核融合炉構造材料の評価と開発への展望

✓ 白石 健介*

(1979年 5月7日 受理)

Blanket Structural Material Selection and Development for Tokamak Fusion Reactor

By Kensuke SHIRAISHI

The first wall and blanket structural materials so far used in design study of tokamak fusion reactors were reviewed in terms of fusion power and coolant materials. Characteristic properties required for the reactor were discussed on austenitic stainless steel, nickel base alloys, refractory metals and low active materials. The stainless steel and nickel base alloys should be developed to have good resistance to radiation damage in cooperation with breeder reactor material program. Improvement of joining and radiation embrittlement is required for molybdenum alloy to be used as protection wall for JXFR or other blanket structural member.

KEYWORDS: fusion reactors, structural materials, austenitic stainless steels, nickel base alloys, refractory metals, molybdenum, vanadium, niobium, low active materials, titanium, aluminum alloys, radiation damage, protection wall, reviews

I. はじめに

トカマク型の核融合炉では設計研究が進み、その炉工学に関して定量的な議論ができるようになってきた。核融合炉材料に関しては、設計研究の始まった1970年頃には、動力炉としての経済的な要請から第1壁の材料は10 MW/m²程度の中性子壁負荷に耐え1,000°C程度の高温で使用されなくてはならないと考えられていた⁽¹⁾⁻⁽³⁾。より現実的な設計が行われるようになった1974年頃には、高速増殖炉の炉心材料としての使用経験から、オーステナイト・ステレンレス鋼(SUS 316相当)を第1壁に使用すると1 MW/m²の中性子壁負荷で2年ごとに取り替えなくてはならないことが指摘された⁽⁴⁾。現在では、経済的な観点から2~4 MW/m²の中性子壁負荷で5~10年の使用に耐えること、すなわち10~20 MW・yr/m²の耐久寿命が望まれているようである⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。

動力炉で第1壁およびブランケット構造材料を含む炉心構造材料に要求されている10~20 MW・yr/m²、さらには5 MW/m²の壁負荷で6年間、すなわち30 MW・yr/m²の使用に耐える材料は存在しないし、そ

のような材料の開発は容易なことではない。さらに、炉心構造材料の耐久寿命は使用温度に強く依存する。したがって、核融合炉の設計・運転条件は、炉心プラズマからのパラメータばかりでなく、将来開発されることも見込んだ材料の特性によって強く制限される。動力炉を実現させるためには、材料技術者は炉心プラズマから要求される特性をもった材料の開発に努力するとともに、一方では材料の使用限界を明らかにし、設計・運転上の工夫を求めることも重要なことである。

核融合炉の設計研究の現状を理解し、材料開発の方策を検討するための資料として、トカマク炉の設計で取り扱われた材料の使用条件を整理し、炉心構造の候補材料の評価を行い、材料開発の重点項目について考察する。

II. トカマク炉の設計

トカマク炉の設計研究に用いられた材料を第1表(1),(2)に示す。これらの設計研究の目的は、実際に核融合炉を建設することではなく、核融合炉の概念を明ら

* 日本原子力研究所燃料工学部 (Div. Nucl. Fuel Res., Japan At. Energy Res. Inst.)

第 1 表(1) トカマク炉の材料^{(80)~(45)}

名 称 (設 計)	TETF (ANL)	TETR (UW)	EPR (ANL)	EPR (GA)	EPR (ORNL)	JXFR (JAERI)
熱 出 力 (MW)	51	360	600	410	410	100
中性子壁負荷 (MW/m ²)	0.2	1	1.3	0.85	1.07	0.17
第 1 壁およびブラン ケット構造材料	316SS	316SS	316SS	316SS	316SS	316SS
第 1 壁表面	低 Z 材料	ISSEC† C-カーテン	C, SiCか Be	C	C	C か SiC
トリチウム増殖材料	—	—	—	—	Li	Li ₂ O
ブランケット冷却材料	H ₂ O	H ₂ O	H ₂ O	He	He	He
温度(入口~出口) (°C)	38~100	220~260	279~410 240~340	325~575	204~370	300~500
圧 力 (kg/cm ²)	<14	14	88/140	50	70	10
反射材料	—	—	—	—	黒 鉛	SS
遮蔽材料	SS/B ₄ C/Pb	SS/W/Pb/B ₄ C	SS/B ₄ C/Pb	SS/B ₄ C	SS/H ₂ O/ B-H ₂ O/Pb	SS/W
超電導磁石材料	NbTi	NbTi	NbTi	NbTi	NbTi/Nb ₃ Sn	NbTi/Nb ₃ Sn
参考文献	(1)(11)	(12)(13)	(9)(14)~(17)	(18)~(21)	(22)~(25)	(9)(26)~(28)

† ISSEC (Internal Spectral Shifter and Energy Converter) 文献(121)(122)

