



鉄鋼の水素脆性～新しい展開～

Hydrogen Embrittlement of Steels ～ Turning of the Research Direction ～

南雲道彦 早稲田大学 名誉教授
Michihiko Nagumo

1 はじめに — CHANGE! —

鉄鋼における水素の問題が鑄鍛鋼の白点や銀点と呼ばれる割れ発生で認識されてから半世紀以上になる。その間、高強度鋼の遅れ破壊、水素環境における破壊靱性の低下、あるいは疲労特性の劣化など水素の影響が明らかにされ、多くの研究が積み重ねられて来た。にもかかわらず、未だに水素は永遠の課題などと言われることは忸怩たるものがある。もちろん、新たな技術分野に伴って新しい課題が生まれる。昨今の材料の高強度化や、水素エネルギーシステム材料では水素脆性にも新しい検討課題を提起している。しかし、それに対処する基盤が整理されているかといえ、否とする人が多いであろう。

その原因はいろいろ挙げられる。誰もが考えつくような仕事が一通りすむと残る問題は難しい。そのうちに世間の関心も薄れ、とくに構造材料では現実的な問題が一般に伝わりにくく、大学などには研究の刺激が乏しい。しかし、言訳めいた理由は別として、研究の進め方からみれば、観点が固定していたことも挙げなければならない。

研究はまず現象の把握から始まる。材料では実用的な安全性評価がまず重要であり、水素脆性でも遅れ破壊特性や破壊力学的な評価が行われている。その過程で材料強度や組織などの作用因子について多くのデータが得られている。その場合、水素脆性の主役である水素量をパラメータとする評価が多い。どの程度の水素なら安全か、侵入する水素に対して材料は何を使えばよいかがまず関心事になるから当然である。

問題は、前者では実験室的な評価が実使用条件と対応しなくてはならないが、必ずしも確立されているとはいえず、材料ユーザーから評価法の要望が強い。後者はとくに材料メーカーの課題で、水素と材料因子や使用条件との関わりあいでの水素の作用を明確にし、材料設計をしなくてはならない。いわゆる水素脆性機構に関わる問題である。しかし、作用因子

と作用機構とは別の次元の問題である。水素量は水素脆性のもっとも重要な作用因子であるが、しばしばそれが作用機構と混同されて踏み込んだ追及が不足している。仮に経験的に水素の許容量が求められたとしても、その仕組みが問題である。

水素脆性の研究の歴史は第二次大戦後の脆性破壊研究の歴史と重なる。破壊力学はき裂先端の応力・歪み場に塑性変形を取り入れ、転位論的なマイクロ破壊力学を含めて著しく発展している。しかし、破壊靱性値は評価基準であって、それ自体は破壊機構ではない。限界応力拡大係数などに水素量をパラメータとして入れる試みがある一方で、破壊過程で水素が作用するマイクロな実体やその作用機構の掘り下げは意外に乏しい。経験的なデータは多いが、その物理的な意味が明確にされていないことが多い。

反省してみると、水素量にこだわった従来の研究の延長上では、評価パラメータを精密化していても限界があるようである。高圧水素ガス環境など、新しい条件では現象把握はまず必要であるが、基本的な理解と対策には破壊現象として脆化の実体を素直に見直すべきであろう。

水素脆性は歴史が長いだけに、過去の研究の結論だけが一人歩きすることも新しい展開を妨げている原因のひとつに挙げられよう。例えば、高強度鋼の遅れ破壊では、破断下限応力が水素量で支配されるという1958年のTroianoらの論文¹⁾が古典的な文献としてよく引用される。しかし、実は水素量の直接的な測定はない。実験は予添加した水素をCdめっきで封じ込めた試料を150℃で時効して遅れ破壊試験にかけ、破断寿命の時効時間依存性を調べたものである。もともと含まれている1.5 mass ppm程度の水素は遅れ破壊には寄与せず、脆化は分析精度以下の新たに添加された微量水素によるのだろうとされている。結論は正しいかもしれないが、時効回復の効果かもしれない。また、近年水素脆性における転位の関与が注目されているが、実験的には塑性変形に

