

# 腐食環境におけるアルミニウム合金の破壊挙動に及ぼす 予ひずみ方向の影響

久留米工業高等専門学校 材料システム工学科  
助教 佐々木 大輔  
(平成 28 年度 奨励研究助成 AF-2016044)

キーワード：アルミニウム合金，腐食環境，破壊挙動，予ひずみ

## 1. 研究の目的と背景

従来環境問題の観点から構造物の軽量化が望まれている。軽量化の観点から、結晶粒微細化強化を利用した ECAP 法、HPT 法や異種材料接合を可能にする摩擦攪拌接合、クリンチ接合などが新たに開発されている。被加工材の延性破壊予測には、Cockcroft&Latham の式を初めとする積分型破壊条件式と、ポイド形成に着目した修正 Gurson 型降伏条件式が使用されている。これらの式は、塑性加工時の塑性ひずみ・応力を微視的損傷形成に関連付けており、閾値（限界ダメージ値、空孔体積率）を超えた時点で加工物として致命的な割れが形成されたと判定する。両式は、短時間・低コストで適切な加工条件の選定が出来る点で有用である。一方で、有限要素法による予測値と実測値の誤差が大きいことが認識されている。

予測値と実測値が対応しない理由は諸説あり、環境因子が最重要因子の一つとして注目されている。腐食環境下では大気下と比較して強度が低下することが報告されている。塑性加工時に生じた微視的損傷の程度が軽度な場合でも、強度低下を引き起こすことが予想される。これは先の破壊条件式の閾値が使用環境によって変化することを意味する。しかし、腐食環境と塑性加工条件に同時着目した研究は行われていない。

被加工材には加工方向に伸展している結晶粒が存在する。実構造物として使用される際には、加工方向のみならず多様な方向に荷重が負荷される。特に塑性異方性が強いアルミニウム合金において、加工方向に沿って形成された微視的損傷が加工方向に対し法線方向の引張負荷をかけた場合、著しく強度を低下させる要因になることが考えられる。腐食環境下では切欠き感受性が大きくなるため<sup>1)</sup>、大気中と同じサイズの微視的損傷でも強度がより低下する。

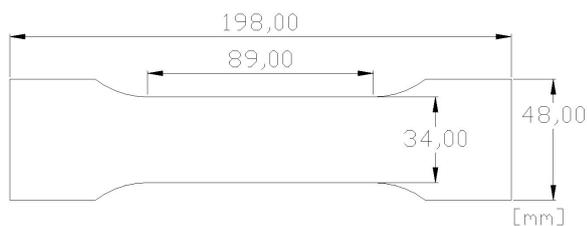


図1 予ひずみ試験片形状

本研究の目的は、塑性加工解析の閾値提案に向けて、腐食環境下におけるアルミニウム合金の破壊挙動（強度特性変化と微視的損傷形成メカニズム）に及ぼす予ひずみ方向の影響を明らかにすることである。

## 2. 実験方法

### 2・1 実験装置の概要

微視的損傷形成を目的とし予ひずみ導入試験を行った。引張試験を行う前に、延方向に沿って予ひずみ導入試験を行った。実験に用いた材料は A5052-H6 材である。図 1 に予ひずみ試験片形状を示す。全長 198 mm、試験部長さ 89.0 mm、幅 34 mm、厚さ 1.47 mm の大型引張試験片である。試験片 A では 11.2 %引張り予歪みを導入した。予ひずみ導入試験のクロスヘッドスピードは 1 mm/min とした。

### 2・2 微小引張試験作成と水素チャージ

予ひずみ試験から小型引張試験の試験片を導入試験方向に対して、0°、45°、90°でワイヤー放電加工機を用いて切り出した。試験片形状を図 2 に示す。大型試験片から二種類目は全長 22 mm、試験部長さ 6 mm、幅 4 mm、厚さ 1.47 mm の小型引張試験片を切り出した。板厚は 1.47 mm である。切り出した試験片表面を #1000 まで研磨した後、小型引張試験を行った。

試験片を実験前に 3 [g/l] NH<sub>4</sub>SCN+3%NaCl の混合液に浸漬し、水素陰極チャージ（以下、水素チャージ）を行った。対極には白金ワイヤーを用いた。水素陰極チャージの電流は 100 mA とした。陰極チャージ中の室温は 24.5 °C であった。水素チャージ時間は 4 h とした。溶液取り出しから引張試験開始までの時間は 5 min 以内であった。水素

