



# オーステナイト系ステンレス鋼の機械的性質に 及ぼす中性子照射効果

© 1983 ISIJ

白石 春 樹\*

## Effect of Neutron Irradiation on Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels

Haruki SHIRAIISHI

### 1. 結 言

軽水炉に続く次代の原子炉として、諸種の型の原子炉の開発が進められているが、その中でも高速増殖炉が一步を先んじているように思われる。高速増殖炉の炉心材料には当初 316 鋼が用いられる予定であったが、実験炉などによる中性子照射データが蓄積されるにつれ、ポイドスエリングや照射下クリープ特性などに問題点が見出され、316 鋼は将来の商用炉レベルの設計基準に合格することが困難視されるにいたっている。人類にとって究極的なエネルギー源と考えられる核融合炉においては、中性子照射環境は炉心構造材料にとってさらにいつそう厳しくなる。このため 316 鋼の改良に関する研究が進められ、あるいは代替材料としての Fe-Ni-Cr 系合金、フェライト・マルテンサイト系ステンレス鋼などが検討されている。

中性子照射によつて金属材料の諸特性は広範囲、かつ、深刻な影響を受ける。将来の商用炉の実現のためには、照射損傷に耐え得る新材料の開発が鍵を握っている。新材料の開発に当たつて、中性子照射を受けると材料の中でどういふ現象が生じるか、それにともなつてどのような機械的性質の変化が生じ、炉心構造設計上どのような問題点が惹起されるかを明らかにしておくことが極めて重要である。ここでは紙数の限られていることもあり、設計上問題になる機械的性質の変化ということに焦点をしばつて、これまでの照射データの簡単なレビューを行つてみたい。従来、316 鋼が最有力の候補材料と考えられてきたために、現時点では 316 鋼に関する照射データが圧倒的に多い。先にも述べたように、現在、試験研究の関心は 316 鋼以後の材料開発に移りつつあるように思われる。しかし、照射下での現象の解明及び設計上の問題点の把握という観点から見て、これまでに得られている 316 鋼の照射データは貴重なものであり、また、今後の材料開発にできるかぎり有効に活用していかねばならない。ここでは 316 鋼を中心として、他の 300

系鋼を含めてそれらの機械的性質の変化について取り扱うことにする。

中性子照射効果については、すでに多くのレビューや解説がある。それらのすべてを網羅することはできないが、大まかな分類をして、全体的な解説<sup>1)~4)</sup>、引張特性や破壊様式<sup>5)~11)</sup>、照射下クリープ及び照射後クリープ特性<sup>5)8)~10)12)~16)</sup>、疲労特性<sup>17)18)</sup>、材料開発<sup>1)9)19)</sup>、をあげておく。

### 2. 中性子照射にともなう基本的な諸現象

機械的強度特性の変化を把握するためには、その原因となるミクロ的な金属組織学上の変化を知つておくことが理解を助けると思われるので、まずその点について簡単にふれる。

機械的性質に対する中性子照射効果は、基本的には 2 つの現象に帰することができる。1) 原子はじき出し損傷。2) 核変換 高エネルギー中性子による原子はじき出しによつて、結晶中には格子間原子と原子空孔が生じる。格子間原子と原子空孔は大部分、再結合によつて消滅するが、一部は転位ループやポイドとして析出する。照射線量の増加につれ、転位ループは成長し、相互作用して転位網へと変化する。また、格子間原子と原子空孔は転位芯へ流入消滅することによつて、転位の上昇運動を惹きおこし、外部応力の下で照射に特有なクリープ現象を生じさせる。さらに、これらの点欠陥は溶質原子と結合して、一緒になつて拡散する過程を通じて、転位芯、結晶粒界、ポイド表面などのシンクにおいて、溶質原子の濃縮を生ぜしめ、結果としてシンク近傍において照射下析出を惹起する。図 1 に、316 鋼について、照射下析出を整理して示すが<sup>20)</sup>、照射下では、通常の熱処理では現れない  $\gamma'$  相や G 相が析出する。通常の熱処理において現れる析出相の場合にも、析出温度域が低温側へ拡大され、析出速度も加速される傾向が認められる。析出相は同じでも、析出相内における合金組成が非照射下析出の場合と異なっている場合が多い。

昭和 58 年 5 月 18 日受付 (Received May 18, 1983) (依頼技術資料)

\* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

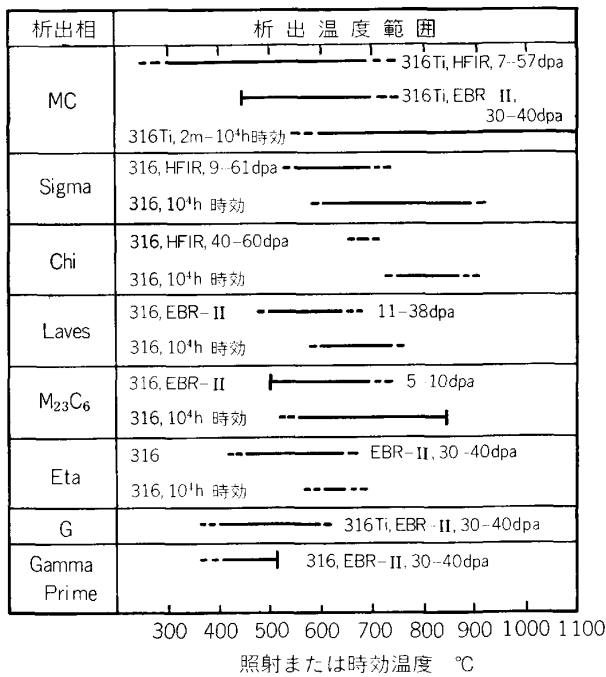


図1 316 及び 316Ti 鋼の析出に及ぼす中性子照射の影響

照射下では転位ループ、転位網、ポイド、各種析出物などのマイクロ組織が発達することによって、材料強度は増加し、塑性不安定性の促進や転位チャネリングなどの機構によって著しい照射脆化が生じる。これらのマイクロ組織による強度上昇については定量的な評価が試みられており、計算値と実測値はほぼ対応している<sup>21)22)</sup>。

核変換効果は材料原子と中性子の核反応の結果、材料中に異種原子が生成することによる効果を指している。諸種の異種原子の中で材料特性に最も大きな影響を与えるものは He である。He は上に述べたマイクロ組織の形成発達過程に重要な影響を及ぼすだけでなく、結晶粒界に He 気泡として析出することによって、 $\sim T_m/2$  ( $T_m$ : 融点) 以上の高温で著しい粒界脆化を惹起して、材料の最高使用温度に制限を加えている。