伴う現象を短絡的に転位起因とした解析がほとんどである。塑性変形に伴って何が起きているのかを素過程に踏み込んだ追求が不足している。

現象の把握から始まる研究は実体解明、さらに本質としての機構解明に進む。その際には方向づけが重要であり、さまざまな現象から観点を的確に選ばなければならない。古い文献でもよく読むと意外なヒントが得られることがある。また、最近10年くらいの間に、とくに日本で新しい展開の手がかりが得られている。ここではその主な項目をいくつか取り上げながら、今後の方向をさぐってみたい。

2 水素の存在状態と脆化との関係 ～脆化に關与する因子の実体～

低合金鋼では水素脆性が起きるときの水素量は1 mass ppm程度と微量である。そのうち、結晶格子に固溶している水素量は環境によるがさらにはるかに少なく、大部分は粒界、析出物、転位、点欠陥などいろいろな格子欠陥にトラップされている。室温で水素の固溶度や拡散係数が大きくばらつくのはそのためである。かつては水素量はグリセリン法や溶融法で全水素量として求められていたが、近年は水素昇温脱離分析 (TDA) で放出の温度依存性が測定されている。

TDAはもともとTDSとして表面吸着分子(原子)の状態分析として用いられているが、材料内部からの水素放出に適用して材料内における水素のトラップ状態が解析されるようになった。室温で容易に放出される“拡散性”水素はTDAでも一般に比較的低い温度で放出され、“非拡散性”水素の放出は高温側にある。これは主に水素と欠陥との結合エネルギーの違いによるもので、伸線加工した共析鋼では分離した二つの放出ピークが観察される。

水素脆性には“原子状水素”が寄与するとは先のTroianoらの論文に記されているが、高井らは拡散性水素が水素脆性に関与していることを明瞭に示している²⁾。しかし、TDAでひとつのピークとして測定される拡散性水素量にはいろいろなトラップ状態が含まれており、固溶水素も欠陥に弱くトラップされた水素も拡散性である。したがって、脆化にはさらに拡散性水素の内容を検討しなくてはならない。仮に固溶水素が脆化に寄与するとすると、固溶水素量は測定された拡散性水素量のごく一部でしかない。同時に測定される欠陥と弱く結合した拡散性水素は、固溶水素濃度が減少するとそれを補充する予備的な役割である。

塑性歪みが増えると水素吸収量が増加することは以前から指摘されているが、水素脆性と関連した存在状態が明らかになってきた。図1³⁾は旧オーステナイト粒径を細粒化した中炭素マルテンサイト鋼の水素吸収量である。熱処理まま試料

(○)では細粒化で水素吸収量が増加する。実線は粒界単位面積あたりの水素量が一定という条件で計算した値で、粒界面積の増加が水素量増加の理由である。

一方、●は5%の塑性歪みを与えた試料の水素吸収量である。塑性歪みを与えると水素吸収量は大きく増加し、細粒化でむしろ減少する傾向がある。すなわち、水素吸収量の塑性歪みによる増加分は細粒化によって減少する。吸収水素は熱処理ままでも塑性歪み付与材でも拡散性である。塑性歪みに伴う水素吸収量の増加は、変形によって水素の新しいトラップサイトとなる欠陥が導入されることを意味している。さらに図1の△は変形後に250°Cで1hの焼なましを施した試料で水素吸収量の増加はない。すなわち、新しいトラップサイトは転位ではなく、比較的低温の焼なましで消滅する点欠陥である。

