

研究会成果報告－24

水素脆化の基本要因と特性評価の新展開

Prospective Research of Fundamental Factors and Characteristic Evaluations of Hydrogen Embrittlement

上智大学
理工学部 機能創造理工学科
教授 高井健一
Kenichi Takai

岡山大学大学院
自然科学研究科
特任教授 瀬沼武秀
Takehide Senuma

東北大学
金属材料研究所
教授 秋山英二
Eiji Akiyama

1 はじめに

「水素脆化の基本要因と特性評価」研究会は、日本鉄鋼協会平成27年度研究会Iとして発足し、平成30年2月に活動を終了した。この3年間に、大学・公的研究機関28名、企業32名、顧問3名の合計63名の委員による活発な活動が展開された。

本研究会では、各種金属組織（焼戻しマルテンサイト鋼、TRIP鋼、超微細粒鋼、ステンレス鋼、純鉄など）、各強度レベル（200～2000 MPa級）、実際の負荷モード（一定応力、繰り返し応力）などの各種要因を対象とし、主に、潜伏期を含めた水素脆化の進行過程において、鋼材内で起こる現象を新たな実験・解析手法、および計算科学を用いて原子スケールから解明し、水素脆化発生までの基本要因を明らかにすることを目的とした。委員は以下の3つの研究グループのいずれか、あるいは複数に属し、研究を遂行した。

- ・Aグループ：「材料組織機能」
- ・Bグループ：「材料使用条件機能」
- ・Cグループ：「水素機能の基本要素解析」

これらの成果は、2018年9月6日、7日の最終報告会のテキスト¹⁾にまとめられている。本解説では、これら研究テーマの成果の一部を紹介する。

2 材料組織機能

Aグループでは、水素脆化に及ぼす材料の組織と添加元素の影響を明らかにすることで、提案されている水素脆化機構の検証を行うとともに、具体的な水素脆化を抑制する組織制御を提案することを目指した。ここでは紙面の制限もあるの

で、具体的な水素脆化対策につながる研究成果を中心に過去の文献の調査結果も含めて報告する。

2.1 成分の影響

瀬沼らは、超高強度マルテンサイト鋼の遅れ破壊感受性に及ぼすMn、Nb、Ti、Mo等の成分の影響について検討した²⁻⁵⁾。Fig.1に、0.32% Cの鋼板を900℃で5 min加熱後に焼入れし、170℃で20 minの低温で焼戻した（塗装焼き付け処理相当）各試料の定荷重遅れ破壊試験で得られた破断時間の結果を示す。板厚1 mmの試験片のノッチ部（曲率半径2.5 mm）に最大応力が1.3 GPaになるように負荷した状態で10 mass%のチオシアン酸アンモニウム水溶液に浸漬して、浸漬開始から破断までの時間を測定した。Mn量の低減、Nb、Moの単独ならびに複合添加により、遅れ破壊感受性が低減する。Mnが粒界や介在物界面に存在すると、粒界の剥離強度が低下⁶⁾、あるいは炭化物の形態に影響を与え過剰空孔密度を増加⁷⁾との報告があるため、Mn量低減でこれらの要因を抑制し遅れ破壊感受性が低減したと考えられる。

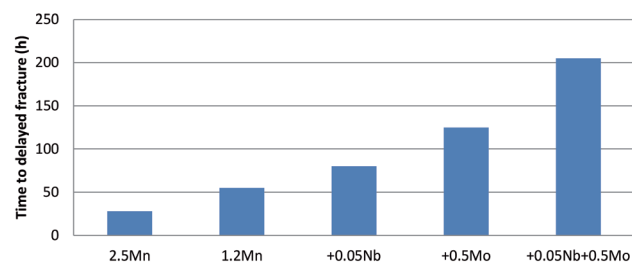


Fig.1 Effect of alloying elements on time to delayed fracture (0.32%C steel, FT: 930 °C, CT: 600 °C, CR: 50%, HT: 900 °C×5 min and WQ, BH: 170 °C×20 min).

一方、NbおよびMoの添加はマルテンサイト組織の微細化をもたらすため、遅れ破壊感受性を低減したと考えられる。しかし、これらの元素の添加はそれ以上の効果をもたらしたため、次の2つの推察もなされた。第1に、水素局所塑性変形助長 (Hydrogen-Enhanced Localized plasticity : HELP) 理論が妥当な水素脆化機構の一つと仮定すると、水素の存在でき裂の先端から生じる転位の易動度が増し、き裂の進展が促進されるが、NbおよびMoは転位との相互作用で転位の易動度を低下させるため、き裂の進展を遅らせ、遅れ破壊感受性を低減させたと考えられる。また、転位の易動度の低下は過剰空孔の生成も抑制し、その密度の増加が抑えられることで破断時間が延びたとも考えられる。第2に、Nb, Moは粒界に偏析する傾向が強く、粒界剥離強度を高める元素であることから、粒界や介在物界面でのき裂の発生が抑制された可能性もある。Nb, Moの他にTi, V添加も遅れ破壊感受性低減効果を示す。

