である。

② 中性子照射を受けたオーステナイトステンレス鋼およびNi基合金のクラッドを補修溶接した場合、溶接熱影響部において中性子照射で生じたHeに起因する割れが発生する。この割れは、He量と溶接入熱の影響を受けるため、He量に応じた溶接入熱の制限が必要である。

一方、溶接施工面からは以下の項目を考慮する必要がある。

① 低合金鋼溶接部には溶接後熱処理が必要であるが、大型構造物である原子炉（圧力）容器で高放射能線量のもの

を溶接後熱処理を実施することは極めて困難であるため、補修溶接に際しては溶接後熱処理が不要なテンパービード溶接が必要である。

② テンパービード溶接では、初層溶接の熱影響部を後続パスで焼き戻しするが、一方で照射材特有のポロシティ形成と He による溶接割れの防止を考慮する必要がある。なお、テンパービード溶接条件と施工要領の選定については、“原子力発電設備維持に係わる技術基準について”(原子力発電設備維持に係わる技術基準等検討委員会作成)を参考とした。(注：上記基準は現在、発電用原子力設備規格・維持基準規格((社)日本機械学会)で引き続き検討されている。)

また、ここで言う、“安全な”の定義としては、以下の3項目と考えた。

① 溶接部に割れが無いこと。溶接部とは、溶接熱影響部と補修溶接金属を含む。ステンレス鋼クラッドの補修溶接金属中に高温割れか He に起因する割れか判別できない微小な割れがあったが、ここでは安全サイドに評価する観点から割れありとする。

② 機械的性能を確認する試験結果が、ある基準を満足すること。ここで、機械的性能を確認する試験とは、引張試

験、衝撃試験及び曲げ試験とし、引張試験及び衝撃試験は、規格基準値を満足することとし、衝撃試験については、補修溶接前に比べて補修溶接後の溶接熱影響部の吸収エネルギーが同等あるいはそれ以上であること。ただし、クラッド材は強度部材ではないので曲げ試験のみによる評価とする。

③ 溶接部の硬さが HV350 以下であること。

以上を考慮して、本研究から得られる安全に補修溶接できる条件は、Table 8 のようにまとめられる。これに従い、照射された低合金鋼及びクラッド材における補修溶接方法の選定フローと溶接入熱の制限条件を、それぞれ Fig. 14, 15 に示した。

5. ま と め

原子炉(圧力)容器に使用され照射を受けた低合金鋼の母材部、溶接部、ステンレス鋼クラッド、Ni 基合金クラッドに万一損傷が発生した場合、溶接により補修することを想定して、試験体を材料試験炉において 290℃ で照射した後、テンパービード法を用いて TIG 溶接と YAG レーザ溶接により補修溶接試験を実施した。主な結果は以下のよう

- (1) 低合金鋼母材部においては、レベル 1 照射材(実機 6 年間運転相当照射量, He: 1.7 appm)であれば TIG 溶接により補修溶接部の健全性及び必要な継手性能を確保することができた。しかし、レベル 2 照射材(実機 60 年間運転相当照射量, He: 9.7-10.1 appm)では、補修溶接金属中に多数ポロシティが発生して健全な補修溶接継手性能を確保できなかった。
- (2) 低合金鋼溶接部においては、レベル 2 照射材(実機 60 年間運転相当照射量, He: 12.4-12.9 appm)まで TIG 溶接により補修溶接部の健全性及び必要な継手性能を確保することができた。ただし、0.06 MJ/m YAG レーザ溶接では、

Table 8 Weld conditions to obtain sound welds by repair-welding of the various materials

Material	Neutron fluence (n/m ²) (E>1 MeV)	He concentration (appm)	Welding procedure	Weld heat input (MJ/m)
Low alloy steel (base metal)	<1.4×10 ²³	<1.7	TIG	0.25
Low alloy steel (weld metal)	<1.4×10 ²⁴	<12.9	TIG	0.25
Stainless steel clad	<9.3×10 ²²	<1.1	YAG laser	0.06
Ni base alloy clad*	—	—	—	—

*: Sound welds could not be obtained in this study.

Fig. 14 Flow chart for determining optimum parameters of repair-welding of low alloy steel used for reactor (pressure) vessel.

Fig. 15 Flow chart for determining optimum parameters of repair-welding of clads on low alloy steel used for reactor (pressure) vessel.