点欠陥の実体は原子空孔性と予想されるが、TDAや電気抵抗測定では断定は困難である。そこで、空孔に敏感な陽電子消滅実験を用いて、塑性歪みに伴う空孔密度の増加が確認されている⁴⁾。さらに重要なことは、水素が存在すると塑性変形による空孔密度の増加が顕著になることで、転位密度には水素の効果はない。水素が空孔密度を増加させることは、深井らによって高圧・高温水素環境の結晶格子定数の測定から予想されており、熱力学的には水素が空孔と結合すると空孔の実効的な生成エネルギーが低下するためである。この事情は熱平衡状態だけのものではなく、塑性変形というダイナミックな状況でも起きる。

そこで、水素脆性との関係を調べると、図1の試料は細粒化によって水素脆化感受性が低減する³⁾。その測定は熱処理

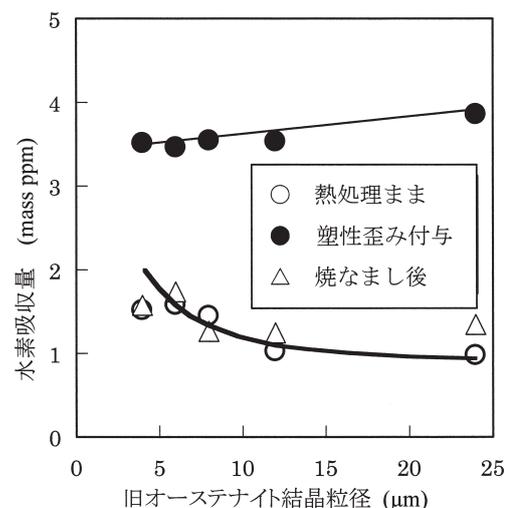


図1 旧オーステナイト粒径を細粒化した中炭素マルテンサイト鋼の水素吸収量³⁾
(○)熱処理まま、(●)5%の塑性歪み付与、(△)変形後250°Cで1hの焼なまし材。下の実線は粒界水素濃度を一定としたときの計算値。

ままの試料に水素を予添加した状態で行われており、水素量は細粒試料ほど多く、粒界水素濃度でみれば一定の条件である。すなわち、脆化には水素量ではなく、塑性歪みで増加した空孔密度が関与していることを意味している。言い換えれば、水素脆性に関与しているのは実は拡散性水素のトラップサイトとしてはたらく空孔であり、水素量としては塑性歪みに伴って増加する空孔にトラップされる拡散性の吸収水素量である。

したがって、脆化の主役は水素ではなく、空孔性の欠陥ということになる。実際に脆化には歪み誘起空孔が寄与し、破断時に水素は必ずしも必要ではないことが、高井らによって純鉄とNi基合金 Inconel 625 について直接的に示されている⁵⁾。すなわち、塑性変形で導入される空孔性の欠陥は水素予添加で増加し、変形途中でいったん水素を除去してもその後の負荷で脆化が現れる。さらに、変形途中で焼なまして水素とともに初期に導入された空孔性欠陥も除去すると脆化は起きない。

ここで注意することは転位密度に水素の影響はないが、脆化に転位が無関係ということではない。高密度の空孔生成は転位間の相互作用による。したがって、転位配列の安定性、転位のすべり挙動、転位運動に対する障害などが、塑性変形時に組織因子の作用として水素脆性に関与するはずである。細粒化はそのひとつの表れとして捉えられよう。材料設計における指針のひとつである。

図1は粒界を含めた格子欠陥を、いわば水素をプローブとして検出したことになる。ここでの注意はあるトラップサイトでの水素濃度はほかのトラップの存在や環境条件によって変化するから、欠陥密度と一義的に対応しない。また、水素とトラップとの結合エネルギーが大きいとTDAで放出ピークは一般に高温側にあるが、高温で放出される水素でも室温で非拡散性とは限らない。さらに、測定される量は試料の平均的な値であり、破壊が進行する局所的な情報にはなかなかならない。水素量は欠陥の検出という目的にせよ、材料評価に用いるためには慎重な扱いが必要である。

