

X線マイクロ／ナノトモグラフィーを用いたアルミニウム合金の応力腐食割れのトランススケール解析

戸田, 裕之
九州大学大学院工学研究院機械工学部門

清水, 一行
鳥取大学学術研究院

藤原, 比呂
九州大学大学院工学研究院機械工学部門

平山, 恭介
京都大学大学院工学研究科材料工学専攻

他

<https://hdl.handle.net/2324/7344067>

出版情報 : Journal of The Surface Finishing Society of Japan. 75 (10), pp.454-460, 2024-10-01.
The Surface Finishing Society of Japan

バージョン :

権利関係 : © by The Surface Finishing Society of Japan



X線マイクロ／ナノトモグラフィーを用いた アルミニウム合金の応力腐食割れのトランススケール解析

戸田 裕之^a, 清水 一行^b, 藤原 比呂^a,
平山 恭介^c, Yafei Wang^a, Jiangwei Tang^a

^a九州大学 大学院工学研究院 機械工学部門(〒819-0395 福岡県福岡市西区元岡 744)

^b鳥取大学 学術研究院(〒680-8552 鳥取県鳥取市湖山町南 4-101)

^c京都大学 大学院工学研究科 材料工学専攻(〒606-8501 京都府京都市左京区吉田本町)

Trans-Scale Analyses of Stress Corrosion Cracking in Aluminium Alloys Using X-Ray Micro- and Nano-Tomography Techniques

Hiroyuki TODA^a, Kazuyuki SHIMIZU^b, Hiro FUJIHARA^a,
Kyoosuke HIRAYAMA^c, Yafei WANG^a and Jiangwei TANG^a

^a Department of Mechanical Engineering, Kyushu University (744 Motoooka Nishi-ku Fukuoka-shi, Fukuoka 819-0395)

^b Faculty of Engineering, Tottori University (4-101, Koyama-cho-minami, Tottori-shi, Tottori 680-8552)

^c Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University (Yoshida-honmachi, Sakyo-ku, Kyoto-shi, Kyoto 606-8501)

Keywords : Hydrogen Embrittlement, Stress Corrosion Cracking, Aluminum Alloys, Microtomography, Synchrotron Radiation

1. アルミニウムの応力腐食割れ

応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking : SCC)は、ステンレス鋼と塩素イオンなど、特定の材料種と環境の組み合わせに加え、一定レベル以上の引張の負荷応力ないし残留応力がかかる場合に生じる¹⁾。したがって、その防止策を考えるに当たり、一般には、環境を制御するか、それとも材料を変更するといった明瞭な指針が立ち易い。ただし、話しをアルミニウム合金に限ると、大気中の水蒸気がSCC発生の為の環境条件となり得るため、他の金属と比べてSCC発生条件は大幅に緩和される。アルミニウム合金でも、純アルミニウムとAl-Mn合金、マグネシウム量が3%以下のAl-Mg合金では、SCCの懸念はほとんどない²⁾。しかし、マグネシウム量の多いAl-Mg合金やAl-Cu(-Si-Mnないし-Mg-Mn)合金、Al-Zn-Mg(-Cu)合金などでは、高強度になるほどSCCの問題が深刻となる^{2)~4)}。

ところで、SCCのプロセスとして、金属表面に何らかの腐食反応が生じ、そのために環境因子による助長も相まって引張応力下で亀裂が発生・伝播し破断に至るという事は、間違いない。しかし、破断面が腐食により損なわれることもあり、そのプロセスや機構に関しては古くから諸説が提出され、論争的にもなってきた。主なものでは、電気的に卑な粒界粒子やPFZ(無析出物帯)が溶解するという陽極溶解説⁵⁾、粒界近傍のポアの存在などにヒントを得た水素脆化説^{3),4),6)}が挙げられる。この他、腐食孔による応力集中や表面被膜の破壊による材料の溶出など、枚挙にいとまがない。陽極溶解と水素脆化が二者択一なのか、他に補助的に働く機構はあるの

か、より詳細なプロセスはどうか、支配因子は何かなど、現在でも残された懸念は少なくない。

その機構やプロセスの真の理解は進んでいないものの、実験的な試行錯誤からSCCの防止方法は数多く提案されている。過時効⁷⁾や復元再時効(RRA)⁸⁾による時効析出組織、粒界析出物⁹⁾、および多結晶組織¹⁰⁾の制御が有効とされ、工業的に利用されている。しかし、これらの対策は決して特效薬ではなく、水素量やマイクロ組織、力学条件によってはSCCの発生は避けられない^{7),11)~13)}。

著者等は、シンクロトロン放射光を用いたマイクロトモグラフィー／ナノトモグラフィーを用い、様々な材料工学の動的現象をその場観察すると共に、得られた3D画像セットから種々の材料科学的・力学的情報を抽出して現象の解釈を行っている^{14),15)}。表面観察では捉えられない、また痕跡が残らないような現象には、マイクロ・ナノトモグラフィーは非常に強力なアプローチと言える。その意味で、SCCはその好適な応用例と言える。

本報では、Al-Zn-Mg合金とAl-Mg合金について、著者等が行ったSCCの研究例について紹介する。いずれも、著者等が集中して取り組んでいるアルミニウム合金の水素脆化の研究や水素脆化防止法の提案に関わるものである。

2. マイクロ・ナノトモグラフィー

近年、病院等で用いられる医療用のX線CT(Computed Tomography)の他に、企業などでも産業用X線CT装置が盛んに用いられるようになってきている^{14),15)}。シンクロトロン放射光を用いたマイクロ・ナノトモグラフィーは、その精度、

