

中性子照射によって延性が著しく低下する場合の 延性破壊条件と構造健全性確保の概念

Ductility loss of materials by neutron irradiation and structural integrity of reactor core

日本原子力研究開発機構 實川資朗 Shiro Jitsukawa、鈴木一彦 Kazuhiko Suzuki、
大久保成彰 Nariaki Okubo、芝 清之 Kiyoyuki Shiba、高田文樹 Fumiki Takada
近江正男 Masao Ohmi、中川哲也 Tetsuya Nakagawa

Results of irradiation experiment on the degradation of ductility of 8-9Cr reduced activation ferritic/martensitic steels are introduced, including those of irradiated austenitic steels. Macroscopic models of post irradiation tensile and fatigue properties obtained from the results are shown. Concept of the models should be essential for future design criteria development.

Keywords: Ductility loss, Ferritic steel, Austenitic steel, Neutron irradiation, Structural integrity

1. はじめに

高経年化した軽水炉(PWR 等)では、燃料集合体や炉内支持構造物等の炉心部の機器が受ける中性子の照射量が増加し、この結果、例えば、引張試験の伸び値が小さくなる等の材料の強度特性変化が生じる。このような特性変化は、高速炉や核融合炉のような先進的な炉システムでは、炉心部の中性子線束が高いことから、さらに大きくなり得る。このため、例えば、核融合炉の真空容器内の機器については、破壊までの余裕の低下の可能性に対応するために、設計手法に関する大幅な工夫を要するとの懸念がしばしば指摘されてきた。このような照射損傷による材料特性変化に関わる問題の重要性は、高経年化した軽水炉の維持等を含め、今後、益々高まると考えられる。

このような「高照射を受けて材料特性が大きく変化した機器」に、大きな負荷が加わる場合における「破壊までの余裕等の定量化」、及びより小さい変形が加わる「疲労破壊へ照射効果評価」場合のための技術基盤形成に資するため、照射した高クロム鋼引張試験片の変形挙動等を解析し、実験的に照射後の構成式を求め、加えて構成式における照射効果の取り扱い方法を検討し、この結果及びオーステナイト鋼について知見に基づき、単一の荷重負荷、繰り返し荷重下での破損条件等について、さらにこのように材料特性が変化した構造物における健全性確保の考え方等について指摘する。

連絡先: 實川資朗、〒319-1195 茨城県東海村白方白根2-4、日本原子力研究開発機構、電話: 029-282-5391、
e-mail: jitsukawa.shiro@jaea.go.jp

2. 照射による引張特性の変化

2.1 照射後の荷重変位曲線

ここでは、主に高クロム鋼(焼き戻しマルテンサイト鋼)の例として、原子力機構と JFE が共同で開発した核融合炉用の低放射化フェライト鋼である F82H を取り上げる。この鋼は、概略、0.0C-8Cr-0.2V-0.05Ta-2W(残留鉄)の化学組成をもつ焼き入れ焼き戻し鋼(1100°Cから焼き入れ、750°Cで2時間の焼き戻し)である[1]。また、照射は ORNL の HFIR にて 300°Cで(照射量は、弾き出し損傷量にして 5-20dpa; dpa は、displacement per atom の略号)、また JMTR にて 250°Cで(3-4dpa)、照射後試験の多くは室温で行った。

図1に照射後の引張試験で得られた荷重-変位曲線を、照射前の結果とともに示す。この場合の照射温度が 300°Cであるが、照射によって硬化すると共に、伸びが低下することがわかる。特に、降伏(塑性変形開始)直後に荷重が低下することから、このような荷重-変位曲線を示す材料は構造材料としての利用に懸念が示されていた。例えば、図2の有限要素方解析に示すように、加工軟化すると考えられた結果、擬脆性的に破壊を生じるとの懸念が示された[2]。

