

機関番号：82108

研究種目：基盤研究(B)

研究期間：2008～2010

課題番号：20360321

研究課題名(和文) 新たな試験法を用いた高圧水素による材料破壊に関する研究

研究課題名(英文) Effects of high pressure hydrogen on materials failure studied
By a new simple testing method.

研究代表者

緒形 俊夫 (OGATA TOSHIO)

独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性センター・センター長

研究者番号：20354243

研究成果の概要(和文)：

ステンレス鋼の水素環境脆性に及ぼす水素圧、温度、応力等の影響と、破壊直前の水素の挙動の検出を試みるために、試験片内空隙に高圧環境を設定する簡便な材料試験法を用いて、低速引張試験を行った。水素環境の影響は引張特性に明瞭に見られたが、破断直前の水素ガス検出の有意な結果は得られていない。計算機シミュレーションにより、水素の拡散速度が遅いオーステナイト相が、加工誘起マルテンサイト変態をして拡散速度の速い α' 相になっても、試験片表面にまで拡散するまでに水素濃度が低下してしまうことに対応していると考えられる。

研究成果の概要(英文)：

A very simple and safe mechanical properties testing procedure to evaluate hydrogen environment embrittlement (HEE) in the environment of high pressure and low temperature hydrogen has been developed. In this method the high-pressure hydrogen environment is produced inside the hole in the specimen. With this testing method, effects of HEE on the tensile properties for austenitic stainless steels and movement of hydrogen gas just before the specimen failure were investigated.

The effect of HEE increased with hydrogen pressure and the decrease of temperature, however, it decreased below 190 K and almost disappeared at cryogenic temperatures, below 120 K even in 70 MPa. Although it was assumed that hydrogen would be moved abruptly just before the specimen failure, no hydrogen was detected before the failure. Through the discussion using computer simulation, it is considered that even in α' phase, concentration of hydrogen decreased before the specimen surface.

交付決定額

(金額単位：円)

	直接経費	間接経費	合計
2008年度	7,400,000	2,220,000	9,620,000
2009年度	3,200,000	960,000	4,160,000
2010年度	2,700,000	810,000	3,510,000
年度			
年度			
総計	13,300,000	3,990,000	17,290,000

研究分野：極限環境材料特性評価

科研費の分科・細目：材料工学・構造・機能材料

キーワード：強度・靱性・破壊・疲労・クリープ・応力腐食割れ・超塑性・水素脆性

1. 研究開始当初の背景

近年、地球温暖化や大気汚染等の地球の環境問題は全人類にとって大きな課題である。この環境

問題に対する一つの方策として、化石燃料を使わず二酸化炭素を放出しない、燃料電池自動車、水素燃焼発電などの水素利用技術が注目され、燃料

電池車の開発と普及が促進されている。燃料電池車の普及のためには、コストの削減とともに航続距離の拡大が大きな課題であり、水素ステーションでの一回の充填での航続距離を当初の 300 km から目標の 500 km にするために、車載の水素タンクの充填圧力を 35 MPa から 70 MPa (約 700 気圧) 以上に上げることが検討され、タンクのライナー材料、バルブ、その他の機器材料の選定と評価が進められている。燃料電池車等水素エネルギーの社会への普及のためには、実際に用いる材料について 70 MPa を超える高圧下での材料への水素の侵入による水素環境脆化特性や水素の影響を十分に評価しておく必要がある。

これまで、材料の高圧水素による脆化感受性は、(a)高圧水素容器内に試験片を置いて試験する方法、(b)電気的あるいはオートクレーブを使用して試験片に水素をチャージする方法により評価されてきた。しかし、(a)は 1 MPa 以上の高圧ガス環境下での材料試験装置が世界的に少ない中で、近年 70 MPa から 100 MPa 級の水素環境中試験機が国内でも設置されている[1]が、台数が限られ、差し迫った材料選択への十分な対応が難しい。また、環境生成のための装置と安全確保のための経費が高く、高圧容器と試験機プルロッドとのシール部の構造が複雑になることなど、高圧水素試験装置の導入と試験実施が容易でない。(b)は人為的に水素が導入されるための挙動の違いが問題となる。さらに近年、燃料電池車用の高圧水素充填法として、液体水素の急速気化による高圧水素の充填が検討され、高圧水素かつ極低温環境下での材料特性取得と水素脆化感受性の評価が求められているが、(a)や(b)の従来法では試験の実施が困難である。