スルーブット、多機能性などの面で、産業用 X 線 CT をはるかに凌駕する性能を有する。一方で、その利用可否は基本的に競争原理により決まり、また実験課題が首尾よく採択されても利用の時期や時間には大きな制約がある。したがって、シンクロトロン放射光を用いたマイクロ・ナノトモグラフィーと産業用 X 線 CT とをうまく組み合わせることが肝要である。

マイクロトモグラフィーという言葉は、理論空間分解能に近い投影型 X 線 CT を、一方ナノトモグラフィーは Kirkpatrick-Baez (KB) ミラーやフレネルゾーンプレートを用いて拡大観察する結像型 X 線 CT を指す場合が多い。前者では、X 線の擬似平行ビームが試料を透過し(倍率 1 倍)、可視光変換後に光学レンズで数十倍に拡大され、可視光カメラで検出される。そのため、空間分解能は可視光の回折限界により規定され、最高で約 $1 \mu\text{m}$ となる^{14),15)}。一方、後者では、空間分解能 $0.1 \mu\text{m}$ 程度のイメージングが可能である^{14),15)}。また、X 線イメージングの場合、可視化の成否は、十分なコントラストが得られるかにも依存する。コントラストの濃淡は、前者の場合は X 線吸収係数に、後者では位相コントラストを用いる場合が多く異相間の密度差に、それぞれ依存する。シンクロトロン光を用いた位相コントラスト CT では、同素変態により生じる鉄鋼材料の分散相など、最小 0.8% と非常に小さな密度差を検出できる^{14),15)}。

3. SCC のその場観察例

3. 1 Al-Mg 合金

3. 1. 1 研究の狙い

Al-Mg 合金は、マグネシウム含有量が増加すると SCC が生じ易く、SCC 感受性はマグネシウム含有量と正の相関がある。同合金の SCC に水素が関与することは、水素再結合毒を添加したり¹⁶⁾水素チャージした場合に¹⁷⁾SCC が促進される事からも疑いようがない。

固溶限($\sim 1.7 \text{ mass}\%$)を超える過飽和マグネシウムは、 $\beta\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ 相として析出する¹⁸⁾。 β 相析出による歪みエネルギーは比較的大きいため、 β 相は粒界に優先析出する。これに結晶粒内での析出も引き続き、合金は析出硬化を示す。中程度の温度での時効処理により、粒界に沿って形成される $\beta'\text{-Al}_3\text{Mg}_2$ または β 相は、フィルム状になる事が知られている¹⁹⁾。 β 相は、母材アルミニウムよりも電気化学的に卑であり、基底と β 相の間のガルバニック電位は、比較的高くなる。Al-Mg 合金の SCC 現象に関する「鋭敏化」は、 β 相が網目状に連結して優先的に溶解するような状況を意味する。

以上から、Al-Mg 合金では、 β 相の溶解と水素脆化の両方が相補的に SCC を生じさせると考えるのが自然である。Crane らは、 β 相の溶解が局所的に発生した原子状水素による β 相の脆化をもたらし、同時に $\alpha\text{-Al}$ のさらなる溶解を誘発して亀裂先端付近の溶液が酸性化し、亀裂先端付近で多量の水素が生成するという仮説を提出している²⁰⁾。著者等は、SCC 亀裂が生成・進展して破壊に結び付く真の機構やプロセスを直接観察により解明する事を試みた²¹⁾。

3. 1. 2 実験解析手法

市販 Al-Mg 合金(A5052 や A5083 : マグネシウム含有量で

2.2~2.8, 4.0~4.9 mass%) よりマグネシウム量が格段に高く、最高で 465 MPa の引張強さをもつ Al-10Mg 合金を試作した。この材料の SCC 感受性は、非常に高いものと推察される。時効条件を変化させ、様々な β 相形態で供試材を SCC 試験した。まず試験片に腐食ピットを導入した後、放射光 X 線の照射下で SCC 過程のその場観察を行った。SCC 試験は、引張試験で定期的に負荷を保持する擬似 SSRT (低歪速度引張応力腐食割れ試験) によった。 β 相の局所的な溶解挙動と、それに付随する粒界き裂の進展挙動をマイクロトモグラフィーとナノトモグラフィーを切り替えながら 3D 可視化した。さらに、腐食生成物の 3D 分布と水溶液中の水素ガスバブルも同時に直接観察し、SCC プロセスで発生して材料に取り込まれる水素量を推定して水素脆化挙動の定量的な評価に供した。

3. 1. 3 SCC 挙動

図 1 は、 β 層を粒状として内在水素量を高めた試料で、ナノトモグラフィーで撮影した SCC 亀裂の高分解能 3D 画像の仮想断面である²¹⁾。粒子状 β 相が結晶粒界に沿ってほぼ連続的に分布している。詳しく観察すると、 β 相粒子は板状で、粒界面に沿って網目状にはほぼ繋がっているが、完全には連結していない。亀裂面上で破壊されていないリガメントも限定的に見られ、 β 相の優先的溶解とそれに続く β 相間の破壊という SCC プロセスが確認できる。

図 2 は、高分解能で観察した初期腐食ピットとその後の SCC 亀裂進展挙動である²¹⁾。腐食ピットはパッチ状で粒界上にあり、粒界三重線に沿う細長いピットを伴っている。腐食ピットがパッチ状になるのは、 β 相の粒界面に対する被覆率が 100% ではないためである。また、細長いピットは、 β 相の局所的な優先溶解の痕跡である。その後の SCC プロセスでは、主に粒界面に沿った β 相の溶解が生じる。粒界に沿って湾曲するくさび状の亀裂が段階的に伝播し、亀裂進展が水素脆化によってアシストされることが分かる。

