

# 極低温貨物タンク用アルミニウム合金 の破壊挙動

## 低温用タンクの破壊靱性

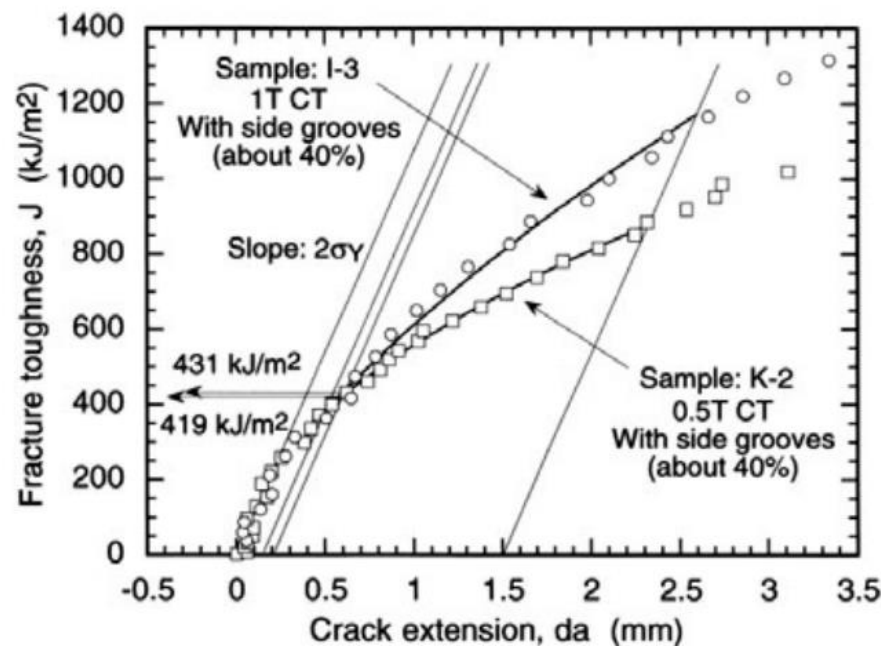
- 船舶による極低温貨物輸送時には、へき開型破壊を生じないように、非BCC材料が用いられることが多い

Ex.)オーステナイト系ステンレス, アルミ合金

- 従って、へき開破壊ではなく延性破壊の防止が必要になる
- 海上輸送の効率化のためには船舶の大型化、タンクの大型化が必要になるが、タンクに要求される板厚も増大→**実厚での破壊靱性試験が、特に極低温条件では困難**

## 延性破壊靱性

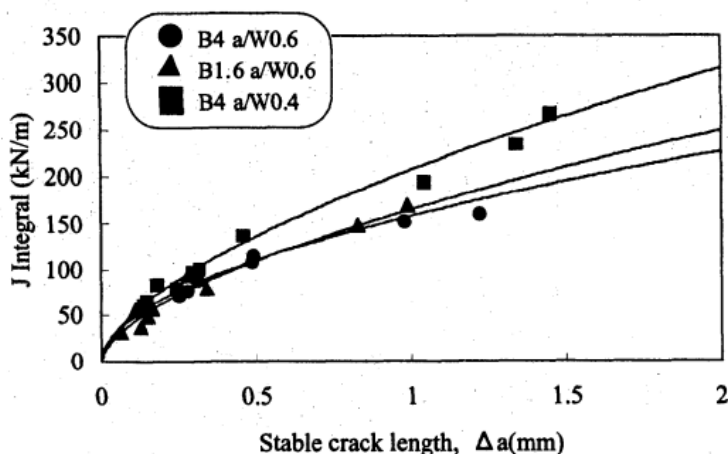
- へき開破壊と異なり、安定的な亀裂伝播が生じる。ただし、条件によっては不安定な破壊が生じるため、特に不安定破壊を適切に抑制する必要がある
- 延性破壊靱性はJ-Rカーブとして評価される



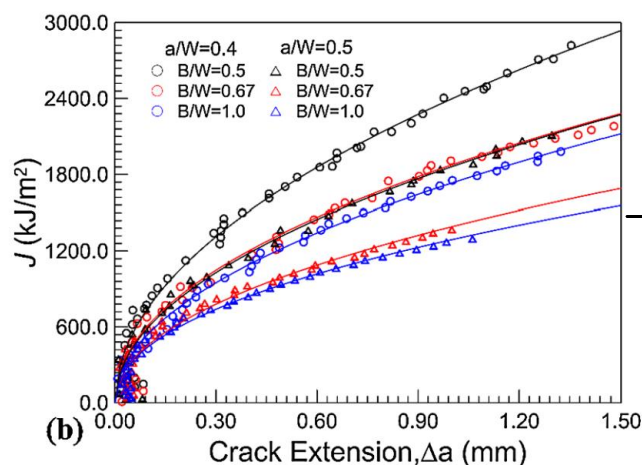
J-Rカーブの例\*

\*山本, プラズマ・核融合学会誌, 91(7), 2015

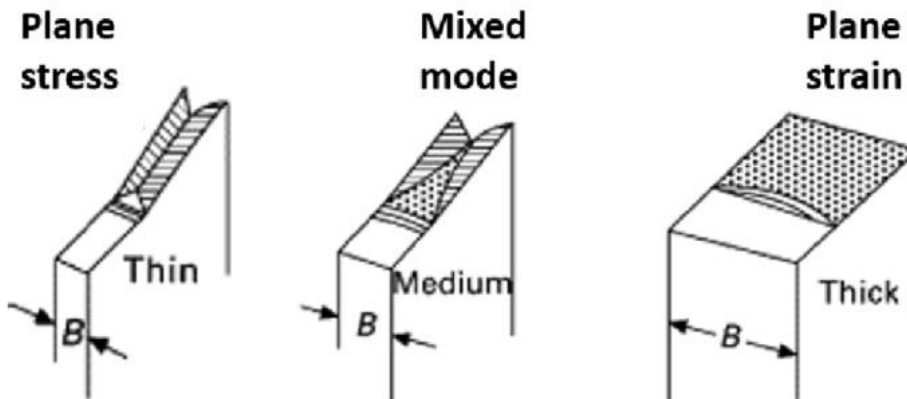
- 延性破壊の破面形態は板厚依存性を有していることが知られている
- 三軸度に着目した研究はあるものの, 1inchを超えるような極厚材の研究例は少ない



