原子炉压力容器鋼の照射ぜい化機構とモデル化[†]

村上 澄 男* 宮崎 篤 司** 次橋 一 樹***
水野 衛* 神 長 茂里雄**** 鈴木 哲 也****

Mechanisms and Modeling of Irradiation Embrittlement of Reactor Pressure Vessel Steels

by

Sumio MURAKAMI*, Atsushi MIYAZAKI**, Kazuki TSUGIHASHI***,
Mamoru MIZUNO*, Morio JINCHO**** and Tetsuya SUZUKI****

A model to describe the change in the properties of the inelastic deformation and the fracture of reactor pressure vessel steels due to neutron irradiation, i.e., irradiation embrittlement, in the ductile region is developed. First, constitutive equations for unirradiated elastic-viscoplastic-damaged materials are developed within the irreversible thermodynamics theory. To take into account the effect of hydrostatic pressure on the growth of microvoids, suitable dissipation potential is used. Then, the effect of irradiation on the material behavior is incorporated into the proposed model as function of neutron fluence Φ taking into account the interaction of irradiation induced defects and movable dislocations. Especially for the effect on damage strain threshold p_D , the mechanism of void nucleation due to stress concentration responsible for pile-up of dislocations at the inclusions in the material is proposed under unirradiated condition, then the effect of irradiation on that mechanism is considered. To demonstrate the validity of this model, it is applied to the case of uniaxial tensile loading of a low alloy steel A533B cl. 1 for the pressure vessel use of light-water reactors at 260°C. The resulting model can describe the increase of yield stress, ultimate tensile strength and the decrease of total elongation, strain hardening and strain rate dependence of yield stress due to neutron irradiation.

Key words: Irradiation embrittlement, Neutron irradiation, Constitutive equation, Damage mechanics, Elastic-Plastic properties, Reactor pressure vessel steels, A533 steel

1 緒 言

原子炉構造材料は、中性子照射によって構成原子がはじき出されるために内部構造が変化し、各種の材料特性が変化する。特に、軽水炉の压力容器鋼では照射による材料のぜい化が原子炉の安全性に対して大きな問題となっている。^{1)~6)} 従来の照射ぜい化に関する研究は、照射による延性-ぜい性遷移温度 (DBTT) の上昇^{1)~3), 5), 6)} や降伏応力の増加^{1)~6), 13), 21)~23)} など、単一の材料特性変化に着目した研究が多かった。しかも、これらのほとんどは照射による延性-ぜい性遷移挙動の変化に着目した研究であったため、照射を受けた材料の延性領域における変形および破壊挙動を統一的に記述した研究は見当たらない。

著者らは前報¹⁴⁾において、原子炉の通常の稼働温度である 300°C 付近の温度を対象として、照射を受けた材料の非弾性変形および延性破壊過程を統一的に表現する非弾性構成式の定式化を行った。しかし、一般に延性領域における材料の損傷発展は静水圧の影響を受ける^{15), 16)} ため、損傷発展式に対してその影響を組み込む必要がある。また、照射の影響をより精密に表現するためには、

変形および損傷過程に対して照射による材料の微視的な構造変化の影響を考慮する必要がある。本論文では、この目的のために、まず熱力学構成式理論によって損傷発展に対する静水圧の影響を反映する散逸ポテンシャルを採用し、非照射材料に対する構成式を定式化する。そして、その構成式を照射材料に対して拡張する際に、材料挙動に対する照射欠陥の影響を微視的な観点から考慮する。最後に、定式化した構成式を照射を受けた軽水炉压力容器鋼 ASTM A533 grade B class 1 の単軸引張挙動に対して適用し、対応する実験結果と比較を行う。