かにして炉工学上の問題点を摘出、整理し、それらを解決するために必要な研究開発計画の立案に資することである⁽²⁹⁾⁽⁴⁸⁾⁽⁴⁷⁾。

初期の設計研究では、トリチウム増殖材と冷却材を兼ねた液体 Li および溶融塩、ブランケット構造材料として耐熱合金や高融点金属材料が取り上げられている。

近い将来に建設しようとする工学試験炉(TETF, TETR)や実験炉(EPR, JXFR)の炉心構造材料は、すでに工業材料として広く使われており、冷却材である水蒸気および He との共存が良く、高速増殖炉の炉心材料としての使用経験から中性子照射による材料特性の変化が予測できる 316 鋼以外には考えられない。また、トリチウム増殖材料としては、取扱いが容易な固体 (Li₂O, LiAlO₂) が考えられている。さらに、プラズマに面した第 1 壁の表面にはプラズマ-壁相互作用によるプラズマの汚染をできるだけ少なくするよう^{(48)~(51)}、原子番号の小さな材料で被覆することや炭素繊維のカーテンを使うなどの対策が考えられている。

Ⅲ. 候補材料の評価

1. ステンレス鋼および Ni 合金

第 1 壁およびブランケット構造材料として、ステンレス鋼(SUS 316相当)は現在では最も信頼できるもの

であり、中性子照射による特性の変化が予測できる唯一の材料である。核融合炉の中性子照射条件では、核変換によって生じる He のために使用温度が~500°Cを超えると、ステンレス鋼では脆化およびスエリングが著しい^{(52)~(54)}。ブランケット構造材料としてステンレス鋼に 2 年以上の寿命を期待するならば、核変換による He の影響が大きくなり温度まで使用温度を下げなくてはならない。このような温度範囲ならば、溶体化処理した材料に比べて冷間加工した材料の方が照射後の延性が優れており⁽⁵²⁾、20%冷間加工した 316 鋼では使用温度を 380°C にすると、長時間の照射でも均一伸びが 2% を下らないことが期待される⁽⁵⁵⁾。

ステンレス鋼に比べて、Ni 基耐熱合金は高温強度が大きく、構造材料として使用温度を上げられる可能性がある。また、この合金はスエリングによる寸法変化も小さいことがよく知られている⁽⁵⁵⁾が、照射による脆化には充分注意する必要がある。Ni 合金は、核分裂炉の照射でもステンレス鋼に比べて高温で脆化しやすい⁽⁵⁶⁾⁽⁵⁷⁾が、核融合炉の照射条件では核変換による He の生成量が大きくなり、高温における脆化がさらに著しくなることが予想される。

第 2 表に、原研で設計した JXFR⁽⁸⁰⁾ の中性子スペクトルの場で照射したときブランケット候補材料に生

第 1 表(2) トカマク炉の材料

UWMAK-I (UW)	UWMAK-II (UW)	UWMAK-III (UW)	NUWMAK (UW)	FINTOR	(ORNL)	(PPPL)
5,000	5,000	5,000	2,097	90	1,000	5,305
1.25	1.16	1.9	4	0.07		1.76
316SS	316SS	TZM	Ti-6Al-4V	316SS	Nb-1Zr	PE-16
—	C-カーテン	C-カーテン /ISSEC†				
Li	LiAlO ₂	Li	Li ₁₂ Pb ₃₃	Li	Li	Flibe
Li	He	He/Li	H ₂ O	He	Li	He
359~489	371~650	488~870 630~900	300	206~375	996~1,052	360~638
29	53	70/5.6	88	30		53
SS	C	C	黒鉛			
Pb/B ₄ C/SS	Pb/B ₄ C/SS	Pb/B ₄ C/SS	B ₄ C/Pb/W			
NbTi	NbTi	NbTi	NbTi	NbTi	NbTi	Nb ₃ Sn
(29)~(31)	(32)~(35)	(36)~(39)	(40), (41)	(9), (42), (43)	(8), (44)	(8), (45)

第 2 表 実験炉(JXFR)におけるガス原子生成率⁽⁵⁸⁾

材 料	Fe	Cr	Ni	SS†	Mo	Nb	V	Al	Ti	C
He 生成率 (appm/yr)	9.0 19.9 ^{a)}	9.5 14.3 ^{a)}	34.0 27.8 ^{a)}	11.6 19.7 ^{a)}	4.2 ^{b)} 4.0 ^{d)}	2.2 2.5 ^{c)}	4.6 4.0 ^{c)}	28.0	9.8	18.6
H 生成率 (appm/yr)	28.6 40.5 ^{a)}	19.2 26.8 ^{c)}	78.0 106.5 ^{c)}	31.9 44.6 ^{c)}	6.0 ^{b)} 8.1 ^{d)}	9.5 6.7 ^{d)}	8.5 21.0 ^{c)}	18.5	14.4	

† Fe-18%Cr-10%Ni: a) JENDL-I, b) KEDAK-II, c) 文献⁽⁵⁹⁾より推定, d) 文献⁽⁶⁰⁾より推定

成される He および H の生成率を ENDF/B-IV にフェイルされた核データを用いて計算した結果を示す⁽⁵⁸⁾。ステンレス鋼の主構成元素である Fe, Cr, Ni のうちでは, He 生成率, H 生成率ともに Ni が格段に大きい。この表には他の核データからの計算値も示しているが, 核変換によるガス原子の生成率は, 計算の基礎となる核データなどによってかなり違うことを注意しておきたい。