2.2 結晶粒界の影響

結晶粒界は水素のトラップサイトであるが、き裂の伝播を抑制する障害としての機能も有している。また、粒界近傍では多重すべりが起きやすく、ひずみの局所化や過剰空孔密度の増加が起りやすい。粒界が水素割れの起点になりやすい理由は、転位が集積されるとそこで高い応力場ができるだけでなく、転位が運んできた水素が集積して粒界の剥離強度も低下するためであると推測されている。柴田ら⁸⁾は水素マイクロプリント法を用いて水素の存在位置を特定した。応力無負荷の場合は鋼中に侵入した水素と反応した銀粒子は比較的均一に析出していたのに対し、低ひずみ速度で引張変形を加

えた試料では水素と反応した銀粒子はFig.2に示すように旧オーステナイト粒界近傍に優先的に析出していた⁸⁾。この結果は、前述の転位による水素輸送の推測を支持する。また、水素脆化感受性のひずみ速度依存性を明らかにする目的で、引張変形中の局所水素分布を水素マイクロプリント法で観察した結果、およびSEM/EBSD法により解析した結果も示した。高ひずみ速度 ($= 8.3 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) での引張変形では、水素は比較的ランダムに分布しているのに対し、低ひずみ速度 ($= 8.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) では、水素がラス境界、ブロック境界、パケット境界、旧オーステナイト粒界といったラスマルテンサイト組織中の特徴的な境界・粒界上に集積するようになることを示した。特に旧オーステナイト粒界に沿って水素が優先的に集積することを明らかにし、ひずみ速度の低下に伴って水素脆化感受性が増加する要因は、旧オーステナイト粒界への水素集積が促進された結果であると結論づけている⁸⁾。

このように粒界で最初にき裂が生じたと仮定した場合、粒界に多量の水素が存在する場合や粒界脆化元素が偏析している場合のように粒界剥離強度が低い条件下では粒界破壊を起こし、そうでない場合は粒界近傍に多量に生成した過剰空孔の影響で粒界近傍の $\{110\}$ すべり面に沿ってき裂が伝播し、擬へき開破壊が起こると推測されている。柴田ら⁹⁾はFig.3に示すように、低ひずみ速度引張試験後の試料に発生していたマイクロクラック近傍領域をSEMによる組織観察およびSEM / EBSD法による方位解析を行い、平滑な破面は粒界破壊を、擬へき開破面は $\{110\}$ 面に沿った粒内破壊であること示し、上述の推察を支持した。

水素を固溶する γ から生じた加工誘起マルテンサイトが擬へき開破壊の起点となる場合は、き裂はマルテンサイト母相

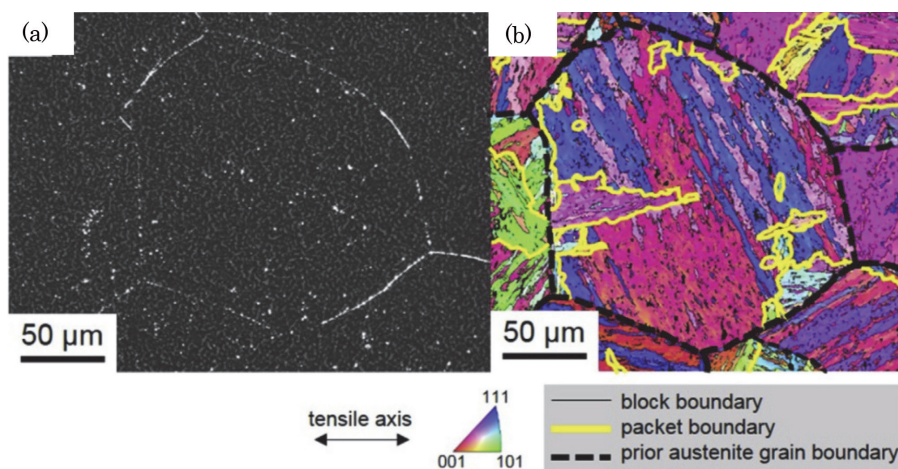


Fig.2 SEM image (a) and corresponding EBSD orientation map (b) of the specimen tensile-tested at a strain rate of $8.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ after hydrogen micro-print treatment. Block boundaries, packet boundaries, and prior austenite grain boundaries identified through orientation analysis are drawn by black lines, yellow lines, and black broken lines, respectively, in the EBSD map (b)⁸⁾.