3 塑性変形の関わり ～変形の局所化～

3.1 塑性変形の関わり

水素脆性ではマクロな変形を伴わないで破断する 경우가多く、初期には脆性破壊の一種とすることが主流であった。しかし、“脆性的”破壊であっても局所的な塑性変形を伴うのが通常で、水素脆性でも塑性変形の関与がいろいろな現象から認識されている。水素の作用として大きなインパクトになったのはIllinois大学のグループによる電子顕微鏡その場観察

で、水素雰囲気中で転位運動が活性化することがいろいろな金属、合金で観察された。この現象から、いわゆる水素誘起局所変形 (HELP) 理論が提案されている。この現象については薄膜試料の表面効果ではないかという指摘もあるが、バルク試料でも応力緩和速度が水素添加で増大するなど、素過程は問題ながら水素が転位運動を助長することは確かなようである。しかし、HELPは固溶水素と転位運動との関係であって、破壊機構としてはさらにステップがある。

一方、塑性変形が水素脆性を助長することにはHirthらの直接的な実験がある⁶⁾。すなわち、小型引張り試験で負荷応力のモードを変え、脆性破壊で主役になるモードIにせん断応力がはたらくモードIIIを加えていくと、水素による脆化が助長される。さらにHirthらやThompsonらは水素添加材では切欠き底の最大せん断応力線に沿って微小割れが発生しやすいことを観察している。

この実験でHirthの重要な指摘は、水素と塑性変形との関わりにHELPを否定するものではないが、脆化には必ずしも必要条件ではないということである。転位のすべりが障害物で阻止されれば、そこに高い局所応力と歪みが発生する。障害物が第二相粒子とすれば、その界面に水素が析出して微小き裂の生成が考えられる。

水素脆性機構としてはHirthは微細割れのような組織の不均一があるとすべりの局所化が助長されて塑性不安定化が起きることに注目している。すべりが局所化すればさらにすべり帯内部で微細割れの生成が助長される“自己触媒効果”である。この場合の水素は固溶状態ではなく、粒子界面に強くトラップされた非拡散性水素であり、非可逆的な欠陥が生成することになる。ここで注意することは、塑性不安定化の誘起は第二相粒子の割れに限定されるものではない。微小ボイドの生成は空孔の凝集でも可能である。

3.2 破面形態

機構はともあれ、水素脆性では塑性変形とその局所化を伴って破壊が進行することは破面形態に表れている。まず、水素脆性の特徴的な破面のひとつに縞状破面があり、純鉄だけでなく、マルテンサイト鋼、オーステナイトステンレス鋼でも粒内破面や粒界破面に観察される。縞は微小へき開破壊の断続的な進行とする見解もあったが、マルテンサイト鋼では結晶面などの詳細な解析は困難である。寺崎らは鉄単結晶試料で縞は $\{112\}$ すべり面のトレースに対応しており、走査型トンネル顕微鏡で調べると微小空洞が2、3 μm の長さのトンネル状になっていることを明らかにしている⁷⁾。この様相はすべり帯の活動が微小空洞の生成に関係することを示唆し、以前に水素添加して塑性変形させた鉄で見出された、すべり帯にエッチピット起点となる欠陥蓄積があり、微小割れを生

成すること⁸⁾と一致する。

水素添加条件が比較的弱いと水素脆化でも延性破壊のディンプル破面が観察されるが、ディンプルは水素添加によって微細化し、破面全体としては平坦化する。そして、低炭素フェライト・パーライト鋼でディンプル破面であったものが、水素添加すると擬へき開破面になることが観察されている。擬へき開破面は脆性破面に似た比較的平坦な破面であるが、 $\{100\}$ 面のへき開破断ではなく、リバーパターンとは異なる不規則な破面形状の総称である。低炭素鋼の水素脆性破面では、ディンプルが平坦化してその境界が途切れたようになっている。すなわち、この場合の擬へき開破面は延性的な破壊でディンプルが発達せず、せん断変形で崩れたものに近く、ディンプルに比べて破面の平坦化は一層進む。