A5083のJ-Rカーブ板厚依存性\*1



JRカーブの応力三軸度依存性\*3



板厚に応じた延性破壊モードの違い\*2

## 体積効果

最弱リンク型の破壊でのみ影響

板厚増加に伴い体積が増加するため、破壊の発生候補箇所が増加する。

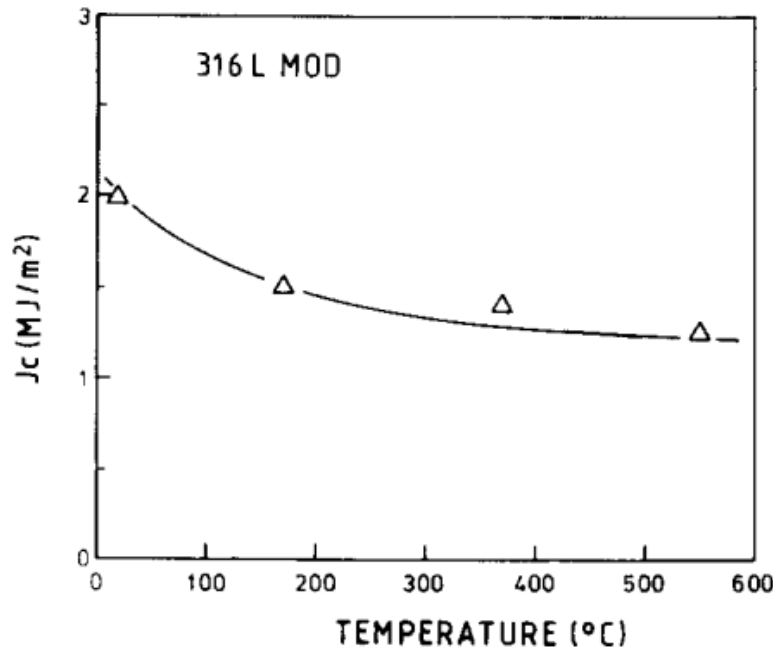
## 応力三軸度

延性破壊挙動に影響

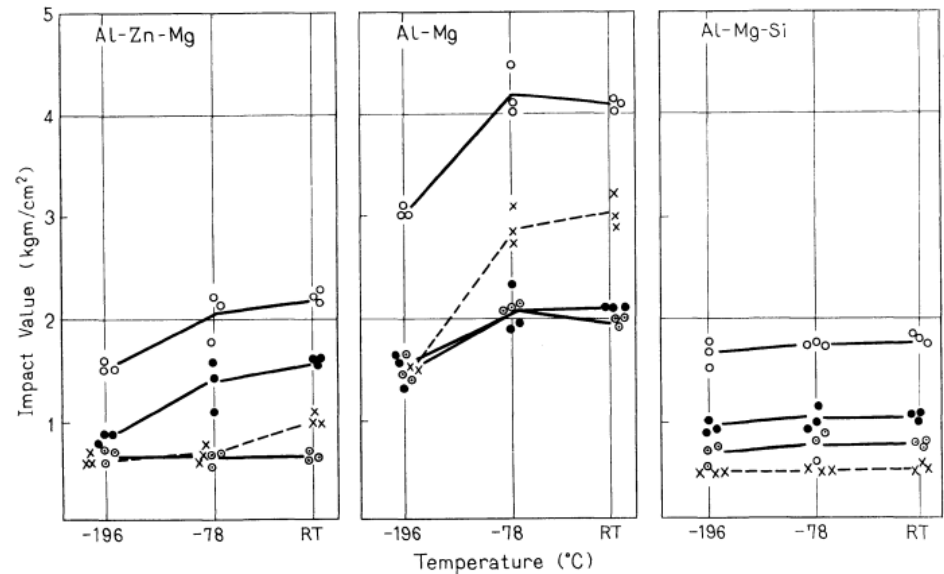
板厚が増加すると応力三軸度が高い領域が増えるため、破壊に対する抵抗が減少する

\*1 金森ら, 材料 52(8), 2003 \*2 Jiao et al., Theoretical and Applied Fracture Mechanics 112, 2021 \*3 Liu et al., Eng Fract Mech 206, 2019

- へき開破壊の温度依存性は広く知られているが、船用材料の延性破壊靱性の温度依存性の検討例は比較的少ない
- 特に、延性破壊靱性の温度依存性は、J-Rカーブでは必ずしも評価されていない。温度依存性を把握することで、極低温環境の実験を省略できる（より実験しやすい条件で安全側の評価ができる）可能性がある



316L SUSの高温延性破壊靱性\*



アルミ合金のシャルピー試験エネルギー\*\*

\*Samuel et al., Int. J. PVP, 41, 1990    \*\*小林・高井, 軽金属, 22(9), 1972

## 研究内容

①非BCC材料の延性破壊靱性の寸法依存性を検討し、実厚以外での実験により平易に実厚における破壊靱性を評価できるか検討する。また、近年発達が著しいシミュレーション技術を用いることで、延性破壊靱性を少ない実験から推定できるか検討する

②非BCC材料の延性破壊靱性の温度依存性を評価することで、実機環境(極低温)における評価を、より実験が容易な温度における実験で代替できるかどうか検討する。

## 供試材

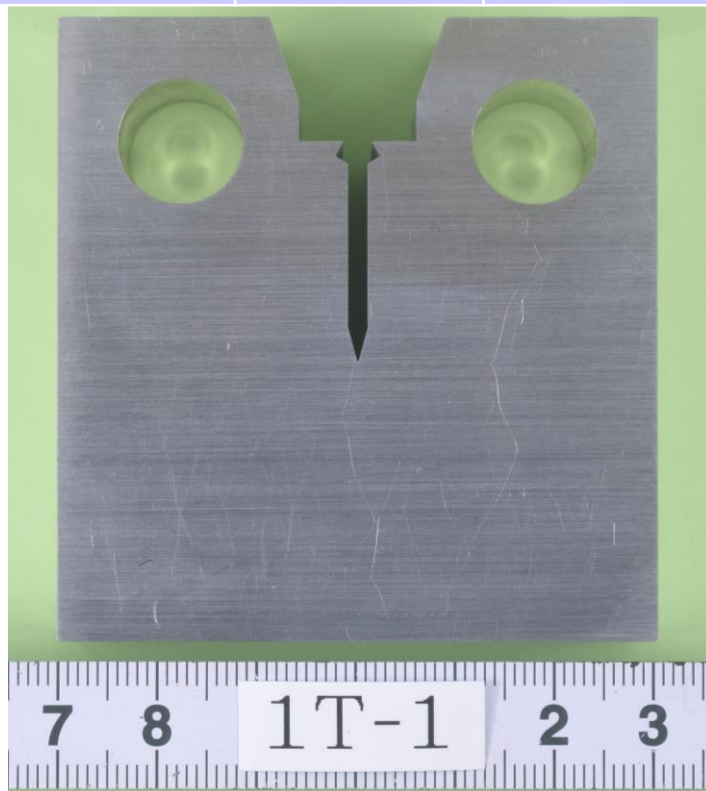
- 5083-O材(Al-Mg合金)
  - 舶用LNGタンクとして使用されており\*<sup>1</sup>、極低温貨物格納設備 (CCS) 構造材として有力
  - 加工誘起マルテンサイト変態\*<sup>2</sup>が生じないため、SUS材に比べて変形挙動が単純
  - 市中で100mm厚材を購入し、供用