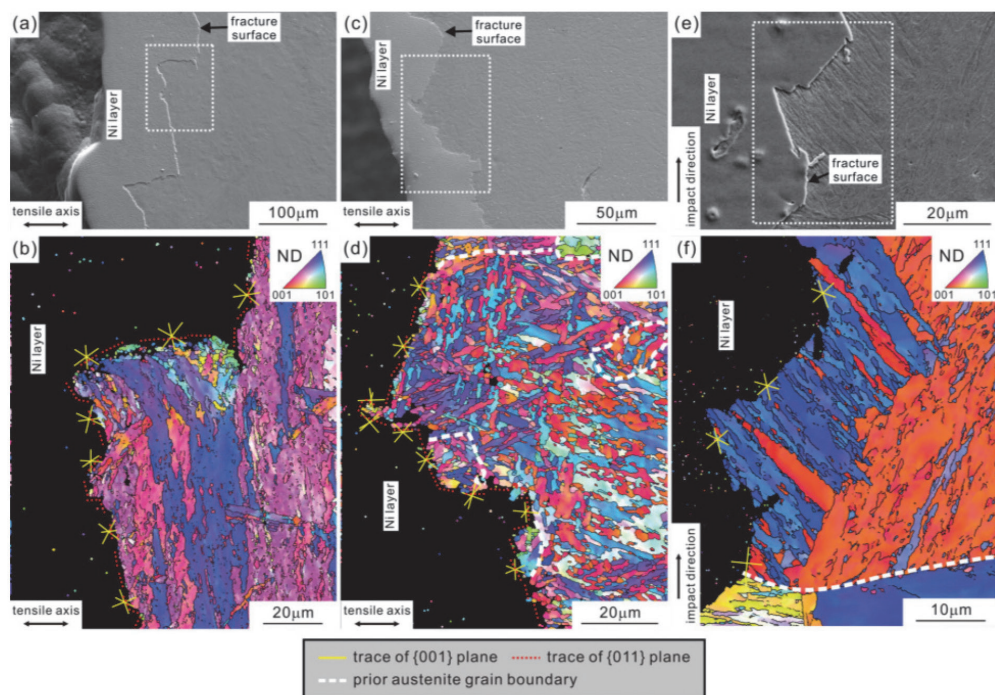


Fig.3 (a,c) SEM images and (b,d) EBSD orientation maps around the hydrogen-related fracture surfaces of the Fe-0.1C specimen and the Fe-0.4C specimen tempered at 450°C. (e,f) SEM image and EBSD orientation map around the typical cleavage fracture surface of low-temperature embrittlement in a low carbon martensitic steel (Fe-2Mn-0.1C). In the online version of the article, the prior austenite grain boundaries are indicated by white broken lines, and the traces of {001} planes and {011} planes near the fracture surfaces are indicated by yellow solid lines and red dotted lines, respectively⁹.

の{110} すべり面だけでなく、{100} のへき開面に沿っても進展することが小山ら¹⁰⁾によって示された。その理由は変態時に大量に排出される水素が鉄原子の結合力を低下させ{100}でのき裂の進展を可能にしたと推測している。

銀デコレーション法は粒界への水素偏析の検討だけでなく、水素の拡散速度に及ぼす表面の結晶方位の影響についての検討手法としても用いられた。小山ら¹¹⁾は表面方位別の銀の析出量を観察し、表面への水素の流れはnear〈001〉表面で最も速く、一方、near〈111〉表面で最も遅くなることを明らかにし、その理由を双晶や転位の水素のトラップ能力と水素の拡散速度を関連付けて説明した。

マルテンサイト鋼の遅れ破壊感受性を低減させる手段として、組織の微細化が有効であることは本研究会活動でも明確にされ¹⁾、以前にも報告されている¹²⁾。その理由としては、微細化に伴い単位粒界面積当りの水素の存在密度が低下することで粒界剥離が起こりにくくなること、結晶粒が微細化することで粒界近傍でのひずみの局所化が抑制され、応力集中や過剰空孔密度が低減されること、そして、大傾角の界面が増加することでき裂の伝播が抑制されることなどが挙げられている。このように結晶粒の微細化は強度の上昇と遅れ破壊感受性低減を両立できる有益な組織制御である。

2.3 残留オーステナイトの影響

強度-延性バランスの良い超高強度鋼板のニーズの高まりに対応して、残留γを多く含んだ鋼板の高強度化が進められている。しかし、U字曲げ試料をボルトで締め付け、負荷をかけた状態で水素の陰極チャージを行った遅れ破壊試験で山崎ら¹³⁾はU字曲げをする前の試料の残留γ量が多いほど遅れ破壊感受性が高まることを報告している。また、本研究会活動においても0.31% C-0.96% Si-2.5% Mn-0.02% Nb-0.01% Ti-0.002% B鋼をQuench and partitioning (Q&P)処理して得られた鋼板(引張強さ:1490 MPa、均一伸び:21.5%、全伸び:23%)をそのまま遅れ破壊試験に供した場合とプレス成形後の部材を想定して(最も変形した部位のひずみが15%であったと仮定して)、15%の引張試験を行った後の試料の遅れ破壊試験を行った場合の結果の比較が行われた¹⁾。遅れ破壊試験は焼付け硬化(BH)処理後にノッチ部の最大応力が1300 MPaになるように負荷を加えて10 mass%のNH₄SCN水溶液中で行われた。Q&P処理ままの試料は400 hを経過しても破断に至らなかったが、それに15%のひずみを加えた試料は15 hでは破断した。この結果はひずみ誘起されたマルテンサイトの近傍に生じた引張の残留応力が水素脆化に伴うき裂の発生を著しく助長したことを示唆する。