### 3. 引張強度特性

20% 冷間加工 316 鋼の降伏強度及び引張強度は、図2に示すように 500°C 以下の低温照射では増加するが、照射線量  $5 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$  以上では飽和して一定値となる。500°C 以上の高温照射では、逆に強度は低下するが、照射線量の高い領域でやはり一定値となる<sup>23)</sup>。この高温における強度低下は熱的回復によるもので、一定値となる最終的な強度レベルは冷間加工材の非照射時効の場合のそれに一致している。溶体化処理材ではすべての温度域で強度は増加すると考えられるが、強度の増加量は高温照射ほど小さくなる。図3に示すように、低温照射では、著しい強度上昇のために加工硬化率が小さくなり、均一伸び、全伸びとも減少する。一方、高温では結

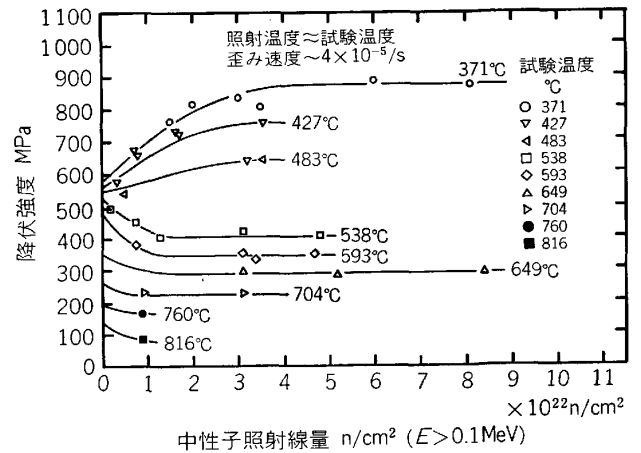


図2 EBR-II によつて照射された 20% 冷間加工 316 鋼の降伏強度

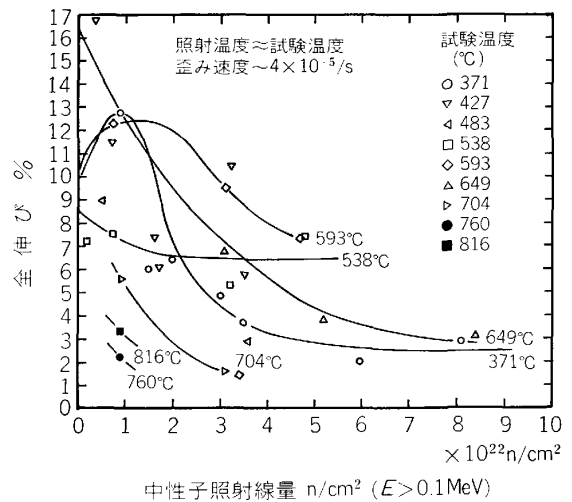


図3 EBR-II によつて照射された 20% 冷間加工 316 鋼の全伸び

晶粒界に析出した He 気泡による粒界脆性のために延性は著しく低下する。500°C 付近の中間の温度域で比較的良好な延性が保たれる。核融合炉では数百~数千 ppm の He の生成が予想されている。幸いにも、He は低温照射では高速炉照射の場合にくらべて延性をさらに劣化させることはないようである。しかし、図4で明らかのように、高温照射では炉設計上ほとんど許容できない脆化を惹き起こす<sup>24)25)</sup>。この脆化が He によつて惹き起こされることは He 注入実験によつて示されている<sup>26)~29)</sup>。引張強度特性については、316, 316L, 316Ti について他に数多くの報告がある<sup>30)~36)</sup>。さらに、304, 304L<sup>31)35)~38)</sup>, 1.4970<sup>39)</sup>, 347, 348<sup>40)41)</sup> について報告があるが大体の傾向は 316 鋼と変わらない。

比較的低温 ( $\sim 400^\circ\text{C}$ ) で、 $10^{22} \text{ n/cm}^2$  オーダーの高いところ以上の照射線量域で転位チャネリング機構による延性低下が生じる<sup>36)</sup>。TiC 炭化物をマトリクス内に微細に分散させ、その界面上に He をトラップすることによつて、He が粒界に集まつて気泡化することをふせ

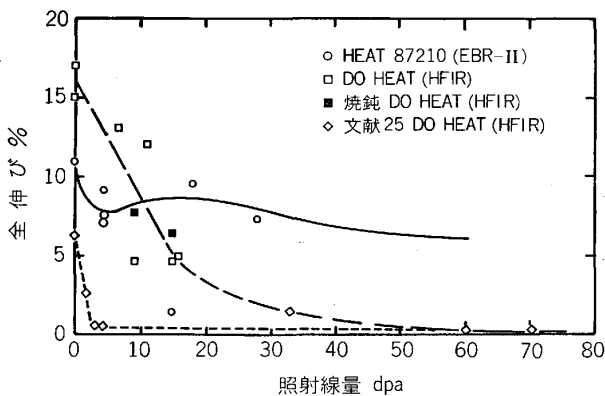


図 4 20% 冷間加工 316 鋼の全伸びに及ぼす He の影響

EBR-II 照射材の He 生成量は数十 ppm であるが, HFIR 照射材は最大数千 ppm の He を含む。

ぎ, He 脆化を軽減できる<sup>26)</sup>。現在, アメリカ及び日本で進行中の PCA (Prime Candidate Alloy) 材の開発はこの方向での発展を期待するものである<sup>19)</sup>。しかし, Ti 添加 316 材の全伸びは 316 より小さく Ti 添加による改良効果が認められないとの報告もある<sup>33)</sup>。Ti 添加材の全伸びは照射線量が高くなってもほとんど低下しないので, 高照射線量域では 316Ti が 316 より有利になるかもしれない。また, 低温照射域の脆化には, He はあまり関与していないとも考えられるので, TiC の存在が高温照射の場合ほど脆化の改善に役立たないとも考えられる。

He 脆性による延性の低下は, 高温域で歪み速度が小さいほど著しい<sup>27)</sup>。一方, 歪み速度が著しく高い場合にも全伸び値は低下するが, その低下の程度はそれほど大きくない<sup>37)</sup>。中性子エネルギースペクトルの影響に関しては, 高速中性子の割合が高いほど, 照射による全伸びの低下が大きくなると推定されている<sup>31)</sup>。1 軸と 2 軸応力状態で延性を比較すると, 延性は 2 軸応力の状態のときに低くなる傾向がある<sup>42)</sup>。オーステナイト鋼のような延性の高い材料では, 切り欠き付き引張試験では通常切り欠き強化が認められるが, 中性子照射線量が高くなり ( $4 \times 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ,  $E > 0.1 \text{ MeV}$ ), 温度の高い条件 ( $600^\circ \text{C}$ ) あるいは He による粒界脆性の表れる条件下では切り欠き弱体化が認められた<sup>43)44)</sup>。

