③ ヘリウムを含有する原子炉構造材料の溶接補修技術*

川 野 昌 平**

Weld Repair Technique of Helium-containing
Reactor Structural Materials*

by KAWANO Shohei**

キーワード：ヘリウム，照射，原子炉，ステンレス鋼，溶接，補修

1. は じ め に

商用原子力発電プラントの炉内構造物は、高温水中での耐食性にすぐれたオーステナイト系ステンレス鋼やニッケル基合金で構成される。これらの材料は、炉心付近で中性子照射を受けると、核変換ヘリウムを材料中に蓄積する。1984年、米国サバンナリバー炉ではステンレス鋼製タンクを溶接補修したところ、タンクの溶接止端部に割れが発生し、調査の結果、材料中の核変換ヘリウムが溶接割れの原因になることがあきらかになった¹⁾。

近年、国内外では1970年代に建設された発電プラントが運転開始後20年を経過し、長期安定運転を確保するため、予防保全や補修技術の開発がさかんに行われている。こうした中でヘリウムを含有する炉内構造材料の溶接性が注目されている。そこで本稿では、原子炉構造材料に特有な溶接の課題として、ヘリウムを含有するステンレス鋼の溶接性に関する研究を概説するとともに、今後の動向を紹介する。

2. 中性子照射による核変換ヘリウムの生成について

炉心付近に位置する炉内構造物はプラント運転中、核分裂により生じた中性子の照射を受ける。材料中に入射した中性子 (^1_0n) は、不純物として微量に存在するボロン (^{10}B) と核反応してヘリウム (^4He) を生成する²⁾。

また中性子は主要構成元素であるニッケル (^{58}Ni) との2段階反応により ^4He を生成する。

こうして材料中のヘリウム量は中性子照射量とともに増加していく。

金属中のヘリウムの溶解度はきわめて小さい。このため核変換ヘリウムは材料中の格子欠陥や粒界、析出物等に凝集し、ヘリウムバブルとなりやすい。特に高温下ではヘリウムは粒界に集まりやすく、バブルの形成により粒界を脆化させる現象が知られている^{2,3)}。

3. ヘリウムを含有するステンレス鋼の溶接性研究

先に触れたように、サバンナリバー炉におけるステンレス鋼製タンクの補修溶接により、核変換ヘリウムが割れの原因となることがわかった。その後ヘリウム含有ステンレス鋼の溶接性に関する研究がおこなわれており、代表例をつぎに紹介する。

Linら^{4,5)}は、トリチウムトリック法^{注)}によりヘリウム注入した316ステンレス鋼のTIG溶接試験をおこない、溶接割れの形態を観察した。溶接割れは、図1(a, b)に示めすように溶接熱影響部(HAZ部)の粒界に沿って発生しており、破面上の粒界表面を拡大すると約 $1\mu\text{m}$ のバブルの痕跡が一様に観察される(図1(c))。溶接中の

*原稿受付 平成13年10月24日

** (株)東芝 Toshiba Corp.

注) トリチウムトリック法：三重水素(トリチウム)の核崩壊を利用してヘリウムガスを金属中に注入し、照射材を模擬する方法。

図1 He注入316ステンレス鋼のTIG溶接試験後の割れ観察結果⁹⁾
 (a) HAZ部に生じた粒界割れ (b) 粒界割れの拡大、(c) 粒界破面上に形成されたバブル状痕の拡大写真
 He量: 2.5 appm, 試験片板厚: 0.76 mm, 溶接方法: ビードオンプレート・ノンフィラーTIG溶接

ビデオ観察の結果、HAZ部の割れは溶接トーチが通過して約1秒後に発生した。また溶接後のHAZ部をTEM観察したところ、粗大なヘリウムバブルが粒界に観察された。一方ヘリウム注入材を1300℃×1h焼鈍しただけでは粒界割れは発生しない。このため、溶接による加熱と冷却時の熱収縮応力により、粒界ヘリウムバブルが生成・成長し粒界割れが生じたと結論している。図1(c)のような破面形態は、照射材の溶接でも同様に観