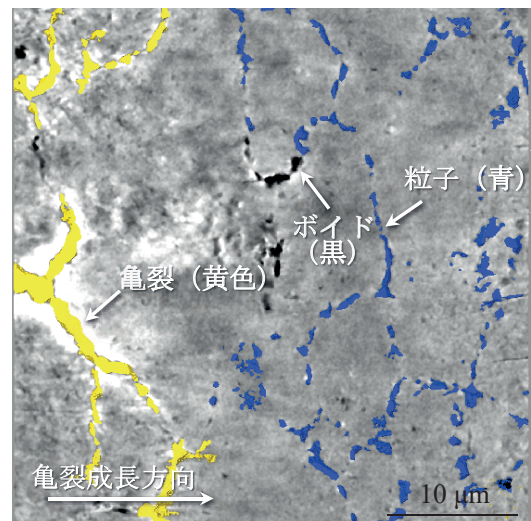


図 1 Al-10Mg 合金を均質化処理および熱間圧延後、753 K で熱処理して作製した粒状 β 材に水素チャージして高水素濃度とした材料を水中で SCC 試験した時の亀裂先端の腐食・溶出挙動。ナノトモグラフィーで高分解能 3D 撮像したもの²¹⁾

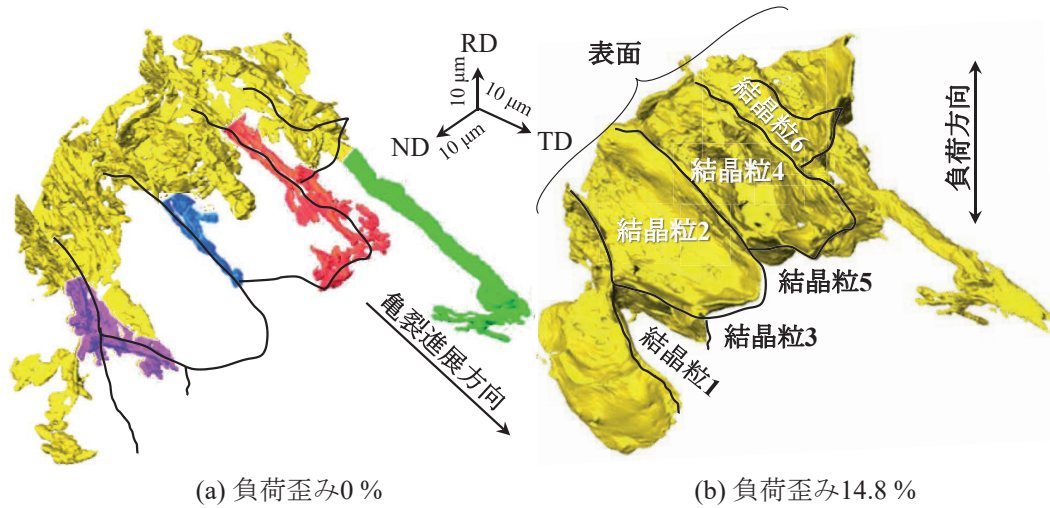


図2 Al-10Mg合金を溶体化処理後、353 Kで10 h時効することで粒界上にフィルム状β相を析出させて中程度の鋭敏化状態にした供試材を高水素濃度になるように水素チャージした。図は、試料の初期腐食ピット(左図)と水中でSCC試験を行った時の亀裂の3D形態とその進展挙動(右図)をナノトモグラフィーにより高分解能観察したもの²¹⁾。(a)では、粒界三重線に沿う細長いピットを黄色(亀裂部分)以外の色でハイライトしている。

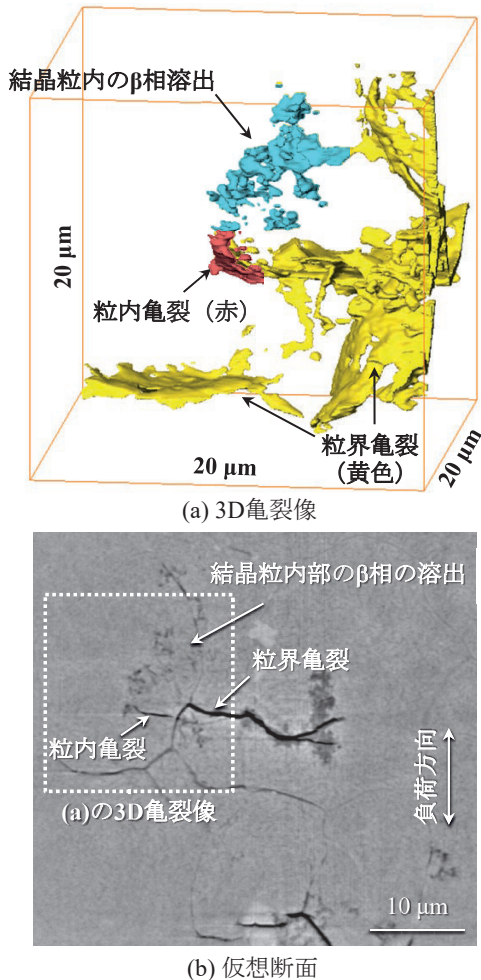


図3 Al-10Mg合金を溶体化処理後、448 Kで100 h時効することで粒界上にフィルム状β相を析出させて鋭敏化が進んだ状態にした供試材を高水素濃度になるように水素チャージした。図は、水中でSCC試験を行った時の損傷領域の仮想断面図(下図)とその中の白点線領域の3D亀裂像(上図)。いずれもナノトモグラフィーを用いた高分解能観察による²¹⁾。