高強度鋼ではほかに粒界破面がしばしば表れ、脆性破壊に粒界破壊があることから、水素脆性を脆性破壊とする根拠のひとつになっている。粒界破面とはマクロ的に結晶粒単位の破面が表れる場合を指すが、やはり擬へき開に似た不規則な tear を伴うことが多い。そして、意外なことに脆化が進んで tear が小さく、粒界破面が平滑化してくる場合に、塑性歪みに伴う空孔生成が多くなることを見出されている⁹⁾。すなわち、粒界破壊でも割れの伝播に塑性変形を伴っており、付随して生成する欠陥密度が脆化度を決めていることになる。粒界割れが粒界そのものでないことは、高強度 Al 合金の湿潤大気中の応力腐食割れで、き裂が粒界を蛇行しながら進展することが観察されている¹⁰⁾。

3.3 破壊過程

き裂の進展が平面的になることは破面だけではなく、き裂開口変位が小さいことから確かめられている。破面が平坦化することは割れ進展に伴う変形量が少なく、エネルギー消費が少ないことを意味しているが、破壊過程が前記の空孔生

成に関連して明らかになってきている。

水素脆性の理解に重要なのは、単に脆化度の評価ではなく、破壊過程のどの局面が水素によってどのように強められているかの実体である。破壊の進行は、材料中の先在き裂が不安定的に急速進展する非常に脆性的な破壊を別にすれば、共通して初期き裂あるいは微小ボイドの生成とその徐々の進展、そして最終的な不安定伝播という経過をたどる。破壊過程を調べるのに有力な手法は R 曲線(き裂進展抵抗曲線)、すなわち荷重応力を増加させたときに切欠き底に発生した延性き裂の進展量と靱性値 J 積分との関係である。R 曲線の勾配は安定延性き裂の進展抵抗を表し、不安定破壊の発生で終わる。

フェライト・パーライト鋼では水素を添加すると延性き裂が早期に発生するとともに、その進展抵抗が低下する。問題はその機構で、材料によるき裂進展抵抗の違いは塑性変形に伴って生成する欠陥量に関係することが明らかにされている。したがって、水素によるき裂進展抵抗の低下も塑性変形に伴う欠陥量の増加に帰着させることが出来る。

一方、理論的には切欠き底からの延性き裂発生が有限要素法 (FEM) を用いて解析されている。延性破壊ではき裂発生に先立って微小ボイドが生成し、切欠き先端は均一な連続体媒体ではない。そこで、ボイドの存在によって降伏応力が低下するとして計算モデルが提案されている。それを用いた計算で実測された R 曲線がよくシミュレートされ、き裂進展抵抗の低下はボイド体積率の増加に帰着されて、実験的な塑性変形に伴う欠陥生成に対応する。切欠き先端における歪み分布やボイド分布も計算され、図 2¹¹⁾ に示すように、ボイド体積率が増加すると切欠き先端に歪みとボイドの局所化が顕著になる。