そこで、高圧容器を用いず試験片内空隙に同等の高圧環境を作ることで、極限環境下でも高圧水素環境を設定でき、しかも簡便な高圧水素下材料試験法を考案し(図1、特願 2006-320281「材料試験装置と試験片」および特願 2006-060027「材料試験片及びその製造方法」)、オーステナイト系ステンレス鋼の高圧水素環境下の試験に適用し、従来の高圧水素用容器を用いた試験法と同様な結果を得て、試験法の有効性を検証した[2]。

今日では、本試験法は、高圧容器に試験片を入れる高圧水素環境中試験を行う前の材料のスクリーニング手法として NEDO のプロジェクトにおいても有用と認知され、実際の燃料電池車に使用しても良い材料を法令として定める例示基準作成用試験法として活用されている。

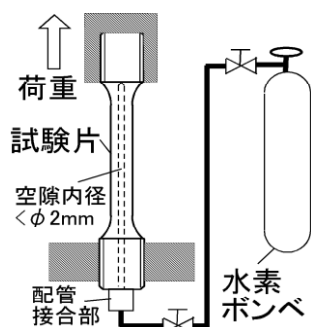


図1 新たな高圧水素環境試験の概略図

2. 研究の目的

新たな高圧水素下材料試験法を用い、材料に応力が負荷された状態での、水素環境脆性と水素圧、温度、応力、保持時間、強度と延性の関係に関する知見を得るとともに、破壊直前に生ずると想定される水素の挙動を、試験片周囲の水素の微量分析やAE計測により検出して、高圧水素環境脆性機構の解明に迫る。

3. 研究の方法

(1) 供試材と水素環境中材料試験の実施

供試材は、燃料電池車用構造材料の候補材料として検討された市販のオーステナイト系ステンレス鋼の SUS304, 304L, SUS316L である。引張試験片の平行部直径は 6.25 mm で、試験片内に高圧ガス環境を設定する微小空隙として、試験片端部より中心軸に内径 2 mm の穴をワイヤカットによりあけた。引張試験のクロスヘッド速度は 3.6 mm/h (初期歪み速度で $2.8 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) である。試験温度は、室温 (298 K) から液体窒素温度 (77 K) である。190 K までの試験は冷凍器により冷却したアルコール中に試験片を漬けて行い、190 K~77K は液体窒素で冷やしたガス中で行った。ボンベ圧は 11~15 MPa で、手押し式小型増圧装置を用いて 70 MPa を充填した。

(2) 材料試験機へ水素検出器のセットアップ

応力を負荷した状態で破断直前の水素の挙動を検知するため、試験片周囲をジャバラで覆い、試験片内空隙に高圧水素を充填し、破断直前に試験片表面から出てくると予想した水素をガスクロマト・グラフィーでの検出を試みた。

(3) 応力が負荷した状態での水素拡散と移動の計算的アプローチ

応力を負荷した状態/破断直前の水素の拡散と移動の計算的アプローチをコンピュータシミュレーションで行い、検出される水素ガス量との対応を検討する。

4. 研究成果

(1) オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304L について、室温から 190K にかけて、13MPa と 70MPa での引張試験を行い、図2に示すような水素中とヘリウム中の荷重-伸び曲線を得た。