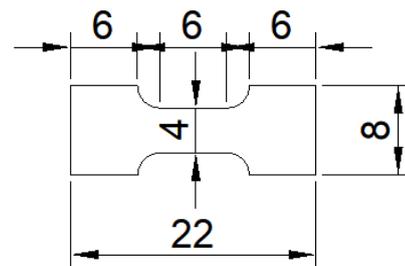


図2 小型引張試験片形状

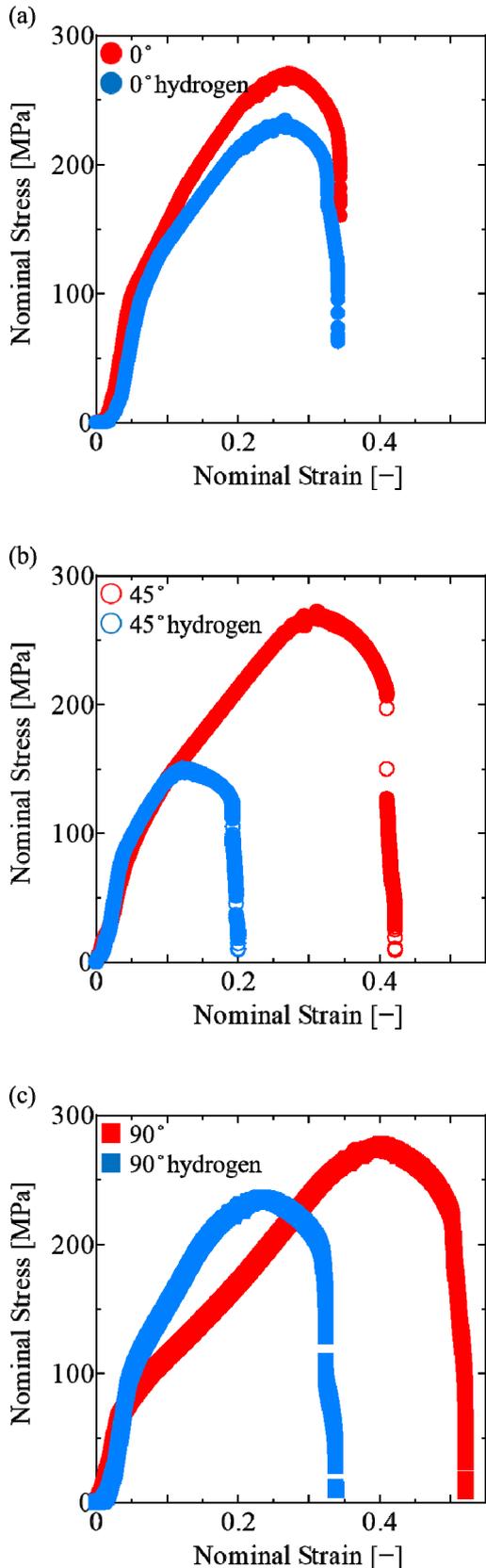


図3 応力ひずみ線図。(a) 0° 方向試験片。(b) 45° 方向試験片。(c) 90° 方向試験片。

チャージ後、引張試験を行った。

### 2・3 その場引張試験

腐食環境中の予ひずみの影響を明らかにすることを目的とし、その場引張試験を行った。クロスヘッドスピードを 0.54 mm/min とし引張試験を行った。比較対象として水素チャージを行っていない引張試験（以後、未チャージ材と呼ぶ）も行った。強度調査の際にデジタル顕微鏡を用いて微視的損傷成長過程を撮影した。撮影した試験データとデジタル画像相関法を用いて、微視的損傷形成と成長挙動と強度に及ぼす影響を明らかにした。

## 3. 実験結果

### 3・1 引張試験結果

試験結果を図4にそれぞれ示す。最大引張強度は0° 方向に切り出した場合、水素未チャージ材で 268 MPa、水素チャージ材で 227 MPa であった。45° 方向に切り出した場合、水素未チャージ材で 262 MPa、水素チャージ材で 141 MPa であった。90° 方向に切り出した場合、水素未チャージ材で 261 MPa、水素チャージ材で 224 MPa であった。腐食環境に置くことで、切り出した方向が 0°、45°、90° で、14.1%、46.5%、15.6%それぞれ引張強度が低下した。

腐食環境に置かない場合、引張強度に有意な差は確認できなかったが、腐食環境に置くことで引張強度が低下することが確認できた。特に 45° 方向に切り出した場合、他の方向と比較して大きく引張強度が低下することが新たに確認できた。