同じ考えの延性き裂の発生モデルは、切欠き先端で微小ボイド体積率が増加し、マトリクスの応力媒体としての応力伝

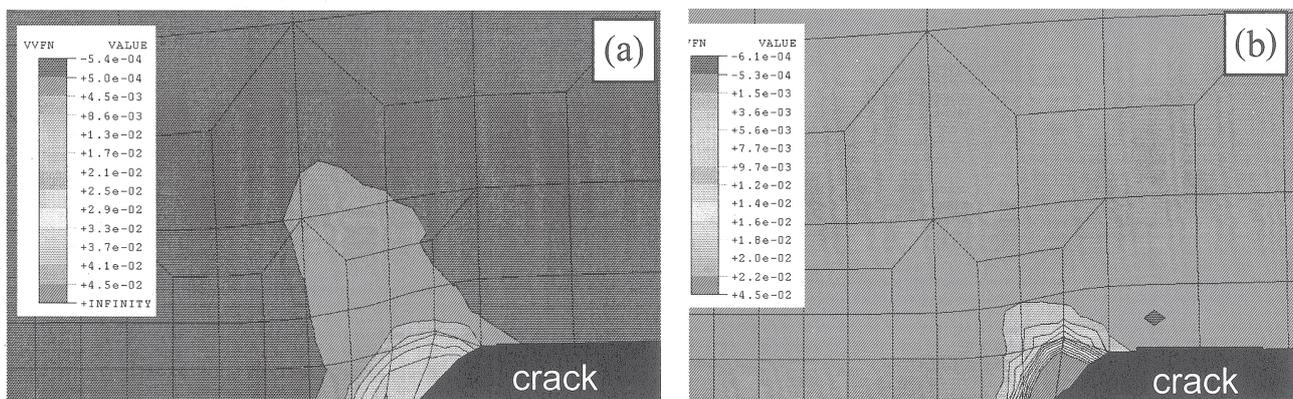


図2 有限要素法で計算したき裂先端の微細ボイド分布¹¹⁾
初期ボイド体積率 (a) 2.0%、(b) 3.5%。

達能が失われることである。この理論予測はき裂発生時の J 積分値の不連続的な変化として実証されているが、水素添加材では応力伝達能が連続的に失われていくことが見出されている。

破壊過程におけるこのような力学的状況は、水素による歪み誘起空孔密度の増加、変形の局所化とよく対応している。すなわち、塑性変形時に水素が欠陥生成を助長することによって破壊に直接的なはたらきをする力学的な状況を作り出すことになる。水素脆性を脆性破壊とする場合には、破壊の力学的条件に水素のミクロな作用として原子間結合力あるいは表面エネルギーの低下が仮定されるが、実際に破面を特徴づける延性破壊的な力学的条件と水素の作用は歪み誘起空孔の凝集として結びつけられる。

4 水素脆性の広がり

4.1 オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆性

鉄鋼の水素脆性では低合金高強度鋼の遅れ破壊が注目されているが、水素エネルギーシステムではオーステナイト(γ)系ステンレス鋼が多く用いられ、水素環境での強度特性の低下が問題になる。 γ 系ステンレス鋼にはマルテンサイト変態や水素化物生成があって、低合金鋼とは異なる事情がある。水素化物の動的な応力誘起生成に伴う脆化はVやNbで見事に捉えられているが、 γ 系ステンレス鋼では水素濃度が高いと水素化物の生成があるものの、脆化の一般的要因としては確証がない。一方、水素化物とマルテンサイト生成とは密接な関係がある。

γ 系ステンレス鋼の水素脆化感受性は一般に γ の安定性が低いと増大する。そこで、準安定オーステナイトの歪み誘起マルテンサイトが脆化の原因とされがちであるが、変態生成物の水素脆性に帰着させるには事情は単純ではない。 α' マルテンサイト量と脆化度との相関の一方で逆相関も報告されている。さらにき裂の伝播にはむしろ ϵ マルテンサイトが経路になることや、 α' は水素化物が室温で分解するときに生成するという報告もある。また、 γ 系ステンレス鋼は γ の安定組成でも水素脆性を示す。

α' 量と水素脆化感受性とに相関があったとしても、それは必ずしも両者の因果関係を意味するものではない。マルテンサイト変態と水素脆化感受性が共通の機構に根ざしていれば、相関があるのは当然である。したがって、機構的には水素が γ の不安定化を助長するのか、それが変態まで進まなくても脆化と結びつくのかが中心的な問題になる。これには明快な答えはまだない。