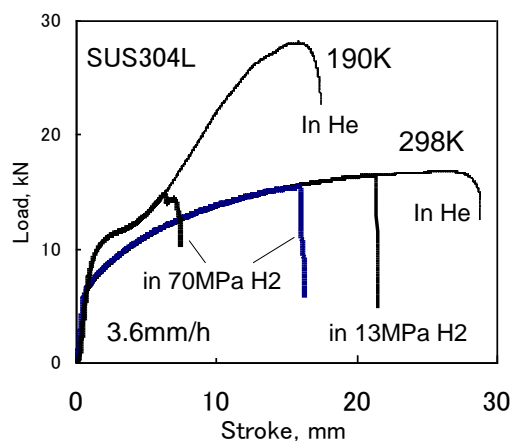


図2 SUS304Lの室温と190Kにおける水素中とヘリウム中の荷重-伸び曲線

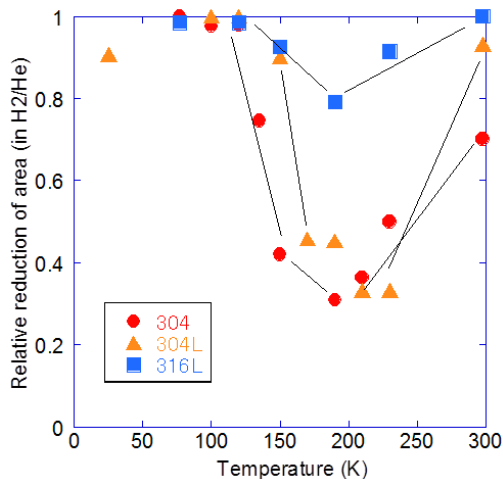


図3 10MPaの水素を封じた試験片とヘリウムガスを封じた試験片の破断絞り(断面減少率)の比に及ぼす試験温度の影響

ヘリウム中では圧力による差が、荷重-伸び曲線上でも見られないことから、試験片内の微小空隙の内圧の影響が小さいことを確かめる。水素中では、圧が高いほど、また室温から190Kまでは温度が低いほど、荷重-伸び曲線の早い時期で破断する傾向が見られた。この結果は、高压容器を用いた水素中での試験での結果[1]と同じである。水素環境脆化は、図3に示すように、得られた絞りを同じ圧のヘリウム中の絞りで除した相対絞りにて評価した。従来法による水素環境脆性の温度による変化とも同じ傾向で、200 K付近で水素脆化感受性が最大となり、120 K以下では、ほぼ延性的に破断する。簡便法で得られた相対絞りによる水素脆化感受性の温度変化には、水素圧の明瞭な影響は見られない。オーステナイト相が SUS304L より安定な SUS316L では、高压水素環境の影響は小さく、荷重-伸び曲線においても、水素中での破断がヘリウム中よりも早まる程度はわずかである。

(2) 水素拡散の検出

水素の拡散速度の遅いオーステナイト系ステンレス鋼においても、SUS304 のように高压水素環境の影響がある材料では、通常の引張強度より低い応力での破断直前に水素の急速な移動があると仮定したが、試験歪み速度を 10^{-6}s^{-1} と十分に遅くしても、応力が負荷された試験中のガス分析結果では、破断直前の水素検出の有意な結果は得られなかった。

(3) 計算機シミュレーションによる準安定オーステナイト系ステンレス鋼中の水素の拡散

① 概要

これらの準安定オーステナイト系ステンレス鋼は、マルテンサイト変態に対する安定度の違いにより程度に差が見られるものの、試験温度の低下とともに変形時に生じる α' マルテンサイトの量を増やすことが分かっている[3]。また、準安定オーステナイト系ステンレス鋼では α' マルテンサイトが生じないと水素脆化が生じないことも確かめられている[4]。他方、室温以上の温度においては主として鉄鋼の水素脆性に関する多くの研究が行われ、鋼中で水素の拡散が生じることが水素脆性の必要条件であることが分かっている[5]。

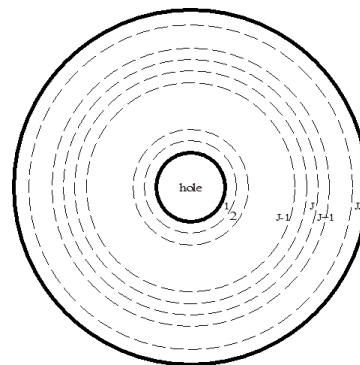


図4 計算における試験片の分割 (JJ=30)