破断のびは0°方向に切り出した場合、水素未チャージ材で 34.2%、水素チャージ材で 32.6%であった。45° 方向に切り出した場合、水素未チャージ材で 41.5%、水素チャージ材で 19.2%であった。90°方向に切り出した場合、水素未チャージ材で 50.3%、水素チャージ材で 31.9%であった。腐食環境に置かない場合、切り出し方向によって、破断のびに 32%差が生じた。腐食環境に置くことで、切り出した方向が 0°、45°、90° で、4.68%、53.7%、36.7%それぞれ破断のびが低下した。

腐食環境に置かない場合でも、切り出し方向によって破断伸びは最大で 32.0%低下した。腐食環境に置いた場合、0° 方向と 90° 方向と比較して、45° 方向の破断伸びが著しく低下した。また、腐食環境の試験片の場合、降伏点後一部加工硬化していることが示された。

### 3・2 破面観察

図4にSEMを用いた破面観察結果を示す。いずれの試験片においても粒界やへき開面は破面に観察されず、ディンプルを含む延性破面が観察された。

0° 方向に切り出した試験片では、ポイド間のサイズ差が大きく、特定のポイドが成長したことが示された。一方で水素をチャージしたものは、腐食環境においたものの場合、ポイド間のサイズ差は小さかった。

45° 方向に切り出した試験片では腐食環境においていない試験片の場合、図 4(c)に示すように、破面に大きな凹部が観察された。腐食環境においた場合、図 4(d)に示す

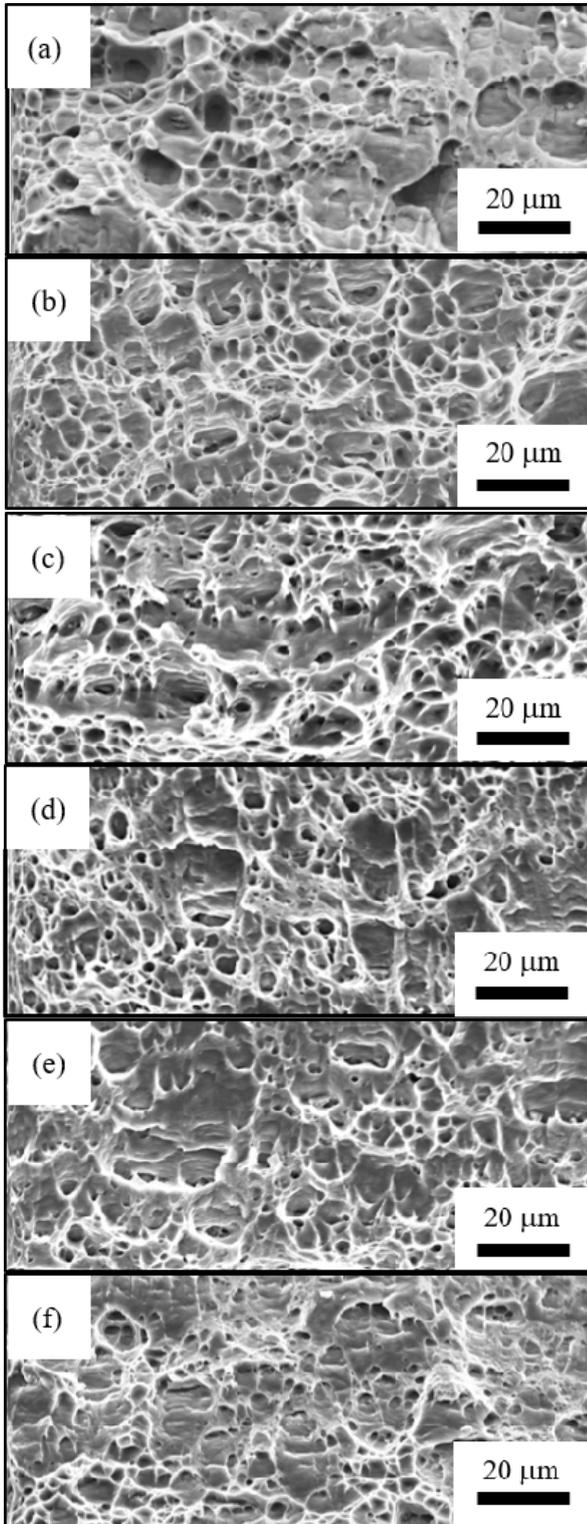


図 4 破面解析結果. (a) 0° 方向水素なし. (b) 0° 方向水素あり. (c) 45° 方向水素なし. (d) 45° 方向水素あり. (e) 90° 方向水素なし. (f) 90° 方向水素あり.