Ni 合金では, ステンレス鋼に比べて高温における強度は大きく, スエリングによる変化も小さいが, 中性子照射による脆化の観点からは核融合炉の炉心構造材料として, ステンレス鋼より使用温度を上げることにはあまり期待できないように思われる。さらに, 高温強度を大きくするためにニモニック PE 16 のような析出強化型の合金を使用すると, 析出粒子の分布状態が中性子照射によって変化し, 機械的性質に複雑な影

響を及ぼすことが予想される^{(61)~(63)}。したがって, 析出硬化型の Ni 合金を実用化するためには, 析出粒子の照射下の挙動およびその機械的性質への寄与を的確に予想できるようにしておく必要がある。

2. 高融点金属材料

ステンレス鋼に代えて, Mo, Nb, V などを基とした高融点合金を使用することによって, 炉心構造材料の温度を格段に高くすることが期待される。高温における強度特性を比較するための一つの指標 (figure of merit) として, 降伏強さ σ_v , 熱伝導率 K , ポアソン比 ν , 熱膨張係数 α , ヤング率 E を組み合わせた

$$M = \frac{2\sigma_v K(1-\nu)}{\alpha E}$$

を用いると, 第 1 図⁽⁶⁴⁾に示すように, Mo 合金は比較的低い温度でも熱応力特性が優れていることが理解できる。この図に示した合金のうちで最も高温における

強度特性が良いものは Ta-10W であるが、これらの元素とともに誘導放射能が大きく、Ta を構造材料として多量に使用すると γ 線の遮蔽が著しく困難になる⁽⁶⁵⁾。この合金は加工性が良いので、高温強度のほか融点が高く、蒸気圧が低いなどの特性が要求されるリミター⁽⁶⁶⁾やダイバータ⁽¹³⁾の材料として使用することが考えられている。

第1図 構造材料の熱応力特性⁽⁶⁴⁾

Mo 合金は高温強度のほかに、第2図⁽⁶⁷⁾に示すように水素透過性、酸素以外のガス原子との共存性にも優れているので、炉心構造材料の温度が高くなると予想される将来の動力炉の材料として有望であるが、この合金は溶接性が著しく困難であるほか、照射による脆化が著しいことが大きな欠点になっている。Mo およびそれらの合金(TZM, Mo-0.5% Ti)では、比較的低い温度($\leq 550^{\circ}\text{C}$)で $1 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ を超える中性子照射

第2図 構造材料中のトリチウム透過率⁽⁶⁷⁾

によって、第3図⁽⁶⁸⁾に例を示すように著しく脆化し、延性・脆性遷移温度は照射前の -80°C から 550°C 程度にまで上昇する⁽⁶⁹⁾。

第3図 中性子照射した Mo の引張特性⁽⁶⁸⁾

Mo 合金では、他の金属に比べて広い温度範囲 ($300 \sim 1,300^{\circ}\text{C}$) でボイドが観察され、ごく僅かの照射量 (0.05 dpa) でもスエリングが認められるが、スエリングの照射量および照射温度による変化が小さい^{(70)~(72)}。なお、TZM は純 Mo に比べて照射量が低い ($1 \sim 3 \times 10^{20} \text{ n/cm}^2$) ときには高温のスエリングが少ない⁽⁷³⁾が、照射量が $1 \sim 3 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ と多くなるとその効果はなくなる⁽⁷⁴⁾ので、合金材料の照射量依存性の評価には注意を要する。V に Ti を添加すると耐スエリング性が格段に良くなることはよく知られている^{(75)~(77)}が、この材料のスエリングに及ぼす効果について、原子のはじき出し速度が多い場合には注入した He の効果は認められないが、高温で原子のはじき出し速度が小さい場合には He の効果が大きいことが報告されている⁽⁷⁸⁾。このことは中性子の照射の模擬試験としてイオン照射の実験を行う際に注意しなくてはならないことである。

Nb およびその合金については、照射中に吸収した酸素やチッ素など侵入型の不純物がスエリングに影響を及ぼすことが報告されている^{(79)~(80)}。いずれにしても、体心立方金属であるこれらの高融点金属材料は、面心立方金属であるステンレス鋼に比べてスエリングによる寸法変化は少なく、照射量がある程度多くなるとボイドは規則的な配列をするようになるので^{(81)~(82)}、スエリングによる寸法変化はそれほど大きな問題になるとは考えられない。

V に Ti を添加すると、スエリング特性ばかりでは

なく、高速実験炉を用いた400~800°Cで $1.5 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ の照射でも機械的性質の劣化は認められなかったという報告がある⁽⁷⁶⁾ように、中性子照射による機械的性質の変化が少ないことが期待されるが、25~35 appmのHeによって~700°C以上の温度で脆化の傾向がある⁽⁸³⁾ことは注意を要する。Nbに1%のZrを加えた合金では、中性子照射後の引張試験で不安定変形をするようになる⁽⁸⁹⁾。

VおよびNbの材料特性は酸素、水素、炭素、チッ素などの侵入型不純物元素の影響を受けやすいので^{(85)~(87)}、Heを冷却材とした場合には高温にできないので実質上使えないであろう。また液体Liに対して、Nbは1,200°Cまで使用できる⁽⁸⁸⁾といわれているが、NbおよびVを使用するには液体Li中のチッ素および炭素の量を低い水準に保つ必要がある⁽⁸⁹⁾。Nb、Vおよびそれらの合金では雰囲気から有害元素を吸収しないよう、冷却材の選択、その純度管理のほか、溶接の雰囲気にも十分に注意しなくてはならない。