\*1 馬場ら, 日本船舶海洋工学会論文集, 5, 2007

\*2 例えばAndo et al., Proc. 24th ISOPE, 2024

# ①延性破壊靱性評価

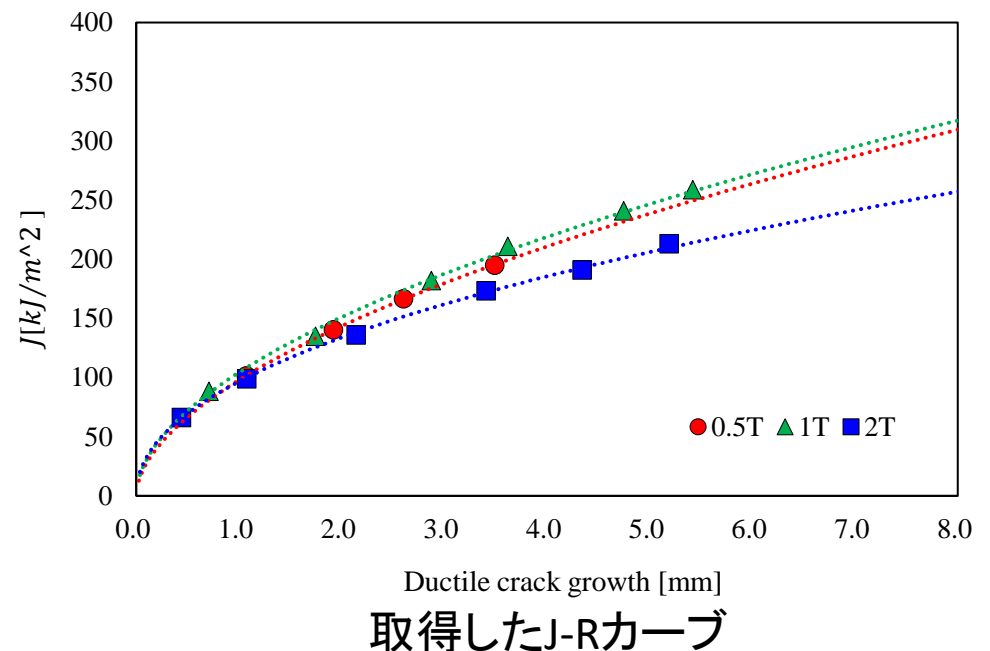
材料種	YS@RT	TS@RT	実験手法	実験条件
A5083P-O	138MPa	300MPa	CT試験 (ASTM E1820による*)	0.5T (12.7mm厚) 1T(25.4mm厚) 2T(50.8mm厚) いずれも常温



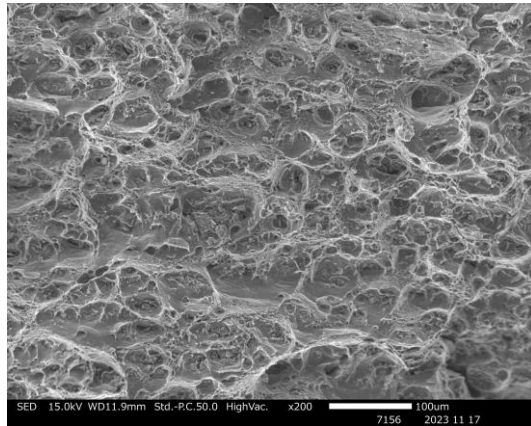
\*板厚影響検討のため、サイドグループは加工せず

# ①延性破壊靱性実験結果(1)

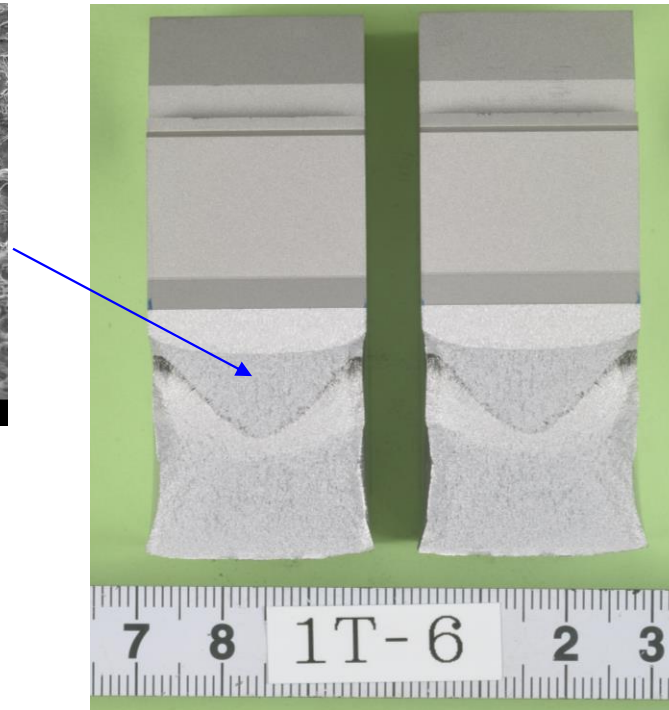
- 複数試験法でJ-Rカーブを取得 (各板厚4~6体)
- 亀裂長さが短い(<1.0mm)間はほぼ一致するが、亀裂長さが大きくなるにつれて
  - $1.0T \geq 0.5T > 2T$
  - という傾向が見られた
- Wang et al.(2009)\*におけるSENBより得られた傾向と類似



- SEMを用いて観察したところ，想定通りvoid支配型の破面が観察されていた
- Void成長を前提とした延性破壊シミュレーションが適用可能



破面SEM画像



1T-6 ( $\Delta a = 5.4\text{mm}$ )



2T-6 ( $\Delta a = 5.2\text{mm}$ )