高度に鋭敏化した試料で、かつ内在水素量を高めた試料では、図3に示すように、粒内・粒界の混合破壊を呈した²¹⁾。この場合、傾斜した粒界破壊経路とほぼ水平の粒界破壊経路との競合が生じている。図3(a)では、赤色で示した粒内亀裂は、未破壊リガメントがなく連続している。一方、青くハイライトした粒内亀裂は、粒内の板状析出物を連結するように進展している。この材料では、粒内析出物が粗大で互いにほとんど連結しており、粒内β相は粒界亀裂を通して溶出し、粒界よりも亀裂伝播抵抗が著しく低下した水平な粒内破壊経路が形成されたものと考えられる。

一連の研究により、Al-10Mg合金のβ相の溶出と水素脆化が組み合わさったSCCプロセスや、内在水素および外部から侵入した水素の効果が明らかになった。また、粒界にβ相がない場合でも、5 mass ppm程度の内在水素のみでSCCが発生し得ること、網目状に連結した粗大な粒内板状β相とフィルム状β相が共存する場合にSCC特性が最も悪化する事などが明らかになった。

3. 1. 4 水素侵入量の実験的推定

この研究では、3D画像から計測される線吸収係数により腐食生成物がAl(OH)₃と同定された。SCC試験中には、図4に示すように水素バブルの生成が観察された²¹⁾。観察中にバブルの浮上や隣接するバブル同士の合体が見られなかったため、バブル直径から水素バブルの内圧を推定し、気泡中の水素ガス量を求めた。観察中の腐食生成物の体積(図5紫色)増加は、3D画像のセグメンテーションにより精密に求めることができる。腐食生成物の同定から化学反応式がわかり、特定量の腐食生成物の生成に伴って発生する水素イオンの量が求められる。試験片周囲の溶液のpH値変化も同時に計測しており、生成した水素の内、水素イオンとして水溶液に溶解した割合が求められる。結果として、合金に吸収された原子状水素の量は、図5のSCC亀裂の場合、 4.4×10^{-12} molと推定される²¹⁾。この間の水素拡散距離を考え、水素拡散領域に水素が均一に分布すると仮定すると、この領

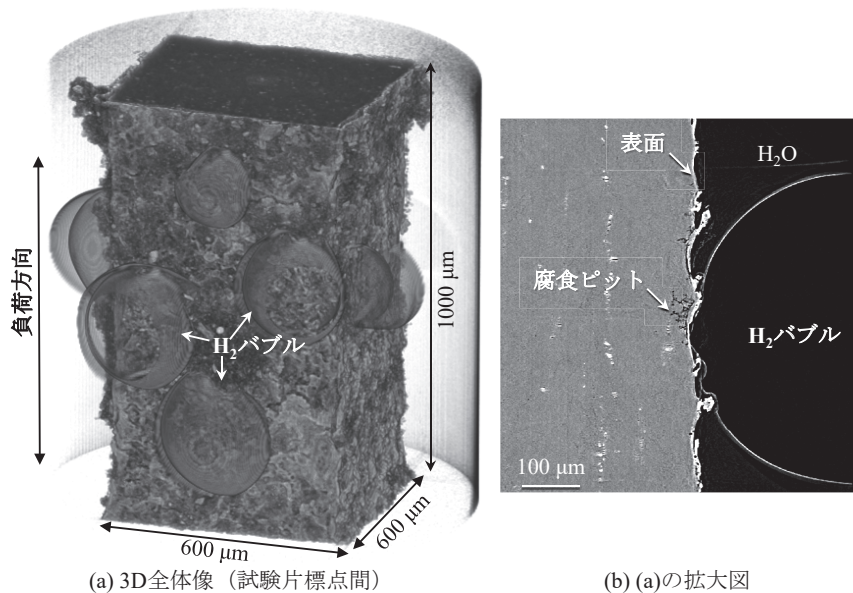


図4 図3と同じ材料でSCC試験中の水素バブル形成をマイクロトモグラフィーで撮影して得た試料全体の3D像(左)と気泡の一つを拡大した仮想断面像(右)。右図では、気泡を形成した腐食ピットも見られる²¹⁾。

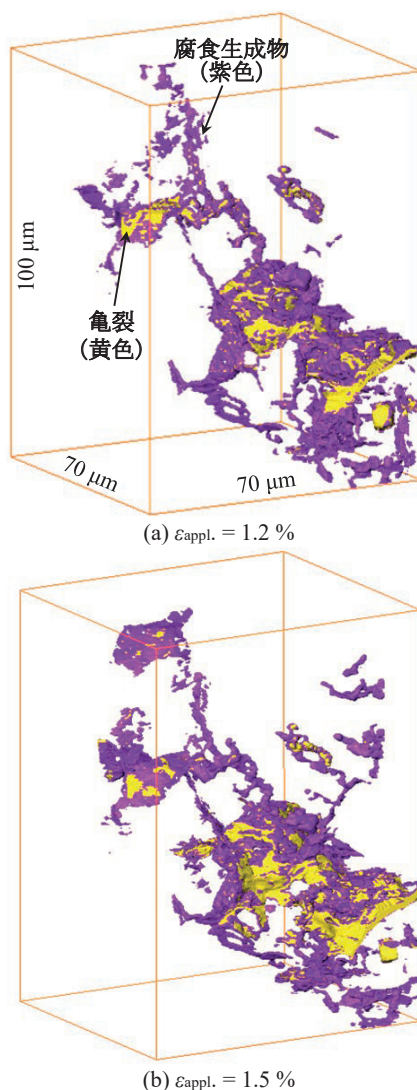


図5 Al-10Mg合金のSCC亀裂進展と腐食生成物形成の3D像。この亀裂を外部水素侵入量の推定に利用。亀裂と腐食生成物は、それぞれ黄色と紫色でハイライトした²¹⁾。