オーステナイト系ステンレス鋼の場合には, フェライト鋼の場合と異なつて脆性破壊の心配はないとされているが, 臨界破壊じん性値,  $K_{IC}$  はオーステナイト鋼の場合でも明らかに照射によつて低下する。 $7 \times 10^{21} \text{ n/cm}^2$  ( $E > 0.1 \text{ MeV}$  の占める割合が 50%) の中性子照射を受けた 304 及び 316L 鋼において, 安定なクラック成長の開始によつて定義される臨界クラック開口変位  $\delta_c$  は中性子照射, 溶接, 高温試験の 3 条件が組み合わさつた場合著しく減少する。即ち,  $20^\circ \text{C}$  で試験された非照射母材の  $\delta_c$  は  $0.51 \text{ mm}$  であるが,  $400^\circ \text{C}$  で試験された

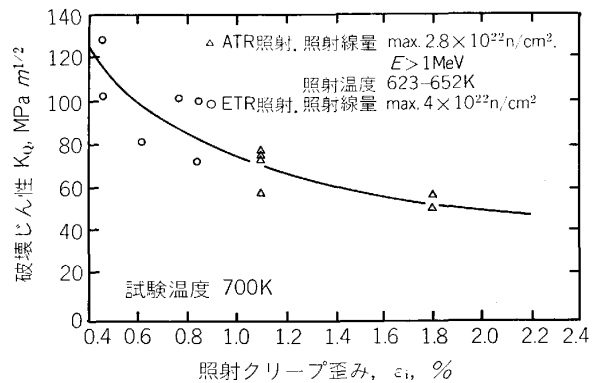


図 5 348 鋼における破壊じん性と照射クリープ歪み間の関係

中性子照射溶接材の  $\delta_c$  は  $0.011 \text{ mm}$  に減少する<sup>35)</sup>。後で述べる照射クリープ歪みは普通, 延性に損傷を与えないと考えられているが, 図 5 に示すように, 臨界破壊じん性値は照射クリープ歪みの増大にともなつて低下することが明らかにされた<sup>45)</sup>。破壊じん性の評価には通常大きな形状の試験片を必要とするため, 照射材について破壊じん性値を求めることはなかなかたいへんなことである。このため, 引張特性から破壊じん性を評価することが試みられている<sup>46)</sup>。この結果においても破壊じん性値は照射によつて低下することが推定されている。

#### 4. 照射クリープ

照射下でのクリープ現象が見出される以前においては, 照射済み材について照射後のクリープ破断試験が数多く行われた。現在, 照射下では照射後クリープとは本質的に異なるクリープ現象が存在することが認識されるにいたつている。しかし, 照射後クリープ試験も, 中性子照射が材料に与える損傷を評価する試験法としては有効であると考えられる。とくに,  $550^\circ \text{C}$  以上の高温では, 照射材の破断時間及び破断強度が He 脆化によつて著しく低下することが照射後試験によつて明らかにされている<sup>47)</sup>。

中性子照射下では固有の変形機構として照射クリープの存在が知られている。照射クリープ歪み速度と照射条件については多くの経験式が提案されているが, 下式はその 1 例である<sup>4)48)~50)</sup>。

$$\dot{\epsilon} = K\phi\sigma_{eq} + 2K\alpha\phi\sigma_{eq}^2 + \alpha\dot{G}\sigma_{eq}$$

$\dot{\epsilon}$ : 照射クリープ速度,  $\sigma_{eq}$ : 等価応力,  $\phi$ : 原子はじき出し損傷速度,  $\dot{G}$ : スエリング速度,  $K$  及び  $\alpha$ : 物質定数

照射の初期においては第 1 項が支配的であり, 照射時間に比例して照射クリープ歪みは増加するが, 図 6 に示すように照射線量の増加とともに加速される傾向がでてくる<sup>14)51)52)</sup>。この加速傾向は第 3 項で示されているようにスエリングに関係している。また, この加速傾向は 316<sup>14)53)</sup>, 316Ti<sup>54)</sup>, 304L<sup>52)55)</sup>, 1.4981<sup>51)56)</sup>, 1.4970<sup>57)</sup>

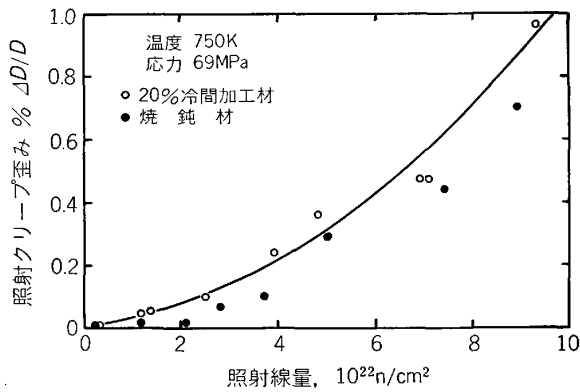


図 6 溶体化処理及び 20% 冷間加工 316 鋼の照射クリープの線量依存性

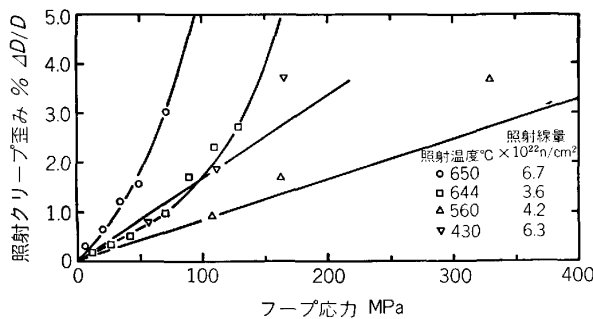


図 7 20% 冷間加工 316 鋼の照射クリープの応力依存性

において共通して認められる。とくに、炭化物析出が照射クリープを加速することが指摘されている<sup>58)~61)</sup>。

応力依存性は一般には  $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$  で表される。応力の小さいときは  $n=1$  であるが<sup>14)53)56)57)62)</sup>、図 7 に示されているように、応力が大きくなると  $n>1$  になるとされている<sup>56)62)63)</sup>。また、高照射線量及び高温域で  $n>1$  となる<sup>51)</sup>。照射クリープの照射温度依存性は、通常熱クリープに比べると小さく、照射温度 100°C の上昇に対して、照射クリープ速度は 2~3 倍程度に増加するに過ぎない<sup>14)53)54)56)62)64)65)</sup>。しかし、これを別の観点から見ると、オーステナイト系ステンレス鋼においては、熱クリープは通常 500~550°C 以下では設計上問題になることは少ないが、照射クリープに対しては、300~400°C においても大きな注意を払わなければならないことを意味している。

照射クリープの存在から予想されるように、照射下では低温における応力緩和が加速され<sup>66)~69)</sup>、ほとんど常温 (330K) においても応力緩和が生じることが報告されている<sup>66)</sup>。温度履歴は照射クリープ挙動に影響したが<sup>70)</sup>、応力履歴の影響は認められなかった<sup>71)72)</sup>。照射クリープ歪み速度は照射線量率の影響を受け、1 dpa 当たり生じる照射クリープ歪みは線量率が小さいほど大きくなる<sup>70)73)</sup>。