2.2 真応力-真歪み曲線の評価法

降伏後の荷重低下に伴って、引張試験片の試験部にくびれ(拡散くびれ)が生じた。このような挙動を示す材料の延性や破壊までの余裕を把握するために、くびれ部の変形(くびれ部の最小断面)を測定し、真応力-真歪み関係を得、これから構成式を評価してみた。真応力-真歪み関係を得るために行ったくびれ部の測定方法を

示す。図3に示すように、試験中に複数の方向からデジタルカメラで試験片の画像を記録し、試験後、くびれ部の寸法と荷重-変位曲線から真応力-真歪み関係を得た。結果の例を、図4に示す。この図での真応力-真歪み関係における真応力は、単純に荷重を最小断面の面積で割って定めたもので、特に、くびれの形状による応力集中等の補正を行っていない。但し、後述の冷間加工材の試験結果から、このような補正の影響は少なかった。

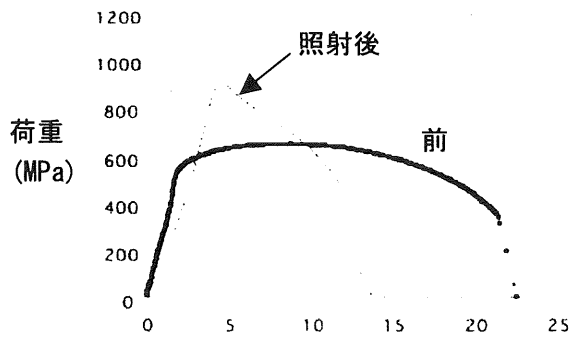


図1 照射前後のF82Hの荷重-変位曲線

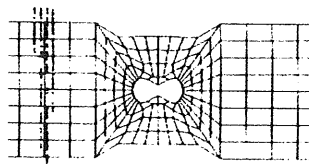


図2 弾完全塑性体を仮定した場合の変形

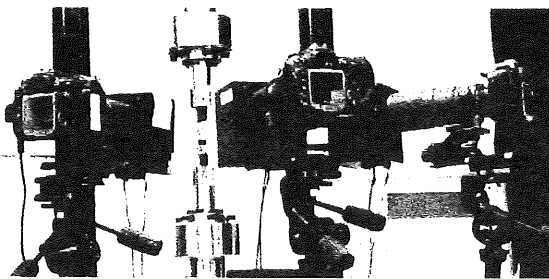


図3 くびれ部の変形記録用カメラ

2.3 真応力-真歪み関係への照射効果

図4に示す真応力-真歪み曲線は、明らかに照射量が高くなると降伏応力が増加し、伸びが減少した。また、互いに類似の曲線部分を持つように見える。実際、図5のように横軸(真歪み)に沿って平行移動すると重ね

ることができ、かつ破断点も互いに近い。即ち、少なくとも弾き出し損傷量にして20dpa程度までは、真応力-真歪み曲線は、次の(1)式でよく近似できるようである[3,4]。ここで、 σ_p は塑性流動応力、Aは強度係数(一定)、 ϵ_0 は硬化(降伏応力に対応する等価歪み)、 ϵ_p は塑性歪み、nは加工硬化指数で、0.2-0.5程度。

$$\sigma_p = A(\epsilon_0 + \epsilon_p)^n \quad (1)$$

式(1)では、照射による硬化による硬化分に対応するよう ϵ_0 を定めることができ(このとき $\epsilon_p \rightarrow 0$)、この結果、照射量によらず(真)応力-(真)歪み関係は同一の曲線を示すことになる(延性破断条件含む)。照射温度が400°Cよりも低い範囲では、照射による硬化量と転位密度の関係は多くの場合一定の関係に従うことが知られている。これは、大略「照射によって導入された転位量に対応する分だけ照射硬化が生じる」ことを示唆しているが、電子顕微鏡による多くの微細組織観察の結果は、これに従っている[5]。さらに、もっと簡単には、照射硬化は加工硬化と同様に、この場合には、転位密度に支配され、また、残留延性にも同様の関係が当てはまることになる。これは、少なくとも単一の負荷下での挙動に関しては、照射硬化した材料の弾塑性挙動の多くが冷間加工材で模擬できることを示唆している。