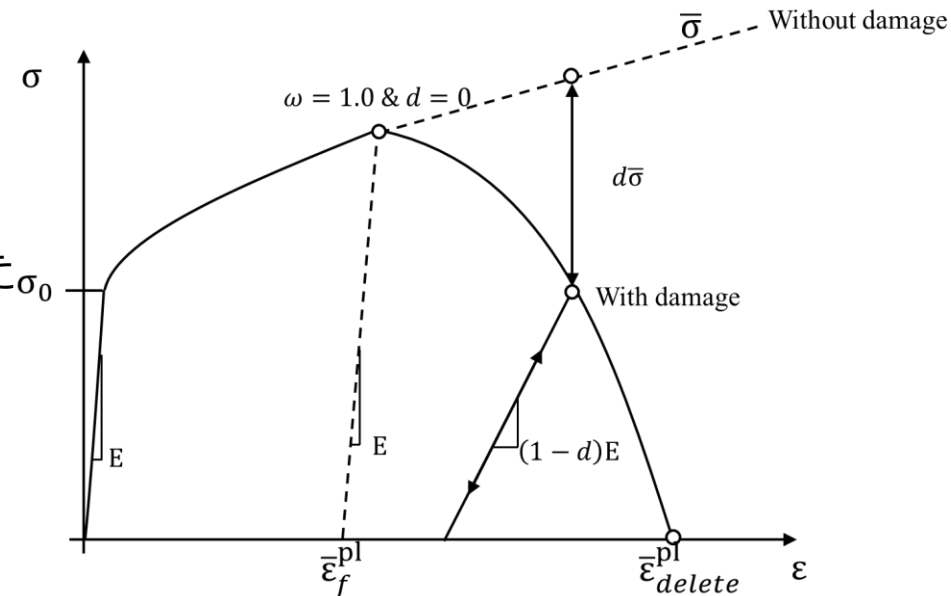


# ①延性破壊シミュレーション(1)

- 特異な破面が見られた4T試験は除外すると、破面は主にvoid支配型と推測される
- FEMを用いた延性破壊シミュレーションを適用しても問題がないと推測される
- Stress-Modified Fracture Strain(SMFS)モデル(あるいは、Modified Mohr Coulomb:MMCモデル)による再現を試みた
  - SMFSモデルは同定する必要があるパラメータが少ないため、実用的
  - アルミ合金への適用例も存在\*

- 応力三軸度 $\eta$ に依存する破壊ひずみ $\varepsilon_f$ を用いて表される累積損傷 $\omega$ が1.0となったら延性亀裂が発生する
  - 破壊モードがmode Iのみであるため、Lode角は考慮していない
- 発生後、所定の有効塑性変位 $u_f$ が満足した $\sigma_0$ ら要素が削除されるよう設定

$$\omega = \int \frac{d\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_f(\eta)}$$



損傷を考慮した構成式模式図

\*Zhou et al., Eng. Fract. Mech. 85, 103-116, 2012

# ①延性破壊シミュレーション(2)

## 構成式

- くびれ発生（公称応力最大）までは平滑丸棒試験から得られたデータを移動平均により平滑化処理した上で得られた真応力-真ひずみ関係を使用
- くびれ発生後は，Tu et al.の方法\*を用いて以下の式により表現した

$$\sigma = K(\varepsilon_p - b)^n$$

- くびれ以降の構成式は，公称応力最大時に (i)応力，(ii)勾配 が実験値と一致してはならないため，次の式が成立。
- 一変数の式に帰着できるため，実験データに整合するよう変数を容易に設定できる

$$\sigma_{\varepsilon_p^{n_{max}}} = K(\varepsilon_p^{n_{max}} - b)^n$$

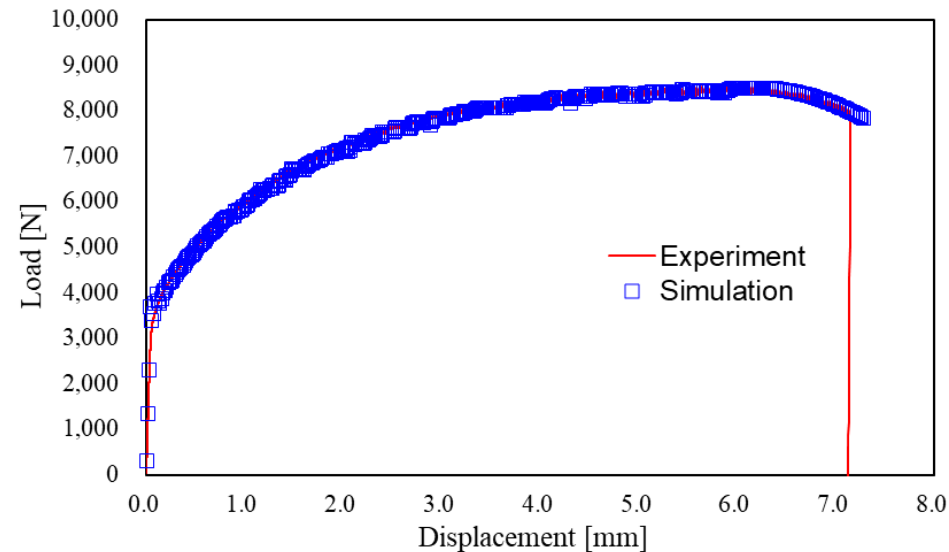
$$\frac{d\sigma_{\varepsilon_p^{n_{max}}}}{d\varepsilon_p^{n_{max}}} = Kn(\varepsilon_p^{n_{max}} - b)^{n-1}$$

