

小特集 原型炉実現に向けた低放射化フェライト鋼研究開発の進展

4. 低放射化フェライト鋼接合技術の現状と課題

廣瀬貴規, 芹澤 久¹⁾, 岸本弘立²⁾, 荻原寛之³⁾, 藤井英俊¹⁾,
長坂琢也⁴⁾, 笠田竜太⁵⁾, 野澤貴史, 谷川博康, 芝 清之
日本原子力研究開発機構, ¹⁾大阪大学接合科学研究所, ²⁾室蘭工業大学工学研究科,
³⁾大阪大学工学研究科, ⁴⁾核融合科学研究所, ⁵⁾京都大学エネルギー理工学研究所

(原稿受付: 2011年1月24日)

ブランケット製作に必要な接合技術開発の現状を紹介する。市販の鉄鋼材料の接合技術を元にブランケット製作に向けて高度化された溶接技術, およびブランケット特有の第一壁形成における固相拡散接合やプラズマ対向材料との異材接合について, 接合部特性評価から実規模構造物の製作実証に至る最近の研究開発状況を概説する。

Keywords:

reduced activation ferritic/martensitic steel, joint, weld, diffusion bonding, plasma spray, inspection

4.1 はじめに

ここでは, ブランケット製作のための低放射化フェライト鋼の接合技術課題を取り上げる。ブランケットは炉心プラズマ近傍で, 過酷な熱負荷, 中性子負荷の下, 燃料増殖, 熱交換, 放射線遮蔽および圧力境界の役割を担う機器である。ITERにおいて実証試験を行う水冷固体増殖(WCCB: Water Cooled Ceramic Breeder)ブランケットを図1に示す[1]。ブランケットはコの字型の第一壁, 側壁, 後壁と呼ばれる冷却材流路を内蔵する壁を接続した筐体構造を持ち, ブランケット内部の燃料増殖材と中性子増倍材は冷却管付きの隔壁(メンブレンパネル)で仕切られる。プラズマに面する第一壁のプラズマ対向面は, プラズマ粒子からその表面を保護するためにベリリウムやタングステンの保護材が接合される構造が想定されている。また, 低放射化フェライト鋼の溶接金属は延性および韌性を調整す

るために溶接後熱処理(PWHT: Post Weld Heat Treatment)が必要であるが, ブランケットは遠隔操作による炉内交換が予定されており, 設置・交換時のPWHTを省略できる接合技術が必要とされる。ブランケットにおける主な接合箇所を表1に示す[2]。ブランケットにおける低放射化フェライト鋼は, 蒸気管等の単純な構造物として使用されてきた従来の耐熱鋼とは大きく異なる複雑な構造物として使用される。したがって, このようなブランケットの製作には, 従来の耐熱鋼において確立された接合技術の高度化が必要である。以下では, WCCBブランケットの構造材料であるF82Hについて, 筐体および隔壁製作に用いる溶接技術, 第一壁形成およびアーマー接合のための拡散接合を中心に, ブランケット製作のための接合技術開発の現状, およびこれまでに見出された特有の課題について紹介する。

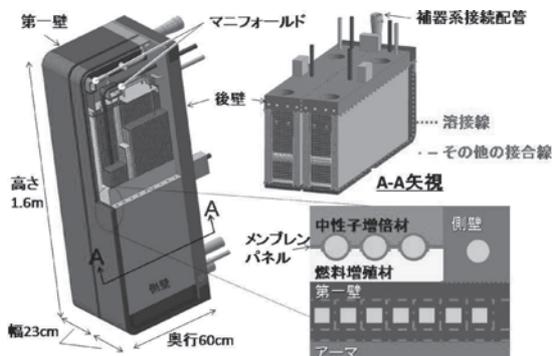


図1 低放射化フェライト鋼を構造材料とする水冷固体増殖ブランケット。

4.2 溶接技術

4.2.1 基本溶接技術

1997年に開始されたIEAラウンドロビン試験では, 15 mm および 25 mm 厚 F82H 鋼板の Tungsten Inert Gas (TIG) および電子ビーム (EB: Electron Beam) 溶接材も世界各国に配布され, その特性評価が行われた[3]。F82H の TIG および EB 溶接継手のマクロ組織および硬さ分布を図2に示す。標準的な 750 °C の焼き戻し熱処理後の F82H の硬さは 220 Hv であるが, 溶接金属 (WM: Weld Metal) は最大で 400 Hv まで硬化する。WM の硬さを戻しつつ, 母材部を軟化させない条件として, 720 °C × 1 時間で PWHT を施した結果, WM および母材部の硬さはそれぞれ, 250 Hv および 220 Hv となった。WM と母材部の間の熱影響部

4. Current Status and Issues in Joining Technology of Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel

HIROSE Takanori, SERIZAWA Hisashi, KISHIMOTO Hirotsu, OGIWARA Hiroyuki, FUJII Hidetoshi, NAGASAKA Takuya, KASADA Ryuta,

NOZAWA Takashi, TANIGAWA Hiroyasu and SHIBA Kiyoyuki

corresponding author's e-mail: hirose.takanori@jaea.go.jp

表1 ブランケットにおける主な接合箇所.

接合箇所	板厚	要求性能	候補となる接合法
筐体製作 (第一壁/側壁/後壁)	25 mm 厚 第一壁 45 mm 厚 側壁 90 mm 厚 後壁	気密性 冷却管破断時の耐圧性 強度特性不均質部の狭小化	EB 溶接 Fiber Laser 溶接 プラズマ MIG 溶接
ブランケット内配管接続 マニフォールド形成	1 mm~13 mm 管	耐圧性, 耐腐食性	TIG 溶接
メンブレンパネル	1 mm 厚 冷却管 1.5 mm 厚 リブ	気密性 冷却管への熱影響の狭小化	Fiber Laser 溶接
第一壁製作	1.5 mm 厚 矩形冷却管 5-12 mm 厚 鋼板	熱伝導 母材並みの強度, 韌性	HIP 接合
アーマータイル (Be/鋼, W/鋼)	10 mm 厚 タイル 25 mm 厚 第一壁	熱伝導 耐熱衝撃	HIP 接合 SPS 接合 溶射
補器系配管接続	12.7 mm 厚 円管	耐圧性, 耐食性 真空容器内での作業性 (PWHT の回避)	摩擦攪拌接合 TIG 溶接 EB 溶接