2 照射ぜい化の機構

一般に、結晶材料が中性子の照射を受けると構成原子が格子点からはじき出され、一對の格子間原子と空格子点からなる Frenkel 対が生じる。このとき生じた格子間原子と空格子点の一部は、再結合やシンクに吸収されて消滅するが、消滅を逃れた点欠陥はクラスタ化して材料特性に影響を及ぼす照射欠陥を形成する。この照射欠陥は、すべり面上で転位の移動に対する障害物あるいは転位源として作用し、それによって照射硬化が起こる。さらに、照射硬化によって、破断ひずみの減少、延性-ぜ

[†] 原稿受理 平成 10 年 2 月 5 日 Received Feb. 5, 1998

* 正 会 員 名古屋大学工学研究科機械工学専攻 〒464-8603 名古屋市中種区不老町, Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

** (株)東芝京浜事業所 〒230-0045 横浜市鶴見区末広町, Keihin Product Operations, Toshiba Co., Tsurumi-ku, Yokohama, 230-0045

*** (株)神戸製鋼所技術開発本部 〒651-2271 神戸市西区高塚台, Mech. Eng. Res. Lab., Kobe Steel Ltd., Nishi-ku, Kobe, 651-2271

**** 中部電力(株)電力技術研究所 〒459-8522 名古屋市中緑区北関山, Electric Power Research and Development Center, Chubu Electric Power Co. Inc., Midori-ku, Nagoya, 459-8522

い性遷移温度の上昇、延性領域における吸収エネルギーの低下などのぜい化現象が引き起こされる。^{1)~6)}しかし、照射量の増加に伴って新たな Frenkel 対の生成は少なくなるため、これらの照射による材料特性変化は徐々に飽和する。^{1)~3)}

結晶材料の照射損傷の主な原因としては、以上のはじき出しによる損傷のほかにも核変換による損傷が観察されている。しかし、本研究で対象としている A533 鋼に関しては核変換による影響は重要でないと考えられ、^{1)~3), 14)} 以下の定式化では考慮しないことにする。

3 照射ぜい化のモデル化

照射材料の変形と破壊が非照射材料のそれと本質的に同一の微視的機構によって支配されると考えれば、照射ぜい化のモデル化は、非照射材料に対する構成式・損傷発展式の材料定数を照射量の関数に置き換えることによって表現できる。したがって、以下ではまず非照射材料に対する構成式・損傷発展式を定式化する。つづいて、前章で概説した照射による材料の内部構造変化が材料挙動に及ぼす影響を考慮し、それを表現するような材料関数を定式化する。

3・1 非照射材料に対する非弾性構成式

本論文で対象とする A533 鋼は、変形挙動がひずみ速度に依存する。また、300℃付近の温度環境下では、材料内部において微小空洞の発生および成長を伴い延性的に破壊する。¹⁸⁾ 本論文ではこれらの現象を記述するために、熱力学構成式理論を考慮して、Chaboche 型の粘性構成式^{7), 11)}に連続体損傷力学^{7)~11)}を適用する。

まず、Saouni らが提案した全ひずみエネルギー等価性の仮説¹¹⁾をもとにして自由エネルギーを定式化する。ここで、材料は初期非損傷状態では等方線形弾性体であると仮定する。また、本論文では主に単軸引張挙動の予測を目的としているため、硬化変数は等方硬化変数のみを考慮した。さらに、損傷は等方的に発展すると仮定すると、自由エネルギー ψ を次のように定式化することができる。

$$\rho\psi(\boldsymbol{\varepsilon}^e, r, D) = \frac{1}{2}\lambda(1-D)(\text{tr}\boldsymbol{\varepsilon}^e)^2 + \mu(1-D)\text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}^e\boldsymbol{\varepsilon}^e) + \frac{1}{2}qQ(1-D)r^2 \quad (1)$$

ここで、 $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ は弾性ひずみテンソル、 r は等方硬化変数、 D は損傷変数である。また、 q および Q はひずみ硬化に関する材料定数である。さらに、 ρ は密度であり、 λ および μ はラメの定数である。