以上、熱クリープ特性における定常クリープ速度に相

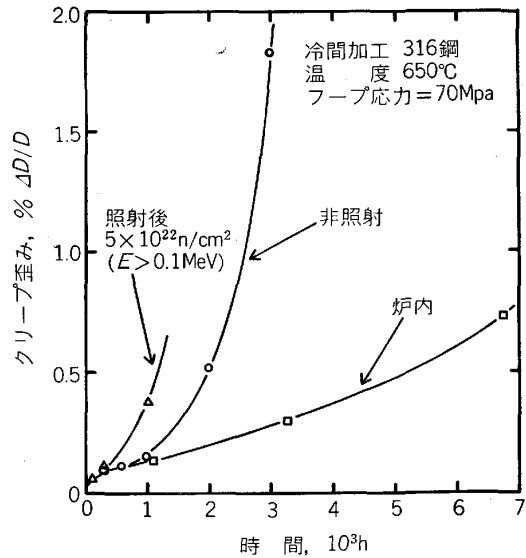


図 8 クリープ曲線の形状に及ぼす中性子照射の影響

当する照射クリープ速度に及ぼす諸因子の影響について述べてきたが、最近の照射下でのクリープ破断試験の結果、中性子照射は単にクリープ速度に影響するだけでなく、クリープ曲線の形状、破断時間や破壊機構にまで大きな影響を及ぼすことが明らかになってきた。図 8 に示すように、中性子照射後試験では、非照射材に比べて 3 次クリープがより早い時期に始まり、従つて破断時間も非照射材より短くなるが、これに対して、炉内クリープでは定常クリープ速度自身は非照射材と大きくは変わらないが、定常クリープ過程がより長期間続き、この結果として破断時間も非照射材より長くなる<sup>15)74)75)</sup>。これとは反対に、炉内クリープ破断時間が、照射後での炉外のクリープ破断時間より短くなる場合も知られている<sup>39)76)</sup>。He 注入によるシミュレーション試験の結果では、He 注入後の試験に対して、He を注入しながらのクリープ破断試験の方が破断時間がより短くなる結果が得られている<sup>77)</sup>。中性子照射は低温ではクリープを加速するが熱クリープが主体になるような高温では、むしろ逆に、点欠陥による強化作用が働いてクリープ速度が小さくなるとも考えられている<sup>48)</sup>。

このように照射下クリープ現象は照射条件、材料等の違いを反映して極めて複雑な挙動を示す。MC 型炭化物 (TiC, NbC) による He 脆化軽減にともなうクリープ破断寿命及びクリープ破断歪みの改良効果は、引張延性の場合と同様に顕著であることが認められている<sup>78)</sup>。熱中性子炉と高速中性子炉で照射クリープ速度を比較した結果、前者が後者に比べて 2.5 倍大きいことが示された。この相違はしかし、用いられた原子はじき出し損傷断面積に問題があることを示しているとされた<sup>79)</sup>。照射クリープ速度は化学組成の影響を受け、例えば 316 鋼の場合、P, N, Si, Mo の添加によつて照射クリープ速度は低下する<sup>80)</sup>。また、同一鋼種においても Heat to

Heat による変動が知られており、引張抗張力及び 10000 h クリブ破断強度と、C, N 及び結晶粒度との間の関係が照射材についても指摘されている<sup>81)</sup>。フェライト・マルテンサイト系ステンレス鋼や金属間化合物析出強化型の超合金では、照射クリーブ速度はオーステナイト系ステンレス鋼より小さい<sup>82)83)</sup>。曲げ応力下では、圧力封入管 (pressurized tube) における 2 軸応力状態に比べて 1 次クリーブ歪みが大きい、2 次定常クリーブ歪み速度に対しては応力状態の効果は認められていない<sup>84)</sup>。

スエリングと照射クリーブとの間には強い相関関係があり、スエリングの増加にともなつて照射クリーブも加速されるとされている<sup>85)87)</sup>。また、逆に、応力によつてポイドスエリングが増大することも見出されている<sup>51)88)89)</sup>。これまで、ポイドスエリングは外部応力が存在しない場合に、材料中にポイドが形成されることによつて生じる体積膨張を指していたと思われる。一般に機械的性質は外部応力の作用下で生じる変形、破壊にかかわる現象であるとする、上述のポイドスエリングはこの範ちゆうに入らない。変形機構より見ても、通常の塑性変形は転位の運動を媒介にして生じるが、ポイドスエリングには転位は直接関係しない。ポイドスエリングは原子空孔の移動拡散によつて生じる。この面では、Nabarro-Herring または Coble クリブに似ている。しかし、これらの拡散タイプの変形においては体積変化を伴わない。従つて、応力によるスエリングの促進という現象は、これまでにない新しいタイプの外部応力下の変形機構と言える。力によつて変形が生じるという意味では、照射クリーブと同じであり、ポイドスエリングも機械的性質に準じる取り扱いが必要であり、また他の機械的性質との相互作用についても考慮する必要がある。

以上、中性子照射下でのクリーブ挙動について述べてきたが、中性子照射試験は実施に諸種の困難をとまなうため、p, d,  $\alpha$  など軽イオンによるシミュレーション試験も行われており、中性子照射とほぼ対比できる結果が得られている<sup>90)</sup>。

## 5. 疲 勞 特 性

実用炉では、炉の停止、起動、あるいは冷却材の流れの変化などによつて応力変動が存在するので、中性子照射下での疲労特性も重要である。とくにトカマク型の核融合炉では、核融合反応が間歇的に生じるために、変動する熱応力下での疲労強度が炉 (第 1 壁) の寿命を決定する因子の一つになることが考えられている。疲労強度に及ぼす中性子照射の影響を疲労寿命 (SN 曲線) と疲労クラック伝播特性とに分けて述べる。

非照射材の疲労寿命は、疲労試験条件 (繰返し全歪み範囲、応力サイクルの形状、歪み速度、環境など) と材料の引張特性によつて表される。このような関係式は

実験的にいくつか求められているが、中性子照射効果を説明するには下式の Universal Slopes 法と呼ばれているものがわかりやすい。

$$\Delta \varepsilon_t = (3.5 \sigma_U / E) N_f^{-0.12} + D^{0.6} N_f^{-0.6}$$

$\Delta \varepsilon_t$ : 繰返し全歪み範囲,  $E$ : ヤング率,  $N_f$ : 破断までの繰返し数,  $\sigma_U$ : 引張強度,  $D = \ln[1/(1-R.A.)]$ , ここで,  $R.A.$  は断面減少率で,  $D$  は材料の延性を表すパラメータ。

