2　原発の材料劣化

井　野　博　満

§2.1　原発にはどういう材料が使われているか

主な材料は炭素鋼・低合金鋼とステンレス鋼・ニッケル合金

原発にはさまざまな金属材料が使われていますが、主なものは炭素鋼や低合金鋼という強度材料とステンレス鋼やニッケル合金という耐食性材料です。

炭素鋼(たんそこう)は、俗に鉄(てつ)とか鋼(はがね)とか言っているもので、鉄(Fe)に1パーセント以下の炭素(C)を入れた合金です。用途によって、炭素の量や熱処理を変えます。また、材料の強さや耐食性、耐熱性を改善するために、微量(1%前後)のクロム(Cr)・マンガン(Mn)・ニッケル(Ni)・モリブデン(Mo)など用途に応じて添加したものを低合金鋼といいます。鋼種はJIS(日本工業規格)やASME(アメリカ機械学会)規格、AISI(アメリカ鉄鋼協会)規格で定められたものを用いています。例えば、原子炉圧力容器鋼には低合金鋼のASME規格SA 533B(0.2% Cを含む鋼に1.35% Mn, 0.66% Ni, 0.5% Moを添加した鋼板材、JIS SQV 2 A鋼に対応)などが使われています。これらは鉄と同じ体心立方晶のフェライト相を基礎とした材料です。

ステンレス鋼は、鉄にクロムやニッケルを多量に添加した高合金鋼です。ステンレス(Stainless)というのは「さびのない」という意味で、耐食性(さびにくさ)を高めた鋼です。もちろん、全くさびないということはなく、クロムやニッケルを添加してさびにくくしているということです。鉄は鉄の酸化物であるマグネタイト(Fe_3O_4)やヘマタイト(Fe_2O_3)という鉱物を製錬により還元して作ったものですから、さびやすく、酸素と結合して、さび、つまり元の酸化物に戻ろうとします。金属は(金は別として)多かれ少なかれ酸化物に戻ろうとします。それを無理やり押しとどめて使っているのです。

原発の圧力容器の内張り(クラッド)材や配管・シュラウドなどに使われているのは、オーステナイト系ステンレス鋼と呼ばれているものです。代表的な鋼種はJIS規格のSUS 304(AISI規格のTP 304をもとにしたもの)で、これは、クロムを18%、ニッケルを8%添加したステンレス鋼で、18-8ステンレスとも言います。家庭用の流し台・鍋やスプーン・フォークなどにも使われている汎用品です。クロムは、さびを防ぐ上で欠かせない元素で、ステンレス鋼の表面に安定で緻密なクロム酸化物の皮膜を作り、材料を保護します。また、ニッケルも酸化を防ぎ、材料を割れにくくする(面心立方晶のオーステナイト相を安定化し、もろいFe-Crシグマ相の析出を防ぐ)などの働きがあります。

耐食性を高めた合金としては、ニッケル合金もあります。インコネル(商品名)がその代表です。Inconel 600の組成はニッケル72%以上、クロム16%、鉄8%で、原発でもよく使われています。

甲第(35)号証

Inconel 690 はクロム含有量を 30%程度に高め(その分ニッケルは少ない)、耐食性をあげた合金です。これらはニッケルを多量に含むのでステンレス鋼より高価です。

どこに何が使われているか

原子炉の本体である圧力容器は、低合金鋼でできています。さびやすい低合金鋼をむき出しで使うわけにはいかないので、圧力容器の内側にステンレス鋼を内張り(クラッド)します。そのとき、低合金鋼とステンレス鋼という異種材料を溶接でくっつけますが、その結果起こる重大な問題がUCC(Under-Clad Cracking)と言われるものです。これについては、3章で詳しく論じられます。

図2.1はBWR(沸騰水型原子炉)の炉内構造物と機器の使用材料を示したものです[1]。ほとんどが低炭素ステンレス鋼です。インコネルも制御棒のハウジングタブなどに使われています。低炭素ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼中の炭素含有量を減らしたものです。1970年代に頻発した応力腐食割れ(後述)対策として開発された改良型のステンレス鋼です。しかし、この低炭素ステンレス鋼でもひび割れが防げず、東電など電力会社のひび割れ隠しとなりました。ひび割れが問題になったのは主に図2.1に示す炉心シュラウドと再循環系配管です。

図2.2は原発の主な機器・配管において、どのように炭素鋼(低合金鋼を含む)とステンレス鋼が使われているかを示したものです[2]。BWRとPWR(加圧水型原子炉)とでは違いがあることが分ります。BWRでは圧力容器に直結する主配管である再循環系配管にはステンレス鋼が使われ、ECCS系(緊急炉心冷却系)などの付加的配管では炭素鋼が使われています。PWRでは一次冷却水系に多くステンレス鋼が使われ、二次冷却水系では炭素鋼や低合金鋼が主です。炉心冷却に直結する一次冷却水系の方が事故のときの危険性が高いので、耐食性の高い、高価なステンレス鋼を使っているようです。美浜3号炉での破断事故の原因は、二次冷却水系で起こったエロージョン・コロージョンでした。もし、二次冷却水系にもステンレス鋼を使っていればこの事故は起こらなかったでしょう。

PWR(加圧水型原子炉)において、一次冷却水系の熱を二次冷却水系に移す熱交換器である蒸気発生器伝熱管にはニッケル合金のインコネルが使われています。熱交換を効率よく行うため、伝熱管は肉厚の薄い細管となっており、苛酷な条件で使用するため高価な材料が用いられています。この蒸気発生器で伝熱管のギロチン破断事故が美浜1号炉で起こりました(1991年)。これは次節で述べるように細管の共振による疲労破壊がその原因でした。

§2.2 材料はどう劣化するか

材料の劣化原因

高圧ガス関連の事故原因は設備関連が人為ミスを超え、その過半は材料に起因するもので、主に材料の劣化によるというデータがあります[3]。事故統計のそろっていない他の分野でもほぼ同じであろうと推測されます。装置を設計する際には、その構造部材がどういう環境で使われるのか、使用温度や力のかかり具合、ガス雰囲気などを調べ、その条件に適した材料をコストも勘案して選び、必要な強度を計算して厚さなどのサイズを決めます。もちろん不確定要因がありますから安全率を

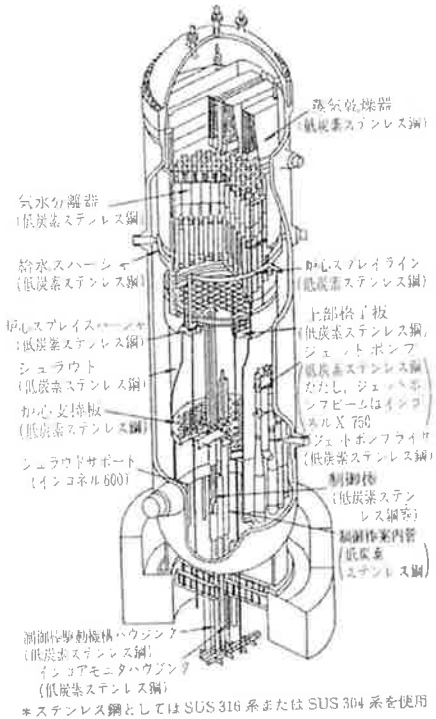


図2.1 BWRの炉内構造物と機器の使用材料[1]

かけて設計します。

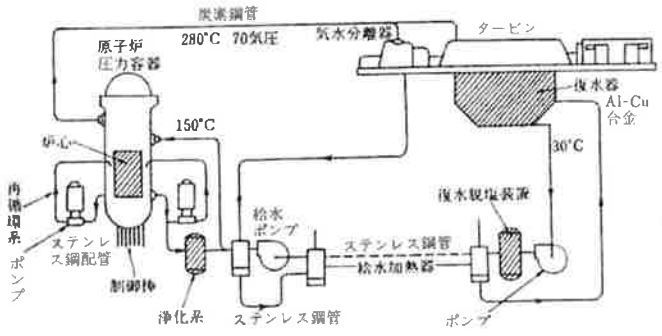
さて、材料の劣化原因は、一般に使用中に材料が受ける熱や力、化学変化(酸化など)などです。材料の劣化原因を形態で分けると、疲労と腐食が主なものです。摩擦やクリープ(高温で材料が変形してしまう現象)などもあります。ただし、原発の運転温度は300℃前後なので、クリープによる劣化はあまりありません。

原発に特有な劣化原因として、中性子照射による材料劣化があります。

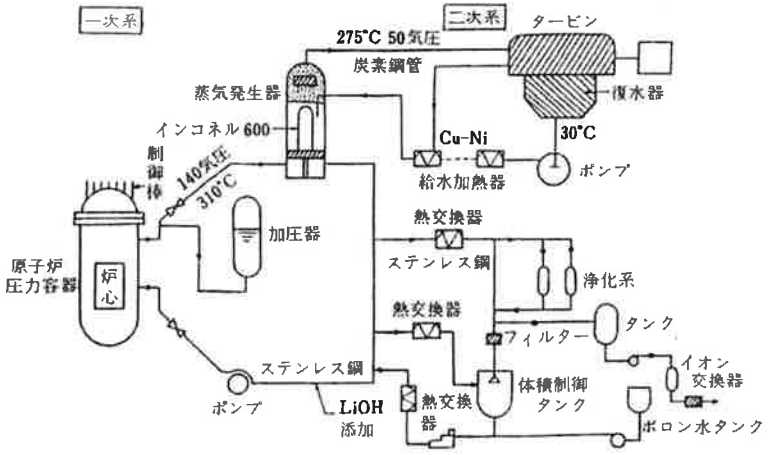
金属疲労

金属材料に力がかかると、ある一定の力までは弾性的に変形し、力を除くと元に戻ります。その弾性限界を超える力を加えると金属は塑性変形を始め、やがて破断に至ります。塑性変形を起こす限界の力を降伏応力、破断前の最大の力を引張強さといいます。

疲労というのは、材料に繰り返し力がかかると、降伏応力以下の小さい力であっても材料内部に



(1) BWR 系統図



(2) PWR 系統図

図 2.2 原発主要機器・配管での炭素鋼(合金鋼を含む)とステンレス鋼の使用箇所[2]