ように、破面に 20 μm ほどの深いボイドが多数観察された。

90° 方向に切り出した試験片では腐食環境においていない試験片の場合、図 4(e)に示すように、ディンプルが試験片厚さ方向に流れていることが観察できる。これは、破壊挙動の過程で何らかの要因で、材料内部でせん断型の破壊過程が生じていることを示唆する。腐食環境においた場合、図 4(f)に示すように、ボイドの穴の深さが浅くなっている。応力ひずみ線図において、腐食環境の試験片の場合、より低荷重でせん断型破壊を示さずボイドが発達したことが示された。また、破面を比較すると切り出し方向に関わらず腐食環境の破面はディンプルサイズが小さかった。

### 3・3 ひずみ解析

図 5 にその場観察結果を用いたひずみ解析の結果を示す。本研究では特に、腐食環境のデータのみに着目した。

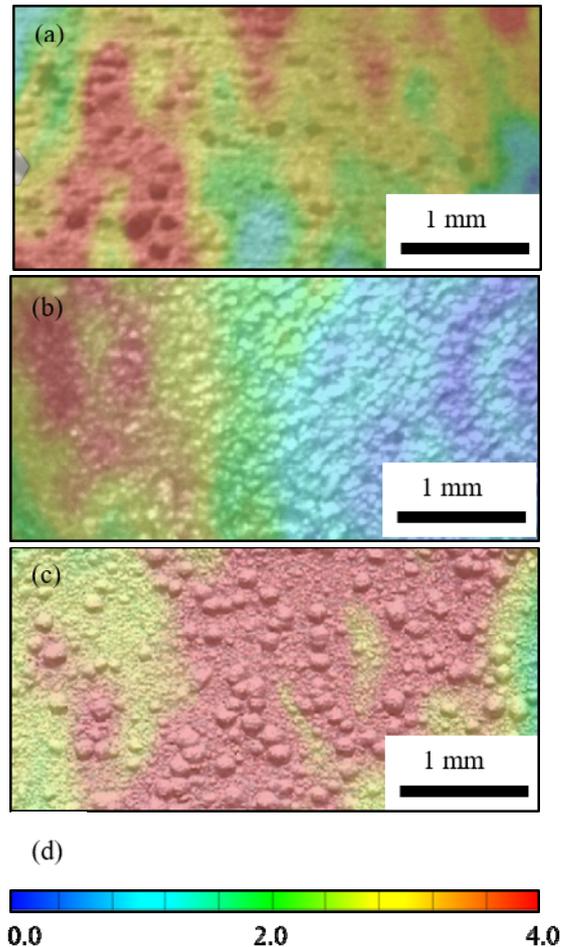


図 5 ひずみ解析結果. (a) 0° 方向, 腐食環境. (b) 45° 方向, 腐食環境. (c) 90° 方向, 腐食環境. (d) ひずみスケール.

いずれの結果も、最大荷重時の試験片表面のひずみ分布を示す。最大荷重時以降、図5に示される赤色領域で、き裂が発生し成長している様子が観察された。

0°方向と90°に切り出した試験片では、試験部において2.0以上のひずみが観測される。45°方向に切り出した試験片では試験部のおよそ半分の領域で、2.0以上のひずみが観測された。

ひずみが4.0近傍を示す赤色領域は、0°方向に切り出した試験片で、およそ4分の1、45°方向に切り出した試験片で、5分の1、90°方向に切り出した試験片で5分の3程度であった。図5の結果より、45°方向に切り出した試験片で最もひずみの局所的な発達が進んでいる。最大荷重時に必要とされる試験片表面のひずみ量が小さいことは、全体のひずみ量が小さくても局所的な損傷形成が行われることを示す。この結果は、応力ひずみ線図の破断伸びが45°方向に切り出した場合で最小値を示すことを説明できる。