さらに、残留延性の大きさ(破断までの真歪み)は、20dpa照射材でも非照射材の半分程度を確保しており、照射後の延性は20dpaでも低くはないことがわかる。

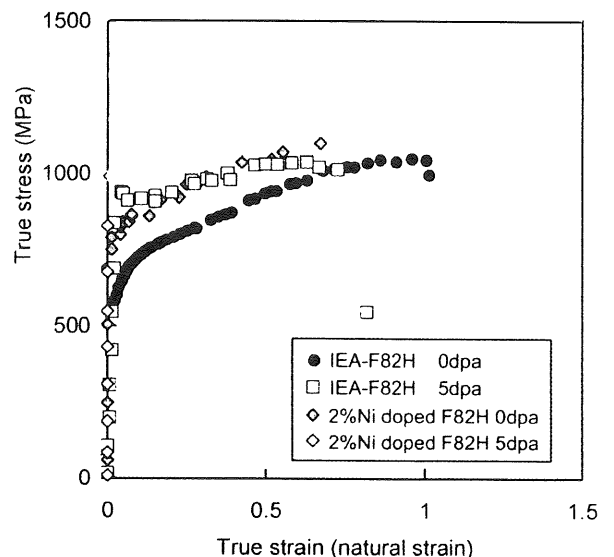


図4 20dpaまで照射したF82Hの真応力-真歪み曲線

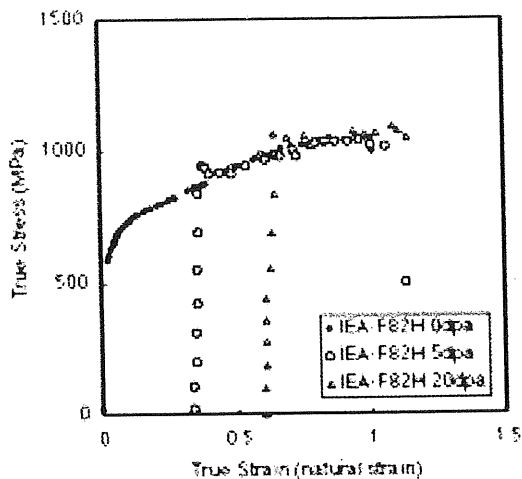


図5 歪み軸に沿って移動させた真応力-真歪み曲線

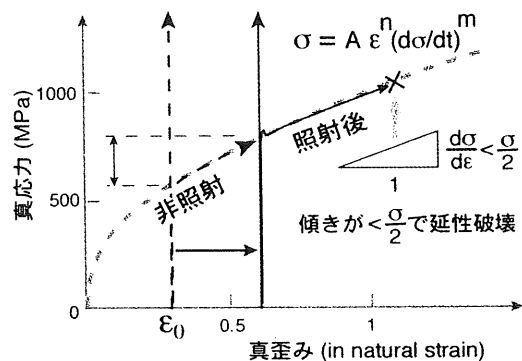


図6 真応力-真歪み曲線と破壊条件の概念図

2.4 オーステナイト鋼の照射後構成式と破壊条件

オーステナイト鋼(例えば、316鋼や類似鋼)の場合にも、式(1)が概ね成立するようである。さらに、式(1)を模式的に図6に示すが、オーステナイト鋼の場合には、照射の有無にかかわらず、 $\epsilon_0 + \epsilon_p$ が $2n-1$ のときに延性破壊を発生するようであり、比較的高い正確さで、照射材の延性破壊条件(或は、残留延性)を推定することができる。さらに、延性破壊の応力状態依存性についても図7のように推定できるようである。即ち、引張荷重下での帯板や薄肉の管材については余裕が少ないが、棒の引張、板材の2軸引張り、曲げ等の変形モードでは、余裕が大きいと言うものである[6,7]。ところで、オーステナイトの破断延性は、帯板等の引張荷重下では $\epsilon_0 + \epsilon_p$ が $2n-1$ の時に生じるように見えるが、高クロム鋼等の体心立方型の鉄合金の場合には、もっ