亀裂が生じそれが拡がって破断に至ります。それが疲労破壊です。金属疲労とも言います。大きい力であれば少ない繰り返しで、小さい力であれば100万回というような多数回の繰り返しで破断に至ります。何回かけても破断しない力の限界を疲労限または疲れ強さといいます。

繰り返し加わる力の原因には、機械的振動によるものと温度変化によって生じる材料の伸び縮みによるものとがあります。後者は熱疲労と呼ばれています。1996年の敦賀2号炉で起こった配管亀裂による一次冷却水漏れ事故は、化学体積制御装置内を流れる水の温度変化によって生じた熱疲労が原因であると考えられています。

機械的振動による大きな事故としては、1991年に起こった美浜原発2号炉の蒸気発生器細管ギロチン破断事故と1995年の高速増殖炉もんじゅの温度計さや管破損事故があります。

美浜原発の事故は、U字形細管の揺れ止めのためのストッパーがきちんと装着されなかったという施工ミスに加えて、細管の一部に腐食によるへこみ(デンティング)が生じて細管の固有振動数が変化し、共振を起こして単時間のうちに破断したと考えられます。

もんじゅのナトリウム火災事故は、冷却材である液体ナトリウムの温度を測定するため挿入されていた熱電対のさや管がやはり共振を起こして破損し、温度計のさやを通ってナトリウムが漏れ出て火災事故に至ったものです。この場合は、ナトリウムの流れに直角に挿入されたさや管が渦を作り出し、その渦がさや管を離れる周期とさや管の固有振動数が一致して共振を起こして折れてしまいました。よく知られているカルマン渦のほかに双子渦という倍周期のモードがあるにもかかわらず設計の際に無知であったこと、さや管を段つきの構造にし、しかも付け根に丸み(アール)のないことなどの初歩的ミスが重なった結果です[4]。

腐食

腐食とは金属がさびることです。水のある環境や酸素や塩素などの腐食性ガスの中に金属を置くと、金属は酸化され、さびになってはがれ落ちてゆきます。腐食には全面腐食(均一腐食)と局部腐食とがあります。全面腐食は大気や水と接した金属の表面が全体として腐食されてゆく場合で、普通の鉄さびはこれに該当します。腐食が進むと材料は減肉されてゆきます。全面腐食は減肉の速さを測って寿命を予測することが可能で、対策は比較的容易です。一方、局部腐食は、金属材料の弱いところ、例えば結晶粒界が優先的に腐食され、粒界に沿って腐食が内部に進む場合です。この場合は粒界の強度が下がり、割れが発生します。ステンレス鋼などのように、さびを抑えた材料でむしろこのような現象が起こりやすく、割れを見逃すと危険です。割れの検出に十分気をつけなければなりません。

ステンレス鋼の応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking、略してSCC)もその1つです。多くの場合、粒界腐食が起こり、割れが進展します。応力腐食割れは、(1)材料が腐食されやすい状態になる(材料因子)、(2)その部分に引張応力がかかる(応力因子)、(3)酸素イオンなどの腐食因子が存在する(環境因子)の3つが重なると起こるといわれています。しかし、応力が全くかからない状態や酸素イオンが全く存在しない状況にコントロールすることは難しく、多かれ少なかれ(2)と(3)の因子は存在するので、(1)の材料因子が決定的な重要さを持ちます。よくこの3つの因子を3つの円で表し、その3つが重なった領域で応力腐食割れが起こるという図がありますが、その円の境界というのは実ははっきりしたものではありません。それぞれの因子には「程度」(レベル)というものがあります。よって、境界はグレイ・ゾーンです。ですから、1つの因子をはずせば応力腐食割れは起こらないのだというように解釈することは間違いです。3つの因子をそれぞれ弱める努力が現場的には必要となります。そのことを忘れて、低炭素ステンレス鋼という良い材料ができたことに安心して、(2)と(3)を減らすことを怠った結果が、次節で述べるシュラウドと再循環系配管のひび割れの頻発であったと言えるでしょう。

去年、美浜3号で起こった二次冷却系炭素鋼配管の破裂事故は、エロージョン・コロージョンと言われる現象によって起こりました。これは、機械的はぎとり(浸食)と化学的劣化(腐食)とが重なって、材料が減肉してゆき、肉厚が薄くなってついに内圧によるフープ応力(管を膨らませようとする力)に耐えられなくなり、破裂したものです。

炭素鋼や低合金鋼では、腐食は管の内部に全面的に起こりますが、流れに乱れがあると、流体あるいは流れの中の粒子が内壁に衝突して、管のさびが削られます。管の折れ曲がったところ(L字部とかエルボ部とかいいます)や内径が狭くなったオリフィスの後ろの部分では乱流が生じ、エロージョン・コロージョンが起こりやすい場所です。このような場所については、超音波検査によって減肉の様子を監視してゆくことになっています。ひび割れに比べると減肉の検出は比較的容易であるにもかかわらず、美浜3号で検査漏れがあったり、各原発での配管管理があまりにもずさんであったことが明らかになりました。これについては1章に述べたとおりです。

放射線損傷

炉心での核分裂によって発生した中性子が構造物に当たることにより材料の損傷が起こります。圧力容器鋼の中性子照射脆化とシュラウドなどのステンレス鋼の照射誘起応力腐食割れ(Irradiation Associated Stress Corrosion Cracking、略してIASCC)がそれです。後者は中性子照射によって材料が劣化し応力腐食割れが起こるものです。これについては次節でふれます。前者の圧力容器の中性子照射脆化は原子炉の寿命を直接支配するものできわめて重要です。これについては§2.4で詳しく説明します。

金属材料に中性子が当たると、結晶格子を組んでいる金属原子を弾き跳ばし、原子の穴である空孔を作ります。また弾き飛ばされた原子は格子の隙間に無理やり入った格子間原子となります。これをフレンケル対といいます。こういうフレンケル対を何個も作ったり、ぐちゃぐちゃに乱れた領域(カスケード)を作った後、中性子はエネルギーを失って止まります。こうやってできた空孔や格子間原子などの1次欠陥がさらに動き回って集まり、空孔クラスターや格子間原子クラスターを作ります。クラスター(cluster)というのはぶどうの房のように原子が集まった状態を表す言葉です。さらには合金元素の析出物(銅原子クラスターなど)の形成を加速します。

このように中性子照射を受けた材料は、硬くなるとともに、元素の偏析が起こります。こうしてできた2次欠陥が材料の変形能を下げ、材料をもろくします。それは鋼の照射脆化の場合もステンレス鋼のIASCCの場合も同じです。ただ現れ方が違ってきます。炭素鋼や低合金鋼では§2.4に述べるように延性脆性遷移温度というものがあるので、単位面積(1 m^2)当たり10^{21}～10^{22}個程度の中性子照射で脆化が始まります。一方、ステンレス鋼のIASCCの場合は10^{25}個程度までその影響が現れませんが、シュラウドの位置は圧力容器よりずっと炉心に近いので中性子をたくさんあびる結果やはり照射損傷が問題になります。

§2.3　再循環系配管とシュラウドのひび割れは大丈夫か

ひび割れ隠しに至る経緯

2002年8月に発覚した「東電のトラブル隠し」は、社長の辞任に至る大不祥事となり、翌年4月には、東電の全原発が止まるというインパクトの大きい事件になりました。その後、原子力安全・保安院の安全審査を経て運転は再開されましたが、ひび割れ問題は本当に解決されているのでしょうか。再循環系配管やシュラウドは安全なのでしょうか。

ひび割れの原因となった応力腐食割れに、1970年代、原発は悩まされ続けましたが、新しい材料の開発によって1980年代には解決されたように見えました。それが再び1990年代半ば以降、その新しい材料でもひび割れが頻発し始めたのです。それを東電はじめ日本の電力会社は隠し続けていたのです。

先に書いたように、応力腐食割れ(SCC)は、材料・応力・環境の三因子によって起こるとされています。腐食に強い材料として用いられていたのは汎用のオーステナイト系ステンレス鋼SUS 304でしたが、この合金は炭素を0.08%程度含んでいて、熱が加わると炭素原子が動いてクロム原子と結合し、クロム炭化物を作ります。すると、ステンレス鋼中に固溶していたクロムが欠乏し、耐食性を失ってしまいます。特に結晶粒界のそばでこの現象が顕著に起こります。これをステンレス鋼の鋭敏化といいます。材料が鋭敏であるというのは、割れやすくなっているということです。

ステンレスを溶接すると、その近傍が熱を受けます。この領域を熱影響部(Heat Affected Zone、略してHAZ)といいます。ステンレス鋼の熱影響部では、800℃～600℃の温度を通過するとき、このクロム炭化物の粒界析出鋭敏化が起こります。また、溶接後の不均一な収縮によって内部に引張応力が残留します。このように応力が残り危ない状態になった材料を、原子炉水中の酸素イオンがアタックすると、材料は結晶粒界から割れてゆきます。これが高圧高温水(原子炉水)中の応力腐食割れのメカニズムです。炉水中の酸素イオンをなくすことは困難です。なぜなら、原子炉の冷却水は、炉心で中性子照射を受け、$2H_2O \rightarrow 2H_2 + O_2$の反応によって水の一部が分解し、いつも水中に酸素が溶け込んでいるからです。

このような応力腐食割れのメカニズムは、1970年代材料研究者によって明らかにされ、その対策として、炭素含有量の少ないステンレス鋼が開発されました。SUS 304LあるいはSUS 316L、SUS 316 NGと呼ばれる材料です。これは、炭素含有量をL材では0.03%以下、NG(Nuclear Grade)材では0.02%以下に抑えたものです。なお、316材というのは、304材のクロム、ニッケルに加えて、モリブデンを2%程度添加した材料です。また、これら低炭素ステンレス鋼では強さの低下を補うために炭素の代わりに窒素を添加しています。

さて、このような新材料の開発で、確かに材料の鋭敏化は起こりにくくなり、応力腐食割れ対策は万全と思われたのですが、1990年代中頃から新しいタイプの応力腐食割れ事例がGE(ジェネラル・エレクトリック社)の研究者などによって報告され始めました。低炭素ステンレス鋼でも加工によってひずみを受けると、応力腐食割れが頻発するという指摘でした。このような事実を日本の応力腐食割れの専門家、特に電力や原発メーカーの材料研究者がいつ頃認識したのか、追跡してみる必要があります。これらの事実は国際誌や国際会議で報告されているのですから、全く知らなかったとは思えません。