次に、非弾性構成式および内部状態変数の発展式を導くために、散逸ポテンシャルを定式化する。一般に、非弾性変形における散逸は、主に応力の作用による転位運動に起因するが、損傷による散逸は、微視的な空隙の発生および成長による内部エネルギーの解放が主な原因である^{7), 8)}。したがって、本論文ではこれらの散逸現象の機構の違いを考慮して、非弾性変形に対する φ_{in}^* と損傷過程に対する φ_D^* の二つの散逸ポテンシャルを用いる。

まず、 φ_{in}^* に対して、Saouni らが提案した次のべき乗関数の散逸ポテンシャル¹¹⁾を採用する。

$$\varphi_{in}^*(\boldsymbol{\sigma}, R; r, D) = \frac{K}{m+1} \left\langle \frac{1}{K} \left[f + \frac{1}{2} \frac{R^2}{Q(1-D)} - \frac{1}{2} q^2 Q(1-D)r^2 \right] \right\rangle^{m+1} \quad (2)$$

ここで、 $\boldsymbol{\sigma}$ は応力テンソルであり、 R は r に対する熱力学的共役力である。また、 K および m はひずみ速度感受性を表す材料定数である。そして、 f は降伏関数であり次の形の関数を用いる。

$$f = \frac{\sigma_{eq} - R}{(1-D)^{1/2}} - k \quad (3)$$

ここで、 σ_{eq} は相当応力であり、 k は初期降伏応力である。

次に、 φ_D^* に対して Lemaitre が提案した次の形の散逸ポテンシャル¹⁰⁾を採用する。

$$\varphi_D^*(Y; \dot{p}, D) = \frac{S}{s+1} \left(\frac{-Y}{S} \right)^{s+1} \frac{\dot{p}}{(1-D)^\beta} \quad (4)$$

ここで、 Y は D に対する熱力学的共役力であり、 $\dot{p}$ は非弾性ひずみ速度の大きさを表す。また、 S , s , β は損傷発展に関する材料定数である。

以上の式(1)~(4)を用いて、熱力学構成式理論^{7), 10), 11)}に基づく非照射材料構成式を次のように導いた。

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{in} \quad (5a)$$

$$\boldsymbol{\varepsilon}^e = \frac{1}{(1-D)} \left(\frac{1+\nu}{E} \boldsymbol{\sigma} - \frac{\nu}{E} \text{tr}\boldsymbol{\sigma} \boldsymbol{I} \right) \quad (5b)$$

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{in} = \frac{3}{2} \frac{\boldsymbol{\sigma}'}{\sigma_{eq}} \dot{p} \quad (5c)$$

$$\dot{R} = (1-D)q \left\{ Q - \frac{R}{(1-D)^{1/2}} \right\} \dot{p} - \frac{R}{1-D} \dot{D} \quad (5d)$$

$$\dot{D} = \left(\frac{-Y}{S} \right)^s \frac{\dot{p}}{(1-D)^\beta} \quad (\dot{p} < \dot{p}_D \rightarrow \dot{D} = 0) \quad (5e)$$

$$\dot{p} = \frac{1}{(1-D)^{1/2}} \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^m \quad (5f)$$

$$-Y = \frac{1}{2} \lambda (\text{tr}\boldsymbol{\varepsilon}^e)^2 + \mu \text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}^e\boldsymbol{\varepsilon}^e) + \frac{1}{2} q Q r^2 \quad (5g)$$

ここで、 $\boldsymbol{\varepsilon}$, $\boldsymbol{\varepsilon}^{in}$ は全ひずみテンソル、非弾性ひずみテンソルであり、 E , ν は縦弾性係数、ポアソン比である。また、 $\boldsymbol{I}$, $\boldsymbol{\sigma}'$ は 2 階の恒等テンソル、偏差応力テンソルであり、 $\dot{p}_D$ は損傷発生に対する非弾性ひずみのしきい値である。^{8), 10)} なお、材料の破断は、損傷変数 D が臨界値 D_c に達した時に起こると仮定する。^{8), 10)}