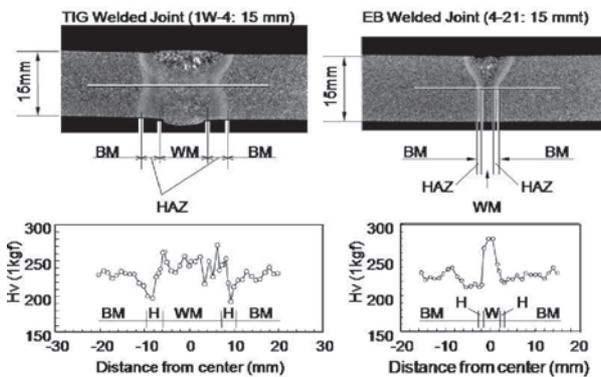


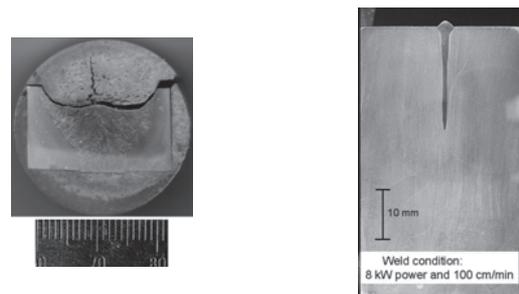
図2 F82HのTIGおよびEB溶接部の組織と硬さ分布.

(HAZ: Heat Affected Zone) は、最弱部で 200 Hv まで軟化しており、軟化領域の幅は大入熱の TIG 溶接継手で大きくなる。HAZ は溶融しないものの相変態、および転位が回復する温度まで加熱される領域である。詳細は第 6 章に述べるが、HAZ は WM および母材よりも照射硬化量が小さい傾向が観察されており、中性子照射下では溶接部の強度不均質が強調されるため、照射硬化の観点からも HAZ を狭小化することが望ましい[4]。ブランケットの製作工程では、TIG 溶接は主に配管の接続や冷却水マニフォールドの形成に用いられる。溶材には、当初炭素を低減した F82H を用いていたが、近年では、母材のワイヤでも良好な溶接性が確認されている。TIG 溶接では、IEA ラウンドロビン試験に供した 25 mm 厚さの鋼板を、12パスで溶接することに成功している。一方、EB 溶接は第一壁と側壁間などの筐体溶接に用いられる。最大板厚実績はサブモジュールを後壁で接続する部分の 90 mm であり、タンタルを含まない F82 を対象とした溶接試験では 1 パスでの溶接に成功している[5]。F82H の TIG および EB 溶接部は 550 °C において最長 10000 時間の熱時効試験を実施したが、熱時効による強度および韌性の変化は、母材と同様の傾向を示すことが明らかになっている。

4.2.2 先進溶接技術

上述の基本溶接技術で実施された、板厚 15 および 25 mm を対象とした TIG, EB 溶接による基本的な検討結果より、

PWHT が必須であること、並びに溶接部のうち熱影響部未変態領域の変態線近傍に力学的最弱部が生じることが明らかとなった。また、後者の問題に対処するためには、EB 溶接などの熱影響部が小さくなる溶接法の適用が有効であることがわかった。しかしながら、実施工を考慮した場合には、様々な板厚の部材に対応した溶接・接合が必要不可欠であり、TIG, EB 溶接だけで、核融合炉ブランケットを製作することは、熱影響部の問題を考えた場合、ほぼ不可能である。一方、最近の新たな溶接熱源に関する研究成果として、従来の YAG や CO₂ レーザーと比較して、高品質で高出力なレーザーとして Fiber Laser が開発されている[6]。また、TIG 溶接と同程度の品質を保ちながら、溶接効率を向上させることにより、熱影響部の領域を小さくすることが可能な溶接法として、プラズマ MIG 溶接法の開発も行われている[7]。F82H に対する、これらの先進溶接技術の適用可能性に関する検討の結果、現在までに、ブランケット内部に設置される、薄肉円管と薄板との連続接合構造体であるメンブレンパネルを、Fiber Laser を用いて試作することに成功している[8]。また、TIG 溶接法では板厚 15 mm の溶接に対して 5 パス程度の多層盛り溶接が必要であったが、図 3 (a) に示すように、プラズマ MIG 溶接法では、開先角度 60 度の V 型開先をほぼ 1 パスで完全溶け込み接合することに成功しており、TIG 溶接よりも熱影響部も小さくなっている。さらに高出力 Fiber Laser を用いた最新溶接方法として、低真空下での溶接により[9]、図 3 (b)



(a)Weld penetration by Plasma-MIG (b)Weld penetration by Fiber Laser

図3 MIG,Fiber Laser の代表的な金相.

に示すように出力8 kWの1パス溶接で約20 mmもの深溶け込みにも成功している。得られた溶け込み形状はEB溶接と同様、熱影響部が極めて小さいことから、今後、レーザー出力の向上や溶接条件の最適化により、様々な板厚の溶接に本溶接方法の適用が拡大することが期待される。

4.2.3 施工時の課題

溶接接合とは、局所的に金属が溶融するような熱量を物体に付与し接合する方法であるため、本質的に、溶接に伴う変形や残留応力の生成は止む得ない現象である[10]。また、溶接変形と溶接残留応力とは相互に関連するものであり、メンブレンパネルのような薄板構造物では、溶接変形は大きい溶接残留応力は小さくなる。一方、ブランケットの後壁のような板厚90 mmの突合せ溶接部においては、溶接変形は小さい代わりに大きな残留応力が生成する。特に、引張りの溶接残留応力は、応力腐食割れの発生や溶接継手部の疲労強度の低下を生じる危険性があるため、その定量的予測が必要不可欠である。近年の計算機能力の向上や解析法の改良[11]により、構造物の一部分のみを対象とはしているが、有限要素法を用いた熱弾塑性解析により残留応力の高精度な予測が可能になりつつある[12]。核融合炉ブランケットにおいても、同様の試みは必要不可欠であり、基礎的な研究として、板厚90 mmの後壁をEB溶接により接合した際の溶接性を検討するために必要不可欠な小型試験片サイズを、溶接残留応力並びに溶接割れの観点から検討し、幅400 mm、長さ200 mmの試験片の板中央180 mm程度を溶接することが望ましいことが明らかとなった[13]。また、水冷却固体増殖ブランケットにおいては必要不可欠な、水冷却用配管(水冷チャンネル)を含む第一壁と側壁とをEB溶接した際の溶接残留応力結果を評価した解析も行われている。この解析結果では、現状では、第一壁内の水冷チャンネル表面に溶接線方向に非常に大きな引張りの残留応力が発生してしまうため、PWHTによる溶接残留応力の緩和を検討するだけでなく、溶接位置をわずか6 mmほど内側に移動させるだけで、水冷チャンネル表面の残留応力を劇的に低減することが可能であることが示された(図4)。なお、実施工においては、溶接力学の観点