一方、日本の原発でもこの頃から同様のひび割れは起こり始めていたと思われます。検査を担当

したGEの子会社のエンジニアの内部告発で明るみになるまでその事実を電力会社が隠していたのは、安全性を軽視し、法や技術倫理にもとる行為といわざるを得ません。東電の社長が辞任し、東電の全原発が止まったのも当然のことと言えます。

このひび割れ隠しをどの程度の範囲の人たちが知っていたのか、これも調査の必要があります。会社の幹部がどこまで知っていて隠蔽に関わったかという問題と同時に、運転に直接責任を持つエンジニアたちが、どの程度関わりを持っていたのか大いに気になるところです。告発したのはひび割れを点検していたGEの子会社のアメリカ人エンジニアです。原発サイトの東電のエンジニアだけでなく、保安管理担当の関連企業のエンジニアたちも事実を知っていたのは明らかでしょう。また、当然ながら設備を納入した電気メーカーのエンジニアも相談を受け、ひび割れの評価や対策の助言をしていたと思われます。これら多数の日本人エンジニアたちが、企業のしがらみにとらわれ安全性を軽視し、進んでかいやいやながらかはともかく、ひび割れ隠しに協力したことには、寒々とした戦慄を覚えます。

電力会社はひび割れの事実を学界にも公表しませんでした。親密な関係にあるはずの日本原子力学会の学者先生たちにも少なくとも公には知らせなかったようです。それのみならず、同じ東電の中でも現場から研究所の研究者への情報は遮断されていたようです。

新しいひび割れの原因は？

炭素含有量を減らして鋭敏化が起こりにくい材料を作ったのに、なぜひび割れは止まらなかったのでしょうか。1990年代半ばから出始めたGEの研究者らの報告によると、L材(低炭素ステンレス鋼)のひび割れはグラインダーなどによって表面に加えられた加工層を起点として起こっています。加工が加わるとその部分が変形し、硬化します。そういう領域はひび割れが発生しやすいと言えます。新しい材料は、実験室の中で性能試験が行われ、現場の使用状況で表面加工を受けるなどということは考えていなかったようです。こういう簡単なことになぜ応力腐食割れの研究者は考え及ばなかったのか不思議な気がします。

それはさておき、表2.3に示すように、ほとんどの原発のシュラウドでひび割れが頻発しています。これらはいずれもひび割れ隠し発覚後に公表されたものです。ひび割れの箇所が多いこと、長くて深いものもかなりあることに驚かされます。表2.3中、H1～H7の記号は炉心シュラウドの溶接位置を上から順に示すものです(図2.4)。

再循環系配管にも図2.5に示すように非常に多くのひび割れが発生しました。再循環系配管は原子炉に直結し、冷却水の70気圧を保持している圧力バウンダリーで、この配管が破れると大事故につながる非常に重要な部位です。

原子力安全・保安院は、ひび隠し発覚後「原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会」を設置し、各電力会社に調査と対策を指示しています。同委員会は、今回の一連のひび割れトラブルに関し安全性評価を行ったものの中間報告を、2003年3月に「原子力発電設備の健全性評価について―中間とりまとめ―」[5]として発表し、1年後の2004年6月には「炉心シュラウド及び原子炉再循環系配管の健全性評価について(案)―検討結果の整理―」[6]として公表しています。

表2.3 検出されたシュラウドのひび割れ一覧[15]

(2004年5月31日まで)

号機(材質)	ひび割れの発生場所		ひび割れの形状	ひび割れの箇所数	確認方法※1	最大ひび割れの大きさ(mm)
	近傍の溶接線	場所				
女川1(SUS304L)	H2外側	リング部	平行	12	VT, UT	長さ100
	H6a外側	リング部	平行	ほぼ全周		—
女川2(SUS316L)	H3内側	リング部(アライメントラケット、上部格子板用ベース部)	平行		VT, UT	長さ85
	H7a内側	リング部	平行	ほぼ全周		長さ165
	H7b内側	リング部	平行	ほぼ全周		
福島第一4(SUS304L)	H4内側	胴部	放射状	1	VT, UT	縦90、横180
福島第二2(SUS316L)	H3内側	胴部	平行	2	VT, UT	長さ30
	H3内側から離	胴部	放射状	5		縦30、横25
	H3外側	溶接線	放射状	3		縦17、横40
	H4内側	胴部	平行及び放射状	17		縦30、横200
	H4内側から離	胴部	放射状	19		縦90、横60
	H4外側	胴部	不明※3	3	UT	不明※2
	H4外側から離	胴部		1		
福島第二3(SUS316L)	H3内側	リング部	平行	1	VT, UT	長さ8
		リング部(アライメントラケット、上部格子板用ベース部)	平行	10		長さ210
		胴部	平行	1		長さ13
	H4内側	胴部及び溶接線	放射状	1		縦30、横19
福島第二4(SUS316L)	H3内側	胴部	平行	5	VT, UT	長さ30
	H4内側	胴部	放射状	1		縦19、横31
	H4外側	胴部	放射状	1		縦15、横11
柏崎刈羽1(SUS316L)	H3内側	リング部(アライメントラケット、上部格子板用ベース部)	平行	9	VT, UT	長さ145
	H4内側	胴部	放射状	1		縦22、横32
	H4外側	胴部	放射状	3		縦20、横10
柏崎刈羽2(SUS316L)		リング部(シュラウドヘッドボルトブラケットの直下)	平行	1	VT, UT	長さ90
	H6a外側	リング部	平行	ほぼ全周		—
	V16外側	胴部	放射状	1		横20
	H7内側	リング部	平行	ほぼ全周		—
柏崎刈羽3(SUS316L)	H6a外側	リング部	平行	ほぼ全周	VT, UT	—
	H7a内側	リング部	平行	ほぼ全周		—
柏崎刈羽5(SUS316L)	H4内側	胴部	放射状	1	VT, UT	縦18、横16
	V14内側	胴部	放射状	1		縦33、横16
浜岡1(SUS304)	H3内側	リング部(上部格子板用ベース部)	平行	1	VT,UT	長さ65
	H7a内側	リング部	平行	ほぼ全周		—
	H7b内側	リング部	平行及び放射状	ほぼ全周		—
浜岡2(SUS304L)	H7b内側	リング部	縦状及び放射状	調査中	VT	調査中
浜岡3(SUS316L)	H3内側	リング部(アライメントラケット、上部格子板用ベース部)	平行	10	VT, UT	長さ34
	H4内側	胴部	平行	2		長さ24
	H6a外側	リング部	平行	ほぼ全周		長さ850
	H7a内側	リング部	平行	ほぼ全周		長さ110
	H7b内側	リング部及び溶接部	放射状	6		縦17、横11
浜岡4(SUS316L)	H6a外側	リング部	平行	ほぼ全周	VT, UT	長さ150
	H7a内側	胴部	放射状	1		長さ14
	H7a内側	リング部	平行	ほぼ全周		長さ68
	H7b内側	リング部	平行	ほぼ全周		
島根2(SUS316L)	H4内側	胴部	放射状	1	VT, UT	縦10、横26

※1：VTは目視点検、UTは超音波探傷試験。
※2：VT不可範囲のため形状及び長さ方向の大きさを確認できないため。

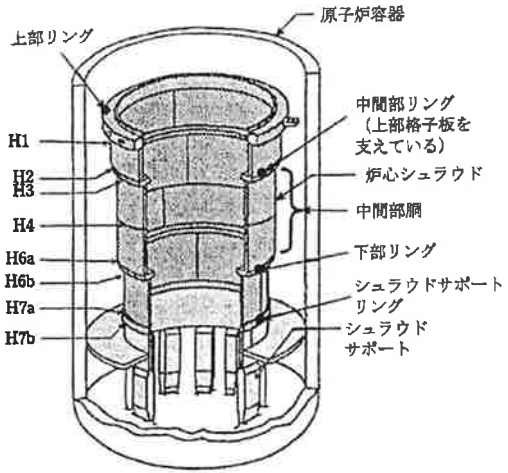


図2.4　炉心シュラウドの構造図H1～H7bは溶接線の位置

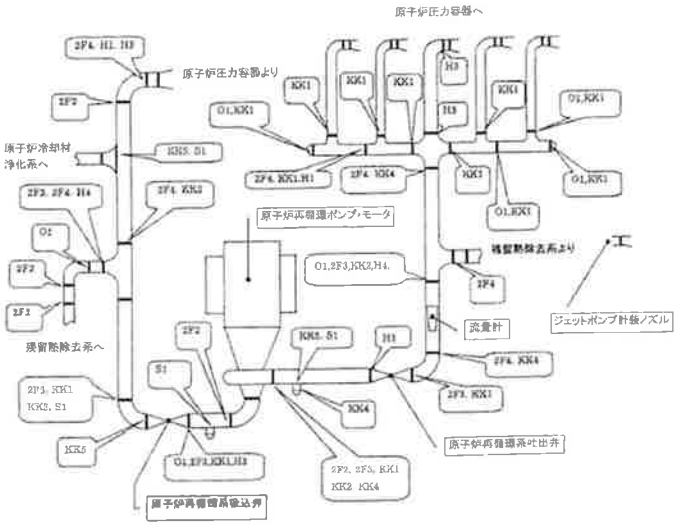


図2.5　再循環配管B系におけるひび割れ検出箇所[5]

A系配管にも同じぐらい多くのひび割れが検出されている。

この「健全性評価小委・検討結果の整理」によれば、ひび割れの形状も発生部位によりさまざまで、今までの応力腐食割れのように溶接線に沿った直線状のひび割れとは限らず、放射状のものやY字状に分岐したものがあり形状が一定していません。方向も溶接線に沿うとは限らず、斜め方向に発生したり、折れ曲がって溶接金属内へ進展しているものも見つかっています。また、今までのような粒界応力腐食割れではなく、結晶粒内の弱いところが割れてゆく粒内応力腐食割れとして発生し、進展するにつれ粒界割れに変化するというものでした。さらに、割れ近傍のクロム欠乏層は検出されず、鋭敏化は起こっていません。このように、この応力腐食割れは、従来のものと全く異なる新しい現象であることが分ってきました。