3・2 材料特性に対する照射の影響

非照射材料に対する非弾性構成式と損傷発展式を照射材料に対して適用するために、式中の材料定数を照射量 Φ の関数として表現する。以下では、照射による内部構造変化の機構を考慮して各材料特性に対する中性子照射の効果を検討する。

3・2・1 弾性定数 一般に、弾性変形は構造鈍感な現象であり、空格子点や転位のような欠陥の存在によっては極めてわずかな影響しか受けにくいことが知られてい

る.¹²⁾したがって, 弾性定数は照射の影響を受けないと考える。

3・2・2 初期降伏応力 すでに2章で述べたように, 照射硬化は照射欠陥が可動転位に対する障害物として作用することが原因となって起こり, その機構としては Source hardening と Friction hardening の二つが考えられている。⁴⁾前者は, 拡散によって点欠陥が転位の近くに引き寄せられた結果, 転位をピン止めすることによって起こる。一方, 後者は点欠陥あるいは点欠陥クラスターが可動転位と相互作用を及ぼす一種の分散強化機構である。本論文では, 照射硬化は主に後者の機構によって支配され则认为, その機構に対するモデル化を行う。

一般に, 分散強化による降伏応力の上昇量 $\Delta\sigma_y$ は障害物間の距離 l に反比例する。¹²⁾ また, 単位体積あたりの欠陥数 N と照射量 Φ の関係に対しては, 照射量の増加に伴う欠陥生成の飽和現象を考慮して

$$N = \alpha[1 - \exp(-\gamma\Phi)] \quad (6)$$

の関係式が提案されている。⁴⁾ ここで, α および γ は材料や照射条件に依存する定数である。Makin と Minter¹³⁾ は, 分散強化機構と式 (6) の関係を用いて, 照射による降伏応力の増加に対して

$$\Delta\sigma_y = \eta[1 - \exp(-\gamma\Phi)]^{1/2} \quad (7)$$

の関係式を提案した。ここで, η , γ は材料や照射条件に依存する定数である。本論文では, 初期降伏応力 k に対して式 (7) を適用し, 照射による k の増加を次のように表現する。¹⁴⁾

$$k_\Phi = k_0 \left\{ 1 + k_1 [1 - \exp(-k_2\Phi)]^{1/2} \right\} \quad (8)$$

ここで, k_0 , k_1 , k_2 は材料定数であり, k_0 は非照射時の k を表す。

3・2・3 ひずみ硬化 一般の結晶材料におけるひずみ硬化は, 転位の配置変化と転位密度の増加による転位運動の抵抗の増加と考えられる。¹²⁾ 照射材料では, これらの要因に加えて, 照射欠陥が転位運動の抵抗として作用するため, 式 (5d) の硬化速度 q が非照射材料よりも大きくなる。ここで, 転位密度の増加がすべり面内の照射欠陥数に比例すると仮定し, 照射効果の飽和現象を考慮すると, q に対して次のような材料関数を定式化することができる。¹⁴⁾

$$q_\Phi = q_0 \left\{ 1 + q_1 [1 - \exp(-q_2\Phi)]^{1/2} \right\} \quad (9)$$

ここで, q_0 , q_1 , q_2 は材料定数であり, q_0 は非照射時の q を表す。

一方, 式 (5d) の硬化量 Q については, 照射によるひずみ硬化量の減少を A533 鋼の実験結果^{21), 22)} において確認することができる。しかし, この現象は照射によって損傷発生に対するしきい値が減少するために起こると考えられる。したがって, Q に対しては照射の影響を考慮しないことにする。