疲労寿命は、繰返し全歪み範囲の大きさによつて、低サイクル疲労域と高サイクル疲労域に分けられる。上式で言うと、高サイクル域では第 1 項が支配的であり、低サイクル域では第 2 項が支配的となる。即ち、高サイクル域では疲労寿命はおもに引張強度によつてきまり、低サイクル域では延性によつてきまる。中性子照射が引張特性に及ぼす影響は高温域と低温域で様相を異にする。低温域では、すでに述べたように、中性子照射によつて強度が増加し延性は低下する。従つて、低温でかつ、高サイクル域では、疲労寿命は照射によつてむしろ長くなることが認められている。これに対して、低サイクル域では、低温においても延性減少の効果が強く表れるので、疲労寿命は照射によつて短くなる<sup>15)91)</sup>。高温になると照射による強度上昇はほとんど認められなくなり、一方、He 脆化によつて顕著な延性の低下が生じるために疲労寿命も低下する。304 鋼の場合、この低温域から高温域への遷移は、照射温度  $\sim 450^\circ\text{C}$  において生じている<sup>92)</sup>。

以上は高速増殖炉照射の結果であるが、He/dpa 比の高い HFIR 炉照射の場合、図 9 に示すように疲労寿命は全歪み範囲のすべての領域において減少している<sup>93)</sup>。ただ、幸いにも疲労限は He によつて低下していない。しかし、 $550^\circ\text{C}$  では逆に、破断までの繰返し数は減少しなかつたが、疲労限の低下が認められた<sup>94)</sup>。He が単独の効果としても疲労寿命を大きく劣化させることは、He 注入によるシミュレーション試験によつても明らか

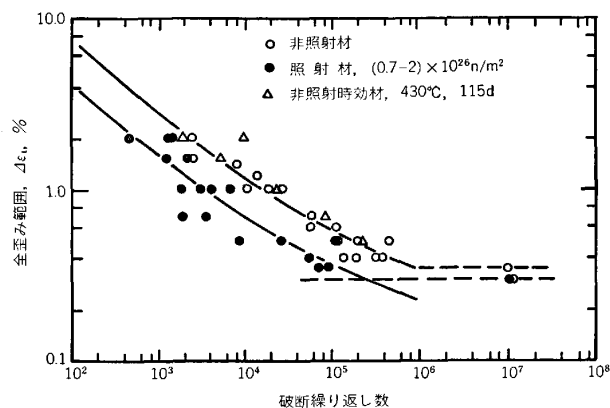


図 9 430°C において HFIR 炉で照射され、照射温度において試験された 20% 冷間加工 316 材の疲労寿命 (200-900 at. ppm He, 6-15 dpa)。

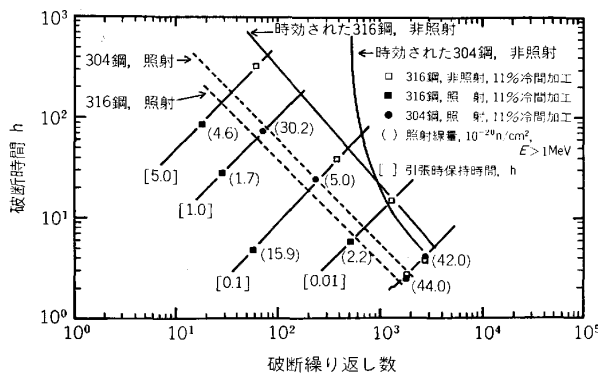


図10 593°Cにおける照射された304鋼と316鋼のクリープ疲労重量破壊抵抗に及ぼす冷間加工の影響

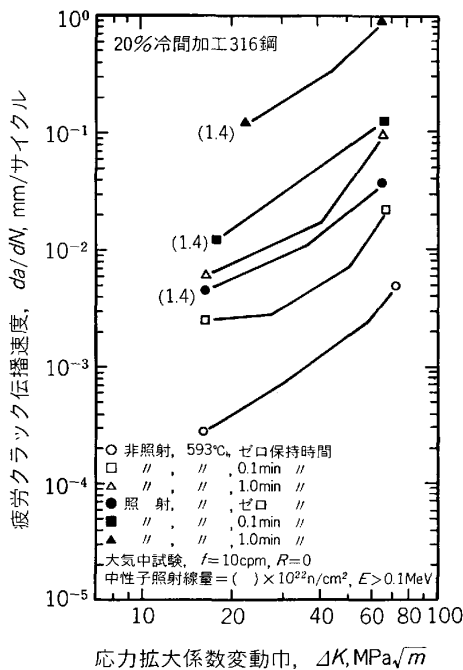


図11 20%冷間加工316鋼のクラック伝播速度に及ぼす中性子照射と保持時間の影響

にされている<sup>95)</sup>。照射クリープ試験，クリープ破断試験では照射下 (in-pile または in-beam) 試験と照射後試験では全く異なつた現象をとり扱つていることになるが，疲労試験ではこれら2つのタイプの試験に区別が認められなかつた。また，繰り返し振動数(歪み速度)の小さいほど，及びクリープと疲労が重畳するような条件下ではHeによる劣化が著しくなる。クリープと疲労の重畳効果は，中性子照射材の試験においても，図10に示すように，保持時間効果として認められている<sup>96)97)</sup>。

疲労クラック伝播速度 ( $da/dN$ : 1 サイクル当たりのクラック成長距離) は応力拡大係数変動幅  $\Delta K$  の関数として表示される。クラック成長過程は3段階に分けられる。第II期では下記のParis則が成立する。

$$da/dN = C(\Delta K)^m$$

$c$  及び  $m$ : 材料定数

第II期の区間は静的な破壊じん性値  $K_{IC}$  に依存している。照射によつて  $K_{IC}$  は低下するので，照射は第II期の領域を狭めるか，あるいは第II期を  $\Delta K$  の低値側へ移動させることになると思われる。指数  $m$  も  $K_{IC}$  に関係している。即ち， $K_{IC} < 50 \text{ Mpam}^{1/2}$  以下になると，非照射材では指数  $m$  値は著しく大きくなる。照射脆化によつて，疲労クラックの成長は応力拡大係数変動幅により敏感に依存することになるとと思われる。一般にオーステナイト系ステンレス鋼の場合，低照射線量域 ( $\sim 10 \text{ dpa}$ )，低温域では， $K_{IC}$  値が上記の値以下になることはないので，疲労クラック伝播速度が中性子照射の影響を大きく受けることは少ない<sup>98)</sup>。第I期，とくに疲労クラック核形成に関するしきい値  $\Delta K_0$  に対する中性子照射の影響に対してはほとんどデータがない。一般に非照射材において降伏点が高くなると， $\Delta K_0$  は小さくなることが知られている。従つて，中性子照射によつて降伏点が高くなることは  $\Delta K_0$  を小さくさせる方向へ影響するものと思われる<sup>46)</sup>。以上述べてきたところを要約すれば，低線量域 ( $\sim 10^{22} \text{ n/cm}^2$ ) では中性子照射の影響は少ないが，高照射線量 ( $\sim 10^{23} \text{ n/cm}^2$ ) になると伝播速度が大きくなると予想される。しかし，現時点ではこれを裏づけるに十分なデータがない。