からだけでなく、溶接に伴う材質変化に対応するため、PWHTが必要不可欠である。つまり、PWHT条件の最適化については、上述した残留応力推定結果に基づいた熱処理条件の同定(応力緩和機構に基づいた推定[14])とともに、熱処理条件に伴う材料学的組織変化に基づいた同定との、両者の必要条件を鑑みた条件の設定が必要である。

4.3 HIP 接合技術

4.3.1 接合技術開発の現状

ITER-TBM想定のコールドチャンネルを含む第一壁は、矩形管を内包した非線形形状を有する[15,16]。そのため複数の矩形管を二枚の鋼板でサンドイッチ状に挟み込み、熱間静水圧加圧(Hot Isostatic Pressing:HIP)接合法により製作される[17]。一般に、接合法として材料同士を突合せ融点以下の高温まで加熱し塑性流動現象を利用した固相拡散接合法およびインサート材を利用した液相拡散接合法が知られている。第一壁の使用環境では、接合部が高温照射環境に曝されることから、異材であるインサート材の使用は避けられている。鉄鋼材料のHIP接合温度として、1000℃以上で行われており、F82Hについても接合可能であることが実証されている。処理温度1100℃、処理時間1時間、圧力150 MPaの条件で接合した場合、接合界面近傍では、塑性流動が促進され、接合は達成される。HIP処理後の組織は、マルテンサイト単相組織となり硬化しているためHIP処理後の熱処理が必要となる。焼きならし温度相当の熱処理により旧 γ 粒径の調整、焼き戻し相当熱処理により炭化物析出による組織の安定化がなされている[18]。接合継手特性では、引張試験は接合状態に鈍感であり、シャルピー衝撃試験による評価が有効である。シャルピー衝撃試験では、界面への酸化物の形成が破壊靱性を劣化させることが報告されており[19]、接合前の表面状態が接合性を左右する。接合時の酸化物形成抑制のため、表面洗浄後、材料表面の水蒸気および酸素除去処理(真空中にて最高温度600℃)を行った結果、接合部における酸化物形成を抑制し、継手強度を向上させることができた。図5は、1/3サイズのシャルピー衝撃試験後の破面組織である。(a)は、

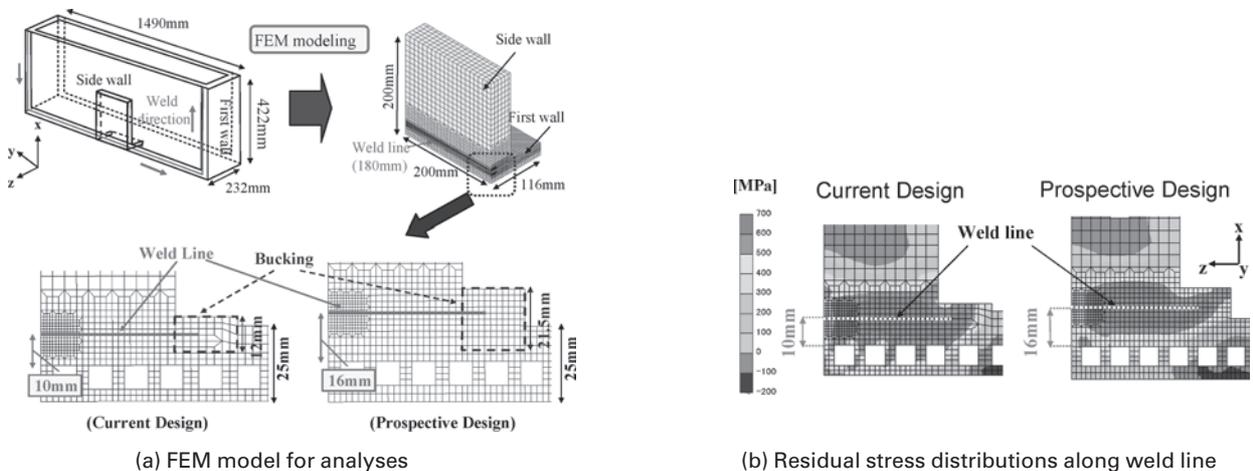


図4 第一壁・側壁 EB溶接評価結果。

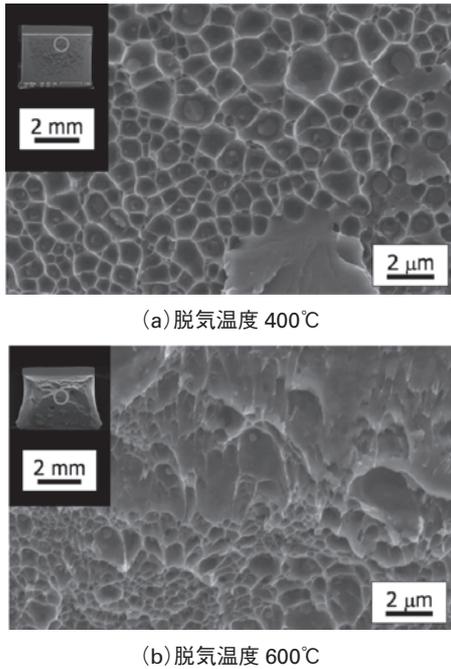


図5 HIP 接合継手シャルピー衝撃試験後の破面組織。

水蒸気および酸素除去処理の改善前の破面観察結果であり、(b)は改善後のものである。改善前では、ほとんど塑性変形を伴わず破壊しているのに対し、改善材では、大きく塑性変形を伴い破壊に至っている。改善材の破面におけるディンプルの伸長は大きく、接合界面を有さない母材と比較し80%程度の吸収エネルギーを得ることに成功している。ガス元素の除去処理を利用した本プロセスについては大型部材に適用されている。したがって今後の課題としては、接合部評価技術の確立が重要な課題である。

4.3.2 HIP 界面評価技術

第一壁部材製作時には品質保証が必要とされるが、HIP 接合界面の検査方法は破壊・非破壊的手法とも確立されておらず、また HIP 界面近傍の組織の知見も十分ではないため、HIP 接合界面の学術的理解を深めつつ評価技術を基礎から蓄積する必要がある。特に第一壁では HIP 接合界面の配置が三次元的であるため、全接合部において接合欠陥の有無を精査することは困難である。更には、接合継手特性に影響を与える酸化物のサイズは、数 μm 程度であるため、検出は極めて難しい。本節では、HIP 界面評価技術の現状について述べる。