また、本研究会活動では0.4C-0.5Si-1.5Mn-1Al-0.05Nb-0.2Mo鋼を915℃で1200 sの溶体化処理をした後に425℃で500 sのオーステンパー処理をした母相がベイナイトの残留 γ 鋼を用いて水素脆化に及ぼす予ひずみの影響を検討した研究も行われた¹⁴⁾。引張強さ977 MPa、全伸び27.7%の材料に0, 3, 6, 10, 15%の予ひずみを与えた試料を25℃の3 mass% NaCl+3 g/L-NH₄SCN水溶液中に浸漬して電流密度1 A/m²で48 hの水素チャージをして、再び25℃でクロスヘッド速度1 mm/minの条件で引張試験した。比較材として水素未チャージ材も同じ条件で引張試験し、水素脆化感受性に及ぼす予ひずみの影響を検討した。予ひずみを15%与えた後に水素チャージした試料も予ひずみを与えないで水素チャージした試料も予ひずみ+水素チャージ後の引張ひずみで表す全ひずみではほぼ同じ値を示した。また、水素未チャージ試料も予ひずみとその後の引張ひずみの合計は予ひずみ量の影響をほとんど受けなため水素脆化の指標となる(水素添加材の全伸び/水素未添加材の全伸び)は予ひずみの影響を受けない結果となった。この結果は前述の定荷重での遅れ破壊試験の結果と整合しない。その理由の解明は今後の課題である。

北條¹⁵⁾は、0.4C-1.5Si-1.5Mn鋼から作製した残留 γ 鋼の水素脆化に及ぼすひずみ速度の影響を検討し、ひずみ速度の低下に伴い水素脆化感受性が高くなるが、加工誘起変態量は水素の存在の有無にも、ひずみ速度にも影響されないことを示した。そして、低ひずみ速度変形により水素脆化感受性が増加したのは、低ひずみ速度ゆえに、ひずみ誘起変態により生じたマルテンサイトの近傍でのき裂の発生場所に水素が集積する時間が十分に与えられ、水素が高濃度になった結果と推測している。

2.4 オーステナイト系ステンレス鋼

オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆化については本研究会に先立って、それまでの結果が南雲¹⁶⁾、大村¹⁷⁾によって解説されている。彼らは γ の安定性と水素脆化感受性との関係をNi当量やMd₅₀(30%の加工により50%のマルテンサイト相が生成する温度)で整理し詳細に論じている。Ni当量が低く、Md₅₀が高いSUS304などでは部材成形時に加工誘起変態が起り、水素脆化感受性が高くなる。焼戻しマルテンサイト鋼でも残留 γ の安定性を増す合金設計をすることで水素脆化感受性が抑制されることが報告されている¹⁸⁾。

加工誘起変態が起ることで水素脆化感受性が増すことは明確であるが、最近の研究で加工誘起変態マルテンサイトが観察されないオーステナイト系ステンレス鋼でも水素脆化がみられることが明らかになった¹⁹⁾。オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆化割れの破面が(111)面のため、双晶の生成が水素脆化感受性を高めたと考えやすいが、双晶の生成は整

合界面、整合ひずみとなるので加工誘起マルテンサイト相の生成と異なり水素脆化を顕著に促進する環境の変化をもたらすとは考えにくい。単純に双晶の形成が水素脆化を促進させると結論づけるのは難しい。オーステナイト系ステンレス鋼と同様の面心立方合金であるInconel 625を用いて高井²⁰⁾が水素脆化の原因がマルテンサイト鋼と同様に空孔性欠陥であることを示した結果を南雲は紹介し、オーステナイト系ステンレス鋼でも同様の実験をすることを提案した。

本研究会において、横山²¹⁾は独自に開発した固溶水素量を増やす改良水素チャージ法を用いて水素をチャージしたSUS316Lは室温でも液体窒素温度でも水素脆化を示すことを報告した。室温での水素脆化材では加工誘起マルテンサイトは観察されず、これらの試料を200℃の熱処理を施すと水素脆化を起こさなくなることから空孔性欠陥が水素脆化の原因であることを示し、南雲の提案に沿う形になった。また、液体窒素温度での水素脆化で破面が明確な粒界破壊破面ではなかった理由として、マルテンサイトが誘起される前に塑性変形が進み、固溶の水素が転位にトラップされるためと推測している。

このように、オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆化に空孔性欠陥が重要な役割を果たすことが推測されているが、その詳細については明らかにされていなかった。そこで、秦野²²⁾は水素割れの起点を放射光X線回折法および高分解能TEM法で詳細に観察し、ナノサイズの ϵ 相が双晶界面上に生成しているのを明らかにした。この ϵ 相はオーステナイトの双晶界面に転位が集積することで双晶界面上に形成されたと考えられ、水素の存在の有無でその特性が異なることが分かった。すなわち、水素の存在しない状態で生成する ϵ は400℃の昇温でも消滅しないのに対し、水素の存在下で形成される ϵ 相は400℃でほぼ消滅するため、空孔性欠陥の特徴を有すると考えられる。水素脆化割れはこの ϵ 中の過剰空孔がクラスター化し、マイクロボイドを形成し、それが連結することで進展すると推察された。破面が γ (111) = ϵ (001)であることはこの推察を支持する^{23,24)}。