ひとつの観点は積層欠陥はマルテンサイトの変態核となり得て、 γ の不安定なステンレス鋼では積層欠陥エネルギーは

低い。注目されることは積層欠陥エネルギーの大きさが水素によって低下することである。また、SUS 304L鋼の応力腐食破面や、310鋼の水素雰囲気での割れ近傍に、Debyeリングを伴う結晶粒の著しい微細化が観察されている^{12,13}。細粒化は再結晶によるとは考えられないから、高密度の格子欠陥が導入されて結晶が乱れた結果としてよいであろう。

そこで、さらに踏み込むと問題は積層欠陥の生成機構で、そこにおける水素の作用である。積層欠陥の生成機構のひとつに原子空孔の析出があり、らせん転位のジョグの運動は積層欠陥と空孔の生成に共通的に関連している。水素による積層欠陥エネルギーの低下を γ の安定性との関係で比較し、面心立方格子中の転位の運動における水素の作用に注目すべきであろう。先のInconel 625に見られた水素脆性⁵⁾は、水素による歪み誘起空孔生成の助長を伴っており、その実体が注目される。

4.2 破壊現象としての共通性

破壊には低温脆性、延性破壊、疲労、クリープ、応力腐食割れなどいろいろな分類があるが、水素による破壊の促進はこれらのほとんどで見られる。そこには破壊現象として水素の共通的な役割が予想され、これによって水素脆性を破壊現象の一環として統一的に理解されよう。

その例として高強度鋼ばね鋼に水素を添加すると疲労試験で寿命と下限応力が低下することがある。疲労過程では組織構成因子に不可逆的な変化が起き、ミクロな欠陥生成から割れの発生と進展に進む。欠陥生成は一般に疲労損傷とされるが、潜伏期で起きることはブラックボックスに近い。そこで、水素をプローブとして疲労中に生成した欠陥を検出すると、水素予添加材は疲労中に空孔性の欠陥生成が助長されていることが見出されている。さらに、疲労と遅れ破壊試験とで水素の作用に相互関係があり、予疲労材は遅れ破壊寿命が短くなり、予疲労材を200℃で焼なますと予疲労の効果は回復してほとんどなくなる。

塑性変形を伴う破壊で、空孔の生成と凝集による微細割れ生成は一般的な現象で水素脆性に特異なものではない。キーワードはナノスケール損傷である。材料には使用中に負荷応力や環境によって損傷の蓄積が起きる。静的とみられる定応力、定歪み状態の遅れ破壊でもクリープや応力緩和のミクロ塑性の進行がある。

5 おわりに

水素脆性における破壊の特徴を調べていくと、延性破壊における塑性変形の作用が水素によって強められていることに行き当たる。その内容は空孔性欠陥の局所的な生成、言わば

ナノスケール損傷の生成助長である。この考えが水素助長塑性誘起空孔モデル¹⁴⁾で、材料の水素脆化特性を支配する実体は水素そのものよりも水素によって助長される損傷になる。水素脆性の脆性破壊モデルが微細割れの生成が分子状水素の析出により、成長が格子脆化によって助長されるとするのと対比的である。

従来の水素量を中心においた流れでは抵抗感はやむをえないが、塑性変形を伴う破壊現象としてはむしろ自然で、材料の組織因子や負荷条件の作用を考えていく上で新しい方向が得られよう。水素脆性は広い分野にまたがる問題である。本報では紙面も限られ、図や文献も多くを割愛したが、水素脆性を理解するための基本事項や従来の文献を一冊の本にまとめた¹⁵⁾ので、詳しくはそちらを参照されたい。

なお、2回にわたる遅れ破壊に関する鉄鋼基礎共同研究会や、科学技術振興調整費による環境脆化の総合研究は研究の場を広げ、いろいろな観点の研究者が相互理解を深めるのに有効であった。最近新しい有力な研究手法も開発されており、的確な情報交換を行いながら研究が進められる場を期待したい。