4.3.2.1 非破壊検査

非破壊検査に期待されるのは界面部の未接合部分を検出する欠陥検査と、接合部の接合状態を非破壊的手法で評価する健全性評価である。

図6に示す HIP 接合部の透過電子顕微鏡像が示すように、HIP 接合界面上には粗大な酸化物が形成され、これらの影響は HIP 接合部の靱性低下となって現れる[20]。

図6中に第一壁構造模擬体を超音波探傷法で検査した結果の例を示す。第一壁の外側から板・管の HIP 接合部を 50 MHz の周波数のシングルプローブにより探傷した結果、HIP 接合界面近傍から何らかのエコーを得ている。超音波

探傷マップは材料内部を透過・反射した波の強度と波形・位相を画像化しているだけであるため、微細組織情報を直接には反映しておらず、これらの情報からだけでは内部組織を判別できない。

図6で得られたエコーが未接合部を示すのか、あるいは粗大な酸化物を示すのか、または別の要素によるものなのかの判断には、波形情報と内部組織情報との相関関係のデータ蓄積が必要である。未接合部の検出を目的とする欠陥検査に比べて、微小な酸化物を対象とする健全性評価にはより高い空間分解能が要求される。この検査例で用いたプローブの検出分解能は最大限に見積もって数マイクロメートル程度で、サブマイクロメートルサイズが中心の HIP 界面上の酸化物を個別に判別するのは難しく、未接合部検出の欠陥検査に超音波探傷法を適用できない可能性がある。一方で酸化物は極めて高密度に分散して、界面上に面として存在するともみなすことができる。面状の異相はプローブの方向によっては超音波探傷法で探知しやすく、また異相の面が存在することが波形に影響を与える可能性は十分あるため、今後の解析技術の高度化が待たれる。

4.3.2.2 破壊検査

(1) ねじり試験

核融合炉ブランケット第一壁における HIP 接合部は微細な構造をとっており、実コンポーネントの評価上、大型試験片を必要とする従来試験法の適用は不可能であった。そこで、これまでセラミックス分野で開発が進められてきた小型試験片によるねじり試験法に新たに着目し、HIP 接合体の界面強度評価への適用可能性の検討を開始した[20]。様々な接合条件の材料を対象にねじり試験を行ったところ、ねじり破壊が生じる最大強度に接合条件による有意な違いは認められなかったのに対し、破壊過程における吸収エネルギーは接合条件によって異なることが明らかになった。また、破断面観察より、その破壊が HIP 接合界面に析出した酸化物に起因することを特定した。これらの結果は、従来のシャルピー衝撃試験での結果とよく一致してお

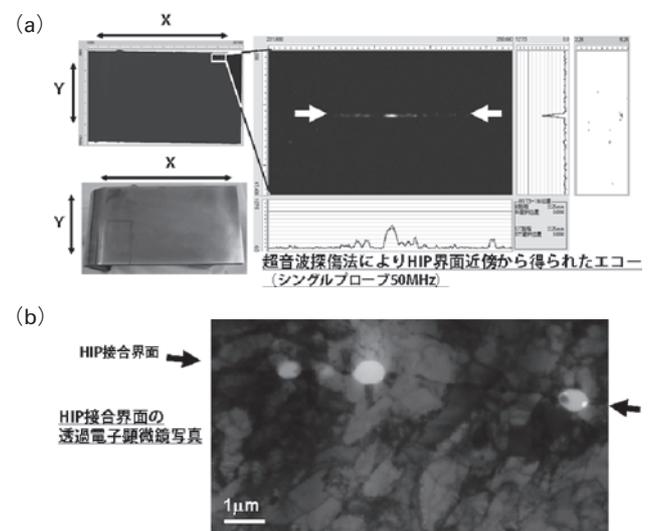


図6 (a)第一壁構造模擬体の超音波検査結果例と(b)HIP 界面部の TEM 組織写真。

り、結果として、HIP 接合体の界面特性の評価における小型試験片を用いたねじり試験法の適用性に一定の見通しを得るに至った。

(2) スモールパンチ試験

スモールパンチ試験 (SP 試験) は薄板に小径のボールを押し込むバルジ試験の一種であり、限られたサイズの試験片から機械特性情報を得るのに有用な手法である [21]。第一壁に内蔵される冷却チャンネルの間隔は 3 mm で、通常寸法の試験片を切り出しての機械試験は難しい。この部分でも SP 試験片の切り出しには十分なサイズであって、SP 試験は HIP 界面の健全性評価法の有力な候補である。既述のように HIP 界面部における多数の酸化物の形成は、接合継手の靱性低下となって現れる。図 7 に SP 試験とねじり試験の試験後の試験片破面および破面上の酸化物の走査電子顕微鏡像を示す。F82H 鋼母材部は延性破面を示すが、HIP 接合材ではクラックは HIP 界面上に形成した酸化物の面に沿って進展し、微細なディンプル上に酸化物が分散した破面となる。SP 試験における SP 吸収エネルギーは材料の靱性を示す指標であるが、ねじり試験ではねじりの吸収エネルギーとシャルピー衝撃吸収エネルギーと良好な比例関係をとるのに対して、SP 試験ではある程度良好な HIP 接合材は母材との SP 吸収エネルギーの差はなくなる。これは SP 試験では良好な HIP 界面は界面部で破壊せず母材部で破壊するため現段階において靱性低下の感受性に課題があるといえるが、靱性評価技術として SP 試験は十分可能性があり、吸収エネルギーの変化に対する感受性の向上と解析技術の高度化が求められる。

4.4 異材との接合技術

4.4.1 SUS-F82H の異材溶接

原型炉においてブランケットシステム交換時に主配管系の現場溶断再溶接が必要となることから、主配管系出入口において PWHT が不要なステンレス鋼に接続されることが必要となる。F82H と SUS316 (または SUS316L) との異材溶接技術は、これまでブランケットシステムへの適応のほか、IFMIF の液体 Li ターゲット背面壁のリップシール用として検討されてきている。希釈効果によるステンレス側の脆化や F82H 側の強度低下が発生する可能性があることが課題とされている。さらに F82H 側が変態点温度を超えた溶接熱影響を受けた場合には PWHT 処理が必要となるが、PWHT 条件 (720 °C × 1 時間) がステンレス鋼の応力腐食割れ鋭敏化を引き起こすことが問題となる。