核的性質については、Vが特に優れていることはよく知られている⁽⁹⁰⁾。Nbの場合構造物全体としての核特性はステンレス鋼に劣る⁽⁹¹⁾が、分解・修理の観点からの誘導放射能の大きさはMo合金やステンレス鋼と大きな差はない(第4図)⁽⁹²⁾。

第4図 炉停止後の誘導放射能の変化⁽⁹²⁾
(UWMAK-Iの中性子スペクトルで2年間の運転)

3. 誘導放射能の小さい材料^{(93) (94)}

分解、修理、交換などを考えると、炉心構造物の材料は誘導放射能の小さいものであることが望ましい。この観点からはV^{(18) (89) (95) (96)}、Ti^{(40) (41)}、Al^{(97) (98)}および黒鉛^{(58) (99)~(101)}が候補材料になる。

Ti合金^{(40) (41) (93)}は、重量に対する強度が大きく、疲労特性にも優れているが、製造・加工性および溶接性に優れたTi-6Al-4Vを第1壁および冷却配管の材料として選ぶならば、使用温度がごく狭い範囲に限られる。すなわち、水素脆化の観点から最低温度は300°C程度に、強度の点から最高温度は450°C程度に限られるであろう。さらに、熱伝導率が小さく316鋼の約半分であることがこの合金の評価を下げている。なお、TiおよびTi合金では照射温度が600°C以下の場合ボイドが観察されていない^{(102)~(105)}。これまでの実験では照射量が少ないこともあるが、この材料ではボイドによるスエリングが起ったとしても小さいことが予想される。中性子照射による機械的性質の変化に関する実験結果の報告はない。この合金は、PE-16の場合と同様、照射による析出相の変化^{(104) (105)}に注意しなくてはならない。

Al合金は核分裂炉でも研究炉の炉心材料として使われているが、高温の強度が小さく、第2表に示したように核変化によるHeの生成率も大きいことから、第1壁またはブランケット構造材料としての使用温度は200°C程度に制限されるであろう。また、SAPは高温強度は大きい、加工性、接合性が悪いほか、中性子照射による Al_2O_3 の安定性についても検討を要する。

誘導放射能は合金材料の基となる金属元素だけではなく、核融合炉全体のシステムとして考えなくてはならない^{(106) (107)}。そこまで厳密でなくても、実用合金では添加元素および不純物元素のために、純粋な合金系の計算値より実際の放射能ははるかに大きくなるであろう(逆に、合金元素を選択することによって誘導放射能を小さくできる可能性もある⁽¹⁰⁸⁾)。さらに、炉心構造材料としては、耐照射性、冷却材料との共存性、高温における機械的性質の方が誘導放射能に優先する特性である。これらのことから、V合金を除いて、誘導放射能の低い合金材料は、動力炉への発展を考えると魅力的ではない。

黒鉛は、実用材料でも誘導放射能が小さいことは変わらないであろうが、元来脆い材料であり、核融合炉の照射条件下ではHe生成率が大きいので、構造材料として使いこなすことは容易ではない。

Ⅳ. 材料開発の方策

1. 材料の開発試験

近い将来に建設しようとする核融合実験炉の炉心構造材料は、工業的に確立されたものであり、設計に必要なデータが揃っていないとはならない。この条件を満たす材料は現在ではステンレス鋼(SUS 316相当)のみである。この 316 鋼さえも、核融合炉の条件下での中性子照射による材料特性の変化が予測できる訳ではない。ステンレス鋼については設計・運転の条件を決めるための照射試験のデータを蓄積しなくてはならない。使用温度を 400°C 程度に下げれば、核変換による He の効果は第 1 近似としては考えなくてもよいので、高速実験炉を用いた照射試験のデータがそのまま使用できる。核融合炉の材料としては、高速増殖炉の炉心材料として重要な照射による脆化やクリープ変形およびスウェリングによる寸法変化のほかに、照射下の疲労特性や相の安定性^{(109)~(111)}に注意する必要がある。また、ステンレス鋼の照射による材料特性の変化は添加元素の分布状態に強く依存するので、溶接部の特性変化には留意しなくてはならない。高速増殖炉の炉心材料としてもステンレス鋼の改良および新材料の開発が計画・実施されている。核融合炉の構造材料は高速増殖炉材料開発の基盤の上で発展させるべきで、両者が協力して開発試験を進めることが強く望まれる。

核融合炉の構造材料としてステンレス鋼をその限界まで使いこなすには、核変換による He による材料特性の劣化を精度よく予測しなくてはならない。このためには、高速中性子束および熱中性子束がともに大きい高速材料試験炉を用いた照射試験が有効である。さらに重要なことは、照射条件の異なった核分裂炉の照射試験データから核融合炉における損傷を精度よく予測するには、照射損傷の本質を理解するための基礎的な研究が不可欠であることを忘れてはならない^{(112) (113)}。