公称応力最大時

真ひずみ:0.20758

真応力:370.1

勾配:495.244



平滑丸棒試験の実験とFE解析

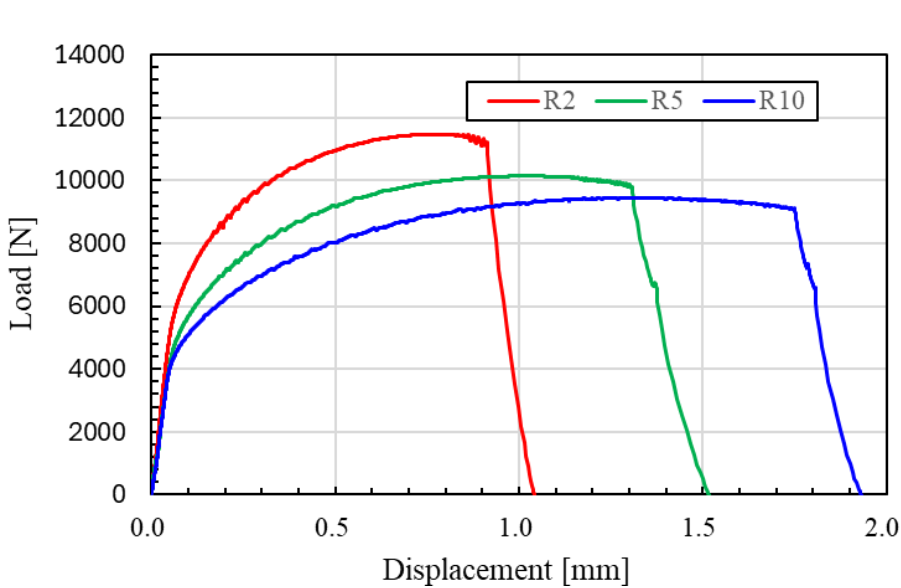
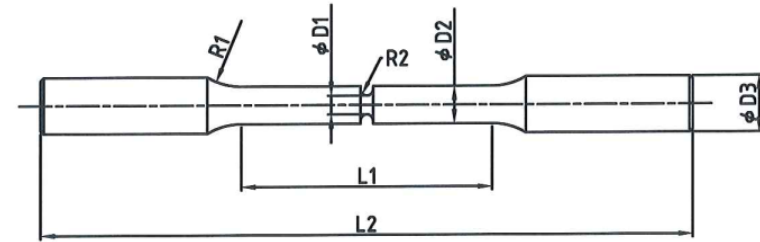
\*Tu et al., Int. J. Mech. Sci., 219, 107074, 2022

# ①延性破壊シミュレーション(3)

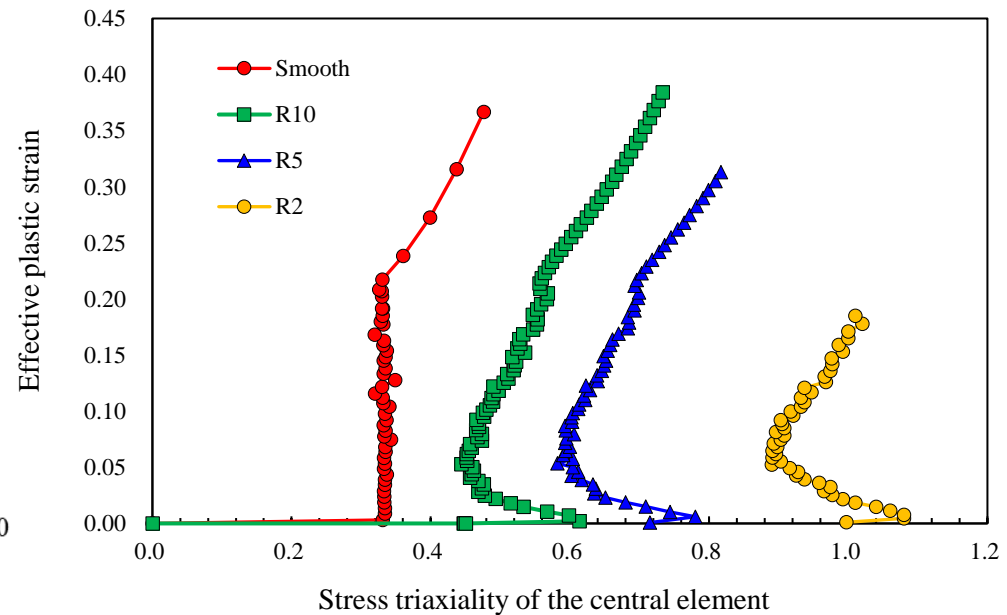
## 延性破壊パラメータ

- 先行研究\*を踏まえて、限界ひずみを次式で表した  

$$\varepsilon_f = Ae^{B\eta}$$
- 限界ひずみのパラメータは、平滑丸棒および切欠き付き丸棒引張試験結果より決定した
  - 先行研究\*を踏まえ、荷重急変点において累積損傷がいずれの実験でも $\omega_D = 1.0$ に最も近づくよう、残差が最小になるパラメータを決定



切り欠き付き丸棒の荷重変位曲線



引張試験における三軸度-相当塑性ひずみ関係

\*山田・大畑, 溶接学会論文集 37(3), 2019

## 解析モデル

- 対称性を考慮して1/4モデルを採用
- 機械ノッチ先端から一辺0.1mm立方体ソリッド要素で分割
  - 破壊パラメータ同定と同じ要素サイズ
    - 疲労亀裂前縁は実験で得られた形状を入力
- Abaqus Explicitを用いた動的陽解法を適用

## 破壊則

限界ひずみ

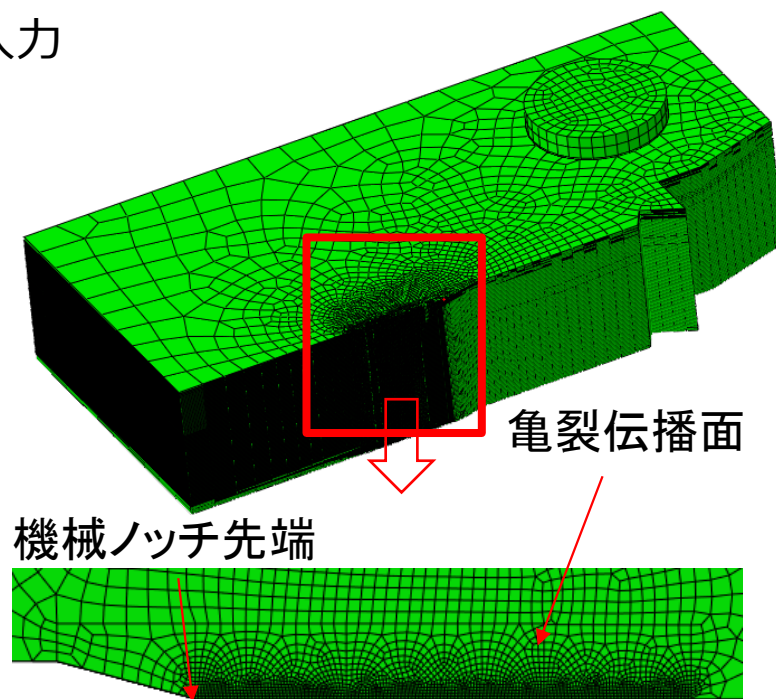
$$\varepsilon_f = 0.89e^{-1.62\eta}$$

限界有効塑性変位

$$u_f = 0.17$$

$$d = \frac{1 - e^{-\alpha(u^{pl}/u_f^{pl})}}{1 - e^{-\alpha}} \quad \alpha = 8$$