と高い指数(残留延性)まで、延性破壊を生じないようである。この点については、主に非照射の試験片等を用いた検討による確認が必要である。

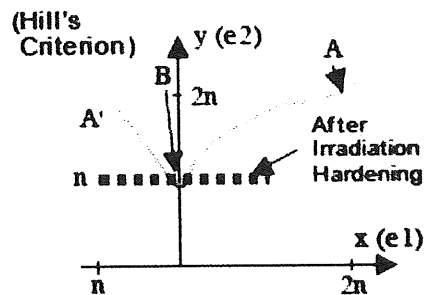


図7 延性破壊条件の応力状態依存性

3. 照射による疲労特性の変化

3.1 塑性歪み振幅-破断繰返し数関係

図8にF82Hの疲労寿命への照射効果(JMTRで250°C、約4dpa)を示す。このように、照射の影響は、歪み振幅が小さい時を除いて明瞭でない。なお、図では縦軸を塑性歪み振幅としているが、これを用いる方が照射の効果は明瞭になる。

ところで、歪み振幅が小さい時に違いが見られるが、この場合に疲労破面に変化が生じていた。チャンネル破壊の破面が見られたことから、疲労機構が非照射の場合と共通の機構から、照射した場合に特徴的なこの機構に変化したものと考えられる[8]。

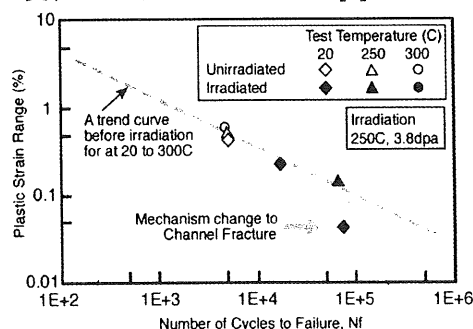


図8 照射前後の疲労寿命

3.2 照射材の繰返し軟化

疲労寿命への照射の効果は著しいものではない。しかし、図9に示すように、繰返し負荷中の疲労試験片は、大きな疲労軟化を示した。軟化、即ち、塑性変形が発生する応力の低下は繰返し変形に従って生じるものであるため、使用条件下では、何らかのきっかけで疲労損傷が集中して生じることになる。この課題についても、冷間加工材はシミュレーション材料として限定的ではあるが(チャンネル破壊が再現できない)、