しかし、ステンレス鋼の室温以下の温度におけるオーステナイト(γ)相中および α' マルテンサイト(α')相中における水素の拡散に関しては、十分議論されていない。そこで、文献による拡散係数の値を用いて γ 相および α' 相中での水素の拡散を計算し、変形中に生じるマルテンサイト量と試験温度との関係をあわせて、上記現象の生じる理由を考察する。

② 計算方法

計算言語は Fortran90、動作環境は Microsoft 社の VisualC++ .NET、コンパイラはインテル社の Visual Fortran Compiler 9.0 を用いた。

計算においては、本試験片の平行部を模し、直径 6.25 mm、中心部に内径 2 mm の穴を有する円筒の試験片部を同心円状に 30 分割した(図4)。相は均一、単一相と近似し、Fick の第一法則を使って穴の部分に封じた水素が試験限外部に向けて拡散する様子を、0.01 秒ごと逐次的に計算し、358K 以下の種々の温度で、およそ 10h 後まで(一部 1000h 後まで)の水素濃度(水素原子数/溶媒原子数)分布曲線の変化を得た。

これまで室温以上の温度における水素の拡散係数の測定例は見いだせない。室温以上の拡散係数及びその温度依存性も、研究者によってばらつきが認められる[6]。そこで、 γ 相中の拡散係数に関しては、304 ステンレス鋼を用いた、坂本ら[7]による(1)式、長谷川・野村による(2)式、Perng ら[8]による(3)式を、 α' 相中の拡散係数に関しては、Perng ら[8]の 301 鋼 68% 冷間圧延材 (α' 相 87%) を用いた(4)式、比較として Perng ら[8]の 29Cr-4Mo-2Ni フェライト系ステンレス鋼を用いた(5)式、純鉄を用いた Oriani ら[9]による(6)式、Hagi による[10]による(7)式を用いた。これらは、比較的良好に引用されるもので、室温より高いが室温に比較的近い温度での測定によって得られたものである。

γ 相中:

$$D=4.41 \times 10^{-7} \exp(-53510/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (1)$$

$$D=7.0 \times 10^{-3} \exp(-60290/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (2)$$

$$D=7.69 \times 10^{-7} \exp(-53300/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (3)$$

α' 相:

$$D=1.64 \times 10^{-7} \exp(-48800/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (4)$$

α 相:

$$D=8.45 \times 10^{-6} \exp(-33700/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (5)$$

$$D=7.8 \times 10^{-8} \exp(-7954.9/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (6)$$

$$D=5.8 \times 10^{-8} \exp(-4500/8.31447T) \text{ [m}^2/\text{s]} \quad (7)$$

試験片中の水素分布の時間変化は、試験片の中での拡散速度だけでなく、試験片の内表面からの進入速度にも依存するが、後者に関してはデータがほとんど無いので、試験片の内表面(図4の $J=1$)の水素濃度(溶質原子数に対する水素原子数比)は常に100ppm(γ)、30ppm(α')とし、試験片の外側の水素濃度は常にゼロと仮定して試験片内部の拡散のみ計算した。100ppm(γ)、30ppm(α')という値は、NEDOにおけるプロジェクト研究により求められたそれぞれ γ 相、 α' 相での水素飽和量に近い値である[4]。

③計算結果

a) γ 中の拡散

358Kでは水素の拡散が認められるが、拡散の程度の比較的大きい長谷川らの式を用いた場合でも273Kになると水素は γ 中をほとんど拡散せず、坂本ら、Perngらの式を用いた計算結果では、拡散は認められない。200Kでは長谷川らの式を用いても拡散は認められない。

b) α' 中の拡散

301鋼を68%冷間圧延して α' 相を87%生じさせた試験片を用いて得られたPerngら[8]による(4)式を用い、273Kにおけるおよそ10hまでは、拡散が生じることは認められるが、その程度は非常に小さい。200Kにおける1000hまでの計算では、拡散は認められない。