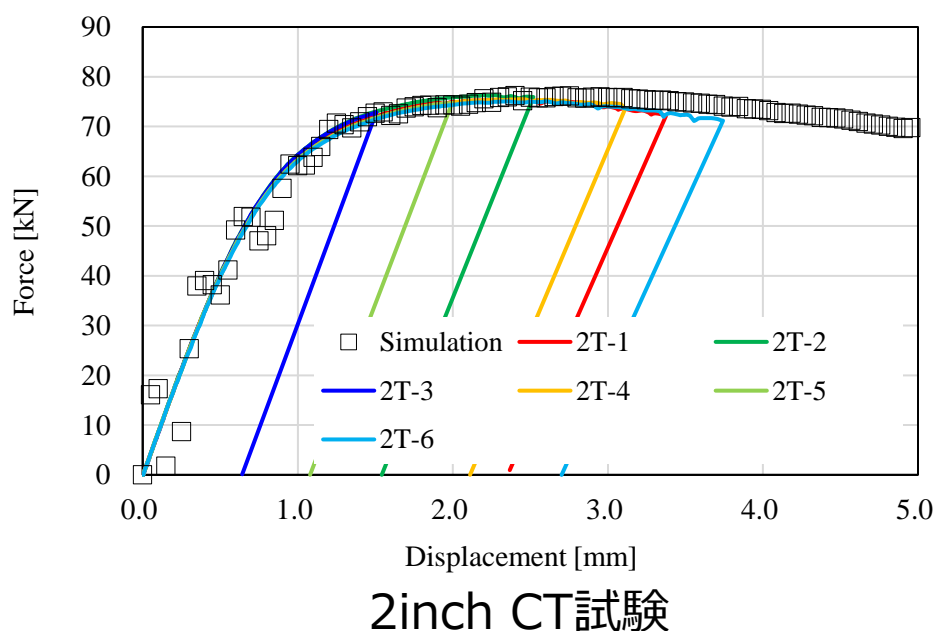
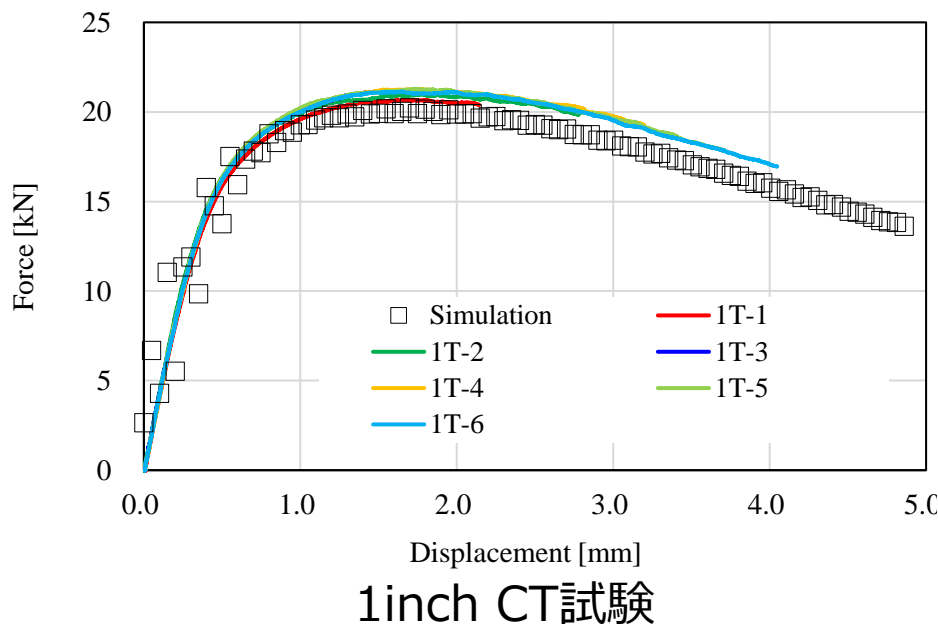
※ $d = 1$ を満足すると要素が削除される