図2 中性子照射304ステンレス鋼のTIG溶接試験後の断面組織¹⁰⁾
 He量: 8.3 appm, 試験片形状: 30×60×8 mm, 溶接方法: ビードオンプレート・ノンフィラーTIG溶接

察されており⁹⁾、ヘリウム含有ステンレス鋼の特徴的な溶接割れ破面といえる。なお核融合炉の候補材であるバナジウム合金やHT-9ステンレス鋼も、ヘリウムにより同様な溶接割れが発生する^{7,8)}。

サバンナリバーの研究グループは、ヘリウムに起因する溶接割れの防止策を見出すため、ヘリウム量や溶接入熱をパラメータとしてヘリウム注入ステンレス鋼のTIGおよびMIG溶接試験をおこなった⁹⁾。その結果、ヘリウム量が多いほど、また溶接入熱が大きいほど割れが生じやすい傾向がみられ、溶接入熱の低減が溶接割れの抑制に有効であることを示した。

最近、炉内構造物の溶接補修の可能性を検討するため、軽水炉で照射された広範な種類のステンレス鋼部材を溶接試験した結果が報告されている^{6,10)}。図2は照射済304鋼板をTIG溶接試験した後の断面組織の一例であり、ビード下に粒界割れの発生が観察される。ヘリウム量や溶接入熱をパラメータとしてTIG溶接を行った結果、中性子照射ステンレス鋼の場合も図3に示すようにヘリウム量が高いほど、また溶接入熱が大きいほど割れが生じやすいことが確認された。さらに材料試験炉(JMTR)で照射した20 mm板厚の304鋼およびインコネル600に対してX開先突合せ溶接を実施した結果、ヘリウム量が0.14 appm以下であるならば、溶接入熱20 kJ/cmの多パスTIG溶接を行っても割れが発生せず、母材と同等の良好な継手強度が得られることを示した^{10,11)}。

原研グループは、核融合炉の補修技術開発のため中性子照射316鋼薄板の突合せTIG溶接試験を行い継手強度を評価している^{12,13)}。またロシアでは照射ステンレス鋼をTIG溶接した後低サイクル疲労試験を実施し、微小な溶接割れが疲労強度に影響を及ぼすことを報告している^{14,15)}。

溶接割れを防止するには溶接入熱の低減が有望である。小入熱レーザ溶接の有効性を評価するため中性子照

図3 中性子照射ステンレス鋼のTIG溶接試験結果¹⁰⁾

図4 ヘリウム含有ステンレス鋼の溶接割れ機構

射ステンレス鋼¹⁶⁾やヘリウムイオン注入ステンレス鋼¹⁷⁾のYAGレーザー溶接試験が行われており、極低入熱では50appm Heを含有する材料に対しても溶接割れが抑制されたとの報告がある。また摩擦圧接法はアーク溶接に比べて接合部近傍の温度上昇が少ないため、ヘリウム含有ステンレス鋼の溶接割れを防止する効果がみられる¹⁸⁾。その他の割れ防止対策として、材料に機械的な圧縮応力を付加した状態でTIG溶接を行なうとヘリウム

による溶接割れが減少するという報告もある¹⁹⁾。

5. ヘリウム含有材の溶接割れシミュレーション技術

ヘリウム含有材を溶接補修する際には、材料中のヘリウム量に応じて、溶接割れが生じない溶接方法や施工条件を選定する必要がある。このためヘリウムによる溶接割れ現象をモデル化し、割れが生じない施工条件を予測

図5 溶接割れシミュレーションの評価フロー

するシミュレーション技術の開発が行われている^{20,21)}。

溶接割れの発生メカニズムは、これまでの実験結果から次のように考えられている^{4,20-22)}。中性子照射により材料中に生成されたヘリウムは、溶接時の加熱により粒界に凝集し、ヘリウムバブルが核生成する(図4)。生成したバブルは空孔の吸収やバブル同士の合体により成長する。溶融池が通過後、冷却段階では引張応力によりヘリウムバブルが成長し粒界に沿った割れが発生する。