TIG 溶接による F82H-SUS316 異材接合については、炭素鋼とステンレス鋼の異材溶接で一般的に用いられている手法を応用する手法がこれまで検討されている。すなわち、F82H 側に Cr および Ni 濃度の高い 309 系溶接材をインサート材として用いる手法 [22]、あるいは 309 系溶接材を一層盛溶接 (バタリング溶接) した上で SUS316 を溶接する手法 [23]、または Ni 基合金 (インコネル 82 相当) を溶接材として用いる手法が検討されている。いずれも外観検査、側曲げ試験、引張試験等により割れないことや室温での健全性が確認されているが (図 8)、組織的には異材溶接界面での F82H 側のフェライト化が認められることから、高温強度や照射特性の低下が問題となることが予想されてい

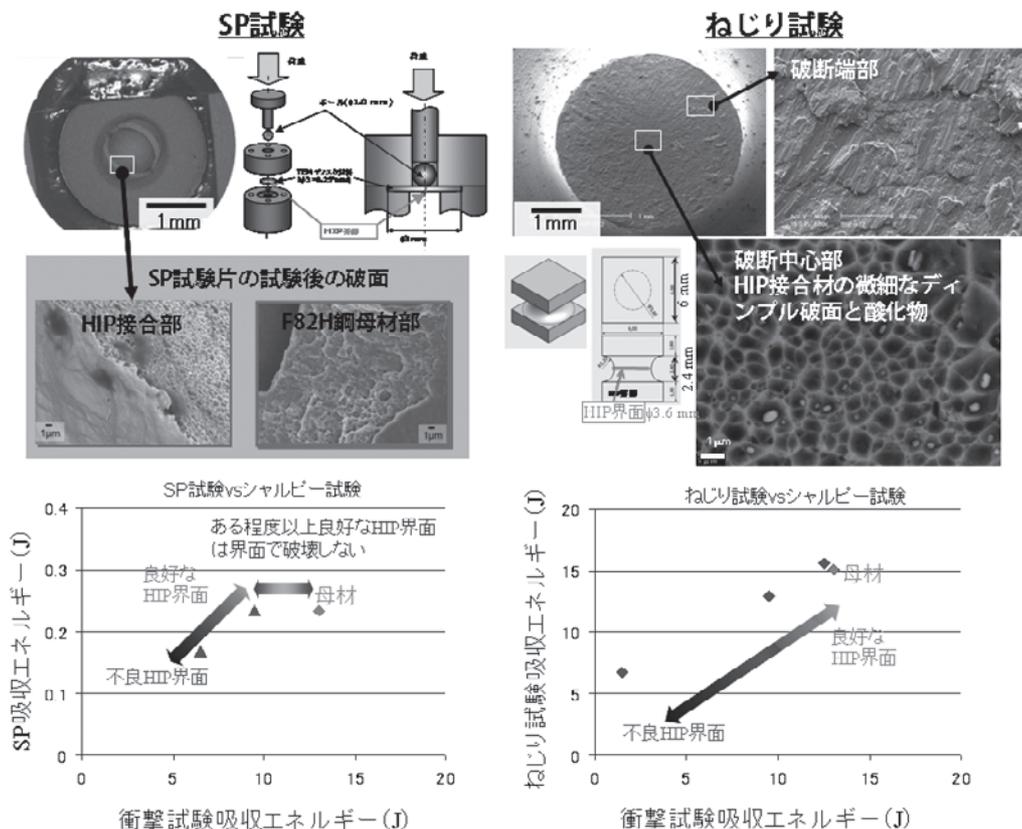


図 7 SP 試験、ねじり試験の試験後破面の走査電子顕微鏡像。

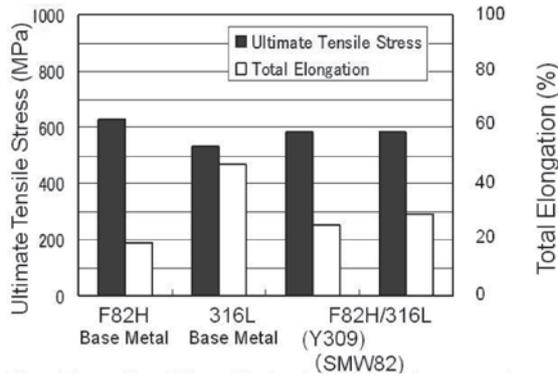


図8 Ni基合金を溶接材としたF82H-SUS316L異材TIG溶接部引張強度評価結果。



図9 309系溶接材をインサート材として用いたF82H-SUS316L異材TIG溶接 F82H-309界面近傍 (左上: SUS309側, 右下: F82H側)。

る (図9) [24]。

EB溶接によるF82H-SUS316L異材接合では、両者の溶融混合により生成する比較的低Ni濃度のマルテンサイト相が硬く脆く、さらにPWHTでも軟化しない。そこで、入射電子ビームをSUS316L側に0.2 mmシフトさせてNiの希釈を抑えた7 mm厚の継ぎ手の試作が行われている。引張試験、曲げ試験および衝撃試験が行われ、720 °C程度のPWHT後に母材相当の機械特性が得られている。0.1~1 dpaの加速器プロトン照射が行われており、溶接部の照射硬化はSUS316L母材と同程度、あるいは小さいことが明らかになっている [25, 26]。これまでの実験によると、いわゆる目はずれの許容値は0.1 mm程度以下であるため施工上の問題がでる可能性があり、TIG溶接と同様インサート材の検討も今後必要である。

4.4.2 摩擦攪拌接合による SUS-F82H 接合

界面における混合組織や金属間化合物の生成、相変態を防止しながら接合を行うことを目的とした、摩擦攪拌接合 (FSW) によるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 と F82H の重ね接合を行い、接合界面の形状に及ぼす接合条件の影響を調査した。SUS316 を F82H の上部に配置し、回転速度 100 rpm、接合速度 100 mm/min で一定の条件で、荷重 2.5 から 3.0 ton まで変化させながら重ね摩擦攪拌接合した [27]。荷重 3.0 ton の接合条件の場合は、接合界面上部の SUS316 が下部の F82H 側に混入したが、入熱量を少なくした 2.7 ton の接合条件の場合は、上部の SUS316 と下部