小松²⁵⁾は常温で水素脆化感受性の低いSUS316Lが-70℃では感受性が高まり、-150℃で再び低下する現象を低温加工後の試験片を液体窒素に凍結して-150℃から陽電子寿命を測定する新しい方法で検討した(常温に戻して陽電子寿命を測定する従来法では、常温に戻す間にクラスターの成長が懸念されていた)。その結果、常温では加工誘起変態が起きないために空孔が比較的均一に生成され、その後のクラスター形成では小さなクラスターが分布することが明らかになり、その結果水素脆化感受性が低くなったと結論づけた。一方、-70℃では加工誘起変態が起り、異相界面での空孔のクラスターの粗大化も進むので、水素脆化感受性が高くなり、-150℃だと加工誘起変態は顕著になるが、低温のためクラス

ター化が起きにくいと、水素脆化感受性が低くなると結論づけている。

3 材料使用条件機能

Bグループでは、各種試験方法における水素脆化度の比較、水素添加・応力負荷条件の違いにおける潜伏期を含めた材質劣化について検討された。

3.1 TRIP 鋼の曲げ試験による水素脆化感受性評価

実使用部材を模擬した自動車用高強度鋼板の水素脆化特性評価のため、1500 MPa級TRIP型マルテンサイト (TM) 鋼板のU曲げ-陰極チャージ試験を行った。短冊試験片を曲げ半径3~15 mmでU曲げ加工して塑性ひずみを付与し、U曲げ頂点部に0~1000 MPaの応力を付与した。このU曲げ試験片に水素チャージ (電解チャージ、3 % NaCl + 5 g/L NH_4SCN 水溶液、電流密度 10 A/m²、25 °C) を行い、水素脆化試験を行った。

本実験の水素チャージ条件では、いずれの曲げ半径、負荷応力でもTM鋼は水素脆化を生じた。とくに、曲げ半径3 mm、U曲げ加工後の負荷応力が0 MPaの条件でもき裂が観察された。U曲げ加工時の有限要素解析によりTM鋼はスプリングバックした状態でもU曲げ頂点部の板厚方向には塑性ひずみ分布、応力分布があり、塑性ひずみはU曲げ部の外側表面で大きく、板厚中央部付近では高い引張応力が作用したことが確認された (Fig.4)。試験片中の水素は、塑性ひずみが大きいU曲げ部表面、残留応力の高い板厚中央部付近に集積し、それらのいずれかの位置で水素脆化が発生したと予想される。今後、U曲げ試験による水素脆化発生の限界応力、限界塑性ひずみ、限界水素量を明確にする必要がある。

3.2 焼戻しマルテンサイト鋼の引張試験による水素脆化感受性評価

引張強さ 1450 MPa級の焼戻しマルテンサイト鋼において、Si量を変えることで、水素添加により擬へき開破壊主体であるものと粒界破壊主体である鋼材を用意した。円周切欠き試験片の破壊強さと破面形態に及ぼす引張速度、水素量、温度の影響を検討した²⁶⁾。

Fig.5 (a) に示すように、高Si鋼は低水素量あるいは高引張速度の条件において擬へき開破面、高水素量かつ低引張速度の条件において、旧 γ 粒界上にtear-ridgeを伴いながら粒界と粒内を交互にき裂が進展した擬粒界破面となる。また、Fig.5 (b) に示すように、低Si鋼は低水素量かつ高引張速度において擬へき開破面、他の条件では粒界もしくは擬粒界破面となる。また、両鋼ともある引張速度以下では一定値に収

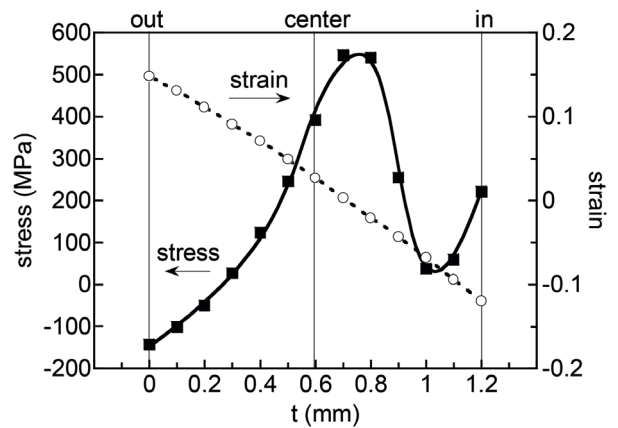


Fig.4 Variations in longitudinal stress and plastic strain at the top of U-bend specimen with a bending radius of 3 mm and with an applied stress of 0 MPa as a function of position from surface of outside of U-bend specimen in thickness direction (t) obtained from finite element analysis.