ひび割れの原因調査によって、加工の影響が明らかになっています。シュラウドリング部のように製作時に機械加工を受けた場合には、表面から100 μm程度の深さまでビッカース硬さ(Hv)300を超える著しい硬化層があり、それより深い200～300 μmまでHv 200以上を示し加工の効果が及んでいます。(ビーカース硬さというのはダイヤモンドの四角錘を金属表面に押し付け、そのへこみの大きさから硬さを求める簡便な硬さ試験法です。ステンレス鋼は通常はHv 150～170程度の硬さです。) 再循環配管内表面においても、開先面合わせのための切削加工による表面硬化層が確認されています。

さらに重要なことは、溶接時に導入された塑性ひずみによって、再循環系配管溶接線近傍の広い領域において、Hv 200を超える硬化部が見つかったことです。柏崎刈羽1号機再循環配管の測定結果[6]では、表面ではおよそ30 mm、内部に向かっては溶接線に沿っておよそ10 mmの幅で外表面まで硬化領域が広がっています。この溶接近傍の硬化領域の存在が、再循環系配管の場合のみであるとは考えられません。シュラウドの溶接近傍の部位もまた、再循環系配管と同じく溶接の熱影響を受け、冷却時の収縮の際、引張応力が加わって塑性ひずみが生じる可能性があると考えられます。

また、炉心近傍にあるシュラウド溶接部(H4など)では、中性子照射による全面的な硬化が観測されています。福島第一4号機および柏崎刈羽1号機のシュラウドH4についてのビッカース硬さの測定結果(図2.6)[6]によれば、福島第一4号機H4(中性子照射量$1.28\times10^{23}/m^2$)でHv 250の硬化を示すばかりでなく、柏崎刈羽1号機H4(同$4.46\times10^{24}/m^2$)でもHv 200近い値となっていて、柏崎刈羽3号機H7aのHv 150付近に比べて明らかに硬化しています。この硬化について保安院は問題にしていませんが、照射誘起応力腐食割れ(IASCC)を起こすとされるしきい値1×10^{25} n/m^2を下まわっています。この新しい応力腐食割れの事態においては、IASCCのしきい値という概念も、再検討されねばなりません。照射と塑性ひずみとの複合効果・相乗効果によってしきい値以下の照射量で脆性破壊が起きる可能性があります。

さて、低炭素ステンレス鋼のこの新しい応力腐食割れのメカニズム解明は進むのでしょうか。まず、応力腐食割れの検査方法についてですが、ほとんどすべての調査が、光学顕微鏡による割れの観察、硬さ試験、組成(元素)分析という従来手法の3点セットにとどまっています。鋭敏化材の応力腐食割れは、クロム炭化物の粒界析出によって生じたクロム欠乏層に起因するので、上記の組織学的検査と組成分析でメカニズムの解明が可能でした。しかし、今回のL材における応力腐食割

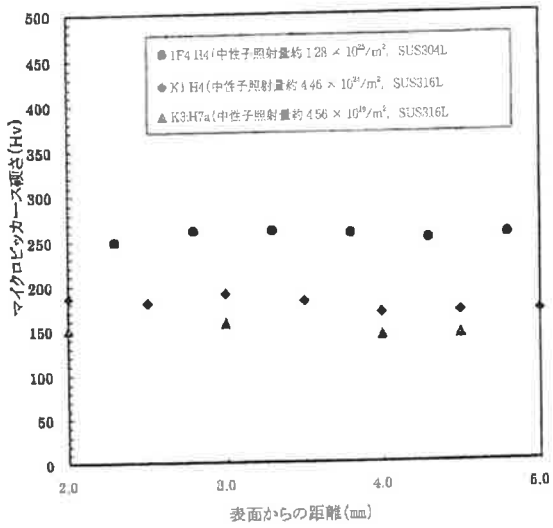


図2.6　中性子照射を受けたシュラウド溶接部(H4)の硬さ変化[5]

れでは顕微鏡で観察できる大きさの析出物形成は観測されていません。また、クロム欠乏層のような合金組成の変化も観測されていません。組成変化としては観測されない原子間の結合状態の変化や原子配列の乱れが起こっているのではないかと考えられます。

表面加工硬化層がひび割れの起点になるのは、加工にともなって形成された変形組織がクロム酸化物の安定的な皮膜形成を妨げるからであると考えられます。しかしながら、この変形組織がどのようなものであるのかは明らかでなく、それゆえ、この変形組織を起点として発生し進展する応力腐食割れのメカニズムもまた明らかでありません。

応力腐食割れ(SCC)進展線図の問題点

原子力安全・保安院は、次のような手順によってシュラウドや再循環系配管のひび割れの進展予測を行うこととしています[6]。(1)ひび割れが発生した部位の初期ひび割れ形状を設定する。(2)有限要素法による解析によりひび割れが進展する部位の残留応力分布を求める。(3)ひび割れ形状及び残留応力分布から応力拡大係数(以下「K値」という)を求める。(4)実験等から得られたSCC進展速度線図を用いて、求めたK値におけるひび割れ進展速度を決定し、ひび割れ進展深さを算出する。算出したひび割れ進展深さを初期ひび割れに加算する。上記(1)から(4)の計算を繰返すことで評価するべき時間までのひび割れが進展する深さを評価し、この算出されたひび割れ深さから残存面積を算出する。

このような手順によってひび割れ進展を本当に予測することができるのでしょうか。根本的な問

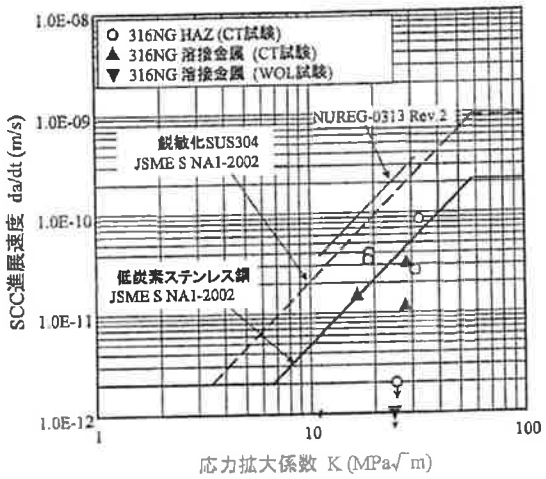


図2.7　SCC進展速度線図[16]

題は、今回起こっているひび割れは従来の鋭敏化に起因するSCCとは全く異なるメカニズムで生じているということです。一方、保安院の健全性評価に用いられているのは従来のSCCについて得られたひび割れ進展速度線図です。その中には、低炭素ステンレス鋼のデータもいくつか含まれていますが、それらのデータは実験室的に得られたもので、実機におけるような溶接近傍の熱影響部における塑性変形組織が関わる状態でのひび割れ進展データではありません。すなわち、全く新しい事象が起こっているのに、そのメカニズムが不明のまま、従来知られた古い事象でのデータを基に作ったひび割れ進展速度線図を用いて、その進展予測を行っているのは根本的な矛盾です。

ここで少し専門的になりますが、ひび割れの進展予測のポイントとなっている進展速度線図(図2.7)について検討してみましょう。この図は横軸に応力拡大係数Kをとり、縦軸にひび割れ進展速度をとったものです。この図は両軸とも対数目盛になっています。応力拡大係数というのは、き裂の先端で実効的に働く力の大きさを表したもので、き裂の長さと材料の応力分布とから計算で求めます。縦軸の進展速度は毎秒何メートルか(m/s)という単位で表してあるのでとても小さい目盛になっています。1年は3,600秒×24時間×365日≒3.15×10^{7} sですから、1年に1ミリメートル(10^{-3} m)の割合でひび割れが進展する場合は、縦軸の3.17×10^{-11} m/sの位置になります。

まず、基本としているのが図中にNUREG-0313 Rev. 2とある直線です。これは米国NRC(Nuclear Regulatory Commission、原子力規制委員会)が規定したものです。この元になったデータを見るとわかるのですが、この直線は最も進展速度の大きいデータを結んで、包絡するように決めたものではありません。この直線より進展速度の大きいデータがいくつもあり、この曲線の決め方は保守的に安全側をとったというものではありません[7]。

この図には、鋭敏化ステンレス鋼SCC進展速度線図として上記NUREGの直線と傾きが同じで、やや下方に位置する破線が示されています。これは、火力原子力発電技術協会が作成したものです[8]。この線の決め方も問題です。少数の実験データをもとにポイントを設定し、次にNUREGと同じ勾配を仮定して線図としています。しかし、同じ勾配とする根拠は全くなく、それならば、NUREGの線図を採用すべきでしょう。さらに、高いK値のところで一定(これ以上の速い進展はない)としていますが、その根拠はどこにもありません。次に、低炭素ステンレス鋼の進展速度線図ですが、この場合もNUREGと同一の傾きを設定すること及びひび割れ進展速度の最大値を設定する根拠は存在しません。

このように、従来のひび割れ進展速度線図自体、その根拠に問題があるのですが、注意すべきは、これらはいずれも塑性ひずみを受けていない状態で測定されたデータにもとづいて提案されているものだということです。今回の新しい応力腐食割れの状況に対応するものではありません。

すでに述べたように、表面加工を受けたステンレス鋼のSCCは、初期は粒内割れであり、やがて粒界割れに変化します。少なくとも粒内割れから粒界割れに移る深さ付近までは、加工による変形組織の影響があり、ひび割れ進展速度を早めると考えられます。さらには、前述したように、溶接金属の近傍の熱影響部において、塑性ひずみが導入され硬化することが報告されています。すなわち、溶接後の冷却時における熱応力が加工を加えた場合と同じ塑性ひずみを引き起こしています。このような領域にふつうの進展線図を使うことはできません。