3・2・4 ひずみ速度依存性 A533 鋼の実験結果では, 照射によってひずみ速度感度の低下する現象が認められる。²¹⁾ これは, 照射欠陥が変形の障害物として働いたため, ひずみ速度による熱活性化の効果が小さくなることに起因すると考えられる。ここで, 速度感度低下の原因をすべり面上の照射欠陥とすると, q と同様の手順で K を次のように表現できる¹⁴⁾。

$$K_\Phi = K_0 \left\{ 1 - K_1 [1 - \exp(-K_2\Phi)]^{1/2} \right\} \quad (10)$$

ここで, K_0 , K_1 , K_2 は材料定数であり, K_0 は非照射時の K を表す。

3・2・5 損傷発生に対するしきい値 次に, 損傷発生のしきい値に対する照射効果について検討する。Fig. 1 に示されるように, 照射材料では損傷発生に対する非弾性ひずみのしきい値 p_D が減少すると考えられる。

非照射時の A533 鋼における破断面では, 多くのディンプルが観察されており, その中の大きなディンプルの内部には Al_2O_3 や MnS などの比較的大きな非金属介在物が確認されている。また, Fe_3C などのサブミクロン程度の粒子のところで発生したと考えられる小さなディンプルが, 大きなディンプルの間に多数認められている。¹⁸⁾ このとき, 一般に Al_2O_3 や MnS などの非金属介在物は母材とのぬれ性が悪いために母材との結合力が弱く, 炭化物あるいは窒化物のような粒子は結合力が強い。¹⁶⁾ したがって, 延性領域では Al_2O_3 や MnS などの大きな介在物が母材とはく離することによって損傷が発生すると考えられる。このようなはく離は, 材料内部での局所的な応力集中が原因となって引き起こされる場合が多い。^{15), 16)} A533 鋼の場合, 材料内部の Al_2O_3 や MnS の介在物によって転位運動が阻止され, そこに転位が集積することによって局所的に応力が増加する機構が考えられる。

本論文では, このような集積転位の先端部に生ずる局所的な応力を求める際に, Koehler の計算結果¹⁷⁾ を用いた。この計算によると, せん断応力 τ が作用するすべり面上において n 個の刃状転位が集積した場合, 集積先端部に生ずるすべり面に平行な方向の引張応力 σ の大きさは

$$\sigma = n\tau \quad (11)$$

で与えられるとしている。

Fig. 1. Schematic stress-strain curves of unirradiated and irradiated materials.

Fig. 2. RVE of unirradiated and irradiated materials at damage initiation.

次に、損傷発生に対する照射の影響を考察するために、Fig. 2 に示すような損傷発生時における非照射材料および照射材料の代表体積要素 (RVE) を考える。同図は、一つのすべり面上における転位線の移動を示している。A533 鋼では、照射材料においても破断までに比較的大きなひずみが生じているため²²⁾、同図に示すように、転位線は介在物の周りに転位ループを残して通過すると考えられる。この場合、同一すべり面上において介在物の両側にそれぞれ正負の刃状転位が集積し、その作用によって境界面に局所的な引張応力が発生すると考えられる。ここで、照射欠陥は材料中に不規則に分布するために、母材と介在物の境界面に対する照射の影響は極めて小さく無視できると考えられる。したがって、照射材料におけるはく離は、集積転位により境界面に生ずる引張応力が非照射材料のはく離発生の臨界値 σ_c と同一の応力に達した瞬間に起こると考えることができる。このとき、はく離発生に対する条件は式(11)より

$$\sigma_c = n_0 \tau_0 = n_\Phi \tau_\Phi \quad (12)$$

と表現することができる。ここで、 n_0 、 τ_0 および n_Φ 、 τ_Φ はそれぞれ非照射材料および照射材料のはく離発生時における介在物周りの集積転位数と、そのときにすべり面上に作用するせん断応力を表している。