純鉄を用いて求められたOrianiらの(6)式、Hagiによる(7)式を用いて計算すると、10h保持で前者では77K、後者では50Kと、水素ガスによる脆化が認められなくなるような低温においても拡散がある程度生じることが示された。図5は、Orianiらの式を用いた77Kにおける水素濃度分布変化の計算結果である。

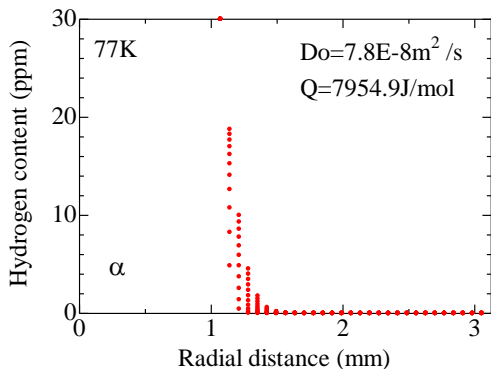


図5 Orianiらの式を用いた77Kにおける3000s間隔、33000s後までの水素濃度分布変化(純鉄中)

④考察

a) 拡散係数の温度依存性式の低温への適用性

計算では、室温以上の温度でのデータではあるが、Perngら[8]が冷間加工して α' 相を多量に誘起させた301鋼と29-4-2フェライト系ステンレス鋼に対して求めた拡散係数のアレニウスプロットをみると、170℃付近で直線の折れ曲がりが生じ低温になると直線の勾配が右下がりになって拡散速度が大きく低下する。もし室温以下で直線の勾配が回復するようなことが生じ

なければ、200K付近の引張試験で水素の拡散が生じて脆化を引き起こすとは言えない。

b) 拡散速度に及ぼす加工の影響

準安定オーステナイトステンレス鋼を200K付近で引張試験すると変形に従って徐々に α' マルテンサイトが増し、304L鋼を200K、非水素雰囲気中で引張試験した場合、およそ50%の破断伸び付近ではほぼ90%の α' マルテンサイトとなる[3]。すなわち、加工の影響を徐々にうけた α' マルテンサイトが徐々に増えることになる。すなわち、計算と実験とで、加工度と α' マルテンサイト量の時間変化に違いがある。

α' 相は γ 相に比べ拡散速度が間違いなく速いと考えられるので、拡散速度におよぼす α' 相の量自体の影響から考えれば、初めから100%近く α' が存在する状態で得られた式を用いた計算結果のほうが、拡散が生じやすくなるはずで、200K付近で脆化が生じ水素の拡散が生じていると考えられるのに計算では拡散は生じないという矛盾を説明することはできない。

拡散速度に及ぼす加工の影響に関しては、これまで比較的多くの議論がなされているが、 α' 相における議論は見当たらない。 γ 相に関しては、例えば、Takai[11]は、fcc金属中では格子欠陥の増加により水素のトラップサイトが増加しても、水素の拡散性への影響は小さいとしており、峰ら[12]もこれを裏付ける結果を得ている。他方、Perngら[8]は、変形しても α' マルテンサイトが生じない安定オーステナイト系ステンレス鋼である310鋼に及ぼす冷間加工の影響を調べ、冷間加工すると拡散速度がわずかながら低下することを示しているものの、 γ 相の拡散速度に及ぼす加工の影響は、あったとしても小さいと考えてよさそうである。

一方、 α 相に関しては、Perngら[13]は、29-4-2フェライト系ステンレス鋼を用いて冷間圧延の影響を調べ、加工によって拡散速度が大きく低下することを示している。従って、データがないので定量的なことは言えないが、強加工の影響を受けた α' 相における水素の拡散は、加工の影響が少ない α' 相におけるより、拡散速度が遅いことが考えられる。そうだとすると、 α' 相の拡散速度に及ぼす影響だけを考える限り、引張試験時に生じる α' 相における水素の拡散速度は、強度加工の影響を受けた α' 相を用いて得られた(4)式を用いて計算した拡散速度より速いことになり、200K付近の温度でも水素が拡散して脆化を生むということが説明できる。