実際、低炭素ステンレス鋼(304L)の熱影響部でのひび割れ進展速度は大きくなります。(このことはすでに1999年にGEの研究者によって報告されています[9]。)図2.7のデータ点(○印)は最近、原子力安全・保安院の原子炉安全小委員会[10]に報告されたものです。SUS 316 NGのHAZ(溶接熱影響部)での試験において、低炭素ステンレス鋼のひび割れ進展速度線図を超える進展速度が東電の研究者によって観測されたのです[11]。安全小委員会では、急遽それらの事実を考慮して、溶接金属近傍の熱影響部(塑性ひずみにより硬化した部分)に対しては、L材の線図でなく、鋭敏化SUS 304の線図を適用することとしました。

しかしながら、それで十分に安全性に配慮した評価といえるかどうかは疑問です。塑性ひずみを受けた組織におけるSCCは新しく認識された現象です。鋭敏化したSUS 304以上のひび割れ進展速度を示す危険性もあります。文献によれば20%加工した316L、316NGでは、鋭敏化ステンレス鋼に対するひび割れ進展速度線図を超える高い割れ感受性を示しています[12]。また、塑性ひずみ領域でのひび割れ進展は鋭敏化材の場合とはそのメカニズムが異なっていると考えられ、腐食電位が低下しても進展速度はさほど小さくならないという結果が報告されています[13]。水素注入は、腐食電位を下げることで応力腐食割れ対策の主要な柱になっていますが、加工を受けた材料にはそれが通用しないことも考えられます。

塑性ひずみを受けた領域でのSCC進展挙動はまだほとんど解明されていません。塑性変形は局所的に不均質な組織を作り出すので、その弱い部分から応力腐食割れが進行してゆくと考えられ、加工や塑性変形の程度によらず、例えば1%程度のわずかな塑性ひずみでも応力腐食割れ感受性が高まる危険性が考えられます。この程度の変形は現場での機械的作業や溶接熱応力により容易に起

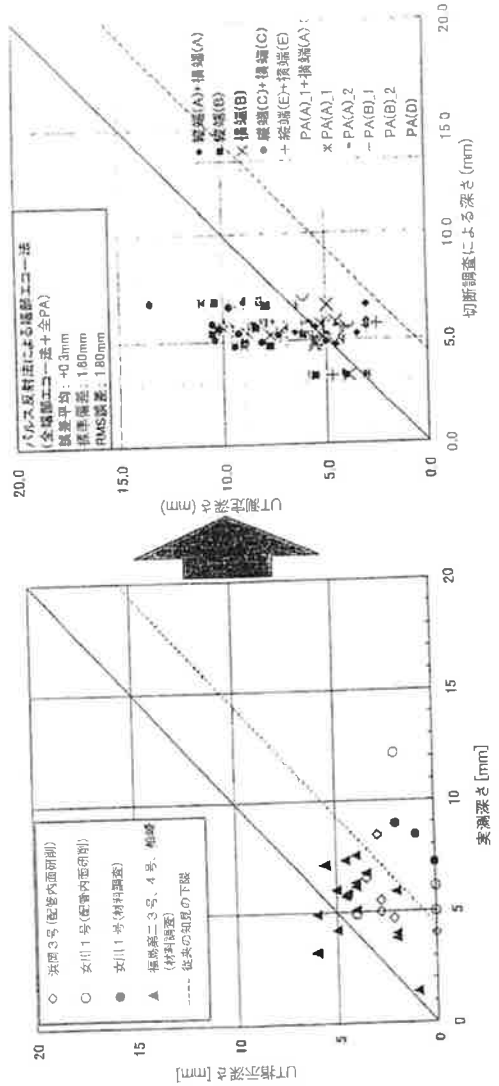


図2.8 超音波検査によるひび割れ深さの結果[14]

きてしまうと考えられるので、要注意です。

以上をまとめると、もともとひび割れ進展速度線図の基礎が不確実である上に、塑性ひずみを受けた領域でなぜSCCが頻繁に起きるのかというそのメカニズム自体がほとんど解明されておらず、また、そのような試料に対するひび割れ進展データや残留応力分布に関する知見も不足しており、IASCCとの複合効果も調べられておらず、現時点でのひび割れ進展予測評価は信頼しがたいものです。

歴史をふり返ってみると、1970年代にステンレス鋼のSCCが頻発し、これでもう原発は救えないと金属材料研究者の間でうわさされた時期がありました。前述のように、鋭敏化のメカニズムが材料学的に解明され、この危機は回避されたかにみえました。しかし、現在起こっている事態は、その鋭敏化ステンレス鋼を超えるひび割れ進展速度が加工などの塑性ひずみによって生じていて、しかも、そのメカニズムは明らかにされていないのです。ステンレスのSCC問題は、振り出し(70年代初頭の知見のレベル)に戻ってしまったとも言える深刻な事態です。

超音波検査の信頼性

ひび割れの健全性評価の出発点となるのは、ひび割れの長さや深さについての正確な情報です。ところが、再循環系配管のひび割れについて、超音波検査(Ultrasonic Test、UT)は切断検査による実測深さを下回る結果を与えていました。すなわち、ひび割れを過小評価してしまいました。図2.8の左の図[14]をみると、極端な場合には、実際には12 mmの深さに達していたものが超音波検査では2 mmとしていたり、深さ7 mmのひび割れを全く検出できなかったケースも見られます。

このような事態を踏まえて、発電設備技術検査協会は、柏崎刈羽1号機から切り出した配管について、「改良」UT手法による確性試験を行いました。その結果を図2.8に従来UTと比較して示します。今度は切断調査により求めた実測値よりもUT測定による深さのほうが大きくなるという逆の傾向になってしまいました。例えば、実測値7 mm弱であるのに、それを深さ13.5 mmとか11 mmに計測したデータ点があります。また5 mm付近のひび割れを10 mm以上に計測したデータ点がいくつもあります。ひび割れの過小評価はひびが割れている部分を見逃したということですが、このような過大評価は存在しないひび割れを何かの拍子に計測したことになり、幻を見たことになります。この結果を検査協会は、安全側の計測データだと言っていますが、むしろ、超音波検査の信頼性を疑わせるものです。

実際、複雑な形状、特に分岐しているようなひび割れやさびで埋まったひび割れを超音波で検出することはかなり難しいと考えられます。ノイズかどうかの判定はかなりの熟練を要するであろうし、検査者の主観が入り込まざるを得ません。ひび割れを過大評価してはいけないという意識が働くと左の図(従来UTの結果)のようになり、逆に、ひび割れを過小評価してはいけないという意識が働くと右の図(改良UTの結果)のようになるというのは言い過ぎでしょうか。

超音波検査は、ひび割れの先端から超音波の反射を測定し、その強度と戻ってくるまでの時間を測定し、ひび割れの有無やひびの深さを求めるのですが、問題は、応力腐食割れ、特に今回のように塑性ひずみが絡む場合にはひび割れの形状が複雑なことです。溶接線に沿って直線状にひび割れ

が進展するとは限らず、折れ曲がったり、分岐したりして進行し、時には溶接金属の内部へも進展することが観測されています。折れ曲がり点では、当然反射が起こり、ひびの先端からの信号と区別がつきにくいでしょう。二股になったひび割れからの信号はどのようにして二股であると認識できるのか、さまざまな測定法を駆使しても難しいことであると思われます。

さて、柏崎刈羽4号機の第7回定期検査における再循環系配管の点検修理に要した人員と被曝線量をみますと、超音波検査に要した延べ人数1000人・日は補修のための溶接150人・日に比べ1桁多いのが注目されます。同時に、4号機第7回定期点検での総被曝量1.75人・Svのうち、再循環系配管の点検・補修だけで6割の1.012人・Svだったことも注目されます。また、東電広報資料を見ると、近年、年度毎の総被曝量は増大傾向にあります。その一因として再循環系配管での点検修繕があげられ、検査員の最大被曝量は30 mSvに達するに至っています。

このように再循環系配管の超音波検査は苛酷な被曝労働であり、改良UTによって検査が複雑化し被曝量がさらに増えることが憂慮されます。有能な検査員が確保できても、上記のような大きな被曝があると、連続して検査作業をすることができなくなってしまいます。保安院は、原発の超音波検査に熟練した検査員を育て認証する制度を作り、作業員を確保することを重要課題としていますが、今後、はたして、必要検査時間を埋めるに十分な検査員が集まるのか疑問と言わざるを得ません。

§2.4 圧力容器の照射脆化

照射脆化予測式の問題点

BWRであれば288℃で70気圧、PWRであれば315℃で150気圧の圧力を閉じ込めているのが圧力容器です。圧力容器は、BWRでは内径4〜6 m、板厚120〜180 mm(ただし、ABWR(改良型沸騰水型原子炉)は内径7.1 m)、高さは20 m前後、PWRでは内径3.5〜4.5 m、板厚150〜200 mm、高さは12 m前後という巨大な容れものです。この圧力容器はいわゆる鉄(低合金鋼)でできています。炉心での核分裂で発生した中性子がこの圧力容器に当たると、3.2節で述べたように原子を弾き跳ばし、材料を劣化させます。

鉄(低合金鋼)には延性脆性遷移温度というのがあります。これはねばい性質(延性)をもつ鉄がある温度以下でもろくなる現象で、その移りかわりの温度を意味します。タイタニック号が氷山にぶつかって沈没したのは延性脆性遷移温度の高い、質の悪い鋼板を使っていたためとされています。

材料に力が加わるとぐにゃっと伸びて変形し千切れる場合(延性)とほとんど伸びずにぷつっと切れてしまう場合(脆性)とがあります。前者では結晶面ですべりが起こって変形してゆきます。材料が硬くなるとすべりが起こりにくくなり、かわりにひび割れができて、それが拡がることによって材料が破断します。これが脆性破壊です。

金属は一般に、低い温度では硬さが増し、すべり変形が起こりにくくなります。鉄のような体心立方格子といわれる結晶構造を持つ金属では、図2.9に示すように、ある温度以下では、脆性破壊モードとなります。その移り変わりの温度を延性脆性遷移温度(Ductile Brittle Transition Temperature、DBTT)といいます。