また、照射材料では照射欠陥による分散強化機構のため、転位の移動が妨げられる。つまり、Fig. 2 に示すように照射材料における転位運動に対する障害物間の平均距離 l_Φ は、照射欠陥の存在によって非照射材料における l_0 と比較して小さくなる。したがって、3・2・2 項において展開した理論を Fig. 2 の塑性流動応力 τ_0 と τ_Φ に対して適用することにより、

$$\tau_\Phi = \tau_0 \left[1 + B_1 \{ 1 - \exp(-B_2 \Phi) \}^{1/2} \right] \quad (13)$$

の関係を得る。ここで、 B_1 および B_2 は材料定数である。さらに、この式を式(12)に代入することにより、非照射材料と照射材料において、はく離が発生するまでに介在物に集積する転位数に対して次の関係式を得る。

$$n_0 = n_\Phi \left[1 + B_1 \{ 1 - \exp(-B_2 \Phi) \}^{1/2} \right] \quad (14)$$

式(14)の関係から、非照射材料と照射材料においてはく

離が発生するまでに RVE に生ずる非弾性ひずみの関係を求めると

$$p_{D\Phi} = p_{D0} \left[1 + B_1 \{ 1 - \exp(-B_2 \Phi) \}^{1/2} \right]^{-1} \quad (15)$$

が得られる。¹²⁾ この式は、非照射材料と照射材料におけるボイド発生に対する非弾性ひずみのしきい値にほかならない。ここで、 τ_0 、 τ_Φ および p_{D0} 、 $p_{D\Phi}$ の大きさの関係は Fig. 1 に示されるようになる。

以上では、照射材料における損傷発生のしきい値を、一つのすべり面上で生ずる非弾性ひずみの大きさに対して求めた。しかし、実際には介在物の周りの多数のすべり面上で転位が集積した結果、はく離が発生すると考えられる。¹⁹⁾ この場合、転位の運動は静水圧には影響されず、せん断応力によって支配されるため、以上の議論を最大せん断応力について展開すればよい。さらに、ここでは照射による影響を定性的に考えているため、はく離発生に対して最も大きな影響を及ぼすすべり面について上の理論を適用すればよい。ただし、厳密には式(12)の破壊規準は3次元応力状態における静水圧成分、あるいは最大主応力の影響を受ける。しかし、介在物への応力集中がなければ静水圧応力あるいは最大主応力はそれ自体で破壊を引き起こすことはない。したがって、照射材料における損傷発生のしきい値を示す式(15)は、一般的な3次元応力状態に対しても適用できると考えられる。

最後に、他の材料定数については照射の影響に関する十分なデータがなく、それらに対する照射の効果は明らかになっていない。したがって、これらの材料定数は照射によって影響を受けないと仮定する。

4 軽水炉圧力容器鋼への適用

前章で定式化した式(5)、(8)～(10)、(15)の構成式を軽水炉圧力容器用材料 A533 鋼に適用し、非照射材料と照射材料に対する単軸引張挙動のシミュレーションを行う。そして、計算結果を対応する実験結果と比較することによって本モデルの妥当性を検討する。ここで、試験温度は 260℃、照射温度は 266℃とする。なお、以下では、試験片の形状変化の効果を除くため、応力とひずみ

には真応力, 真ひずみを用いる. しかし, くびれ発生後の実験結果ではその形状は報告されていないので, 真応力と真ひずみには標点間の平均値を用いることにする.

4・1 材料定数の決定

はじめに, 非照射材料に対する構成式 (5) の材料定数を決定する. これらの材料定数は, ひずみ速度による各種の引張特性の変化を示した実験結果^{20), 21)}を表現できるように, 次のように決定した.

$$\begin{aligned} E &= 31.6 \text{ GPa} & k &= k_0 = 293 \text{ MPa} & m &= 30 \\ K &= K_0 = 145 \text{ Mpa} \cdot \text{s}^{1/n}, & Q &= 320 \text{ MPa} & q &= q_0 = 30 \\ S &= 2.0, & s &= 1.0, & \beta &= 0.5 \\ p_D &= p_{D0} = 6.0\% & D_{cr} &= 0.45 \end{aligned}$$

次に, 照射材料に対して定式化した材料関数, 式 (8) ~ (10), (15) の各材料定数を決定する. これらの材料定数は, 照射による各種の引張特性変化の実験結果^{21) ~ 23)}を表現できるように決定する.