域の平均水素含有量は11.7 mass ppmに達する。これは、水素脆化機構でSCCが発生する場合の局所水素濃度のおおよその目安を与える初めての知見と言える。

3. 2 Al-Zn-Mg合金

3. 2. 1 研究の狙い

Al-Zn-Mg合金のSCCでは、水素が支配的な役割を果たす²²⁾。SCC亀裂の成長速度は、環境中の水素ガスではなく、湿潤大気相の相対湿度に依存する²³⁾。ただし、水素ガスはアルミニウム表面で容易に水素原子には解離しない。一方、表面酸化膜はアルミニウムの変形には追従できずに破壊され、アルミニウムの新生面が露出する。金属表面の酸化によりH₂Oが原子状水素に還元される。

SCC進行中に外部から供給される外部水素の影響は、よく研究されている²⁴⁾。また、製造工程で侵入した内在水素もSCCプロセスに関与している可能性がある。内在水素量は、昇温脱離分析などで容易に計測できるが、SCCをもたらす湿度などの環境条件は調べられているものの、侵入外部水素量はこれまで知る由もなかった。

最近の著者らの研究で、ナノレベルの水素誘起損傷の発生条件(局所水素濃度)が明らかにされ、マクロな水素脆化とのブリッジングが可能になった^{25),26)}。本研究では、Al-Zn-Mg合金のマクロなSCC挙動の3D連続観察とナノレベルの水素誘起損傷条件とを組み合わせることで、SCCに対する外部水素と内部水素の寄与を解明する。これは、より精緻なSCCの制御や防止策に繋がるものと期待される²⁷⁾。

3. 2. 2 実験解析手法

市販Al-Zn-Mg合金(亜鉛量:4.5~6.2 mass%程度)より亜鉛量が高く、600 MPaを越える引張強さをもつAl-9.9Zn-2.3Mg-1.4Cu合金を試作した。この材料のSCC感受性は、非常に高い²⁶⁾。水素量4.5 mass ppmの試料(L材)に飽和水蒸気中で120℃-2時間保持する水素チャージを行い、水素量8.3 mass ppmのH材を試作した。Al-10Mgと同じSCC試験で外部環境を蒸留水浸漬(W)ないしAr雰囲気(Ar)とし、水

素量の高低と合わせて4種類の材料・条件(HAr, HW, LAr, LW)のSCC試験を行った。SCC初期段階における外部水素の侵入量予測のため、3D-FEM有限要素法シミュレーションを実施した。

3. 2. 3 SCC挙動

蒸留水中で試験した場合の破断歪みは、Ar雰囲気と比較して明らかに小さく、SCCが環境から侵入した水素により加速される事が分かった。また、蒸留水環境でも内在水素量が増えるとSCCはさらに顕著になった。Al-Zn-Mg合金のSCC挙動は、外部水素と内部水素の両方に支配されていることが確認できる。これは、図6のSCC亀裂進展挙動、およびそれら画像から計測した図7の亀裂進展量の比較により明らかである²⁷⁾。負荷歪み1.5~2.5%の負荷初期において、HW, LW, HArでは、それぞれ面積205, 142, 47 μm^2 の微小な粒内擬へき開亀裂が少数発生した。これは、水素脆化に特有の破壊形態である。一方、LArでは、負荷歪み5.5%までSCC亀裂が発生しなかった。その後、これらの擬へき開破壊は、連続的に成長した。

3. 2. 4 水素侵入量の解析的推定

Al-Zn-Mg合金の主要な析出物 η -MgZn₂相について、Tsuru

ら²⁸⁾は、第一原理計算により、 η /Al界面が各種結晶格子欠陥などと比較して高い水素トラップエネルギーを持つことを明らかにした。そのため、アルミニウムに含まれる全素量の9割以上は、 η /Al界面に集中する^{26),29)}。興味深いことに、水素の濃化と共に η /Al界面の凝集エネルギーは徐々に低下し、