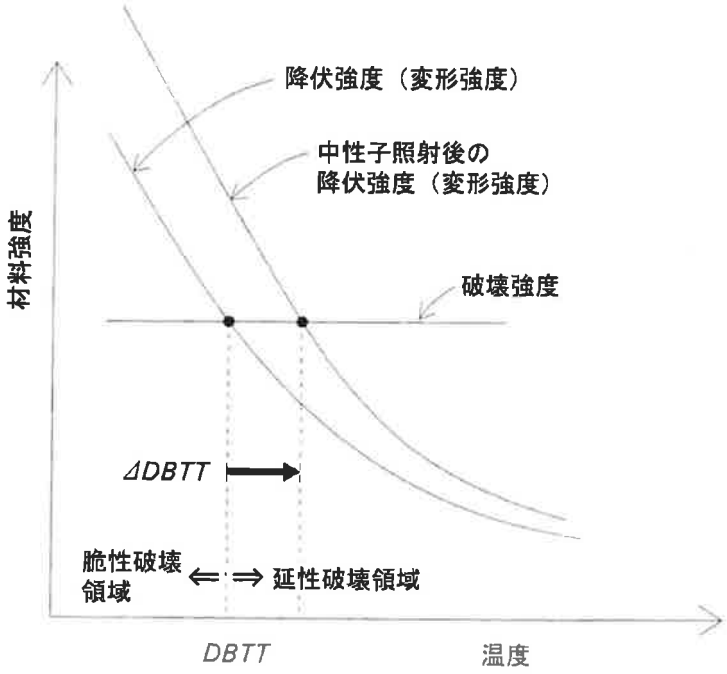


図2.9　鉄の延性脆性遷移温度

さて、放射線(この場合、中性子線)が当たると、金属は硬くなります。これは§2.2で述べたように、中性子損傷によって空孔クラスターや原子クラスターのような不均一な組織ができるためです。その結果、図2.9に示すように延性脆性遷移温度は上昇します。つまり、材料はもろくなります。この延性脆性遷移温度の上昇量を$\Delta DBTT$と書きます。$\Delta DBTT$は、中性子照射量に比例して増えるように思えますが、そう単純ではありません。中性子が当たって材料が硬化するまでにはいろんなプロセスが複合していて、理論的な関係式は導けません。現在採用されている照射脆化予測式は、

$$\Delta DBTT = CF \times f^{p} \qquad (1)$$

と書かれます。ここでCFは銅などの不純物含有量できまる材料因子、fが中性子照射量(fluence)です。パラメータpの値は実験データに合うように定められていて、理論的な根拠をもつものではありません。アメリカのNRC規制指針Rev. 1(1997年)では、p=0.5、同じくRev. 2(1998年)では、p=0.27が採用されていて実験式ごとにまちまちです。日本でも類似の脆化予測式が用いられています。

この式の問題点は材料因子CFと照射量fが分離した形に書けると仮定していること、および照

射速度(flux)のちがいが考慮されていないことです。材料因子CFは鋼中に銅やリンなどの不純物原子が多いと脆化がはやく進むという経験的事実から導入されたもので、元素ごとにその因子が求められています。しかしながら、不純物の効果が照射の各段階で同じように効くかどうかは疑問です。なぜなら、照射脆化の原因は、不純物や合金元素の析出に起因するもの(銅クラスターの形成など)と照射2次欠陥に起因するもの(格子間原子クラスター、空孔クラスター)などがあり、それらの効き方は照射の段階、すなわち照射量fの値によってちがうからです。

照射速度の問題は、本質的にさらに重大です。照射速度依存性を無視するということは、ゆっくり時間をかけて少量照射する場合も、短時間で多量照射する場合も、照射量が同じならば、効果は同じだと考えることです。例えて言えば、3人の大工さんが家を建てるのに100日かかるとした場合、300人の大工さんでやれば1日で建つと考えるようなものです。材料試験炉での加速照射はBWRに比べて照射速度に4桁のちがいがあり、BWRの30年分をおよそ1日で照射してしまう勘定になります。時間当りの照射量が多ければ、ある瞬間での点欠陥の量は増大し、2次欠陥の形成や不純物との相互作用に影響を及ぼします。こういうことは理論的には明らかなことですが、照射速度効果を脆化予測式に取り入れるのは複雑すぎるしデータの蓄積もないため行われていないのが現状です。

筆者らが行ったコンピュータ・シミュレーション[15]によると、照射速度が大きい場合は硬化の主因が格子間原子クラスターであるのに対し、遅い場合は銅などの不純物クラスターが主因になります。その結果、銅などの不純物が多い合金鋼の場合は、照射速度が遅いほど、同じ照射量に達したとき、硬化が大きくなります。

また、銅を0.6%程度含むモデル合金で、照射速度を2桁変えて行った実験では、銅クラスターの大きさに明らかな差が3次元アトムプローブで観測され、照射速度が遅いとクラスターが大きく成長することが示されました[16]。

最近、圧力容器鋼のサーベイランス試験片(照射速度4.2×10^{8} n/cm^2・s)と材料試験炉(JMTR)での加速照射(3.6×10^{12} n/cm^2・s)とを比較した研究が行われました[17]。それによると、前者は1桁低い照射量で後者と同程度の硬化を示し、前者で認められた銅析出物(クラスター)が後者では検出されなかったという結果が得られ、上に述べた計算や実験結果を支持する結果になっています。

日本の原発の脆化状況

さて、では実際に日本の原発の脆化状況はどうなっているのでしょうか。図2.11と図2.12は、通産省が公表した実機圧力容器監視試験片の検査結果(表2.10(a), (b))[18]をもとに延性脆性遷移温度の上昇と照射量との関係をプロットしたものです[19]。図中の3本の曲線は、1970年当時の実験データにもとづく脆化曲線です。これらの曲線を上回ることはないと想定して原発の設置許可が与えられました。しかし、BWR通常照射の場合、母材・溶接材ともに半数以上のデータ点が敏感ケースを上まわっています。さらに、当時の最脆化データ点を結んだワースト・ケースを上まわる測定点があわせて10点もあります。このことは、これらBWRの圧力容器材が、その設置許可当時には予測されなかったきびしい脆化状況にあることを示しています。当時のデータは、まだ原発が

表 2. 10(a) 原子炉圧力容器鋼材監視試験結果一覧(PWR)

2003 年 11 月末時点
-は測定データ無

電力	ユニット (運開)	取出時期	分類	脆性遷移温度(℃) 中性子照射量(10^{19} n/cm², E>1MeV) 初期値	第1回	第2回	第3回	第4回	第5回
日本原電	敦賀2号機 (1987.2.17)	第1回(1989.04)	母材	-45	-26	-26			
		第2回(1998.09)	溶接金属	—	—	—			
			照射量	0	0.62	3.05			
北海道	泊1号機 (1989.6.22)	第1回(1990.05)	母材	-30	-20				
			溶接金属	—	—				
			照射量	0	0.376				
	泊2号機 (1991.4.12)	第1回(1992.05)	母材	-30	-30				
			溶接金属	—	—				
			照射量	0	0.267				
関西	美浜1号機 (1970.11.28)	第1回(1973.03)	母材	-1	45	51	71	74	
		第2回(1981.06)	溶接金属	-50	54	64	79	81	
		第3回(1993.04)	照射量	0	0.6	1.2	2.1	3.0	
		第4回(2001.05)							
	美浜2号機 (1972.07.25)	第1回(1975.02)	母材	-3	48	59	72	評価中	
		第2回(1980.12)	溶接金属	-47	-3	17	31	評価中	
		第3回(1991.04)	照射量	0	0.6	1.9	3.1	評価中	
		第4回(2003.09)							
	高浜3号機 (1976.12.01)	第1回(1977.10)	母材	-20	2	22	30		
		第2回(1987.01)	溶接金属	-62	-60	-21	-26		
		第3回(2002.01)	照射量	0	0.3	2.0	3.5		
	高浜1号機 (1974.11.14)	第1回(1976.04)	母材	-4	22	54	評価中		
		第2回(1984.02)	溶接金属	-53	-20	3	評価中		
		第3回(2002.11)	照射量	0	0.3	1.3	評価中		
	高浜2号機 (1975.11.14)	第1回(1976.11)	母材	-30	-13	11	評価中		
		第2回(1984.04)	溶接金属	-53	-33	4	評価中		
		第3回(2000.08)	照射量	0	0.3	2.7	評価中		
	高浜3号機 (1985.01.17)	第1回(1985.11)	母材	-25	-20	-10	7		
		第2回(1992.07)	溶接金属	-60	-46	-36	-25		
		第3回(2000.02)	照射量	0	0.5	3.1	4.3		
	高浜4号機 (1985.06.05)	第1回(1986.04)	母材	-30	-20	-3	24		
		第2回(1992.09)	溶接金属	-60	-42	-35	-19		
		第3回(2002.01)	照射量	0	0.5	3.1	6.4		
	大飯1号機 (1979.03.27)	第1回(1980.04)	母材	-15	-6	11	12	30	
		第2回(1985.04)	溶接金属	-47	-23	-6	-2	12	
		第3回(1992.01)	照射量	0	0.3	1.5	2.5	3.0	
		第4回(2001.12)							
	大飯2号機 (1979.12.05)	第1回(1980.11)	母材	-18	4	52	45	70	
		第2回(1985.09)	溶接金属	-50	-32	-19	-12	7	
		第3回(1990.01)	照射量	0	0.4	1.8	2.8	4.7	
		第4回(2000.03)							
	大飯3号機 (1991.12.18)	第1回(1994.05)	母材	-30	-28	-20			
		第2回(2001.09)	溶接金属	—	—	—			
			照射量	0	0.9	2.6			
	大飯4号機 (1993.02.02)	第1回(1995.07)	母材	-30	-27	評価中			
		第2回(2003.06)	溶接金属	—	—	—			
			照射量	0	0.9	評価中			
四国	伊方1号機 (1977.09)	第1回(1978.04)	母材	-29	0	18	30		
		第2回(1982.10)	溶接金属	-95	-17	4	26		
		第3回(1995.05)	照射量	0	0.4	2.0	4.0		
	伊方2号機 (1982.03)	第1回(1983.03)	母材	-30	-25	-20	-18		
		第2回(1987.02)	溶接金属	-55	-40	-39	-18		
		第3回(1999.01)	照射量	0	0.8	2.0	3.9		
	伊方3号機 (1994.12)	第1回(1996.01)	母材	-25	-18				
			溶接金属	—	—				
			照射量	0	0.7				
九州	玄海原子力1号機 (1975.10.15)	第1回(1976.11)	母材	-16	35	37	56		
		第2回(1980.04)	溶接金属	-52	-24	0	12		
		第3回(1993.02)	照射量	0	0.54	2.1	3.47		
	玄海原子力2号機 (1981.03.30)	第1回(1982.02)	母材	-25	7	8	13		
		第2回(1985.11)	溶接金属	-54	-27	-6	-8		
		第3回(1997.08)	照射量	0	0.60	2.5	4.01		
	玄海原子力3号機 (1994.03.18)	第1回(1996.04)	母材	-30	-24				
			溶接金属	—	—				
			照射量	0	0.79				
	玄海原子力4号機 (1997.01.25)	第1回(2000.01)	母材	-25	-18				
			溶接金属	—	—				
			照射量	0	0.86				
	川内原子力1号機 (1984.07.04)	第1回(1985.02)	母材	-25	-4	4	21		
		第2回(1990.01)	溶接金属	-63	-55	-39	-22		
		第3回(1999.05)	照射量	0	0.43	3.01	3.8		
	川内原子力2号機 (1985.11.28)	第1回(1986.10)	母材	-30	-20	0			
		第2回(1995.09)	溶接金属	-60	-36	-27			
			照射量	0	0.55	4.71			