溶接割れシミュレーションは、溶接時における粒界ヘリウムバブルの核生成や合体、成長、ならびに溶接割れの発生を数式的にモデル化する。そして溶接部近傍の温度・応力履歴と、材料中のヘリウム量とをインプットパラメータにして粒界ヘリウムバブルの半径・密度を計算し、粒界割れ解析により割れ発生の有無を判定する(図5)。シミュレーション計算はヘリウム含有ステンレス鋼の溶接試験結果をよく再現する結果が得られている^{20,21)}。

6. おわりに

中性子照射によりヘリウムを含有するステンレス鋼の溶接に関して、現在までに得られている知見を概説した。

今後の課題としては、溶接試験データの蓄積によりヘリウム量に対する割れ発生クライテリアを明確にし、割れを防止する溶接方法を確立すること、ならびに溶接割れシミュレーション技術の検証・改良が挙げられる。現在、経済産業省が(財)発電設備技術検査協会に委託している「原子力プラント照射材料の安全補修溶接技術」において、照射材の補修技術に関する技術的なガイドラインの作成を進めている。

参考文献

- 1) W. R. Kanne, Jr., Weld. J., 67 (1988) 33.
- 2) 井形直弘編：核融合炉材料，培風館(1986) 187.
- 3) 原子炉材料ハンドブック，日刊工業新聞社(1977) 573.
- 4) H.T. Lin, M.L. Grossbeck, B.A. Chin, Metall. Trans. A, 21A (1990) 2585.
- 5) H.T. Lin, B.A. Chin, J. Nucl. Mater. 179-181 (1991) 1131.
- 6) K. Asano, S. Nishimura, Y. Saito, H. Sakamoto, Y. Yamada, T. Kato, T. Hashimoto, J. Nucl. Mater. 264 (1999) 1.
- 7) H.T. Lin, D.N. Braski, J. Nucl. Mater. 217 (1994) 209.
- 8) H.T. Lin, S.H. Goods, M.L. Grossbeck, B.A. Chin, ASTM STP 1046 (1989) 301.
- 9) E.A. Franco-Ferreira, W. R. Kanne, Jr., Weld. J., Feb. (1992) 43.
- 10) 小藪，浅野，高橋，坂本，川野，中村，橋本，越石，加藤，桂，西村，溶接学会論文集，第18巻第4号(2000) 606.
- 11) K. Asano, R. Katsura, S. Kawano, M. Koshiishi, ASTM STP 1366 (2000) 944.
- 12) K. Tsuchiya, H. Kawamura, R. Oyamada, J. Nucl. Mater. 233-236 (1996) 218.
- 13) K. Tsuchiya, H. Kawamura, G. Kalinin, J. Nucl. Mater. 283-287 (2000) 1210.
- 14) S.A. Fabritsiev, A.S. Pokrovsky, J. Nucl. Mater. 258-263 (1998) 1991.
- 15) S.A. Fabritsiev, J.G. van der Laan, ASTM STP 1270 (1996) 980.
- 16) Nishimura, R. Katsura, Y. Saito, W. Kono, H. Takahashi, M. Koshiishi, T. Kato, K. Asano, J. Nucl. Mater., 258-263 (1998) 2002.
- 17) S. Kawano, S. Nakahigashi, K. Uesugi, H. Nakamura, W. Kono, K. Fukuya, F. Kano, A. Hasegawa, K. Abe, J. Nucl. Mater. 258-263 (1998) 2018.
- 18) 小畑，角谷，木村，長谷川，阿部，日本原子力学会秋の大会，(2000)
- 19) C.A. Wang, M.L. Grossbeck, N.B. Potluri, B.A. Chin, J. Nucl. Mater. 233-236 (1998) 213.
- 20) S. Kawano, R. Sumiya, K. Fukuya, J. Nucl. Mater. 258-263 (1998) 2008.
- 21) T. Hashimoto, M. Mochizuki, ASTM STP 1366 (2000) 973.
- 22) S. Kawano, K. Fukuya, F. Kano, M. Satou, A. Hasegawa, K. Abe, J. Nucl. Mater. 283-287 (2000) 1220.