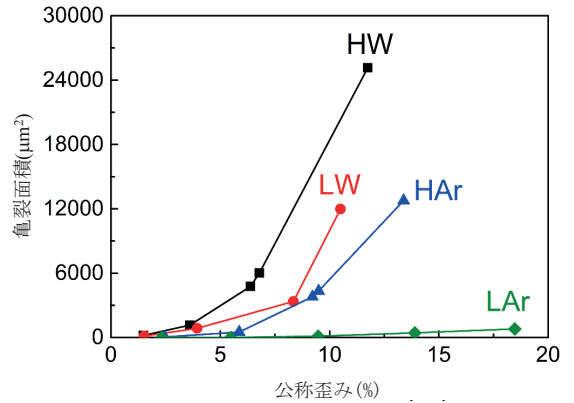


図7 Al-9.9Zn-2.3Mg-1.4Cu合金の各試験片・条件の場合のSCC亀裂進展挙動²⁷⁾

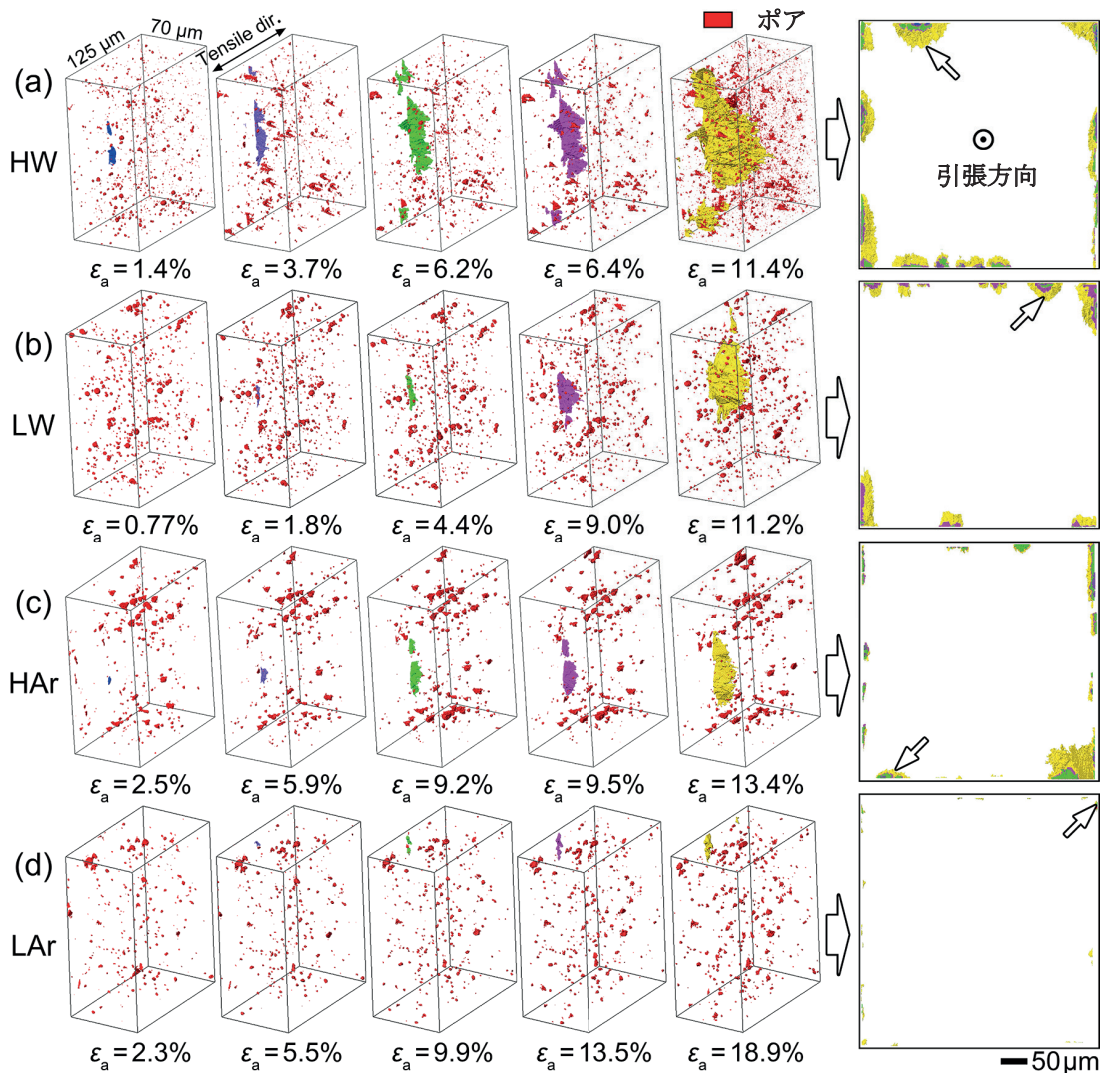


図6 Al-9.9Zn-2.3Mg-1.4Cu合金(a)HW, (b)LW, (c)HAr, (d)LArのSCC亀裂の発生・進展挙動。右図は、SCC亀裂のみを抜き出して引張り軸方向に投影した画像²⁷⁾

最終的にゼロになる。同時に、負荷応力なしに自発的な界面剥離が生じる²⁵⁾。Fujiharaらは、この知見に基づき η -MgZn₂析出物の界面剥離挙動とマクロな水素脆化挙動との関係を結晶塑性有限要素法-水素拡散マルチモーダルシミュレーションで調べた²⁹⁾。それによると、水素脆化亀裂は、 η /Al-MgZn₂析出物の界面トラップサイトの水素による占有率が0.31以上で伝播する。材料内の局所的な水素分配の解析により、占有率が0.31となるアルミニウム合金の全水素濃度は、21 mass ppmと計算される。

そこで、前報と同様な水素拡散シミュレーションを行い、**図6**で得られたHWとLWの初期SCC亀裂長さ6.3 μm と4.3 μm を得るための表面水素濃度を計算した。結果として、表面水素濃度は73 mass ppmとなり、これはアルミニウムの結晶格子約8レイヤー(約3 nm)の酸化によって生成される水素量である。Al-Zn-Mg合金でSCCをもたらす外部水素量が初めて明らかになり、また外部水素がある場合にも内部水素の効果が重畳することが確認された。