ここで, これらの各材料定数のうち, 照射効果の飽和速度を表す定数は等しくなると考えられるため,

$$k_2 = K_2 = q_2 = B_2 \quad (16)$$

とする. また, 中性子照射によって減少する材料関数 K については, 照射量が増加すると最終的にひずみ速度依存性はなくなると仮定して,

$$K_1 = 1.0 \quad (17)$$

と定めた.

以上の仮定を用いて, 照射材料に関連する材料定数を次のように決定した.

$$\begin{aligned} k_1 &= 1.55, & K_1 &= 1.0, & q_1 &= 0.5, & B_1 &= 8.0 \\ k_2 &= K_2 = q_2 = B_2 = 9.0 \times 10^{-21} \text{ cm}^2/\text{n} \end{aligned}$$

4・2 計算結果および検討

Fig. 3 に, 式 (5), (8) ~ (10), (15) を用いて計算した非照射材料, 照射材料の真応力-真ひずみ曲線を示す. 同図は, 照射材料に特有の現象である降伏応力および引張強さの増加, ならびに破断ひずみの減少を定性的に表現している. これらの特性変化については, 後で実験結果^{21) ~ 23)}と比較して定量的検討を行う.

Fig. 4 は, Fig. 3 の真応力-真ひずみ曲線に対応する損傷変数の発展を示す. 同図は, 照射量の増加に伴う損傷発生の早期化および損傷発展の加速化の傾向を示す.

次に, Fig. 5 ~ 8 は降伏応力 (0.2% 耐力), 引張強さ, 破断ひずみおよびひずみ硬化量の照射による変化を示す. Fig. 5, 6 の降伏応力と引張強さ, および Fig. 8 のひずみ硬化量は実験結果^{21) ~ 23)}とよく一致しており, 低照射領域での急激な増加と照射量の増加に伴う照射効果の飽和現象をよく表現できている. 一方, Fig. 7 の破断ひずみは, 実験結果^{21), 22)}がばらついているために定量的な比較を行うことは困難であるが, 定性的には妥当な結果を示している.

最後に Fig. 9 は, 非照射材料と照射材料の降伏応力 (0.2% 耐力) のひずみ速度依存性を示す. 計算結果は全照射領域において, 照射量の増加に伴う降伏応力のひずみ速度依存性の減少を定性的に表現している. 特に, 照射量 $4.0 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ および非照射時の場合については,

実験データが少なく十分な比較は困難であるが, 実験結果²¹⁾をよく表現している. また, 照射量 $1.6 \times 10^{20} \text{ n/cm}^2$ ではひずみ速度依存性がほとんどなくなる傾向を示している.

Fig. 3. True stress - true strain curves of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

Fig. 4. Damage of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

Fig. 5. Predicted and experimental yield stress of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

Fig. 6. Predicted and experimental ultimate tensile strength of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

Fig. 7. Predicted and experimental total elongation of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

Fig. 8. Predicted and experimental strain hardening of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

Fig. 9. Predicted and experimental strain rate dependence of yield stress of unirradiated and irradiated A533B cl. 1 steel at 260°C.