疲労クラックの伝播速度には材料の処理条件が著しく影響する。溶体化処理状態では比較的中性子照射の影響を受けにくい，冷間加工材では中性子照射によつて伝播速度は大きくなり<sup>99)</sup>，しかも保持時間効果をともなう場合には図11に示すように，いつその加速を生じる<sup>15)100)</sup>。核融合炉ではHe脆化を軽減するための方策として，冷間加工は有力な方法の一つなので，疲労特性に対するこのような冷間加工の影響は好ましいものではない。ただ，低温 ( $427^\circ\text{C}$ ) では冷間加工の影響もそれほど顕著でないようである。高い  $R$  比 (0.3) と低い振動数 ( $10^{-2} \text{ Hz}$ ) の組み合わせ条件下ではクラック伝播速度は10倍大きくなつた<sup>101)</sup>。さらに，溶接材についてもいくつか報告があるが，溶接による顕著な劣化は認められていない<sup>99)102)</sup>。

## 6. 熱過渡現象

原子炉の運転中，過渡事象や事故時には構造材の温度が上昇することが予想される。このような状況下での材料挙動を把握するために，照射材の温度急昇試験が行われている。図12は被覆管について行われた試験の1例で，破断温度，破断歪みなどは中性子照射によつて低下する<sup>103)~105)</sup>。ただし，この劣化には照射下クリープ歪みの大小は影響しない<sup>106)107)</sup>。

## 7. 熱中性子照射効果

これまででは，中性子照射線量の高いところに焦点を合わせて述べてきたが，例えば高速増殖炉でいうと，炉心

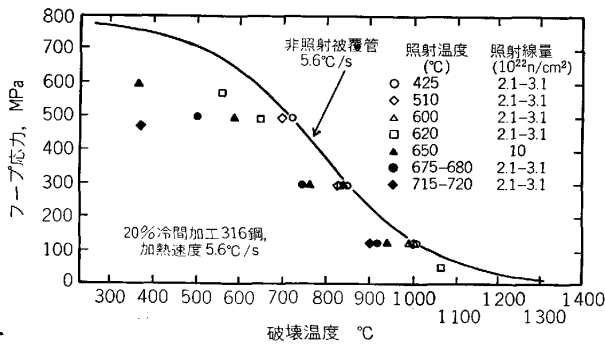


図12 照射材における 5.6°C/s 温度上昇試験におけるフープ応力と破壊温度との関係

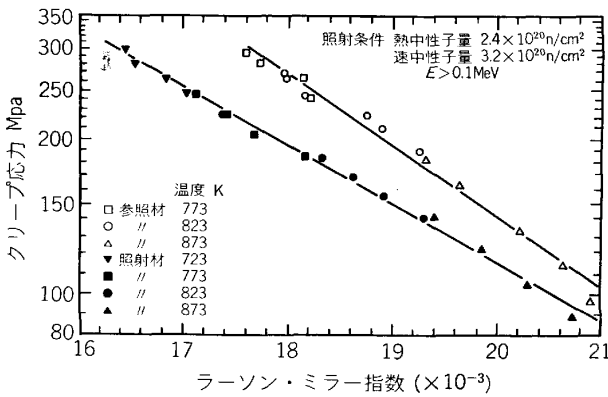


図13 DIN 1.4948 鋼のクリープ破断強度に及ぼす中性子照射の影響  
He の生成量は 4 ppm でおもに <sup>10</sup>B 由来する。

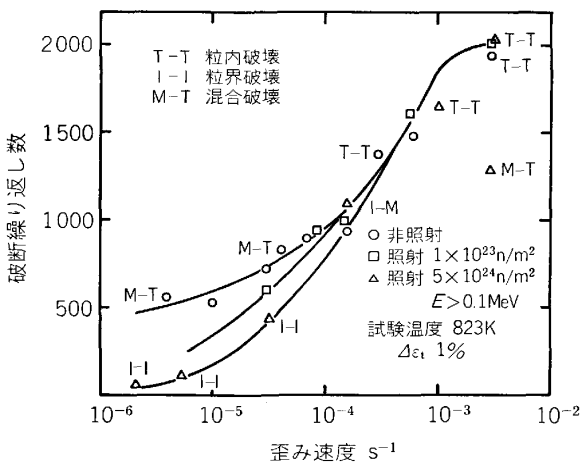


図14 DIN 1.4948 鋼の疲労寿命に及ぼす照射と歪み速度の影響

支持構造物や炉容器など、照射線量は燃料被覆管やラッパー管より低い、構造物としてより厳しい健全性が要求されるものにあつては、中性子照射量がより低くても、照射効果が考慮されるべきであろう。この場合、熱中性子と<sup>10</sup>B や Ni との核反応に起因する He 生成にともなう He 脆化が大きな問題となろう。He 脆化による材料特性の劣化はすでに何度も述べてきたが温度が高く、歪み速度の小さい条件下、例えば、クリープ破

断特性やクリープ疲労重畳特性などにおいて強く表れる<sup>108)~110)</sup>。図13及び14に示すように $10^{19} \sim 10^{21} \text{ n/cm}^2$ の意外に低い中性子照射線量において顕著な材料特性の劣化を惹きおこす。長期間高温で使用し、途中で代替できない大型の構造物における中性子照射効果については、照射線量が低いということで、これまであまり考慮されていないように思われるが、このような照射データを参照して、従来の非照射材の設計コードをそのまま適用するというやり方を見直す必要がでてくるものと思われる。