高速増殖炉においても、Ni 合金はステンレス鋼の次の世代の炉心構造材料として開発研究が進められている。核融合炉の材料としては He による高温での脆化を軽減することを考えなくてはならない。このほか、照射中の析出粒子の挙動と材料特性の変化とを関係づける基礎的な研究が必要である。析出型合金の組織は、照射前の熱処理のほか、中性子のエネルギー、中性子束、照射温度、照射中の応力変動などによって複雑に変化する。さらに、Ni を多量に含有する合金は液体 Li との共有性が良くないことは注意を要する⁽¹¹⁴⁾。

動力炉の炉心構造材料にとって、中性子照射損傷は

考慮すべき第 1 の選択基準ではあるが、高融点金属材料の開発試験では、多大の資金と労力を要する照射試験が第一優先であるとは限らない。Mo 合金の開発試験においては、構造物として信頼できる溶接が可能な合金材料の開発と並行して、照射脆化の軽減を目指した照射試験を実施すべきである。この材料の照射脆化の軽減には、耐照射性に優れた材料の開発および核融合炉の照射条件の中で材料の使用条件を工夫することも含まれる⁽¹¹⁵⁾。Mo は核反応による He の生成量が比較的少なく(第 2 表)、照射した材料の機械的性質に He は悪い影響を及ぼさない^{(116) (117)}。このことは Mo 合金の照射試験に核分裂炉が有効に利用できることを示している。

V および Nb 合金については、中性子照射損傷よりも、冷却材との共存性に重点を置いた材料の開発試験を優先させるべきである。これには冷却材中に含まれる不純物の管理技術を向上させることも重要であるが、材料の方からは環境からの酸素、炭素、チッ素などの侵入型不純物元素によって材料特性が劣化しないような合金材料の開発に努力すべきである。なお、V では Ti の添加が、耐酸化性および機械的性質に及ぼす酸素の効果を少なくする上でも有効である^{(118) (119)}。

動力炉の炉心構造材料は金属材料に限定されるべきものではない。合金材料以外の複合材料も考え得るであろうが、どのようなものが良いか現時点では判断を下せない。開発の方向としては、これまで述べてきた金属材料の延長としては、中性子照射に関したことを除いてステンレス鋼と Mo 合金の短所を相い補う長所を合わせたものが考えられる。すなわち、製造、加工、溶接性、コスト、冷却材である He および水との共存性はステンレス鋼並み、液体 Li との共存性、高温の強度に関する特性は Mo 合金並みの材料である。これらのすべての特性が必ずしも同一の材料ですべて優れている必要はない。核融合炉ですでにプラズマに面した第 1 壁表面は構造物とは別の材料にすることが考えられているように、材料の特性に応じて機能を分担することも考えられる。

2. 設計上の工夫

経済性に重点を置いた動力炉の炉心構造材料への要請、高温で高エネルギーの中性子照射に長時間耐えること、に応えることは容易ではない。例えば、~600°C の温度で 40 MW・yr/m² の寿命に耐える材料を開発する⁽¹²⁰⁾ことは保証できない。この責任は材料の側のみで負うべきものではない。動力炉を実現させるために材料の開発に過大な期待をいただくのではなく、炉の設

計の上でも材料の特性を生かすような工夫が望まれる。

核融合炉の炉心構造材料の中性子照射損傷を軽減する一つの方法としては、UWMAK-III および TETR で考えられているように、プラズマと構造材料との間に黒鉛のブロックを置いて構造材料に入射する中性子のエネルギーを小さくすることである⁽¹²¹⁾⁽¹²²⁾。この方法で構造材料の損傷を少なくするためには、黒鉛ブロックの厚さを 20cm 程度にしなくてはならないので、ブロックの支持、黒鉛ブロックからの熱除去が大きな問題になるであろう。

炉心構造材料がステンレス鋼の場合には、JXFR のように、プラズマと構造材料との間に防護壁を置いてプラズマからの熱が構造材料に直接放射されないようにすることが有効である。防護壁は第 5 図に示すように、構造材料の温度を下げるばかりではなく、材料の外表面と内表面の温度差を少なくし、しかも熱出力の変動による構造材料の温度変化の幅を小さくしている⁽¹²³⁾。この防護壁を設置することによって、炉心構造材料であるステンレス鋼の寿命を大幅に延ばすことが期待されるが、防護壁自体は 1,150~1,400°C の熱サイクルを受けるので、この条件に耐える Mo 合金の開発が望まれる。この防護壁の概念を発展させて防護壁

を冷却するようにすれば、構造材料の温度をそれほど上げることなく中性子壁負荷を大きくすることができ⁽¹²⁴⁾。冷却管には Mo 合金で保護したステンレス鋼管が考えられているが、防護壁の除熱の効率を上げるためには、冷却管そのものを熱伝導率の良い Mo 合金で作ることが望ましい。

V. む す び

材料の開発を行うには、あらゆる可能性を見逃さないように幅広く基礎的な研究を続けることも必要ではあるが、最も重要な要求を満たす材料を効率よく作り出すことも重要である。核融合炉では設計・運転の条件が決まっているわけではない。このような状態では設計研究と無関係な材料開発はありえないし、材料の開発状況によって設計条件を変えて行くべきものである。当然のことであるが、材料開発はその国の工業水準に強く依存する。核融合炉の炉心構造材料は当面 SUS 316 を考え、高速増殖炉の炉心材料の開発試験と協力して改良・発展させて行くべきである。また、高融点金属材料については JXFR の防護壁、さらには冷却配管に使えるような Mo 合金の開発・実用化を進めることが賢明である。これをさらに発展させて Mo 合金が構造材料として使えるようにするには非常な努力を要するであろう。