利用できると推定できる。

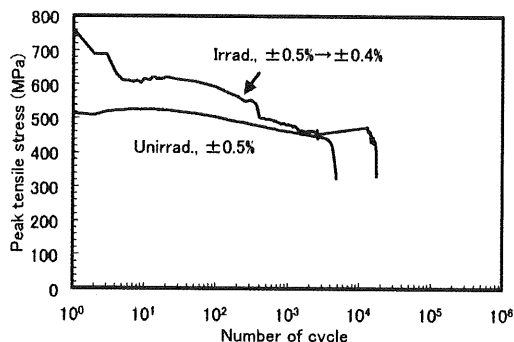


図9 照射した疲労試験片の繰り替えし軟化挙動

4. 照射による特性変化と健全性確保

4.1 破損モードと限界特性 照射量依存性

これまで見て来たように、照射硬化して伸びが低下(見掛上の加工軟化を示す)した材料であっても、破壊の発生までにある程度の余裕が明瞭にあることがわかる。特に、曲げ変形等の場合に、例えば、機器の機能を喪失させるような大きな変形は、破壊を伴わずに生じ得ると考えられる。従って、「破損モード」を、「破壊モード」と「機能喪失(過大な変形、座屈等による不安定な変形、亀裂等の欠陥の発生)」に分ける場合、塑性変形の発生を考慮した(「機能喪失を引き起こす塑性変形の発生」を許容した)取り扱いにすることが合理的と考えられる。なお、引張荷重による破壊については、照射硬化の結果、降伏開始と同時にくびれを生じるような場合でも、真応力-真歪み関係では依然として加工硬化を示すことを考慮しつつ挙動に対処できるよう、図10に示すように、「制御可能な特性」に注目して限界特性(強さ)を定めることが対処法と考えられる。このような取り扱い法により、参考文献[2]で代表されるような過度に厳しい考え方に比べ、広い利用可能範囲を明確に示すことができると考えられる。

ところで、照射による硬化は、照射量に対して飽和傾向を示す。概ね、10dpa以上での変化は少なくなる。従って、上記の扱い方は、さらに高い照射量の領域まで成立し得る。

4.2 冷間加工材を用いたシミュレーション

単一負荷下での損傷に関しては、冷間加工で硬化した場合と照射で硬化した場合には似ている。このため、前項で指摘したように、かなり高い照射損傷量の領域にまで、シミュレーション材料として冷間加工材等を用いることができると考えられる。もちろん、変形や

破壊の機構等についてさらなる検討を要すると考えられるが、構成式と計算による評価に加えて、より実証的な評価を要する場合に、有力な手段として冷間加工材等の利用が考えられよう。例えば、炉内機器の補修において溶接やボルト締め等を用いた場合の挙動や妥当性評価、同じく、地震動等が炉心部に与える力学的な影響を検討する場合に有力な手段となり得よう。

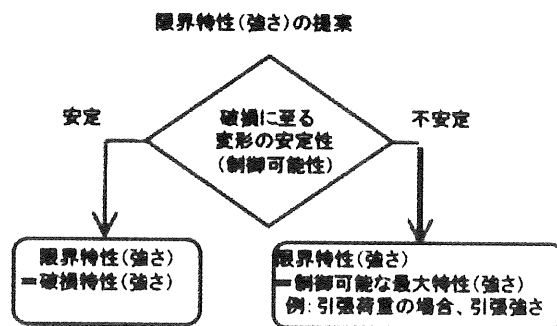


図10 限界強さについての案

4.3 手法の適用限界について

4.1及び4.2で指摘したように、照射硬化は照射量に対して飽和傾向を示すので、例えば、今後重要な課題となると考えられる高経年化した軽水炉の炉内機器の挙動予測に利用できると考えられる。しかし、最近、核破碎中性子源における材料損傷の研究で、材料中に核変換で生成されるヘリウム原子の濃度が極めて高くなる場合には、これによる硬化や延性の低下が加わるなどの結果が示されるようになって来た[9]。影響が生じ始めるヘリウム量は、高クロム鋼については、1000appm以上、オーステナイト鋼については、10000appm以上と考えられる。従って、核融合炉であっても問題が生じる領域までは、ある程度の余裕があるだろうが、材質(例えば、溶接部)によっては感受性が高くなる場合が考えられるため一定の考慮が必要であろう。

参考文献

- [1]S.Jitsukawa, et al.,J Nucl. Mater..307-311(2002)176-186
- [2]G.E.Lucas, MRS vol.439, 1996, pp.485
- [3]T.Taguchi, et al.,J Nucl. Mater..335(2004)457-461
- [4]鈴木一彦他、機講論 M&M 2007, No. 344
- [5]M.Ando, et al., J Nucl. Mater..307-311(2002)260-265
- [6]S.Jitsukawa,et al.,J Nucl. Mater..271&272(1999)167-172
- [7]鈴木一彦他、機講論 M&M 2007, No. 345
- [8]S.Jitsukawa, et al., J Nucl. Mater..329-333(2004)33-46
- [9]例えば、J.Henry, et al., J Nucl. Mater..377(2008)80-93