しかし、もしそうであっても、引張試験時には、加工の進行とともに拡散速度の遅い γ 相が徐々に α' 相に変態するので、このことを計算によってシミュレートすることは、後述するように現状では困難である。

c) 拡散速度におよぼす付加応力の影響

拡散速度に及ぼす応力の影響は、一般には、静水圧応力の勾配を通して現れるとされている[14][15]。そのため、単軸引張試験時の最高荷重点までは静水圧応力に勾配が生じることは考えられない。静水圧応力に勾配が生じるとすれば、最高荷重点を過ぎ試験片にくびれが生じるようになってからである。現段階では、水素が存在する雰囲気中で引張試験時にくびれが生じ

るとくびれ部で加速的に拡散速度が増加する可能性は否定できない。

しかし、くびれが生じる前においても水素の拡散が生じる必要があるものと考えられる。何故なら、水素雰囲気下では図1のように、くびれが早期に生じることが認められるからである。くびれが生じる前に付加応力の効果により水素の拡散が促進されるとしたらその理由を明らかにしなくてはならないが、今後の研究課題の1つである。なお、平衡論的には静水圧の効果により、侵入水素量が(8)式に示される大きさの影響を受け、単軸引張試験の場合、応力の付加により侵入水素量が増加する。

$$H^* = H \exp \{ (\sigma_m \Delta V) / (RT) \} \quad (8)$$

ここで、 H^* は応力を付加した場合の水素量、 H は応力を付加しない場合の水素量、 σ_m は静水圧応力(引張応力を正とする)、 ΔV は水素のモル体積変化で、 $2 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{mol}$ 、 R は気体定数、 T は絶対温度である。

田路ら[17]は高強度冷圧鋼板(α 相)を用い、およそ400MPaの静水圧成分によって水素量がおおよそ30%増加するとしている。しかし、平衡論的に侵入水素量が増加するとしても、拡散が生じなくては試験片内に水素が侵入しないことは言うまでもない。

d) 高圧ガス雰囲気であることの影響

Perngら[13]は、雰囲気の水素ガス圧を上げると拡散速度が上昇すると述べている。定量的な議論をするには情報が不足しているが、定性的に考えても、水素ガス雰囲気が高圧なため拡散速度が増加して200K付近でも水素脆性の生じるとすることはできない。何故なら、高圧水素ガス雰囲気での引張試験だけではなく、水素チャージ材を用いた引張試験においても200K付近で水素脆性が生じるからである。

e) 複合組織であることの影響

複合組織における拡散機構はまだ明らかになっておらず[18]、構成相の拡散係数から複合材の拡散係数を計算により予測する方法も確立していない。

Perngら[8]は、複合材料の熱伝導率を推算する式としてMcLachlanによって提案された式が、実際と良く一致するとしている。Perngらは、加工度を変えて冷間加工して誘起される α' 相の量を変えた301鋼の複合組織材の拡散係数を測定し、 α' 相と γ 相の拡散係数から3つの方法で複合材の拡散係数を計算した結果を比較している。

しかし、複合組織の水素の拡散速度が α' 相単相の拡散速度より速くなることは考えられない。そのため、もし、複合組織であることが水素の拡散を促進させ、脆化を生じやすくするのだとすれば、複合組織はマクロな領域の拡散に対しての影響ではなく相界面を含むミクロな領域の拡散に影響をあたえ、それが脆化に結びつくことが推察される。

なお、McLachlanの式は、Perngらの実験値との良い一致を示すものの、実際に α' 相と γ 相が実際に複合して存在する組織を反映したものではなく、太田らは実際の組織をより良く反映した式を用いた複合材料の各種熱伝導率推算法を比較・検討している[19][20]。