の F82H が互いに混入することなく、平らな界面が形成された。しかし、さらに入熱量を少なくした荷重 2.5 ton の接合条件の場合は、逆に下部の F82H が上部の SUS316 側に混入した。回転速度 100 rpm、接合速度 100 mm/min、荷重 2.7 ton の接合条件での接合中の界面温度を、熱電対を用いて測定すると 719 °C であり、SUS316 と F82H の 0.2% 耐力が一致する温度に非常に近いことがわかる。すなわち、界面の形態は荷重 2.7 ton 未満の場合には、F82H の方が耐力が高く、荷重 2.7 ton より大きい場合には、SUS316 の方が耐力が高いことと対応すると考えられる。図10に SUS316/F82H 重ね継手の断面における硬さ分布を示す。継手上部の SUS316 の硬さは結晶粒が微細化したため 320 Hv 程度を示した。攪拌部上部の硬さは界面まで一定で、下部の F82H での硬さは界面から 0.5 mm までは組織が微細化されたため 250 Hv を示し、それより下の領域では F82H の母材とほぼ同程度の 210 Hv を示した。F82H の中でマルテンサイトが生成した場合には、硬さが 500 Hv 程度まで上昇するため、これらの値は、接合が A_{C1} 点以下で行われたことにより、相変態によるマルテンサイト生成が発生しなかったことを示している。このことは PWHT が不要となることを示唆しており、PWHT による SUS316 の応力腐食割れ鋭敏化を回避できる点で非常に有望な結果である。また微細組織は、F82H 側は A_{C1} 点以下の温度で接合されたことで、母材であるフェライトと (CrFe)₇C₃ が微細化された組織となった。一方、SUS316 側も 1 μm 以下に微細化した等軸晶粒子が観察された。これは、通常の FSW により接合したオーステナイト系ステンレスの等軸晶粒子 (14.1 μm) [28] より小さく、用いた接合条件が通常の FSW と比べ低い温度であったためであると考えられる。本研究で得られた重ね継手の引張せん断試験結果は、安定的に F82H 側の母材で破断し、610 MPa を示した。界面において 2 つの材料が混合せず、金属間化合物等も生成しなかったため、良好な継手を得られることができたと考えられる。これらの結果から、FSW の SUS316-F82H 異材接合適用性が実証された。今後は、FSW の主配管異材接合への適応性および照射応答についての検討が必要である。

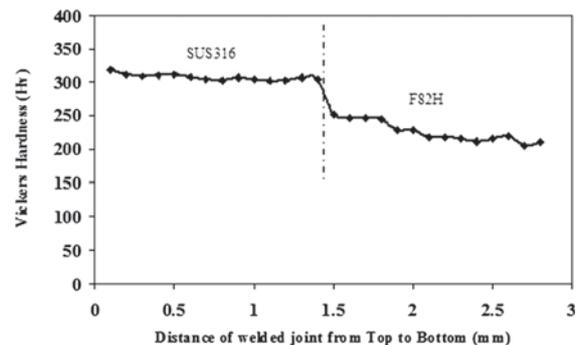


図10 SUS316/F82H 重ね継手の断面における硬さ分布。

4.4.3 アーマー材の接合

4.4.3.1 固相拡散接合

ブランケット第一壁プラズマ対向面のアーマー材料としては、ITER ではベリリウム (Be), 発電実証炉以降ではタングステン (W) が有力な候補材料である。ITER テストブランケットでは、遮蔽ブランケットと同様に HIP による Be と F82H の接合を検討しているが、Be は鉄と金属間化合物を形成し、接合界面を脆化させることが問題となる [29]。この対策としては HIP 温度の低温化、および拡散障壁の導入が有効である [30]。拡散障壁としてクロム中間層を用いて、750°C で HIP 接合した継手では、F82H 側へのベリリウムの拡散を抑制し (図11), ITER 第一壁の Be/銅合金間の接合部と同等の接合強度を得ることに成功した [31, 32]。一方、W と F82H の固相拡散接合では、放電プラズマ焼結 (SPS) および HIP による接合を検討している [33]。SPS は接合界面に発生する放電プラズマによる表面清浄化作用により、数 Pa 程度の低真空度で接合が可能である。W/F82H の固相拡散接合界面では、脱炭により F82H 表面がフェライト化したことが、マルテンサイト組織より軟らかいフェライト相が両者の線膨張係数の違いを吸収したことで、剥離のない良好な接合を得ることに成功した [19]。W/F82H の HIP 接合部を対象としたレーザースポレーション法による剥離強度評価では、HIP 接合部の強度はプラズマ溶射の約 1.8 倍と確認されたが、これらの接合面は、数 cm² 程度の試験片規模での評価に留まっており、今後実規模での接合性、伝熱特性および強度特性の評価が必要である [34]。

4.4.3.2 溶射

ブランケット第一壁部が複雑な 3 次元形状を有する場合、前述した HIP による W と F82H の接合部材を全面的に適用することが難しい場合も想定される。吉田らのグループは、炭素繊維強化炭素複合材料や銅合金への W 被覆技術として実績を有するプラズマ溶射法を F82H に対して試みたところ、減圧プラズマ溶射 (VPS; Vacuum Plasma Spray) 法によって比較的空隙の少ない被覆形成に成功した [35]。VPS 法による W 被覆技術開発は、F82H のみならず V 合金や ODS 鋼も基材の対象として引き続き進められており、図12に示す材料組織評価や機械特性評価のみなら

ず、耐熱性試験、耐照射性試験、トリチウム特性など、ブランケット第一壁部材として多角的な評価をもとに被覆技術の更なる改良が検討されている [36, 37]。

4.5 ブランケットモックアップ製作の現状と課題

H28年度に予定される ITER-TBM の試験開始に向けて、製作工程の実証試験が進行中であり、これまでに述べてきた接合技術は実規模のブランケット製作に適用できる見通しを得ている。

HIP による第一壁では、部品の寸法公差に起因する組み立てギャップ、HIP 時の自重による変形が懸念されたが、冷間延伸および機械加工による高精度の管および板を使用することで、部品の寸法公差を 50 μm 以下に抑制することに成功した。厚さ 25 mm × 幅 165 mm × 高さ 1550 mm × 奥行 600 mm のモックアップの試作では、第一壁内側に格子状の拘束治具を設置することで、直立姿勢で HIP 処理した後も側壁との溶接に支障のない程度の変形に留めることに成功した [17]。超音波探傷およびモックアップ端部の直線部から切り出したサンプルの顕微鏡観察の結果、接合不良は認められず、水素イオンビームによる高熱負荷試験では、接合不良に起因する局所的な温度上昇は認められず、設計通りの除熱性能が得られることを確認した [38]。一方、破壊特性に関しては端部サンプルでは、有効な評価が困難なため、評価方法の開発が急務である。