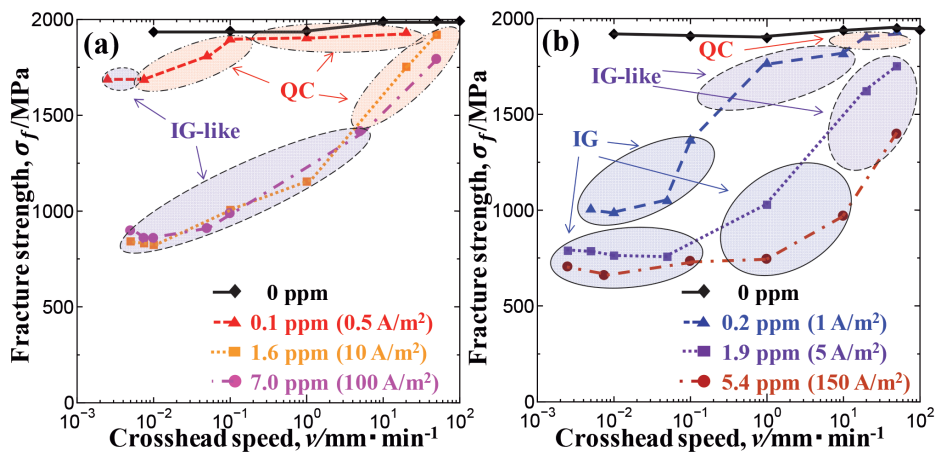


Fig.5 Fracture modes tensile-tested at various crosshead speeds and hydrogen contents of (a) High-Si and (b) Low-Si notched specimens²⁶⁾. IG : intergranular, QC : quasi-cleavage.

束する下限界応力が表れる。低Si鋼の下限界応力は高Si鋼のそれと比較して、より高引張速度から表れる。

室温において両鋼とも水素により破壊強さが著しく低下し、粒界破面へと破壊形態が遷移する水素量を添加しても、-196℃では両鋼とも水素無添加材と比較し破壊強さは低下せず、へき開とディンプルの混在破面となり、水素脆化感受性および破面にも水素の影響が表れない。これらの結果は、元から旧 γ 粒界上にトラップされた水素だけで粒界破壊が生じず、さらに粒内のセメントタイト、ブロック、パケット、ラス境界等にトラップされた水素だけでも擬へき開破壊が生じないことを示唆している。すなわち、室温・低引張速度での水素脆化は、応力負荷前に各サイトにトラップされていた水素だけで剥離するように破壊するわけではなく、応力負荷過程における水素集積、および格子欠陥形成の影響を大きく受けることが示された。

4 水素機能の基本要素解析

Cグループでは、新たな手法を用いた実験と計算の両面から各種格子欠陥と水素の相互作用、昇温脱離法で得られる水素放出プロファイルの意味などについて検討された。

4.1 伸線パーライト鋼の水素脆化の異方性

伸線パーライト鋼は、高強度にもかかわらず伸線方向の耐水素脆化性が良好なことが知られているが、そのメカニズムは定かでない²⁷⁾。本鋼は、界面が伸線方向と平行なフェライト(α)相とセメントタイト(θ)相からなるラメラ構造を持つ。そこで、上記メカニズムを調査するため、富松らは、 α/θ 界面に対して向きが異なる切欠き付片持ち梁試験片を本鋼表面に収束イオンビーム加工した。そして、電解チャージ下で圧子押込みによる曲げ試験を実施した²⁸⁾。

Fig.6 (a) に曲げ変形時の圧子の荷重－変位関係を示す。切

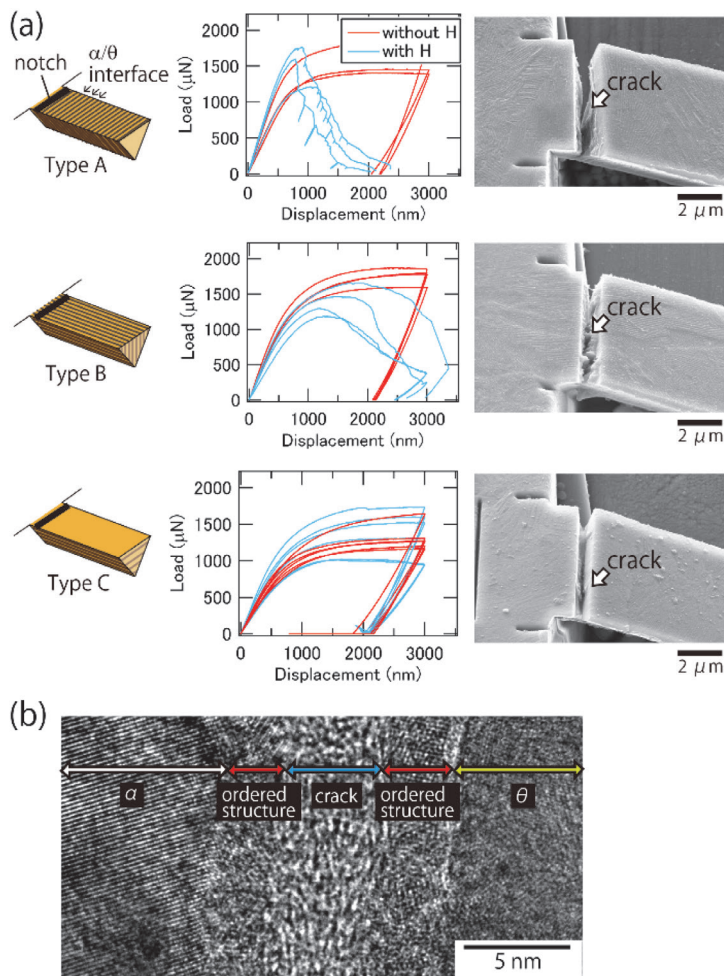


Fig.6 (a) Load-displacement relation of the indenter during the bending tests, and SEM images of the specimens after the bending tests during cathodic hydrogen charging. (b) A high-resolution TEM image of the specimen, where a stationary hydrogen embrittlement crack was intentionally formed by the bending tests²⁸⁾.