⑤まとめ

α' 相内での拡散速度の計算結果が実際の拡散速度より低いならば、その理由の可能性として以下のようなことが挙げられ、今後検討する必要がある。

(a) 室温以上の温度で測定された拡散係数-温度の逆数プロットが、室温以下まですることに無理があり、室温以下では外挿値より低いのではないか

(b) 強度の冷間加工の影響を受けた α' 相における水素の拡散速度は、加工の影響をあまりうけない α' 相における水素の拡散速度より遅いのではないか

(c) 変形時に複合組織であることが、相界面を含むミクロな領域の拡散速度を高め、それが脆化に結びつくのではないか

(d) 負荷応力の効果が α' 内の水素の拡散を促進するとするならば、くびれが生じる前にも負荷応力の効果が働かなければならず、そのような機構は考えられないか

(e) 雰囲気の水素ガス圧を上げると拡散速度が上昇する可能性があるが、水素チャージ材を用いた引張試験においても200K付近で水素脆化が生じる理由は何か

参考文献

1. K.Yokogawa, S. Fukuyama and K.Kudo: J. Japan Inst. Metals, 44(1980), p.864
2. T.Ogata: J. of High Pressure Inst. of Japan, Vol.46, No.4(2008), p.200
3. 緒形俊夫、由利哲美、小野嘉則: 低温工学、42(2007), p.10
4. (独)新エネルギー・産業技術総合開発機構: H17~H21「水素用材料基礎物性の研究」成果報告書
5. 南雲道彦: ふえらむ、14(2009), p.222
6. 飯島嘉明、平野賢一: 日本金属学会報、14(1975), p.599
7. Y.Sakamoto and H. Katayama: J. Japan Inst. of Metals, Vol.46, No.8(1982), p.805
8. T-P.Perng and C.J.Altstetter: Acta metal., 34(1986), p.1771
9. R.A.Oriani: Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, ed. by R.W.Ataehle et al., NACE, (1969), p.32
10. 南雲道彦: 「水素脆性の基礎」、内田老鶴圃(2000)、p.70
11. T.Takai: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A. 70(2004), p.1027
12. 峰 洋二ら: 鉄と鋼、93(2007), p.247
13. T-P.Perng, M.Johnson and C.J.Altstetter: Acta metal., 37(1989), p.3393
14. M.Wang, E.Akiyama and K.Tsuzaki: Corrosion Science, 48(2006), p.2189
15. 横堀 壽光、榎田 隆弘、大見 敏仁: 日本金属学会誌、70(200), p.489
16. 緒形俊夫: 日本金属学会誌、72(2008)、p.125
17. 田路勇樹ら: 鉄と鋼、95(2009)、p.887
18. S.Xiukui, X.Jian and L. Yiyi: Acta Metall., 37(1989), p.2171

19. 太田弘道、友田 陽：日本金属学会報、
29(1990),p.147
20. 太田弘道、友田 陽：まてりあ、36(1997), p.802

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕(計7件)

- ① 緒形俊夫、構造材料の極限環境での特性評価及び国際標準化、ふえらむ、査読有、15 巻、2010、436-440
② T.Ogata、HYDROGEN EMBRITTLEMENT EVALUATION IN FATIGUE PROPERTIES OF STAINLESS STEEL SUS304L AT CRYOGENIC TEMPERATURES、ADVANCES IN CRYOGENIC ENGINEERING、査読有、56 巻、2010、25-32
③ 緒形俊夫、社会を支える金属材料の機械的特性試験、標準化と品質管理、査読有、63 巻、2010、5-7
④ 柴田浩司、緒形俊夫、由利哲美、A. Nyilas、藤井秀樹、大宮慎一、液体水素中における 300 系ステンレス鋼の引張変形挙動の計算機シミュレーション、圧力技術、査読有、47 巻、2009、70-77
⑤ T.Ogata、HYDROGEN EMBRITTLEMENT EVALUATION IN TENSILE PROPERTIES OF STAINLESS STEELS AT CRYOGENIC TEMPERATURE、ADVANCES IN CRYOGENIC ENGINEERING、査読有、54 巻、2008、124-131
⑥ 小野嘉則、出村雅彦、由利哲美、緒形俊夫、松岡三郎、堀秀輔、Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金鍛造材における極低温疲労破壊起点部の結晶方位解析、機械学会論文集 A、査読有、A74 巻 2008、329-334
⑦ 緒形俊夫、簡便な水素環境試験法によるステンレス鋼の低温での特性評価、圧力技術、査読有、46 巻、2008、200-204