表 2. 10(b) 原子炉圧力容器鋼材監視試験結果一覧(BWR)

2003 年 11 月末時点
-は測定データ無

電力	ユニット (運開)	取出時期 (*:加速試験)	分類	脆性遷移温度(℃) 中性子照射量(10^{19} n/cm², E>1MeV) 初期値	第1回	第2回	第3回	第4回	第5回	第6回
日本原電	敦賀1号機 (1970.3.14)	第1回(1970.10)	母材	-33	-9	-16	34	37	29	評価中
		第2回(1977.08)	溶接金属	-73	-18	-15	4	9	16	評価中
		第3回(1977.10)*	照射量	0	0.0043	0.0078	0.13	0.14	0.047	評価中
		第4回(1978.05)*								
		第5回(1980.04)								
		第6回(2007.04)								
	敦賀第二 (1978.11.28)	第1回(1981.05)*	母材	-33	-18	-18	-1			
		第2回(1988.02)	溶接金属	-29	-21	-29	-21			
		第3回(1997.01)	照射量	0	0.055	0.101	0.024			
東北	女川1号機 (1984.6.6)	第1回(1985.05)*	母材	-20	-17	-3				
		第2回(1991.10)	溶接金属	-20	-9	-12				
			照射量	0	0.0193	0.0418				
	女川2号機 (1985.3.28)	第1回(1988.02)*	母材	-40	-21					
			溶接金属	-65	-53					
			照射量	0	0.111					
	女川3号機 (2002.1.30)		母材	-43						
			溶接金属	-79						
			照射量	0						
東京	福島第一原子力1号機 (1971.3.26)	第1回(1972.09)*	母材	-12	-7	-10	30			
		第2回(1979.10)	溶接金属	-12	-7	-7	24			
		第3回(1991.04)	照射量	0	0.065	0.014	0.05			
	福島第一原子力2号機 (1974.7.18)	第1回(1975.02)*	母材	27	-1	-16	-2			
		第2回(1983.05)	溶接金属	21	-3	-9	-4			
		第3回(2000.06)	照射量	0	0.044	0.018	0.048			
	福島第一原子力3号機 (1976.3.27)	第1回(1977.04)*	母材	-12	9	-1	21			
		第2回(1982.08)	溶接金属	-12	9	0	17			
		第3回(1990.10)	照射量	0	0.077	0.022	0.048			
	福島第一原子力4号機 (1978.10.12)	第1回(1979.08)*	母材	25	-16	-10	-14			
		第2回(1984.10)	溶接金属	25	-3	1	-4			
		第3回(1999.07)	照射量	0	0.031	0.018	0.043			
	福島第一原子力5号機 (1978.4.18)	第1回(1979.02)*	母材	-18	-16	1	-14			
		第2回(1987.06)	溶接金属	-18	-13	-14	-16			
		第3回(1998.09)	照射量	0	0.101	0.023	0.051			
	福島第一原子力6号機 (1979.10.24)	第1回(1982.01)*	母材	-23	-20	-3	-15			
		第2回(1988.02)	溶接金属	-23	-14	-29	-14			
		第3回(2000.11)	照射量	0	0.134	0.044	0.032			
	福島第二原子力1号機 (1982.4.20)	第1回(1984.03)*	母材	-25	-29	-31				
		第2回(1988.11)	溶接金属	-31	-29	-26				
			照射量	0	0.188	0.013				
	福島第二原子力2号機 (1984.2.3)	第1回(1986.03)*	母材	-40	-21	-27				
		第2回(1991.08)	溶接金属	-40	-31	-27				
			照射量	0	0.042	0.018				
	福島第二原子力3号機 (1985.8.21)	第1回(1987.12)*	母材	-35	-38	-32				
		第2回(1994.11)	溶接金属	-50	-48	-32				
			照射量	0	0.111	0.018				
	福島第二原子力4号機 (1987.12.25)	第1回(1991.02)*	母材	-40	-27	-38				
		第2回(1993.06)	溶接金属	-45	-37	-52				
			照射量	0	0.081	0.019				
	柏崎刈羽原子力1号機 (1985.9.18)	第1回(1988.03)*	母材	-40	-24	-40				
		第2回(1994.10)	溶接金属	-40	-59	-63				
			照射量	0	0.12	0.021				
	柏崎刈羽原子力2号機 (1990.9.28)	第1回(1993.02)*	母材	-40	-37	-33				
		第2回(1994.05)	溶接金属	-50	-44	-43				
			照射量	0	0.1	0.018				
	柏崎刈羽原子力3号機 (1993.8.11)	第1回(1995.01)*	母材	-40	-34					
			溶接金属	-65	-59					
			照射量	0	0.11					
	柏崎刈羽原子力4号機 (1994.8.31)	第1回(1997.01)*	母材	-40	-17					
			溶接金属	-45	-38					
			照射量	0	0.093					
	柏崎刈羽原子力5号機 (1995.4.10)	第1回(1998.05)*	母材	-42	-28	-23				
		第2回(1998.12)	溶接金属	-40	-14	-19				
			照射量	0	0.115	0.018				
	柏崎刈羽原子力6号機 (1996.11.7)	第1回(1999.03)*	母材	-35	-32					
			溶接金属	-65	-52					
			照射量	0	0.173					
	柏崎刈羽原子力7号機 (1997.7.2)	第1回(1999.09)*	母材	-35	-23					
			溶接金属	-75	-49					
			照射量	0	0.097					
中部	浜岡原子力1号機 (1976.03.17)	第1回(1977.02)*	母材	-16	-15	-20				
		第2回(1981.02)	溶接金属	-18	3	-13				
			照射量	0	0.13	0.02				
	浜岡原子力2号機 (1978.11.29)	第1回(1979.09)*	母材	-33	-17	-13	-8			
		第2回(1983.01)	溶接金属	-23	-21	-21	-19			
		第3回(1999.12)	照射量	0	0.29	0.02	0.04			
	浜岡原子力3号機 (1987.08.28)	第1回(1990.02)*	母材	-45	-27	-30				
		第2回(1993.01)	溶接金属	-50	-40	-44				
			照射量	0	0.12	0.02				
	浜岡原子力4号機 (1993.09.03)	第1回(1994.03)*	母材	-40	-31					
			溶接金属	-60	-40					
			照射量	0	0.11					
北陸	志賀原子力1号機 (1993.07.30)	第1回(1996.01)*	母材	-42	-38	-24				
		第2回(2000.10)	溶接金属	-50	-34	-45				
			照射量	0	0.11	0.04				
中国	島根原子力1号機 (1974.02.23)	第1回(1978.03)*	母材	-23	5	-5	21			
		第2回(1974.07)	溶接金属	-23	-6	-12.5	1			
		第3回(1994.10)	照射量	0	0.17	0.023	0.101			
	島根原子力2号機 (1989.02.10)	第1回(1992.03)*	母材	-40	-43	-51				
		第2回(1995.05)	溶接金属	-53	-49	-61				
			照射量	0	0.108	0.024				

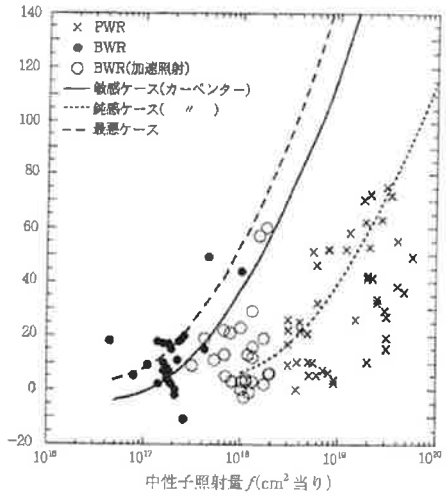


図 2. 11　日本の原発における監視試験片の検査結果のまとめ。(母材)

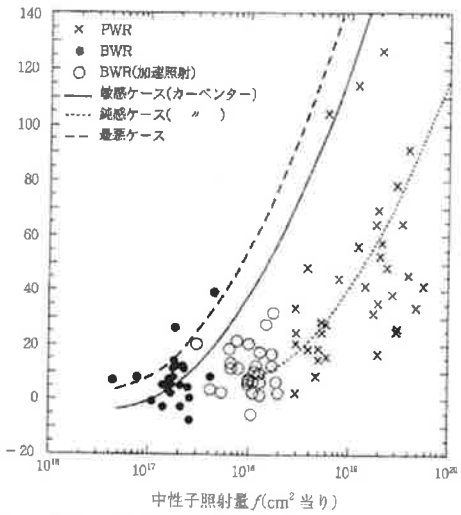


図 2. 12　日本の原発における監視試験片の検査結果のまとめ。(溶接材)