本稿は、本学会「核融合炉」研究専門委員会の材料 W.G., 炉心 W.G. および原研の核融合研究推進センター、燃料工学部、その他多くの人々に討論して頂き、また教えて頂いたことによるものであることを付記し、それらの方々に感謝します。

— 参 考 文 献 —

- (1) CARRUTHERS, R.: *Nuclear Fusion Reactors Conf.*, Sep. 1969, p. 337 (1970), BNES.
- (2) BLOW, S.: *J. Brit. Nucl. Energy Soc.*, 11, 371 (1972).
- (3) KULCINSKI, G.L.: *Proc. 1972 Int. Conf. Nuclear Solutions to World Energy Problems*, p. 240 (1973), U.S. AEC.
- (4) KULCINSKI, G.L., et al.: *Nucl. Technol.*, 22, 20 (1974).
- (5) REID, R.L., et al.: *Trans. Amer. Nucl. Soc.*, 27, 10 (1977).
- (6) ABDU, M.A.: *ibid.*, 27, 13 (1977).
- (7) STACEY, W.M., Jr., ABDU, M.A.: *Nucl. Technol.*, 37, 29 (1978).
- (8) DAVIS, J.W., KULCINSKI, G.L.: *Nucl. Fusion*, 16, 355 (1976).
- (9) CONN, R.W., et al.: *ibid.*, 18, 985 (1978).
- (10) STACEY, W.M., Jr., et al.: *Tokamak engineering*