5 結 言

本論文では、軽水炉压力容器材料の延性領域における照射ぜい化を評価するために、照射を受けた材料に対する統一型非弾性構成式および損傷発展式を連続体力学的観点から定式化した。

はじめに、熱力学構成式理論の枠組みの中で Saanouni らが提案した理論を適用し、非照射材料に対する非弾性構成式および損傷発展式を定式化した。つづいて、この構成式を材料定数を照射量の関数に置き換え、構成式を照射材料に対して適用した。この材料関数は、照射欠陥と転位運動の相互作用に対してマイクロメカニク的な考察を行い、その形を決定した。最後に、構成式を軽水炉压力容器用材料 A533 鋼に適用し、その単軸引張挙動に対するシミュレーションを行った。

本研究で得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) 本モデルは照射材料の真応力-真ひずみ曲線を定性的に表現できた。すなわち、照射材料の特徴である、降伏応力、引張強さの増加ならびに破断ひずみ、ひずみ硬化量の減少を統一的に表現できた。
- (2) 連続体損傷力学を適用することによって、照射材料における損傷発生早期化および損傷発展の加速化を明らかにすることができた。
- (3) 照射欠陥と転位の相互作用を考慮した材料関数を導入することによって、照射による降伏応力、そのひずみ速度依存性ならびに引張強さの変化を精度よく表現することができた。破断ひずみは、実験結果のばらつきが大きかったために定量的比較は困難であったが、定性的には妥当な結果が得られた。

参 考 文 献

- 1) 井形直弘編, “核融合炉材料” (1986) 培風館。
- 2) 日本金属学会編, “原子力材料” (1989) 日本金属学会。
- 3) 日本材料科学会編, “照射効果と材料” (1994) 裳華房。
- 4) E. A. Little, Int. Met. Rev., **21**, 25 (1976)。

- 5) W. J. Phythian and C. A. English, *J. Nucl. Mater.*, **205**, 101 (1993).
- 6) 日本原子力学会編, “原子炉圧力容器の照射ぜい化メカニズム究明研究の調査 (II) (日本原子力研究所 委託調査研究報告書)” (1994) 日本原子力学会.
- 7) J. Lemaitre and J. -L. Chaboche, “*Mechanics of Solid Materials*” (1990) Cambridge Univ. Press.
- 8) J. Lemaitre, “*A Course on Damage Mechanics*” (1992) Springer-Verlag.
- 9) 村上澄男, 応用数理, **5**, 329 (1995).
- 10) J. Lemaitre, *Trans. ASME, J. Engng. Mater. Tech.*, **107**, 83 (1985).
- 11) K. Saanouni, C. Forster and F. Ben-Hatira, *Int. J. Damage Mech.*, **3**, 140 (1994).
- 12) C. R. バレット, W. D. ニックス, A. S. テテルマン 共著, 岡村弘之, 井形直弘, 堂山昌男 共訳, “材料科学 2” (1980) 培風館.
- 13) M. J. Makin and F. J. Minter, *Acta Met.*, **8**, 691 (1960).
- 14) 村上澄男, 次橋一樹, 宮崎篤司, 神長茂里雄, 鈴木哲也, 材料, **46**, 124 (1997).
- 15) A. S. Tetelman and A. J. McEvily, Jr. 共著, 宮本 博 訳, “構造材料の強度と破壊 1” (1970) 培風館.
- 16) J. F. ノット著, 宮本 博訳, “破壊力学の基礎” (1977) 培風館.
- 17) J. S. Koehler, *Phys. Rev.*, **85**, 480 (1952).
- 18) D. A. Shockey, L. Seaman, K. C. Dao and D. R. Curran, *Trans. ASME, J. Press. Vessel Tech.*, **102**, 14 (1980).
- 19) D. Broek, *Engng. Fracture Mech.*, **5**, 55 (1973).
- 20) S. T. Mahmood, K. M. Al-Otaibi, Y. H. Jung and K. L. Murty, *J. Test. Eval.*, **18**, 332 (1990).
- 21) J. M. Steiche and J. A. Williams, *J. Nucl. Mater.*, **57**, 303 (1975).
- 22) C. W. Hunter, and J. A. Williams, *Nucl. Engng. Des.*, **17**, 131 (1971).
- 23) J. A. Williams and C. W. Hunte, *ASTM STP*, **529**, 5 (1973).