〔学会発表〕(計10件)

- ① 緒形俊夫、横川清志、Materials Safety for High-Pressure Hydrogen Storage for Fuel Cell Vehicles (招待講演)、韓国機械学会、2010 年 11 月 5 日、韓国・済州島
② 由利哲美、小野嘉則、緒形俊夫、砂川英生、液体水素中における Ti-6Al-4V ELI 合金の強度と靱性、日本金属学会、2010 年 9 月 27 日、北海道大学
③ 緒形俊夫、構造材料の極限環境での特性評価(招待講演：浅田賞受賞講演、日本鉄鋼協会第 159 回講演大会、2010 年 3 月 28-30 日、筑波大学、つくば市
④ 緒形俊夫、宇宙関連材料と NIMS 材料データベース(招待講演)、先進材料・非破壊計測技術シンポジウム、2010 年 3 月 18-19 日、産総研、つくば市
⑤ 柴田浩司、緒形俊夫、由利哲美、小野嘉則、準安定オーステナイト系ステンレス鋼の高圧水素ガスによる脆化の温度依存性、2009 年春季低温工学・超電導学会、2009 年 5 月 13-15 日、早稲田大学、東京都
⑥ 柴田浩司、緒形俊夫、由利哲美、他、液体水

素中における CP Ti のセレーションに及ぼす核沸騰・膜沸騰遷移挙動の影響、2008 年秋季低温工学・超電導学会、2008 年 11 月 12-14 日、高知市文化プラザかるぼと、高知市

- ⑦ 緒形俊夫、小型冷凍機を用いた極低温での高圧水素環境脆性評価試験、2008 年秋季低温工学・超電導学会、2008 年 11 月 12-14 日、高知市文化プラザかるぼと、高知市
⑧ 柴田浩司、緒形俊夫、由利哲美、他、工業用純チタンの液体水素中における変形挙動の計算機シミュレーションによる解析、日本鉄鋼協会第 156 回秋季講演大会、2008 年 9 月 23-25 日、熊本大学、熊本市
⑨ 緒形俊夫、簡便法によるオーステナイト系ステンレス鋼の低温疲労特性に及ぼす高圧水素の影響、日本鉄鋼協会第 156 回秋季講演大会、2008 年 9 月 23-25 日、熊本大学、熊本市
⑩ T.Ogata、SIMPLE EVALUATION OF HYDROGEN ENVIRONMENT EMBRITTLEMENT OF STAINLESS STEELS AT CRYOGENIC TEMPERATURE、ICEC22-ICMC2008、2008 年 7 月 20-25 日、COEX Convention & Exhibition Center ソウル、韓国

〔産業財産権〕

○取得状況(計1件)

名称：材料試験片及びその製造方法

発明者：緒形俊夫

権利者：独立行政法人物質・材料研究機構

種類：特許

番号：特願 2006-060027

取得年月日：2011 年 3 月 11 日

国内外の別：国内

〔その他〕

ホームページ等

<http://www.nims.go.jp/cm>

6. 研究組織

(1) 研究代表者

緒形 俊夫 (OGATA TOSHIO)

独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性センター・センター長

研究者番号：20354243

(2) 研究分担者

柴田 浩司 (SHIBATA KOUJI)

独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性センター・NIMS 特別研究員

研究者番号：90011121

由利 哲美 (YURI TETSUMI)

独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性センター・主任研究員

研究者番号：10354242

小野 嘉則 (ONO YOSHINORI)

独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性センター・主任研究員

研究者番号：90354240