曲げ試験が不合格となった。

- (3) ステンレス鋼クラッド部においては、レベル 1 照射材（実機 6 年間運転相当照射量，He: 1.1 appm）を極低入熱の YAG レーザ溶接で補修した場合，補修溶接部の健全性及び継手特性を確保することができた。しかし，レベル 1 照射材を TIG 補修溶接した場合，及びレベル 2 照射材（実機 60 年間運転相当照射量，He: 5.4-5.8 appm）を TIG 溶接及び YAG レーザ溶接で補修した場合は，溶接熱影響部に He に起因すると思われる割れが発生した。
- (4) Ni 基合金クラッドでは，TIG 補修溶接では，レベル 1' 照射材（実機 60 年間運転相当照射量，He=0.1 appm）でも溶接熱影響部に He に起因すると思われる割れが発生した。
- (5) 以上の結果から，中性子照射を受けた原子炉（圧力）容器の安全な補修溶接条件の選定方法を提示した。

謝 辞

本研究は，経済産業省交付金事業「原子力プラント照射材料安全補修溶接技術」（1997-2004 年度）の一部として実施されたものである。多くのご指導を賜った大阪大学大学院工学研究科 西本和俊先生，池内建二先生，望月正人先生，東京大学大学院工学系 関村直人先生，東北大学大学院工学研究科 粉川博之先生はじめ関係各位に深謝いたします。

参 考 文 献

- 1) W. R. Kanne, Jr., Remote reactor repair: GTA weld cracking caused by entrapped helium, *Welding Journal* 67 (1988), 33-39.
- 2) W. R. Kanne, Jr. G. T. Chandler, D. Z. Nelson, E. A. Franko-Ferreira, Welding irradiated stainless steel, *Journal of Nuclear Materials*, 225 (1995), 69-75.
- 3) H. T. Lin, M. L. Grossbeck, B. A. Chin, Cavity microstructure and kinetics during gas tungsten arc welding of helium-containing stainless steel, *Metallurgical Transaction A*, 21A (1990), 2585-2596.
- 4) C. A. Wang, M. L. Grossbeck, B. A. Chin, Threshold helium concentration required to initiate cracking during welding of irradiated stainless steel, *Journal of Nuclear Materials*, 225 (1995), 59-68.
- 5) K. Asano, S. Nishimura, Y. Saito, H. Sakamoto, Y. Yamada, T. Kato, T. Hashimoto, Weldability of neutron irradiated austenitic stainless steels, *Journal of Nuclear Materials*, 264 (1999), 1-9.
- 6) H. T. Lin, B. A. Chin, M. L. Grossbeck, S. H. Goods, Welding of helium-doped austenitic and ferritic stainless steels, *Proceedings of the 2nd Inter. Conf. on Trends in welding research* (Gatlinburg, Tennessee, USA, 14-18 May, 1989), 615-618.
- 7) 小藪 健，浅野恭一，高橋英則，坂本博司，川野昌平，中村友美，橋本素行，越石正人，加藤隆彦，桂 了英，西村誠二，中性子照射を受けたステンレス鋼およびニッケル基合金の溶接性について，*溶接学会論文集* 18 (2000), 606-616.
- 8) S. Nishimura, R. Katsura, Y. Saito, W. Kono, H. Takahashi, M. Koshiishi, T. Kato, K. Asano, YAG laser welding of neutron irradiated stainless steels, *Journal of Nuclear Materials*, 258-263 (1998), 2002-2007.
- 9) For a review paper, E. Walle, Reconstitution: Where do we stand?, *ASTM-STP 1270* (1996), 415-441.
- 10) K. Nakata, S. Kasahara, H. Takeda, M. Oishi, Development of repair-welding technology for irradiated materials of LWR, Ninth Inter. Sym. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Eds. by F. P. Ford, S. M. Bruemmer, G. S. Was (TMS, 1999), pp.767-774.
- 11) 鴨 和彦，藤谷泰之，原子炉容器における小入熱 YAG レーザ及び TIG テンパービード溶接法の開発，平成 17 年度溶接学会春期全国大会予稿集 (2005)。
- 12) M. Koshiishi, K. Kashiwakura, T. Hashimoto, H. Takahashi, Weldability of neutron irradiated stainless steels studied by multi-pass TIG and YAG laser welding, Eleventh Inter. Sym. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, Eds. by F. P. Ford, S. M. Bruemmer, G. S. Was (NACE, 2003), pp. 950-959.
- 13) Y. Morishima, M. Koshiishi, K. Kashiwakura, T. Hashimoto, S. Kawano, Re-weldability of neutron irradiated Type 304 and 316L stainless steels, *Journal of Nuclear Materials*, 329-333 (2004), 663-667.
- 14) 原子力安全基盤機構，平成 16 年度原子力プラント照射材料安全補修溶接技術に関する報告書 (2005), p. 340.
- 15) For a review paper: 田中敏弘，原 茂太，溶融鉄合金の表面張力と粘度，*まてりあ* 36 (1997), 47-54.
- 16) 溶鋼・溶滓部会，溶鋼・溶滓の物性値便覧，日本鉄鋼協会 (1971), p. 128.
- 17) K. Nakata, M. Oishi, M. Koshiishi, T. Hashimoto, H. Anzai, Y. Saito, W. Kono, Re-weldability of neutron-irradiated stainless steels studied by multi-pass TIG welding, *Journal of Nuclear Materials*, 307-311 (2002), 1578-1583.