※ $\alpha, u_f$ は1T試験のうち1実験を用いて同定

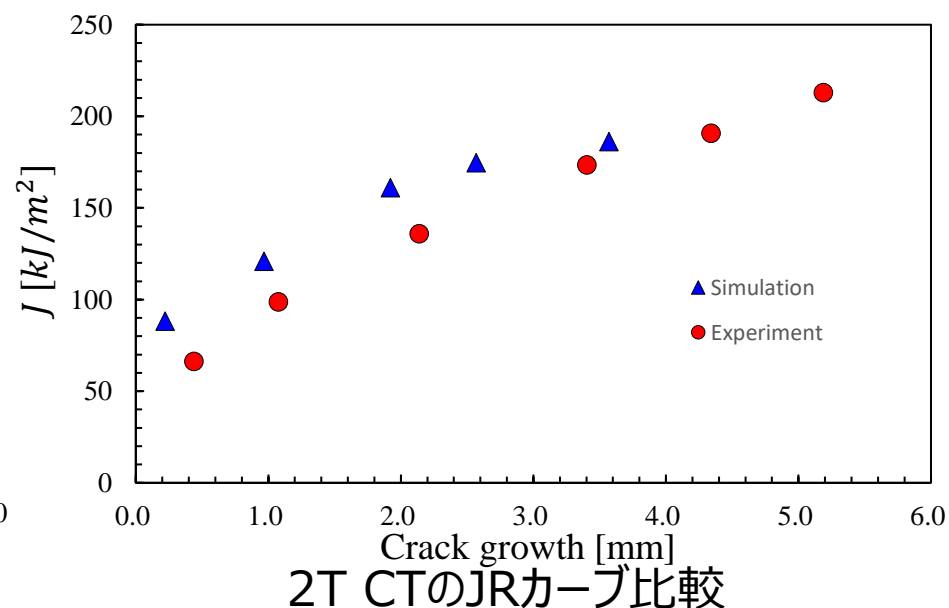
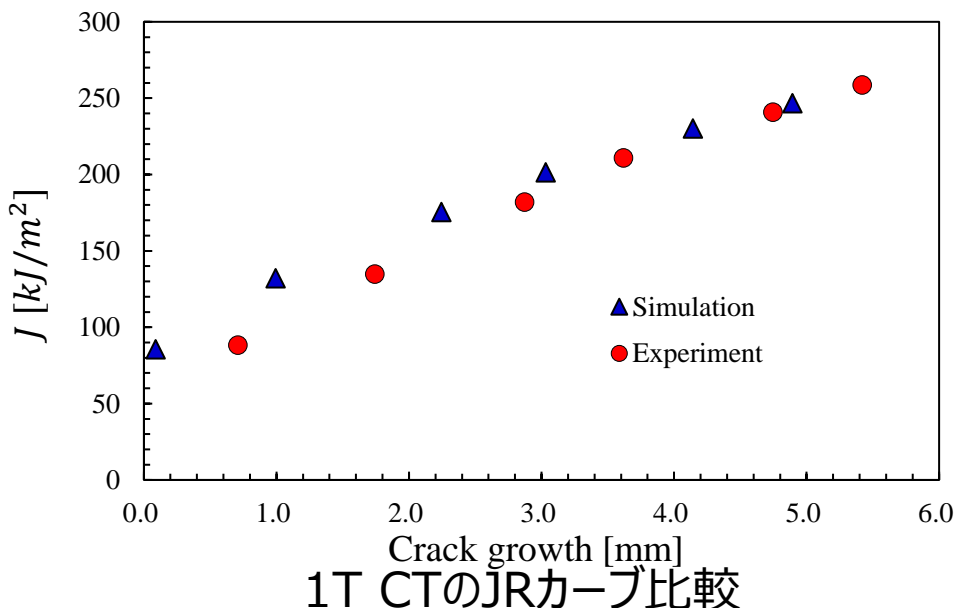
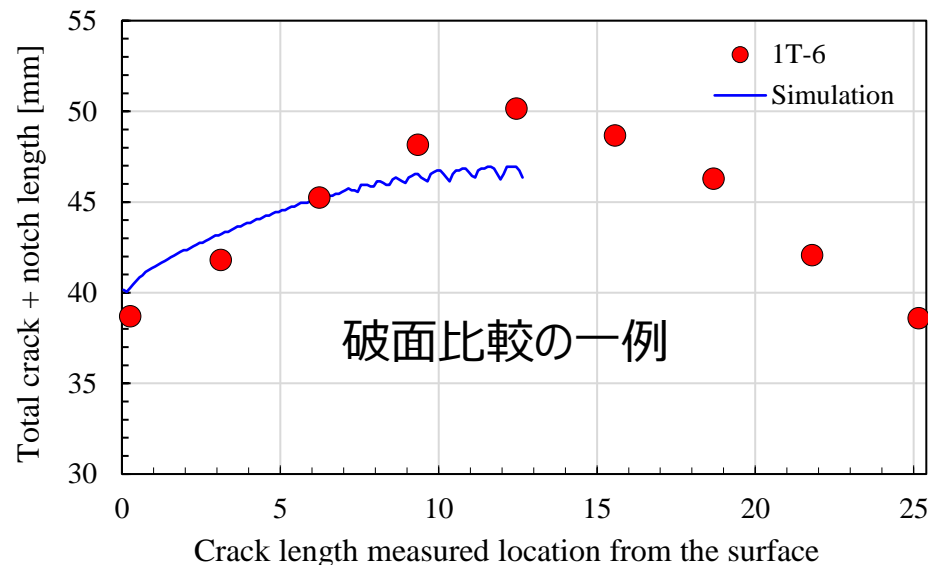
## 解析結果

- 荷重変位曲線は1T, 2Tいずれの実験も有限要素解析によりよく再現できている
  - 変位が小さいときは有限要素解析において計算結果が安定していない。これは、ピン試験体間の接触に起因すると考えられる
  - 最大荷重前後からは塑性変形が進むため、安定した解析結果となっている
- しかし、次ページに示す通り、亀裂前縁形状が一致せず、結果としてJ-Rカーブも一致しない結果となっている

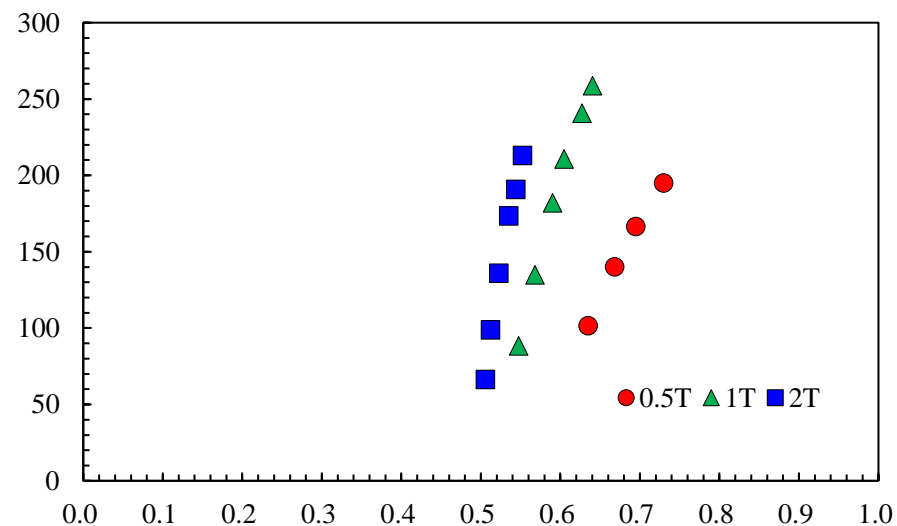
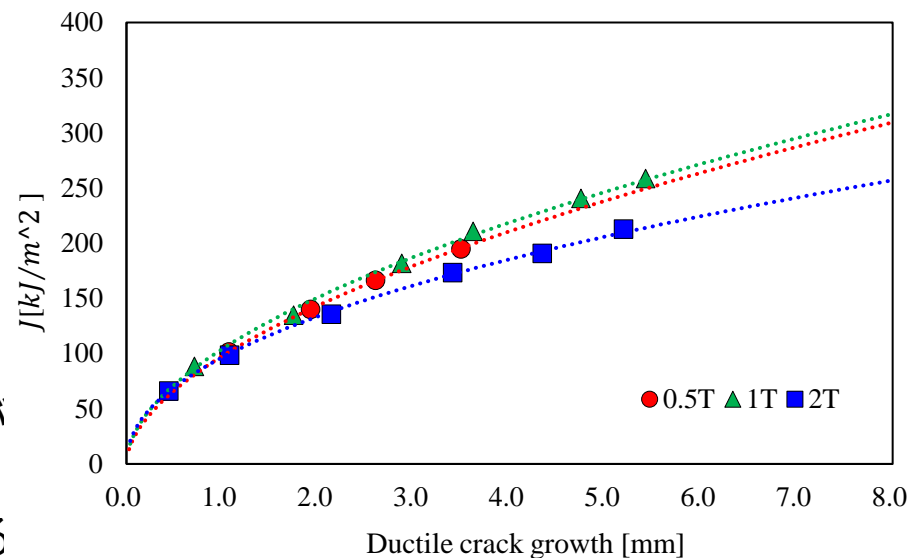