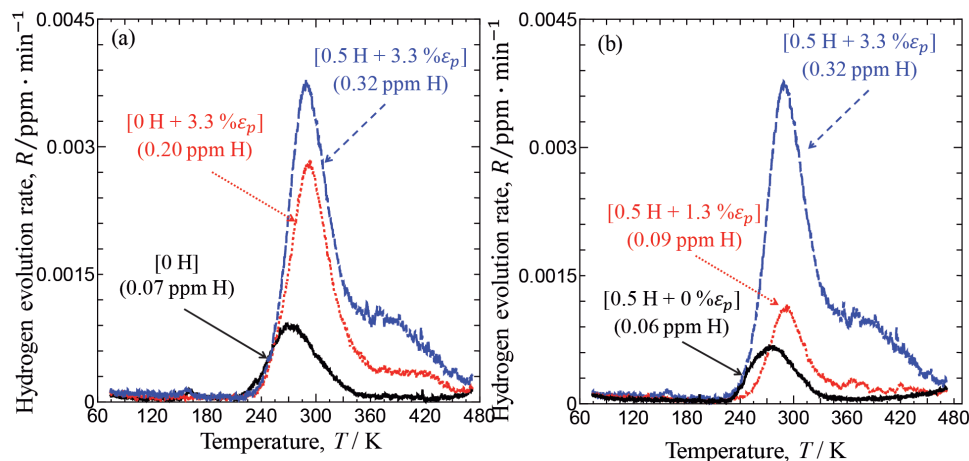


Fig.7 Hydrogen desorption spectra and the amount of tracer hydrogen ; (a) an effect of the initial amount of hydrogen on tracer hydrogen desorption spectra and the amount of tracer hydrogen of specimens subjected to plastic strain of 3.3% and (b) an effect of plastic strain on tracer hydrogen desorption spectra and the amount of tracer hydrogen of specimens containing initial hydrogen of 0.5 mass ppm⁽²⁹⁾.

欠きが α/θ 界面と平行な試験片は、垂直な試験片よりも、急激に荷重が低下し、深いき裂が形成された。さらに、優先き裂経路を調査するため、試験を中断して停留き裂を作成した切欠きが α/θ 界面と平行な試験片を、透過電子顕微鏡により観察した。Fig.6 (b) の格子像に示す通り、 α/θ 界面にき裂が認められた。また、き裂長さに対応する圧子荷重から α/θ 界面の破壊靱性値を計算したところ1.7 MPa m^{1/2}となり、セラミックスと同水準であることも見出された。

以上の結果から、水素に脆弱な α/θ 界面が引張軸と平行であるため、伸線パーライト鋼は伸線方向に優れた耐水素脆化性を有することが明確になった。

4.2 焼戻しマルテンサイト鋼中の水素ひずみ誘起格子欠陥の特定

-200℃から昇温可能な低温昇温脱離分析装置（以下、L-TDS）を用いて、焼戻しマルテンサイト鋼の水素脆化破面である擬へき開破面近傍の水素誘起格子欠陥形成挙動の解明を試みた。また、水素誘起格子欠陥の形成が助長される条件、さらには、陽電子寿命測定法を用いて、水素誘起格子欠陥の種類の同定を行った⁽²⁹⁾。

Fig.7 (a) に、水素未添加でひずみも付与していない [0 H] 材、水素未添加で3.3%塑性ひずみを付与した [0H+3.3% ϵ_p] 材、水素を0.5 ppm含んで3.3%塑性ひずみを付与した [0.5H+3.3% ϵ_p] 材にトレーサー水素を添加し、L-TDSで得られた水素放出スペクトルとトレーサー水素量を示す。同一ひずみを付与しても、水素を含んでひずみ付与した試験片の方が水素を含まずひずみを付与した試験片より、トレーサー水素量が多い。すなわち、格子欠陥の形成が助長される。なお、陽電子寿

命測定法とL-TDSの結果を組み合わせることで、高温側の水素放出は空孔型欠陥（原子空孔およびそのクラスター）に対応することが示された。

次に、0.5 ppmの一定水素を含んだ試験片に付与する塑性ひずみ量を変化させた際のL-TDSで得られた水素放出スペクトルとトレーサー水素量をFig.7 (b) に示す。同一水素量において、ひずみ量が多いほど、低温および高温側のトレーサー水素量とも多い。すなわち、転位だけでなく空孔型欠陥の形成も助長されることが示された。