動いて日が浅かったので、主として加速照射試験によって得られたものと考えられます。照射速度の遅い BWR において予測との喰いちがいが大きく現れたと言えます。

さて、(1)式の照射脆化予測式に戻って考えてみます。これは、理論的根拠があるわけでなくそのときまでに得られたデータを照射速度のちがいを無視して1つの式に表したものに過ぎません。容易にわかるように、照射量の少ないところのデータは照射速度が低く、照射量の高いところのものは照射速度も高いデータであろうと考えられます。照射速度が低く照射量の多いデータは、長時間運転後にしか得られないからです。したがってこれらのデータを結んで作成した脆化予測式で BWR のような照射速度の遅い原発の将来脆化を予測することはできません。BWR の圧力容器鋼は、寿命延長によって、データのない未知の世界に入りつつあります。

さて、一方、PWR はどうでしょうか。図 2. 11 と図 2. 12 からわかるように、現状を見ると、高い中性子照射量を受ける PWR の圧力容器鋼(×印)での遷移温度の上昇が大きくなっています。これは PWR は BWR に比べて圧力容器の直径が小さく、それだけ単位時間当たりの照射量、すなわち照射速度が大きい(10^{11}/cm^2・s 程度)からです。といっても材料試験炉での加速照射の場合の 100 分の1ぐらいです。

図 2. 11 で最も遷移温度上昇が大きいのは、表 2. 10 からわかるように美浜1号と2号の圧力容器鋼です。また、図 2. 12 で温度上昇が 100 度以上ある点が3つあり、これらも、美浜1号、2号の溶接金属のデータです。美浜1号、2号は現状において最も脆化の進んでいる炉であると言えます。

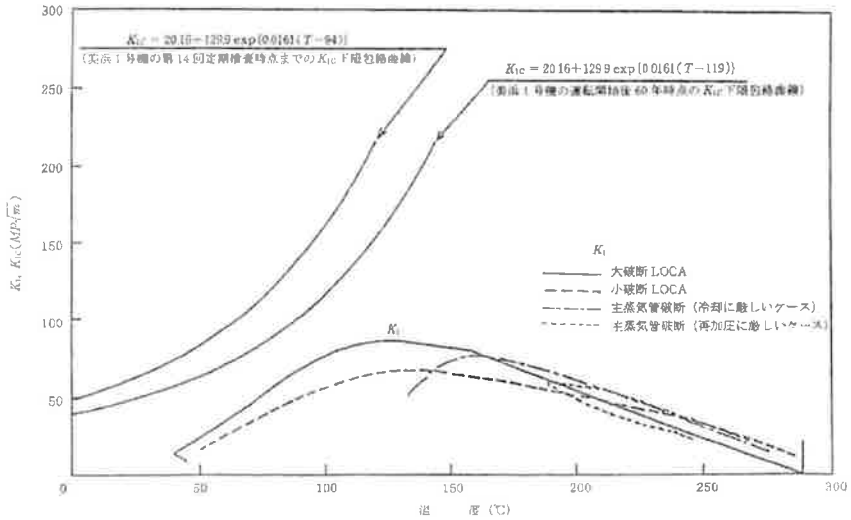


図 2. 13　美浜1号機圧力容器の中性子照射脆化に対する PTS 評価結果[20]

このような高い照射脆化を示している圧力容器を今後とも使い続けて大丈夫なのでしょうか。その心配は当然のことで、事業者(関西電力)が安全評価を行った結果が「高経年化技術評価報告書」(1999年)[20]にあります。その中身を検討してみましょう。

報告書では、監視試験結果にもとづき、運転開始後60年後での延性脆性遷移温度を予測しています。それを元に、実測破壊靭性値 K_{IC} を運開60年後まで温度軸に対してシフトさせて、そのときの値を予測します。圧力容器で最も恐いのは冷却水喪失事故などにともなって生じる加圧熱衝撃(Pressurized Thermal Shock、PTS)です。大破断LOCA、小破断LOCA、主蒸気管破断事故のそれぞれについて生じる力の大きさを応力拡大係数 K_I として計算し、破壊靭性予測値 K_{IC} と比較したのが図2.13です。

この図を見ると、圧力容器が温度低下とともに熱衝撃を受け、大破断LOCAの場合、120℃位で K_I 値が最大(90 MPa $\sqrt{m}$ 程度)になります。最も高い K_I を示すのが大破断LOCAの場合となっています。しかし、このときの破壊靭性値 K_{IC}(150 MPa $\sqrt{m}$ 程度)はそれより高く $K_I < K_{IC}$ なので破壊は起こらず、安全であると評価しています。

しかし、K_{IC} の値が将来予測値であって、その予測に用いた脆化予測式が万全でないことは前述したとおりです。また、破壊力学にもとづく応力拡大係数 K_I の時間変化も、LOCAのプロセスをどのように想定するかで変わってきてしまいます。そう考えると K_{IC} と K_I の値が接近していて、120℃での K_{IC} と K_I との比は1.5程度であり、また、70℃から100℃付近の間では30 MPa程度の差しかないことが気になります。一般的に言って安全率というのはもっと高くなければ不安なのではないでしょうか。特に、圧力容器が脆化破壊を起こしてしまえば原発は一巻の終わりです。そういう最重要な機器の評価として、これで十分安全だとして、高経年化対策済みとする姿勢には恐ろしさを感じます。

もう一つ大きな問題として、監視試験片の問題があります。監視試験片は運転当初から圧力容器の内側に入れてそれを適宜取り出して炉壁の脆化状況を調べるためのものです。例えば柏崎・刈羽1号機では、1年後、4年後、12年後、32年後と4回取り出して調べるという計画になっています。これですら回数が少ないと思うのですが、原発を当初の予定を超えて、20年も寿命延長して使うとなると、監視試験片の数が圧倒的に不足してしまうという問題があります。また、監視試験片の結果が圧力容器の脆化を正しく表すかというとそうとも言い切れません。西ドイツのグンドレミンゲン原子炉のように、試験片の切出し方位によって脆化の様子が違っていたという奇妙な恐ろしい結果もあります[19]。そういう監視試験片であっても、脆化予測式が不十分なものである以上、安全性確認のためには不可欠のものです。数が足りなくてモニターできないとすると、完全な無視界飛行ということになってしまいます。

老朽化(「高経年化」)原発、本当に大丈夫なのでしょうか。

参考文献

[1] 日本原子力学会編、『原子炉水化学ハンドブック』、コロナ社(2000)、p. 195

[2] 小若正倫著、『新版 金属の腐食損傷と防食技術』、アグネ承国社(1995)、p. 379, 436、ほか

[3] 小林英男、"材料事故と安全設計"、金属学会シンポジウムテキスト(1999)pp. 5-8

[4] もんじゅ事故総合評価会議編、『もんじゅ事故と日本のプルトニウム政策』、七つ森書館(1997)、第2章・第3章

[5] 原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会(第7回)(2003. 3. 10)、資料7-3、原子力安全・保安院、"原子力発電設備の健全性評価について—中間とりまとめ—"、

[6] 同上(第10回)(2004. 6. 15)、資料10-3、原子力安全・保安院、"炉心シュラウド及び原子炉再循環系配管の健全性評価について(案)—検討結果の整理—"

[7] NUREG-0313 Rev. 2, "Technical Report on Material Selection and Processing Guidelines for BWR Coolant Pressure Boundary Piping", U.S. NRC, by W.S. Hazelton and W.H. Koo

[8] (社)火力原子力発電技術協会、"BWR炉内構造物点検評価ガイドライン［炉心シュラウド］" 平成13年11月

[9] T.M. Angeliu et al, "Intergranular Stress Corrosion Cracking of Unsensitized Stainless Steels in BWR Environments", the 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems — Water Reactors, Edited by F.P. Ford, S.M. Bruemmer, and G.S. Was, The Minerals, Metals & Materials Society, (1999), pp. 311-318

[10] 原子炉安全小委員会(第12回)(2004. 6. 1)、資料12-3、原子力安全・保安院、"原子炉再循環系配管に係わる健全性評価方法について(案)"

[11] 上記［10］に引用されている。原論文は、鈴木俊一ほか、"原子炉再循環系配管のSCC損傷評価"、保全学、3、No. 2(2004年7月)、pp. 65-70

[12] K. Kumagai et al., "Evaluation of IGSCC Growth Behavior of 316NG PLR Piping in BWR", PVP-Vol. 479, Residual Stress, Fracture and Stress Corrosion Cracking, PVP 2004-2666, pp. 217-223に掲載されたFig 1(Andresenらの実験結果)

[13] P.L. Andresen, L.M. Young, W.R. Catlin, and R.M. Horn, "Stress Corrosion Crack Growth Rate Behavior of Various Grades of Cold Worked Stainless Steel in High Temperature Water", Corrosion 2002, Paper No. 02511, P.L. Andresen, T.M. Angeliu, W.R. Catlin, L.M. Young and R.M. Horn, "Effect of Deformation on SCC of Unsensitized Stainless Steel", Corrosion 2000, Paper No. 00203

[14] 原子力発電設備の健全性評価等に関する小委員会(第8回)(2003. 6. 4)、資料8-2、発電設備技術検査協会、"超音波探傷試験による再循環系配管サイジング(寸法測定)精度向上に関する確性試験について"、p. 25

[15] 柳田誠也、義家敏正、井野博満、"Fe-Cu合金における欠陥形成の損傷速度依存性に関するモデル計算"、日本金属学会誌、64、No. 2(2000)、pp. 115-124

[16] 柳田誠也、村山光宏、"3DAPを用いたFe-Cuモデル合金の中性子損傷速度依存性の研究"、金属、71、No. 8(2001)pp. 758-763

[17] 永井康介、外山健、唐政、長谷川雅幸、西山裕孝、鈴木雅秀、大久保忠勝、宝野和博、"原子炉圧力容器鋼サーベイランス試験片中のCu析出物の検出—陽電子消滅法と3次元アトムプローブ—"、日

本金属学会春季大会講演概要集(2004)p. 295
[18] 原子炉容器試験結果一覧(2004年3月) 経済産業省
[19] 井野博満、"軽水炉圧力容器鋼脆化予測の問題点"、金属、71、No. 8(2001)pp. 726-731
[20] 高経年化技術評価報告書(美浜原発1号機)(1999年2月)