上図：防護壁なし、下図：防護壁あり
1: 第1壁のプラズマ側面 2: 第1壁の冷却材側面
3: 第2壁の冷却材側面 4: 冷却材

第5図 出力の変化によるブランケット壁の温度変化⁽¹²³⁾

- technology facility scoping study, *ANL/CTR-76-1*, (1976).
- (11) STACEY, W.M., Jr., et al.: *Proc. 2nd Topical Meeting Technology of Controlled Nuclear Fusion*, CONF-760935, p.95 (1976).
- (12) KULCINSKI, G.L., et al.: *ibid.*, p.73.
- (13) KULCINSKI, G.L., et al.: Tokamak engineering test reactor, *UWFD-191*, (1978).
- (14) STACEY, W.M., Jr., et al.: 前出 (11), p.21.
- (15) STACEY, W.M., Jr., et al.: Tokamak experimental power reactor conceptual design, *ANL/CTR-76-3*, (1976).
- (16) STACEY, W.M., Jr., et al.: Revised design for the tokamak experimental power reactor, *ANL/FPP/TM-77*, (1977).
- (17) STEVENS, H.C., et al.: *Proc. 7th Symp. Engineering Problems of Fusion Research*, p.1741 (1977), IEEE.
- (18) BAKER, C.C.: 前出 (11), p.47.
- (19) GRAUMANN, D.W., et al.: *Nucl. Eng. Design*, **39**, 123 (1976).
- (20) DALESSANDRO, J.A.: *ibid.*, p.141.
- (21) SAGER, P.H., Jr., HAGER, E.R.: *ibid.*, p.153.
- (22) ROBERTS, M.: 前出 (11), p.59.
- (23) ROBERTS, M., et al.: Oak Ridge tokamak experimental power reactor study, 1976 Part 1 EPR Summary, *ORNL/TM-5572*, (1976).
- (24) FLANAGAN, C.A., et al.: *ibid.*, Part 4 Nuclear engineering, *ORNL/TM-5575*, (1976).
- (25) STEINER, D., et al.: ORNL fusion power demonstration study, Interim report, *ORNL/TM-5813* (1977).
- (26) 核融合研究部炉設計研究室: 核融合実験炉第1次予備設計, *JAERI-M 7300*, (1977).
- (27) SAKO, K., MINATO, A.: 前出 (11), p.1490.
- (28) 迫 淳: 核融合連合講演会予稿集, p.18 (1978).
- (29) BADGER, B., et al.: UWMAK-1, a Wisconsin toroidal fusion reactor design, *UWFD-68*, (1973).
- (30) KULCINSKI, G.L., CONN, R.W.: *Proc. 1st Topical Meeting Technology of Controlled Nuclear Fusion*, CONF-740402, Vol. I, p.38 (1974).
- (31) idem: "Fusion Reactor Design Problems", p.51 (1974), IAEA.
- (32) CONN, R.W., KULCINSKI, G.L.: UWMAK-II, a conceptual tokamak reactor design, *UWFD-112*, (1975).
- (33) CONN, R.W. et al.: "Plasma Physics and Controlled Nuclear Fusion Research 1974", Vol. II, p.497 (1975), IAEA.
- (34) CONN, R.W., et al.: 前出 (33), p.5.
- (35) SVIATOSLAVSKY, I.N., SZE, D.K.: *ibid.*, p.73.
- (36) BADGER, B., et al.: UWMAK-III, a noncircular tokamak power reactor design, *UWFD-150*, (1976).
- (37) CONN, R.W., KULCINSKI, G.L.: UWMAK-III, a noncircular tokamak power reactor design, *EPRI-ER-368*, (1976).
- (38) CONN, R.W., et al.: "Plasma Physics and Controlled Nuclear Fusion Research 1976", Vol. II, p.203 (1977), IAEA.
- (39) CONN, R.W., KUO, S.C.: 前出 (38), p.45.
- (40) CONN, R.W., et al.: NUWMAK, an attractive medium field, medium size, conceptual tokamak reactor, *UWFD-249*, (1978).
- (41) SZE, D.K., et al.: A BWTR (Boiling Water Tokamak Reactor) blanket study, *UWFD-246*, (1978).
- (42) BERTOLINI, E., et al.: 前出 (38), Vol. I p.21.
- (43) FARFALETTI-CASALI, F., ROCCO, P.: 前出 (38), p.1812.
- (44) FRAAS, A.P.: Conceptual design of the blanket and shield region and related systems for a full scale toroidal fusion reactor. *ORNL-TM-3096*, (1973).
- (45) MILLS, R.G.: A fusion power plant, *MATT-1050*, (1974).
- (46) CONN, R.W.: 前出 (11), p.539.
- (47) RIBE, F.L.: *Nucl. Technol.*, **34**, 179 (1977).
- (48) 下村安夫: 原子力誌, **20**, 765 (1978).
- (49) BOHDANSKY, J., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **76-77**, 163 (1978).
- (50) HOPKINS, G.R.: 前出 (38), Vol. II, p.275.
- (51) ROVNER, L.H., HOPKINS, G.R.: *Nucl. Technol.*, **29**, 274 (1976).
- (52) BLOOM, E.E., et al.: *ibid.*, **31**, 115 (1976).
- (53) 白石健介: 原子力誌, **18**, 623 (1976).
- (54) 白石健介: 金属物理セミナー, **2**, 135 (1977).
- (55) JOHNSTON, W.G., et al.: "Radiation Damage in Metals", p.227 (1976), ASM.
- (56) BROOMFIELD, G.H., et al.: *J. Iron Steel Inst.*, **203**, 502 (1965).
- (57) BÖHM, H., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **18**, 337 (1966).
- (58) 有賀武夫, 長崎隆吉: 核融合研究別冊, **42**, その1, (1979).
- (59) GABRIEL, T.A.: *Nucl. Technol.*, **38**, 427 (1978).
- (60) KULCINSKI, G.L., et al.: "Properties of Reactor Structural Alloys after Neutron or Particle Irradiation", ASTM STP 570, p.329 (1975).
- (61) HUDSON, J.A.: *J. Brit. Nucl. Energy Soc.*, **14**, 127 (1975).
- (62) NELSON, R.S., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **44**, 318 (1972).
- (63) SKLAD, P.S., et al.: "Irradiation Effects on the Microstructure and Properties of Metals", ASTM STP 611, p.139 (1976).
- (64) CONN, R.W.: *J. Nucl. Mater.*, **76-77**, 103 (1978).
- (65) 飯田浩正, 関 泰: 核融合炉材料の誘導放射能, *JAERI-M 7582*, (1978).
- (66) TRESTER, P.W., et al.: 前出 (11), p.1025.
- (67) 前出 (66), p.9-68.
- (68) TANAKA, M., et al.: To be published.
- (69) WIFFEN, F.W.: "Defects and Defect Clusters in BCC Metals and their Alloys", p.176 (1973), NBS.
- (70) BRIMHALL, J.L., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **48**, 339 (1973).
- (71) SIKKA, V.K., MOTEFF, J.: *ibid.*, **54**, 325 (1974).
- (72) BRIMHALL, J.L.: *Radiation Effects and Tritium Technology for Fusion Reactors*, CONF-750989, p.1-73 (1976).
- (73) BENTLEY, J., et al.: *ibid.*, p.I-297.
- (74) BENTLEY, J., WIFFEN, F.W.: 前出 (11), p.209.
- (75) WIFFEN, F.W.: "Radiation-Induced Voids in Metals", CONF-710601, p.386 (1972).
- (76) CARLSANDER, R., et al.: "Effects of Radiation on Substructure and Mechanical Properties of Metals