## 4. 考察

### 4・1 予ひずみが及ぼす引張強度、破断伸びへの影響

アルミニウム合金の破壊挙動においては、介在物を始めとする粒子だけではなく、マイクロポアが影響を与えることが報告されている<sup>2)</sup>。特に水素は、粒界にトラップされることは少なく、マイクロポアなどのトラップサイトで高い占有率を示すことが報告されている<sup>3)</sup>。マイクロポアは圧縮塑性変形集中には収縮、消滅挙動を示し、消滅前と同じ場所で再形成される。また、引張変形の場合、マイクロポアの成長後、損傷が著しく成長する<sup>4)</sup>。マイクロポアが関連する破壊挙動の場合、マイクロポアによる破面とディンプルの混合破面が観察される。特に5154合金はマイクロポアが最大応力に達する前に、成長し合体する<sup>2)</sup>。

まず腐食環境でない場合の予ひずみの引張強度に及ぼす効果について考察する。予ひずみ量が11.2%であるため、マイクロポアが成長し合体していることが予測される。0°方向に切り出した試験は応力ひずみ線図でいえば、一度除荷した後、再負荷した試験と同義の試験である。0°方向の場合、成長した欠陥が再負荷によって成長したため、小さなひずみ量を示したと考える。90°方向の場合、成長した欠陥に対して法線方向に負荷が加わるため、欠陥成長の方向が変わり、せん断型にポイドが成長したと考える。

### 4・2 腐食環境における破壊挙動に及ぼす予ひずみ方向の影響

破面解析では、腐食環境の破面では最もディンプルが発達していた。45°方向の引張試験片でひずみ解析の結果より、0°方向と90°方向に比べて、45°方向で最もひずみが局所化していた。この二点を合わせると、予ひずみ段階で生じたひずみとしては、引張試験中に生じる45°のすべり帯に沿ったポイド列が重要であり、そのポイド列の

形状と配置、サイズが腐食環境における引張強度の低下率に影響を与えると考えられる。今後は、予ひずみ量を種々変更し、破面のより精緻なポイド形状、配置、サイズの同定と水素量の相関をとっていく。また、結晶回転による集合組織変化についても議論していく。

## 5. 結言

本研究では、塑性加工解析の閾値提案に向けて、腐食環境下におけるアルミニウム合金の破壊挙動(強度特性変化と微視的損傷形成メカニズム)に及ぼす予ひずみ方向の影響を明らかにすることを目的とし、予ひずみ試験、引張試験、破面解析、ひずみ解析を行った。得られた知見を以下に示す。

- 1) 腐食環境に置かない場合、引張強度に有意な差は確認できなかったが、腐食環境に置くことで引張強度が低下することが確認できた。特に45°方向に切り出した場合、他の方向と比較して大きく引張強度が低下することが新たに確認できた。腐食環境に置かない場合でも、切り出し方向によって破断伸びは最大で32.0%低下した。腐食環境に置いた場合、0°方向と90°方向と比較して、45°方向の破断伸びが著しく低下した。
- 2) いずれの試験片においても粒界やへき開面は破面に観察されず、ディンプルを含む延性破面が観察された。45°方向の腐食なしの試験片で最もディンプル形成が進んでいる様子が観察された。腐食環境の破面に確認されたディンプルは、腐食なしの試験片で確認されたディンプルよりもサイズが小さいことが確認された。
- 3) 最大荷重時の試験片に対してひずみ解析を行った。その結果、腐食した試験片のうち45°方向で切り出した試験片で、最大荷重時に最も局所的にひずみが発達しており、発達した場所からき裂が発生、成長したことが確認された。
- 4) 本研究によって、予ひずみ段階で形成された損傷が腐食環境においた場合のみ、予ひずみ方向の影響を発現することが確認できた。

## 謝辞

本研究は公益財団法人天田財団の平成28年度奨励研究助成によって行われた。ここに深甚なる感謝の意を表します。

## 参考文献

- 1) Wang, M., Akiyama, E., & Tsuzaki, K. (2005). Effect of hydrogen and stress concentration on the notch tensile strength of AISI 4135 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 398(1-2), 37-46.
- 2) Oogo, H., Toda, H., Uesugi, K., Suzuki, Y., & Kobayashi, M. (2010). Growth behavior of hydrogen

micro pores during ductile fracture of a 5154 aluminum alloy. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 60(8), 409-410.

- 3) Toda, H., Hidaka, T., Kobayashi, M., Uesugi, K., Takeuchi, A., & Horikawa, K. (2009). Growth behavior of hydrogen micropores in aluminum alloys during high-temperature exposure. *Acta Materialia*, 57(7), 2277-2290.
- 4) Toda, H., Oogo, H., Uesugi, K., & Kobayashi, M. (2009). Roles of Pre-Existing Hydrogen Micropores on Ductile Fracture. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 50(9), 2285-2290.