参考文献

- 1) H.H.Johnson, J.G.Morlet, and A.R.Troiano : Trans Metall.Soc.AIME, 212 (1958), 528.
- 2) K.Takai and R.Watanuki : ISIJ Int., 43 (2003), 520.
- 3) H.Fuchigami, H.Minami and M.Nagumo : Phil.Mag. Lett., 86 (2006), 21.
- 4) K.Sakaki, T.Kawase, M.Hirato, M.Mizuno, H.Araki, Y.Shirai, and M.Nagumo : Scr.Mater., 55 (2006), 1031.
- 5) K.Takai, H.Shoda, H.Suzuki and M.Nagumo : Acta Mater., 56 (2008), 5158.
- 6) J.P.Hirth : in Hydrogen Effects in Materials, ed.by A.W.Thompson and N.R.Moody, TMS, Warrendale, (1996), 507.
- 7) F.Terasaki, T.Kawakami, A.Yoshikawa and N.Takano : Rev.Métall-CT/Sci.Génie Matér., (1998), 1519.
- 8) 南雲道彦, 宮本勝良 : 日本金属学会誌 : 45 (1981), 1309.
- 9) M.Nagumo and H.Matsuda : Phil.Mag.A, 82 (2002), 3415.
- 10) K.Komai, K.Minoshima and T.Miyawaki : JSME Int., Ser.A, 41 (1998), 49.
- 11) M.Nagumo, H.Yoshida, Y.Shimomura and T.Kadokura : Mater.Trans., 42 (2001), 132.
- 12) R.Liu, N.Narita, C.Altstetter, H.Birnbaum, and E.N.Pugh : Metall.Trans.A, 11A (1980), 1563.
- 13) N.Narita and H.K.Birnbaum : Scr.Metall., 14 (1980), 1355.
- 14) M.Nagumo : Mater.Sci.Tech., 20 (2004), 940-950.
- 15) 南雲道彦 : 水素脆性の基礎, 内田老鶴圃, (2008)

(2008年11月25日受付)

ブックレビュー

「日本鉄鋼協会2008年度鉄鋼関連図書出版支援事業」採択図書 水素脆性の基礎 水素の振るまいと脆化機構 南雲道彦 著

2008年12月 (株)内田老鶴圃発行(Tel. 03-3945-6781)
B5判 356頁 定価5,565円(消費税込)

水素脆性は、材料中に進入した水素によって材料の強度特性が低下し、割れ発生や早期破断をもたらす現象である。近年、自動車分野などでは軽量化のために高強度材料のニーズが高揚しているが、一般に材料を高強度化すると水素脆性が生じやすくなることから、その防止技術の確立が急がれている。また、将来の水素エネルギー社会に向けた取り組みの中で構造材料の水素脆性の対策が技術課題になっている。水素脆性について、これまで多くの研究が積み重ねられているが、いまなお未解明の問題とされる。その原因として、水素脆性が、材料、電気化学、破壊などの学問領域にまたがる学際的な現象であるために、その全体感を捉えることは容易でなく、各々の専門領域の研究者、技術者間での相互理解、共通認識の不足があげられる。かかる状況下で、本書は、水素脆性研究の第一人者である南雲道彦博士(早稲田大学名誉教授)が、水素脆性の実体と本質の全貌を系統的にまとめあげた待望の専門書である。本書は、第I部～第VI部からなり、第I部では材料中の水素の存在状態、第II部では材料中の水素の移動、第III部では環境から材料への水素進入、第IV部では変形応力に及ぼす水素の影響、第V部では水素脆性破壊の特徴、第VI部では水素脆性機構について、いろいろな専門分野の方々にも共通理解できるように、基本的な事項とそれに対する取り組み方に重点をおいて、丁寧に解説している。新しい展開を見せている最新の研究成果もふんだんに取り入れていることも大きな特長であり、水素脆性に関わる研究者、技術者の方々には欠くことの出来ない座右の書である。専門外の方々にも極めて有益であることから、図書室や研究室の共通書棚などにも是非置いておきたい一冊である。

((株)神戸製鋼所 技術開発本部材料研究所 中山武典)