文 献

- 1) J. L. STRAALSUND, R. W. POWELL, and B. A. CHIN: J. Nucl. Mat., 108, 109 (1982), p. 299
- 2) 石野 稔: 応用物理, 48 (1979), p. 108
- 3) R. E. GOLD, E. E. BLOOM, F. W. CLINARD, D. L. SMITH, R. D. STEVENSON, and W. G. WOLFER: Nuclear Technology/Fusion, 1 (1981), p. 169
- 4) J. M. DUPOUY: Effects of Radiation on Materials, ASTM Special Technical Publication 782, p. 1179
- 5) J. J. HOLMES and J. L. STRAALSUND: Proc. Inter. Conf. on Radiation Effects in Breeder Reactor Structural Materials, June 19-23, 1977, Scottsdale, Arizona, U. S. A., p. 53
- 6) M. L. GROSSBECK, J. O. STIEGLER, and J. J. HOLMES: 5) に同じ, p. 95
- 7) J. A. HORAK, E. E. BLOOM, M. L. GROSSBECK, P. J. MAZIASZ, J. O. STIEGLER, and F. W. WIFFEN: Proc. Inter. Conf. on Irradiation Behaviour of Metallic Materials for Fast Reactor Core Components, June 4-8, 1979, Ajaccio, Corse, France, p. 325
- 8) J. R. MATTHEWS: 7) に同じ, p. 273
- 9) B. A. CHIN, R. J. NEUHOLD, and J. L. STRAALSUND: Nuclear Technology, 57 (1982), p. 426
- 10) J. BARNABY, P. L. BARTON, R. M. BOOTHBY, A. S. FRASER, and G. F. SLATTERY: 5) に同じ, p. 159
- 11) G. L. WIRE: Effects of Radiation on Materials, ASTM Special Technical Publication 725, p. 375
- 12) E. R. GILBERT, J. L. STRAALSUND, and G. L. WIRE: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 266
- 13) D. R. HARRIES: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 157
- 14) J. L. STRAALSUND: 5) に同じ, p. 191
- 15) E. R. GILBERT and B. A. CHIN: Nuclear Technology, 52 (1981), p. 273
- 16) W. G. WOLFER: J. Nucl. Mat., 90 (1980), p. 175
- 17) G. J. LLOYD: J. Nucl. Mat., 110 (1982), p. 20
- 18) D. J. MICHEL and G. E. KORTH: 5) に同じ, p. 117
- 19) P. J. MAZIASZ and T. K. ROCHE: J. Nucl. Mat., 103 and 104 (1981), p. 797
- 20) E. H. LEE, P. J. MAZIASZ, and A. F. ROWCLIFFE: Proc. of a Symposium on Phase Stability during Irradiation sponsored by the Nuclear Metallurgy Committee at the Fall Meeting of

- the Metallurgical Society of AIME. Pittsburgh, Pennsylvania, U. S. A., Oct. 5-9, 1980, p. 191
- 21) F. A. GARNER, M. L. HAMILTON, N. F. PANAYOTOU, and G. D. JOHNSON: J. Nucl. Mat., 103, 104 (1981), p. 803
  - 22) G. D. JOHNSON, F. A. GARNER, H. R. BRAGER, and R. L. FISH: 11) に同じ, p. 393
  - 23) R. L. FISH, N. S. CANNON, and G. L. WIRE: Effects of Radiation on Structural Materials, ASTM Special Technical Publication 683, p. 450
  - 24) R. L. SIMONS: J. Nucl. Mat., 103, 104 (1981), p. 815
  - 25) E. E. BLOOM and F. W. WIFFEN: J. Nucl. Mat., 58 (1975), p. 171
  - 26) W. KESTERNICH and J. ROTHAUT: J. Nucl. Mat., 103, 104 (1981), p. 845
  - 27) K. MATSUMOTO, T. KATAOKA, M. TERASAWA, M. SHIMADA, S. NAKAHIGASHI, H. SAKAIRI, and E. YAGI: J. Nucl. Mat., 67 (1977), p. 97
  - 28) A. A. SAGUES, H. SCHROEDER, W. KESTERNICH, and H. ULLMAIER: J. Nucl. Mat., 78 (1978), p. 289
  - 29) H. SHINNO, H. SHIRAISHI, R. WATANABE, H. KAMITSUBO, I. KOHNO, and T. SHIKATA: J. Nucl. Mat., 97 (1981), p. 291
  - 30) J. M. DUPOUY, J. ERLER, and R. HULLERY: 5) に同じ, p. 83
  - 31) L. D. BLACKBURN, A. L. WARD, and J. M. STEICHEN: 5) に同じ, p. 317
  - 32) F. W. WIFFEN and P. J. MAZIASZ: J. Nucl. Mat., 103, 104 (1981), p. 821
  - 33) M. L. GROSSBECK and P. J. MAZIASZ: J. Nucl. Mat., 103, 104 (1981), p. 827
  - 34) R. L. FISH and J. D. WATROUS: Irradiation Effects on the Microstructure and Properties of Metals, ASTM Special Technical Publication 611, p. 91
  - 35) J. DUFRESNE, B. HENRY, and H. LARSSON: 23) に同じ, p. 511
  - 36) C. ALBERTINI, A. DEL GRANDE, and M. MONTAGNANI: 7) に同じ, p. 259
  - 37) C. ALBERTINI, A. DEL GRANDE, and M. MONTAGNANI: 11) に同じ, p. 431
  - 38) R. L. FISH and C. W. HUNTER: 34) に同じ, p. 119
  - 39) K. ANDERKO, L. SCHAEFER, C. WASSILEW, K. EHRLICH, and H. J. BERGMANN: 5) に同じ, p. 65
  - 40) H. R. HIGGY and F. H. HAMDAD: J. Nucl. Mat., 55 (1975), p. 177
  - 41) J. J. HOLMES, R. E. ROBBINS, and A. J. LOVELL: Irradiation Effects in Structural Alloys for Thermal and Fast Reactor, ASTM Special Technical Publication 457, p. 371
  - 42) M. L. HAMILTON, N. S. CANNON, and G. D. JOHNSON: 4) に同じ, p. 636
  - 43) F. H. HUANG and R. L. FISH: 4) に同じ, p. 701
  - 44) R. L. FISH: Nuclear Technology, 31 (1976), p. 85
  - 45) J. M. BEESTON: 11) に同じ, p. 303
  - 46) W. G. WOLFER and R. H. JONES: J. Nucl. Mat., 103, 104 (1981), p. 1305
  - 47) E. E. BLOOM and J. O. STIEGLER: Effects of Radiation on Substructure and Mechanical Properties of Metals and Alloys, ASTM Special Technical Publication 529, p. 360
  - 48) R. J. PUGH, E. R. GILBERT, and B. A. CHIN: 4) に同じ, p. 108
  - 49) A. BOLTAX, J. P. FOSTER, R. A. WEINER, and A. BIANCHIA: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 174
  - 50) W. SCHNEIDER, K. HERSCHBACH, and K. EHRLICH: 4) に同じ, p. 30
  - 51) K. HERSCHBACH, W. SCHNEIDER, and K. EHRLICH: J. Nucl. Mat., 101 (1981), p. 326
  - 52) G. L. MCVAY, L. C. WALTERS, and G. D. HUDMAN: J. Nucl. Mat., 79 (1979), p. 395
  - 53) E. R. GILBERT and J. F. BATES: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 204
  - 54) J. LEHMANN, J. M. DUPOUY, R. BROUDEUR, J. L. BOUTARD, and A. MAILLARD: 7) に同じ, p. 409
  - 55) J. E. FLINN, G. L. MCVAY, and L. C. WALTERS: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 210
  - 56) H. J. BERGMANN, D. HAAS, and K. HERSCHBACH: 5) に同じ, p. 241
  - 57) H. J. BERGMANN, W. DIETZ, and D. HAAS: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 224
  - 58) G. L. HOFMAN, L. C. WALTERS, and G. L. MCVAY: J. Nucl. Mat., 67 (1977), p. 289
  - 59) J. L. HOFMAN, J. TRUFFERT, and J. M. DUPOUY: J. Nucl. Mat., 65 (1977), p. 200
  - 60) G. L. MCVAY, R. E. EINZIGER, G. L. HOFMAN, and L. C. WALTERS: J. Nucl. Mat., 78 (1978), p. 201
  - 61) L. C. WALTER, G. L. MCVAY, and G. D. HUDMAN: 5) に同じ, p. 277
  - 62) E. R. GILBERT and A. J. LOVELL: 5) に同じ, p. 269
  - 63) B. A. CHIN, J. L. STRAALSUND, and G. L. WIRE: J. Nucl. Mat., 75 (1978), p. 274
  - 64) J. M. DUPOUY, J. LEHMANN, L. CARTIER, R. HULLERY, and P. MILLET: 5) に同じ, p. 229
  - 65) G. MARBACH, P. MILLET, and P. BLANCHARD: 7) に同じ, p. 311
  - 66) A. R. CAUSEY, G. J. C. CARPENTER, and S. R. MACEWEN: J. Nucl. Mat., 90 (1980), p. 216
  - 67) T. A. KENFIELD, H. J. BUSBOOM, and W. K. APPEBY: J. Nucl. Mat., 66 (1977), p. 238
  - 68) B. A. CHIN and J. L. STRAALSUND: J. Nucl. Mat., 74 (1978), p. 260
  - 69) J. P. FOSTER: 34) に同じ, p. 32
  - 70) D. MOSEDALE, D. R. HARRIES, J. A. HUDSON, G. W. LEWTHWAITE, and R. J. McELROY: 5) に同じ, p. 209
  - 71) B. A. CHIN, J. L. STRAALSUND, and G. L. WIRE: J. Nucl. Mat., 83 (1979), p. 324
  - 72) G. L. WIRE: 34) に同じ, p. 5
  - 73) G. W. LEWTHWAITE and D. MOSEDALE: J. Nucl. Mat., 90 (1980), p. 205
  - 74) E. E. BLOOM and W. G. WOLFER: 23) に同じ, p. 656
  - 75) E. R. GILBERT and B. A. CHIN: 11) に同じ, p. 665
  - 76) C. WASSILEW, K. ANDERKO, and L. SCHAEFER:



- 7) に同じ, p. 419
- 77) *H. SCHROEDER* and *P. BATFALSKY*: *J. Nucl. Mat.*, 103, 104 (1981), p. 839
- 78) *W. KESTERNICH* and *J. ROTHAUT*: *J. Nucl. Mat.*, 103, 104 (1981), p. 845
- 79) *J. P. FOSTER* and *A. BOLTAX*: *J. Nucl. Mat.*, 89 (1980), p. 331
- 80) *J. F. BATES*, *R. W. POWELL*, and *E. R. GILBERT*: 11) に同じ, p. 713
- 81) *B. VAN der SCHAAF*: 4) に同じ, p. 597
- 82) *M. M. PAXTON*, *B. A. CHIN*, and *E. R. GILBERT*: *J. Nucl. Mat.*, 95 (1980), p. 185
- 83) *M. M. PAXTON*, *B. A. CHIN*, *E. R. GILBERT*, and *R. E. NYGREN*: *J. Nucl. Mat.*, 80 (1979), p. 144
- 84) *A. J. McSHERRY*, *M. R. PATEL*, *J. MARSHALL*, and *W. K. APPLEBY*: 23) に同じ, p. 598
- 85) *R. A. WEINER*, *J. P. FOSTER*, and *A. BOLTAX*: 5) に同じ, p. 865
- 86) *H. R. BRAGER*, *F. A. GARNER*, *E. R. GILBERT*, *J. E. FLINN*, and *W. G. WOLFER*: 5) に同じ, p. 727
- 87) *W. G. WOLFER*, *L. K. MANSUR*, and *J. A. SPRAGUE*: 5) に同じ, p. 841
- 88) *F. A. GARNER*, *E. R. GILBERT*, and *D. L. PORTER*: 11) に同じ, p. 680
- 89) *J. F. BATES* and *E. R. GILBERT*: *J. Nucl. Mat.*, 71 (1978), p. 286
- 90) *P. JUNG*: *J. Nucl. Mat.*, 113 (1983), p. 133
- 91) *K. L. MURTY* and *J. R. HOLLAND*: *Nuclear Technology*, 58 (1982), p. 530
- 92) *D. J. MICHEL* and *H. H. SMITH*: *Properties of Reactor Structural Alloys after Neutron or Particle Irradiation*, ASTM Special Technical Publication 570, p. 156
- 93) *M. L. GROSSBECK* and *K. C. LIU*: *Nuclear Technology*, 58 (1982), p. 538
- 94) *M. L. GROSSBECK* and *K. C. LIU*: *J. Nucl. Mat.*, 103, 104 (1981), p. 853
- 95) *K. SONNENBERG*, *G. ANTESBERGER*, and *B. BROWN*: *J. Nucl. Mat.*, 102 (1981), p. 333
- 96) *G. E. KORTH* and *M. D. HARPER*: *HEDL-TME 75-23*, Mar., 1975, pp. ANC-1
- 97) *C. R. BRINKMAN*, *G. E. KORTH*, and *J. M. BEESTON*: *ANCR-1078*, Aug., 1972
- 98) *L. A. JAMES*: *J. Nucl. Mat.*, 59 (1976), p. 183
- 99) *G. J. LLOYD*, *J. D. WALLS*, and *J. GRAVENOR*: *J. Nucl. Mat.*, 110 (1982), p. 115
- 100) *D. J. MICHEL* and *H. H. SMITH*: 11) に同じ, p. 352
- 101) *M. I. de VRIES*: 4) に同じ, p. 720
- 102) *D. J. MICHEL* and *H. H. SMITH*: *J. Nucl. Mat.*, 71 (1977), p. 173
- 103) *D. R. DUNCAN* and *C. W. HUNTER*: 11) に同じ, p. 443
- 104) *N. S. CANNON* and *D. R. DUNCAN*: 23) に同じ, p. 557
- 105) *C. W. HUNTER* and *G. D. JOHNSON*: 34) に同じ, p. 101
- 106) *D. R. DUNCAN*: *Nuclear Technology*, 39(1978), p. 199
- 107) *D. R. DUNCAN*: 23) に同じ, p. 567
- 108) *M. I. de VRIES* and *B. van der SCHAAF*: 11) に同じ, p. 285
- 109) *M. I. de VRIES*, *B. van der SCHAAF*, *H. U. STAAL*, and *J. D. ELEN*: 23) に同じ, p. 477
- 110) *M. I. de VRIES*: 4) に同じ, p. 665