4. 最後に

これまで論争的であった粒界粒子の溶出、PFZの溶出(発生なし)、腐食生成物の生成とそれに伴う水素ガスバブルの発生、リガメント等の水素脆化が全て直接・高精度3D観察され、これらに加えて粒内析出物による粒内SCCも新たに観察された。これらの3D観察結果に基づき、SCCの破壊機構が高い確度で解明された。これと同時に、局所水素分配解析(Al-Mg合金)、ないしは3Dシミュレーション(Al-Zn-Mg合金)を援用することで、SCCに及ぼす内部水素と外部水素の効果が定量的に明らかにされた。多結晶組織が関与するSCCプロセスのさらに詳しい解析には、著者等が開発してきたマイクロ・ナノトモグラフィーと細束X線をラスタースキャンする特殊なXRD法を組み合わせたマルチモーダル計測法(**図8**)の援用も行われている³⁰⁾。

一方、最近の水素脆化機構の研究成果に基づき、ある種の分散粒子や析出物に水素を積極的に吸蔵することでアルミニ

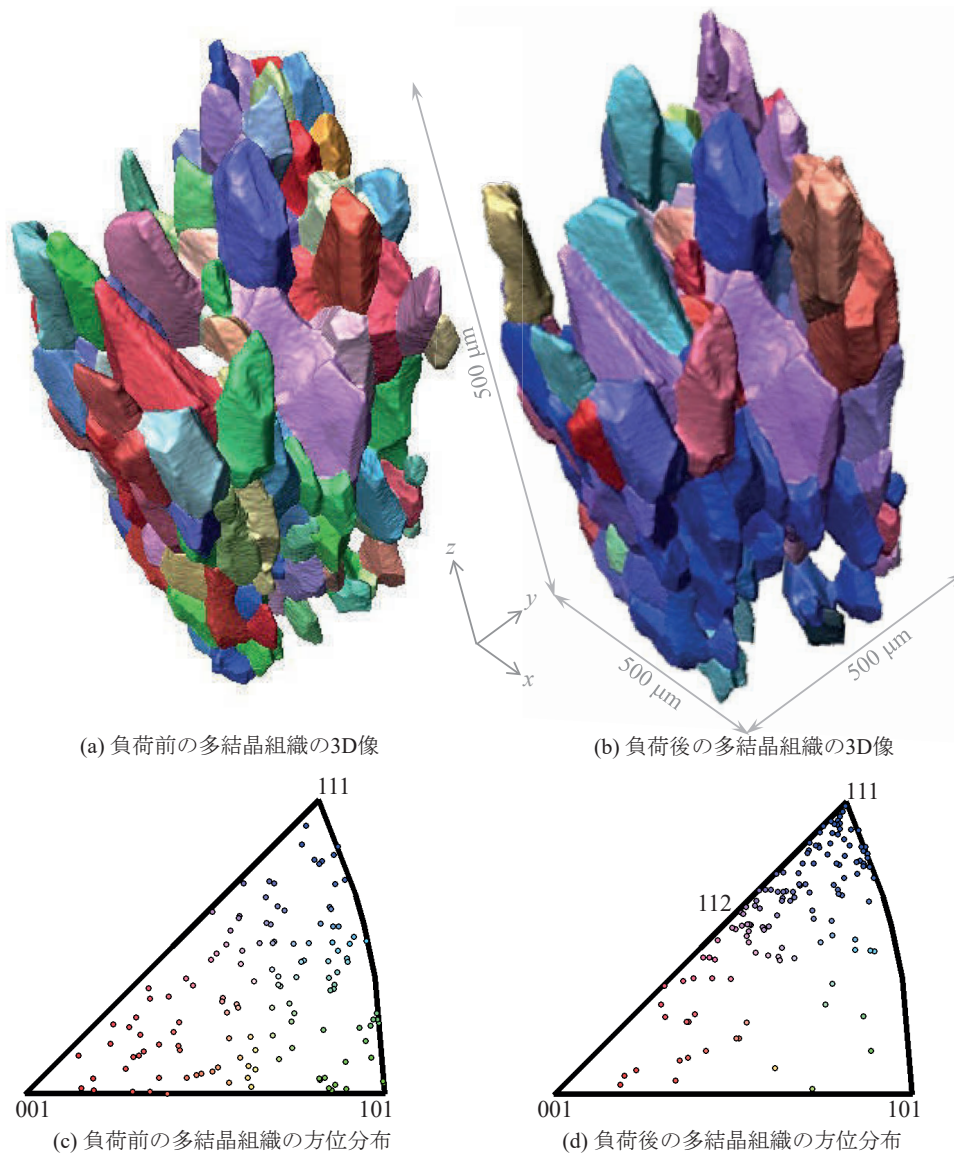


図8 Al-4Cu合金で歪み27.0%負荷前後の結晶方位分布を表す多結晶組織可視化・方位解析結果。変形後に強い引張組織が形成されている。結晶粒の色と逆極点図のマークの色は、逆極図における位置を表している：[001]方位の結晶粒は赤、[101]は緑、[111]は青³⁰⁾。

ウム合金の水素脆化を防止できる事が示されている^{31),32)}。この中では、T相($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ないし $(\text{Al,Zn})_{49}\text{Mg}_{32}$)のように実用合金では利用されて来なかったナノ粒子にも、水素脆化防止という機能性があることが明らかになった。水素脆化機構による、もしくは水素脆化機構が関与する SCC にもこれらの手法は有効ということが現在、分かりつつある。これは、高強度アルミニウム合金の長期信頼性や耐環境性をこれまでより飛躍的に向上させたり、現状と同程度の長期信頼性や耐環境性を維持しながら、さらなる高強度化を志向できることを意味している。