5 今後の展望

本研究会の3年間の活動を通して、従来では推論の域であった水素脆化破壊の潜伏期から、割れ発生・進展、破壊までのプロセスを新たな各種解析と計算科学の連携により、少しずつであるが着実に実証できるようになってきた。しかし、並行して自動車用のハイテンを中心に、鉄鋼材料のさらなる高強度化、金属組織のさらなる複相・複雑化に伴い、水素脆化現象、およびその破壊メカニズムも複雑化してきている。今後は、本研究会において各機関が連携し蓄積した新たな技術を各種金属組織、各強度レベル、実際的な負荷モードなどの条件での水素脆化にも適用することで、将来懸念される実使用環境での水素脆化破壊の実態解明、さらには防止に向けた指針が得られ、水素脆化克服へ繋がることを確信している。

参考文献

- 1) 水素脆化の基本要因と特性評価研究会：水素脆化の基本要因と特性評価研究会報告書，日本鉄鋼協会編，(2018)，1.

- 2) T.Tokizawa, K.Yamamoto, Y.Takemoto and T.Senuma: Proc. of 4th Int. Conf. on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, ed. by M.Oldenburg, K.Steinhoff and B.Prakash, Verlag Wissenschaftliche Scripten, Auerbach/Germany, (2013), 473.
- 3) T.Kishimoto, Y.Takemoto and T.Senuma: Proc. of 6th Int. Conf. on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, ed. by M.Oldenburg, K.Steinhoff and B.Prakash, (2017), 187.
- 4) 瀬沼武秀: 塑性と加工, 58 (2017), 1021.
- 5) 瀬沼武秀, 岡安光博: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会報告書, 日本鉄鋼協会編, (2018), 117.
- 6) W.T.Geng, A.J.Freeman and G.B.Olson: Phys. Rev. B, 63 (2001), 165415.
- 7) M.Nagumo and H.Matsuda: Philos. Mag. Lett., 82 (2002), 3415.
- 8) Y.Momotani, A.Shibata, D.Terada and N.Tsuji: Int. J. Hydrog. Energy, 42 (2017), 3371.
- 9) A.Shibata, T.Murata, H.Takahashi, T.Matsuoka and N.Tsuji: Metall. Mater. Trans. A, 46 (2015), 5685.
- 10) M.Koyama, T.Ogawa, D.Yan, Y.Matsumoto, C.C.Tasan, K.Takai and K.Tsuzaki: Int. J. Hydrog. Energy, 42 (2017), 26423.
- 11) M.Koyama, D.Yamasaki and K.Tsuzaki: Mater. Lett., 228 (2018), 273.
- 12) H.Fuchigami, H.Minami and M.Nagumo: Philos. Mag. Lett., 86 (2006), 21.
- 13) 山崎一正, 水山弥一郎: 鉄と鋼, 83 (1997), 754.
- 14) 北條智彦, 森一樹, 鶴飼優子, 秋山英二: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会 中間報告会シンポジウム, 日本鉄鋼協会編, (2017), 11.
- 15) 北條智彦, 鶴飼優子, 秋山英二: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会報告書, 日本鉄鋼協会編, (2018), 109.
- 16) 南雲道彦: 圧力技術, 48 (2010), 154.
- 17) 大村朋彦, 中村潤: 材料と環境, 60 (2011), 241.
- 18) T.Hojo, K.Sugimoto, Y.Mukai and S.Ikeda: ISIJ Int., 48 (2008), 824.
- 19) M.Hatano, M.Fujinami, K.Arai, H.Fujii and M.Nagumo: Acta Mater., 67 (2014) 342.
- 20) K.Takai, H.Shoda, H.Suzuki and M.Nagumo: Acta Mater., 56 (2008), 5158.
- 21) 横山賢一: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会報告書, 日本鉄鋼協会編, (2018), 81.
- 22) M.Hatano, Y.Kubota, T.Shoubu and S.Mori: Philos. Mag. Lett., 96 (2016), 220.
- 23) 秦野正治, 森茂生, 久保田佳基: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会報告書, 日本鉄鋼協会編, (2018), 85.
- 24) M.Hatano, Y.Kubota and S.Mori: Philos. Mag. Lett., 99 (2019) 404.
- 25) 小松あかり, 藤浪真紀, 秦野正治, 松本和久: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会: 水素脆化の基本要因と特性評価研究会報告書, 日本鉄鋼協会編, (2018), 97.
- 26) 小川吉平, 松本優, 鈴木啓史, 高井健一: 鉄と鋼, 105 (2019), 112.
- 27) B.Marandet: Proc. of Int. Conf. on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys NACE-5, ed. by R.W. Staehle, NACE, Houston, (1977), 774.
- 28) K.Tomatsu, T.Amino, T.Chida, S.Uji, M.Okonogi, H.Kawata, T.Omura, N.Maruyama, and Y.Nishiyama: ISIJ Int., 58 (2018), 340.
- 29) K.Saito, T.Hirade and K.Takai: Metall. Mater. Trans. A, 50 (2019), 5091.

(2019年11月6日受付)