- and Alloys", *ASTM STP* 529, p. 399 (1973).
- (77) BENTLEY, J., WIFFEN, F.W.: *Nucl. Technol.*, **30**, 376 (1976).
- (78) BRIMHALL, J.L., SIMONEN, E.P.: *ibid.*, **29**, 378 (1976).
- (79) LOOMIS, B.A., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **56**, 25 (1975).
- (80) LOOMIS, B.A., et al.: 前出 (72), p. I-93.
- (81) 石野 榮: 金属学会報, **12**, 437 (1973).
- (82) MARTIN, G.: *J. Phys. Colloque*, No. 7, **38**, C7-419 (1977).
- (83) MATTAS, R.F., et al.: 前出 (1), p. 199.
- (84) MATTAS, R.F., SMITH, D.L.: *Nucl. Technol.*, **39**, 186 (1978).
- (85) LORIA, E.A.: *J. Nucl. Mater.*, **61**, 158 (1976).
- (86) AGARWAL, S.C., et al.: 前出 (83), p. 298.
- (87) GOLDBERG, D.C., et al.: *Nucl. Eng. Design*, **22**, 95 (1972).
- (88) FRAAS, A.P.: *Nucl. Technol.*, **22**, 10 (1974).
- (89) SMITH, D.L., NATESAN, K.: 前出 (80), Vol. II, p. 473.
- (90) STEINER, D.: *Nucl. Fusion*, **14**, 33 (1974).
- (91) WILLIAMS, M.L., et al.: *Nucl. Technol.*, **29**, 384 (1976).
- (92) VOGELSANG, W.F.: 前出 (11), p. 1303.
- (93) DAVIS, J.W., KULCINSKI, G.L.: Assessment of titanium for use in the 1st wall/blanket structure of fusion power reactors, *EPRI ER-386*, (1977).
- (94) KUMMER, D.L.(ed.): Conf. proc. low activation materials assessment for fusion reactors, *EPRI ER-328-SR*, (1976).
- (95) ABDOU, M.A., et al.: Parametric systems analysis for tokamak power plants, *ANL/FPP/TM-97*, (1977).
- (96) STRUVE, J.E., TSOLFANDIS, N.: *Nucl. Technol.*, **21**, 201 (1974).
- (97) POWELL, J., et al.: 前出 (80), Vol. I, p. 533.
- (98) BENENATI, R.F., et al.: 前出 (10), p. 165.
- (99) HOPKINS, G.R.: 前出 (80), Vol. I, p. 437.
- (100) BOURQUE, R.F.: 前出 (11), p. 1525.
- (101) FILLO, J.A., POWELL, J.R.: 前出 (10), p. 181.
- (102) ADDA, Y.: 前出 (83), p. 31.
- (103) BRIMHALL, J.L., et al.: *Radiat. Eff.*, **9**, 273 (1971).
- (104) WILKES, P., KULCINSKI, G.L.: Heavy ion irradiation of a Ti-6Al-4V alloy, *UWFD-242*, (1978).
- (105) ERCK, R.A., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **80**, 120 (1979).
- (106) ABDOU, M.A., CONN, R.W.: *Nucl. Sci. Eng.*, **55**, 256 (1974).
- (107) CONN, R.W., et al.: *Nucl. Technol.*, **26**, 391 (1975).
- (108) CONN, R.W., et al.: *ibid.*, **41**, 389 (1978).
- (109) BARON, J.L., et al.: *J. Nucl. Mater.*, **51**, 266 (1974).
- (110) STANLEY, J.T., GARR, K.R.: *Met. Trans.*, **6A**, 531 (1975).
- (111) STANLEY, J.T., HENDRICKSON, L.E.: *J. Nucl. Mater.*, **80**, 69 (1979).
- (112) 白石健介: 原子力誌, **20**, 620 (1978).
- (113) 白石健介: 核融合研究別冊, **42**, その1, (1979).
- (114) 原子力学会編: “核融合研究の進歩と動力炉開発の展望”, p. 353 (1976).
- (115) 白石健介: “核融合炉技術開発上の問題点の総合評価”, 委託研究報告書, (1979).
- (116) MICHEL, D.J., et al.: *Nucl. Technol.*, **22**, 79 (1974).
- (117) SMITH, H.H., MICHEL, D.J.: *J. Nucl. Mater.*, **66**, 125 (1977).
- (118) TIETZ, T.E., WILSON, J.W.: “Behavior and Properties of Refractory Metals”, p. 369 (1965), Univ. Tokyo Press.
- (119) BÖHM, H.: 前出 (80), p. 163.
- (120) BLOOM, E.E., et al.: *Third Topical Meeting on Technology of Controlled Nuclear Fusion*, p. 178 (1978), ANS.
- (121) CONN, R.W., et al.: *Nucl. Technol.*, **26**, 125 (1975).
- (122) AVCI, H.I., KULCINSKI, G.L.: 前出 (72), p. I-437.
- (123) 前出 (83), p. 148.
- (124) 迫 淳: 核融合研究別冊, **42**, その1, (1979).

お知らせ・海外原子力調査研究連絡会

I 国際会議案内

National Topical Meeting on Tritium Technology in Fission, Fusion, and Isotopic Applications

期日 1980年4月29日～5月1日

場所 Ohio州, Dayton, U.S.A.

主催 ANS Southwestern Ohio Section ほか

内容 Papers are solicited emphasizing experience or experiments related to tritium generation, management, and fuel reprocessing in fission reactors and proposed fusion reactors; tritium interactions with

materials; plant design, waste management, assay, and transportation; environmental monitoring and regulations; and isotopic applications.

投稿要領 Deadline for 600~900-word summaries:

October 1, 1979. Author notification: December

31, 1979. Final paper deadline: May 1, 1980.

Contact: Program Chairman Layton H. Wittenberg, Monsanto Research Corporation, P.O. Box 32, Miamisburg, Ohio 45342.

上記の問合せは日本原子力事業協NAIG総合研の門田一雄まで。(川崎市川崎区浮島町4-1. Tel. 044-277-3131)