側壁は図1に示すように、第一壁端部の内縁に突合せ溶接される。実規模大の EB 溶接試験を実施した結果、最大 45 mm の側壁を 1 パスで貫通溶接することに成功した [39]。図13に示すように、第一壁と側壁の溶接では、第一壁に設けた溝に裏当て金を設置し溶接を実施したが、本来、管/板の HIP 接合界面に相当する部分まで溶接の熱影響を受けたため、第一壁を HIP する際の内側の板厚を拡大し、溶接位置を流路から離すことが必要である。また、流路を内蔵しないモックアップ試験では、第一壁外側から超音波探傷により、溶接部の欠陥検査を実施したが、流路を内蔵する実機では、流路により溶接欠陥の検出に支障が出る恐れがあり、検査法の高度化が必要である。

Fiber Laser 溶接により製作したメンブレンパネルでは、冷却水に接する管内面に溶接熱影響が達しないことが確認されている [2]。パネルを組み合わせたトリチウム増殖材充填層では、管板を含め 18 MPa の冷却水への耐圧性

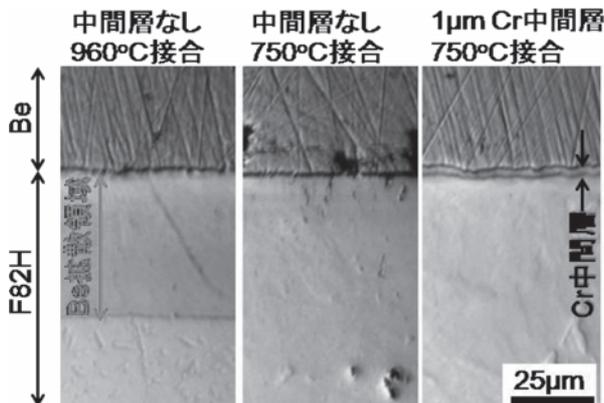


図11 Be/F82H の HIP 接合界面の組織写真。

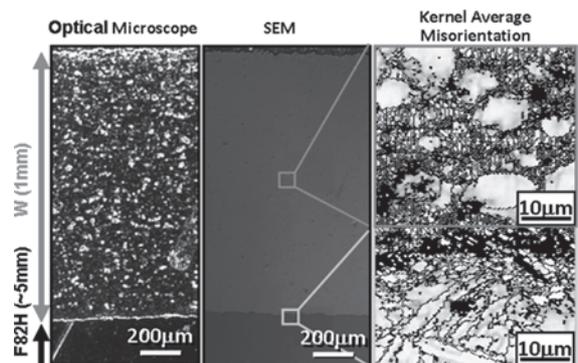


図12 W 溶射界面の組織写真。

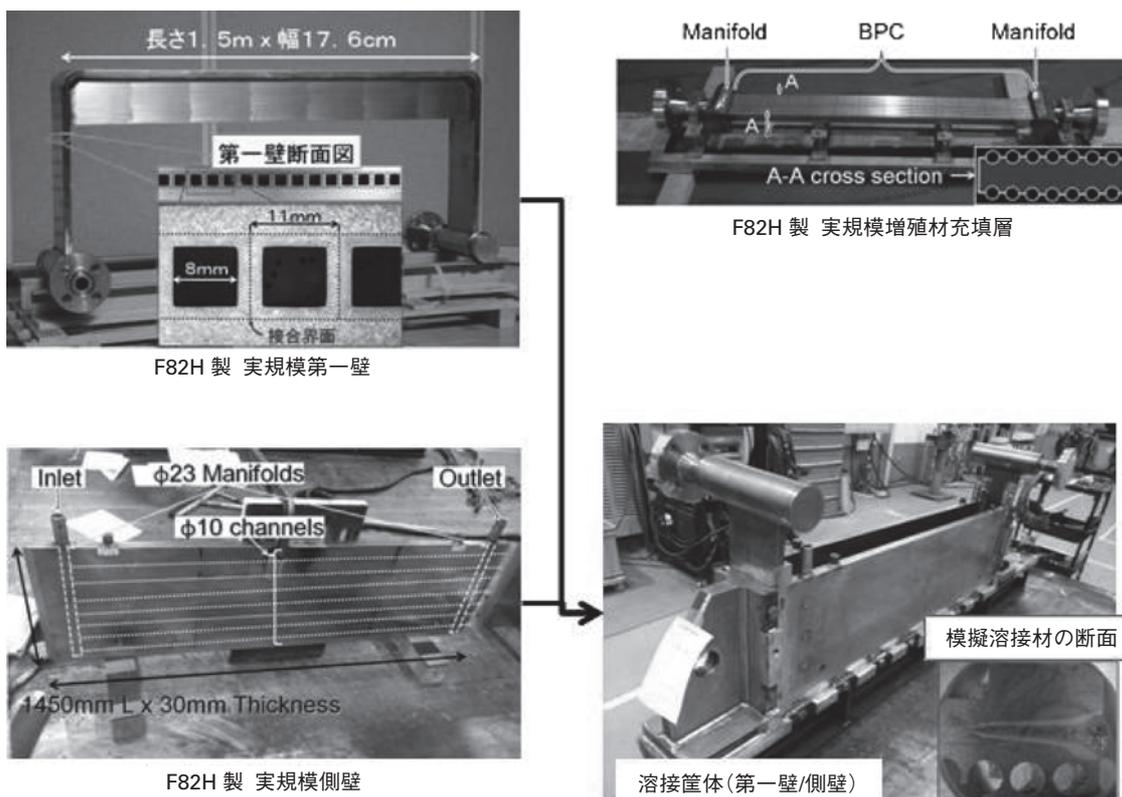


図13 実規模モックアップ写真.