謝 辞

本研究は、JST 戦略的創造研究推進事業(CREST)「革新的力学機能材料の創出に向けたナノスケール動的挙動と力学特性機構の解明」による。また、放射光実験は、SPRING-8 の課題(2023A1006, 2022B1024, 2022A1005, 2021B1123, 2021A1002, 2020A1084, 2020A1796)である。これらを記して深く感謝する。

(Received February 26, 2024)

文 献

- 1) V. S. Raja, T. Shoji ; Stress corrosion cracking theory and practice (Woodhead Pub., 2011).
- 2) 村上陽太郎 ; 軽金属, **31**, (11), 748 (1981).
- 3) R. G. Song, W. Dietzel, B. J. Zhang, W. J. Liu, M. K. Tseng, A. Atrens ; *Acta Mater.*, **52**, (16), 4727 (2004).
- 4) 大西忠一 ; 日本金属学会会報, **26**, (5), 389 (1987).
- 5) R. Grauer, E. Wiedmer ; *Werkst. Korros.*, **31**, (1), 45 (1980).
- 6) W. Gruhl, D. Brungs ; *Metall.*, **23**, 1020 (1969).
- 7) M. B. Kannan, V. S. Raja ; *J. Mater. Sci.*, **41**, 5495 (2006).
- 8) G. Peng, K. Chen, S. Chen, H. Fang ; *Mater. Sci. Eng., A*, **528**, (12), 4014 (2011).
- 9) G. Itoh, K. Hiyama, B. Lyu, J. Kobayashi, S. Kuramoto ; *Mater. Sci. Forum*, **1016**, 1811 (2021).
- 10) H. C. Fang, H. Chao, K. H. Chen ; *J. Alloys Compd.*, **622**, 166 (2015).
- 11) 大崎修平, 伊藤大介, 中井 学 ; 軽金属, **51**, (4), 222 (2001).
- 12) M. A. Krishnan, V. S. Raja ; *Corros. Sci.*, **152**, 211 (2019).
- 13) S. P. Knight, K. Pohl, N. J. H. Holroyd, N. Birbilis, P. A. Rometsch, B. C. Muddle, R. Goswami, S. P. Lynch ; *Corros. Sci.*, **98**, 50 (2015).
- 14) 戸田裕之 ; X線CT: 産業・理工学でのトモグラフィ実践活用 (共立出版, 2019).
- 15) H. Toda ; X-ray CT: Hardware and Software Techniques (Springer, 2021).
- 16) J. R. Pickens, J. R. Gordon, J. A. S. Green ; *Metall. Trans. A*, **14**, 925 (1983).
- 17) D. Tanguy, B. Bayle, R. Dif, Th. Magnin ; *Corros. Sci.*, **44**, (6), 1163 (2002).
- 18) M. Starink, A. -M. Zahra ; *Acta Mater.*, **46**, (10), 3381 (1998).
- 19) M. Conserva, M. Leoni ; *Metall. Trans. A*, **6**, (1), 189 (1975).
- 20) C. B. Crane, R. P. Gangloff ; *Corros. Sci.*, **72**, (2), 221 (2016).
- 21) K. Hirayama, H. Toda, D. Fu, R. Masunaga, H. Su, K. Shimizu, A. Takeuchi, M. Uesugi ; *Corros. Sci.*, **184**, 109343 (2021).
- 22) R. K. Viswanadham, T. S. Sun, J. A. S. Green ; *Metall. Mater. Trans. A*, **11**, 85 (1980).
- 23) J. R. Scully, G. A. Young Jr., S. W. Smith ; *Mater. Sci. Forum*, **331-337**, 1583 (2000).
- 24) H. Kamoutsi, G. N. Haidemenopoulos, V. Bontozoglou, S. Pantelakis ; *Corros. Sci.*, **48**, (5), 1209 (2006).
- 25) T. Tsuru, K. Shimizu, M. Yamaguchi, M. Itakura, K. Ebihara, A. Bendo, K. Matsuda, H. Toda ; *Sci. Rep.*, **10**, 1998 (2020).
- 26) H. Su, H. Toda, K. Shimizu, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Watanabe ; *Acta Mater.*, **176**, 96, (2019).
- 27) J. Tang, Y. Wang, H. Fujihara, K. Shimizu, K. Hirayama, K. Ebihara, A. Takeuchi, M. Uesugi, H. Toda ; *Scr. Mater.*, **239**, 115804 (2024).
- 28) T. Tsuru, M. Yamaguchi, K. Ebihara, M. Itakura, Y. Shiihara, K. Matsuda, H. Toda ; *Comput. Mater. Sci.*, **148**, 301 (2018).
- 29) H. Fujihara, H. Toda, K. Ebihara, M. Kobayashi, T. Mayama, K. Hirayama, K. Shimizu, A. Takeuchi, M. Uesugi ; *Int. J. Plast.*, **174**, 103897 (2024).
- 30) H. Toda, T. Kamiko, Y. Tanabe, M. Kobayashi, D. J. Leclere, K. Uesugi, A. Takeuchi, K. Hirayama ; *Acta Mater.*, **107**, 310 (2016).
- 31) Y. Wang, B. Sharma, Y. Xu, K. Shimizu, H. Fujihara, K. Hirayama, A. Takeuchi, M. Uesugi, G. Cheng, H. Toda ; *Nat. Commun.*, **13**, 6860 (2022).
- 32) Y. Wang, H. Toda, Y. Xu, K. Shimizu, K. Hirayama, H. Fujihara, A. Takeuchi, M. Uesugi ; *Acta Mater.*, **227**, 117658 (2022).