を有すること、トリチウム増殖層が使用圧力の5倍の0.5 MPaにおいても良好な気密性を有することが確認されている[8]。現在製作中の流路を内蔵する第一壁および側壁の筐体モックアップは、トリチウム増殖材充填層を装填し、冷却水配管を接続した後、EB溶接により後壁を接合し、ブランケット完成までの工程を実証する予定である。これまで述べた通り、ブランケットの製作工程では、これまでのところ深刻な問題点は認められていないが、HIP接合部や、溶接で閉じた筐体を対象とした検査方法の確立が必要である。

参考文献

- [1] Y. Nomoto, S. Suzuki, K. Ezato, T. Hirose, D. Tsuru, H. Tanigawa, T. Hatano, M. Enoda and M. Akiba, *Fus. Eng. Des.* **81**, 719 (2006).
- [2] H. Tanigawa, T. Hirose, K. Shiba, R. Kasada, E. Wakai, H. Serizawa, Y. Kawahito, S. Jitsukawa, A. Kimura, A. Kohyama, H. Mori, N. Nishimoto, R.L. Klueh, M.A. Sokolov, R.E. Stoller and S.J. Zinkle, *Fusion Eng. Des.* **83**, 1471 (2008).
- [3] 例えば T. Sawai, K. Shiba and A. Hishinuma, *J. Nucl. Mater.* **283-287**, 657 (2001).
- [4] E. Wakai, M. Ando, S. Matsukawa, T. Taguchi, T. Yamamoto, H. Tomita and F. Takada, *Fusion Sci. Technol.* **47**, 856 (2005).
- [5] 廣瀬貴規, 谷川博康, 榎枝幹男: 「ITER-TBMの設計と研究開発の成果(1) 電子ビーム溶接によるITER-TBM筐体構造組立て予備試験」日本原子力学会2010年春の年会, 水戸.
- [6] M. Tanaka, T. Tamaki, S. Tashiro, K. Nakata, T. Ohnawa and T. Ueyama, *Surf. Coat. Tech.* **202**, 5251 (2008).
- [7] Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **40**, 5854 (2007).
- [8] T. Hirose, Y. Seki, D. Tsuru, H. Tanigawa, H. Tanigawa and M. Enoda, *Fusion Eng. Des.* **85**, 1426 (2010).
- [9] Y. Abe, M. Mizutani, Y. Kawahito and S. Katayama, *Proceedings of 29th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO 2010)*, 648(2010).
- [10] 例えば, 溶接学会編: 溶接・接合技術入門 (産報出版, 1998), p.145.
- [11] H. Nishikawa, H. Serizawa and H. Murakawa, *Sci. Technol. Weld. Joi.* **12**, 147 (2007).
- [12] A. Maekawa, M. Noda, S. Takahashi, T. Oumaya, H. Serizawa and H. Murakawa: 溶接学会論文集 **27**, 240s (2009).
- [13] H. Serizawa, S. Nakamura and H. Murakawa, *Mathematical Modelling of Welding Phenomena*, 9, *to be published*.
- [14] H. Murakawa, J. Wang, L. Hao and Y. Horii, *WRC Bulletin* 485, September 2003.
- [15] M. Akiba, M. Enoda and S. Tanaka, *Fusion Eng. Des.* **85**, 1766 (2010).
- [16] M. Akiba, M. Enoda, D. Tsuru, H. Tanigawa, T. Hirose, K. Mohri, Y. Seki, K. Ezato, S. Suzuki, H. Nishi and S. Mori, *Fusion Eng. Des.* **84**, 329 (2009).
- [17] T. Hirose, M. Enoda, H. Ogiwara, H. Tanigawa and M. Akiba, *Fusion Eng. Des.* **83**, 1176 (2008).
- [18] T. Hirose, K. Shiba, T. Sawai, S. Jitsukawa and M. Akiba, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 324 (2004).
- [19] T. Hirose, K. Shiba, M. Ando, M. Enoda and M. Akiba, *Fusion Eng. Des.* **81**, 645 (2006).
- [20] T. Nozawa, H. Ogiwara, J. Kannari, H. Kishimoto and H. Tanigawa, *submitted to Fusion Eng. Des.* (2010).

- [21] 香山 晃, 井形直弘; 「微小試験片による照射材料の強度特性評価法」日本原子力学会誌 **25**, 329 (1983).
- [22] M. Matsukawa (*Private communication*) (平成18年~19年 IFMIF ターゲット背面壁異材接合特性評価試験: by IHI).
- [23] M. Matsukawa (*Private communication*) (平成13年 JT-60 F82H-SUS316 異材溶接継手試験: by 三菱電機, 三菱重工).
- [24] 古谷一幸: 「液体リチウムターゲット背面壁の接合法の研究」, 平成18年度共同研究成果報告書, 平成19年3月.
- [25] N. Hara, S. Nogami, T. Nagasaka, A. Hasegawa, H. Tanigawa, T. Muroga, *Fusion Sci. Technol.* **56**, 318 (2009).
- [26] S. Nogami, N. Hara, T. Nagasaka, A. Hasegawa, T. Muroga, "Effect of PWHT in Dissimilar Weld Joint with F82H and SUS316L Stainless Steels", *submitted to Fus. Sci. Technol.*
- [27] Y. D. Chung, H. Fujii and H. Tanigawa, "Dissimilar Friction Stir Welding of F82H Steel and Austenite Stainless Steels without Transformation" *Proc. 8th Int. FSW Symp.*, 8, 8B-4-1-8B-3-10 (2010).
- [28] H.C. Park, Y. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S. Hirano and M. Inagaki: *Scripta Mater.* **49**, 1175 (2003).
- [29] H. Kawamura, M. Kato, E. Ishitsuka, S. Hamada, K. Nishida and M. Saito, *Fusion Eng. Des.* **29**, 475 (1995).
- [30] T. Hirose, M. Ando, H. Ogiwara, H. Tanigawa, M. Enoeda and M. Akiba, *Fusion Eng. Des.* **85**, 809 (2010).
- [31] T. Hatano, T. Kuroda, V. Barabash and M. Enoeda, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1537 (2002).
- [32] M. Uchida, E. Ishitsuka, T. Hatano, V. Barabash and H. Kawamura, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 1533 (2002).
- [33] M. Omori, *Mater. Sci. Eng. A* **287**, 183 (2000).
- [34] H. Kim, J. El-Awady, V. Gupta, N. Ghoniem and S. Sharafat *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 863 (2009).
- [35] Y. Yahiro, M. Mitsuhara, K. Tokunaga, N. Yoshida, T. Hirai, K. Ezato, S. Suzuki, M. Akiba and H. Nakashima, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 784 (2009).
- [36] 徳永知倫 他: 九州大学応用力学研究所所報第139 (2010).
- [37] T. Nagasaka, R. Kasada, A. Kimura, Y. Ueda and T. Muroga, *Fusion Sci. Technol.* **56**, 1053 (2009).
- [38] K. Ezato, Y. Seki, H. Tanigawa, T. Hirose, D. Tsuru, H. Nishi, M. Dairaku, K. Yokoyama, S. Suzuki and M. Enoeda, *Fusion Eng. Des.* **85**, 1255 (2010).
- [39] T. Hirose, H. Tanigawa and M. Enoeda, *Proceedings of the ASME 2010 Pressure Vessels & Piping Division / K-PVP Conference PVP2010 (2010) Bellevue, Washington, USA.*