## 破面形状

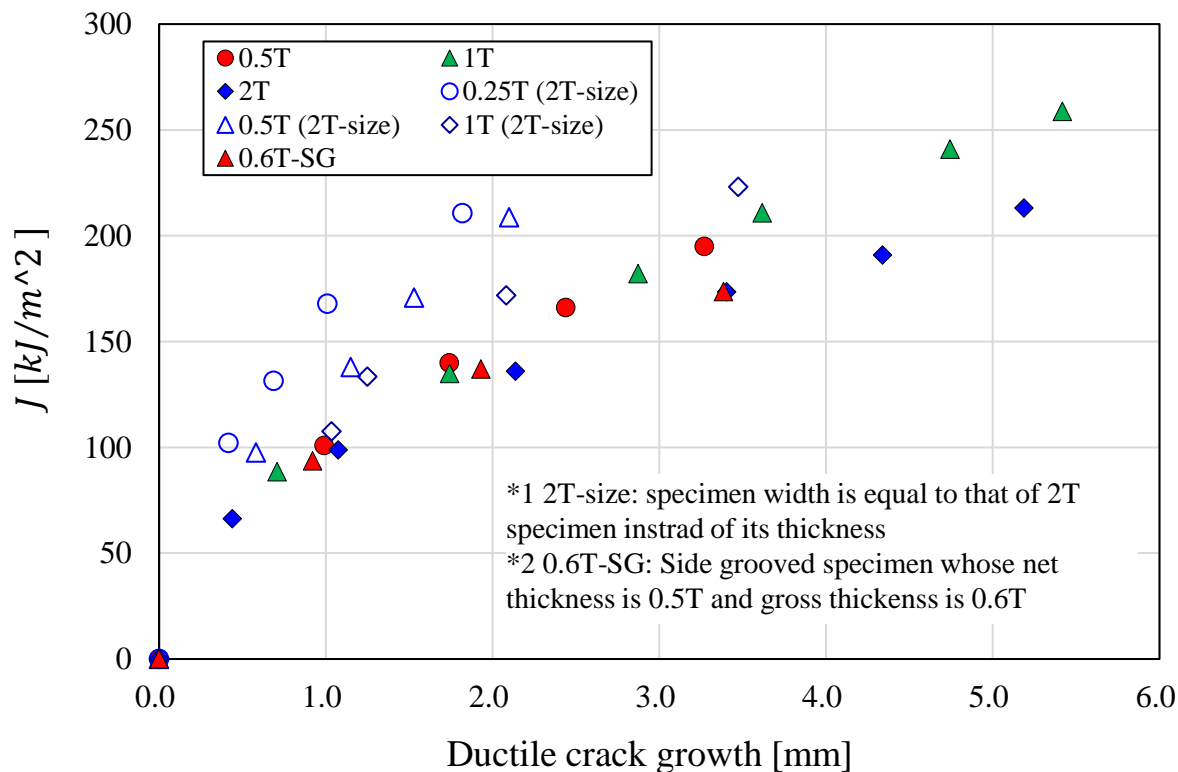
- 実験と有限要素解析の亀裂前縁を比較すると、実験のほうが顕著にトンネリングしている
- この傾向は全ての試験体で見られており、結果としてJ-Rカーブも実験と数値計算で乖離が生じている



- JR曲線は寸法に対して単調な関係にはならない
- 亀裂進展に伴うリガメント変化は試験体寸法に拠るため、試験体寸法に応じて曲げに起因する応力三軸度変化が異なるものと推測
- 亀裂先端位置を正規化して比較すると、板厚が薄い（リガメントが小さい）なるが亀裂進展とともに曲げが大きくなる、つまり拘束が大きくなっていることがわかる
  - 同じJに対してより拘束の大きい条件においても亀裂進展量が同程度になることから、板厚が薄いほうが破壊靱性が上昇することが示唆された

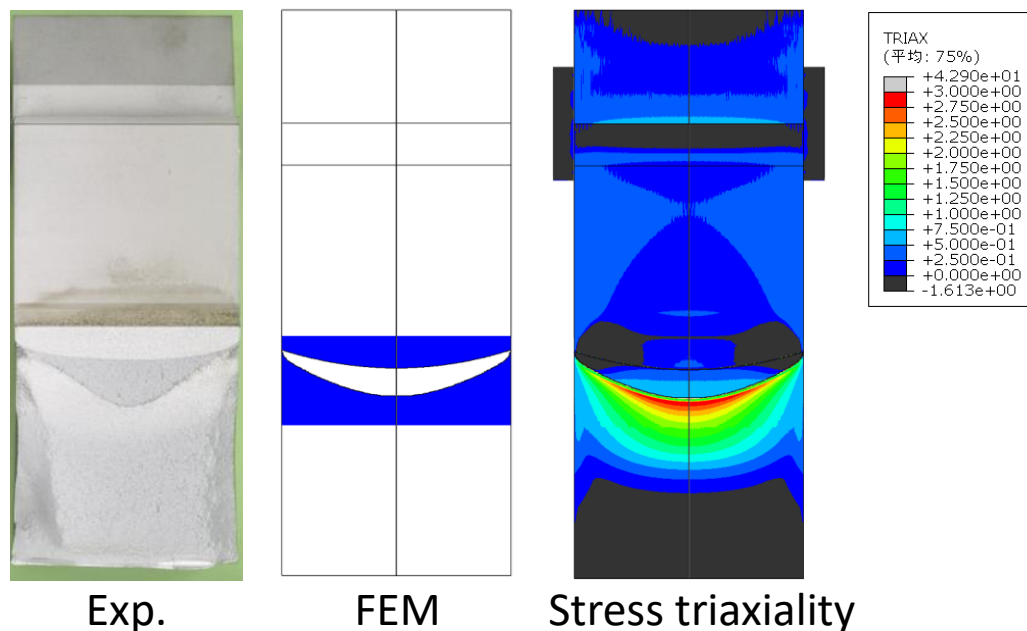


- (i)の結果を踏まえ、①板厚のみを変更したCT試験、②サイドグループを設けた試験（net板厚0.5T）を行った
- 板厚のみを変更した場合、板厚が小さいほうがJ-Rカーブは大きくなる結果となった
- 同じ板厚において、試験体幅が大きいほうが大きなJ-Rカーブとなる、つまり延性破壊抵抗力が大きいことが示唆された
- サイドグループを設けると、亀裂進展に伴いサイドグループがない試験体に比べて靱性が低下する



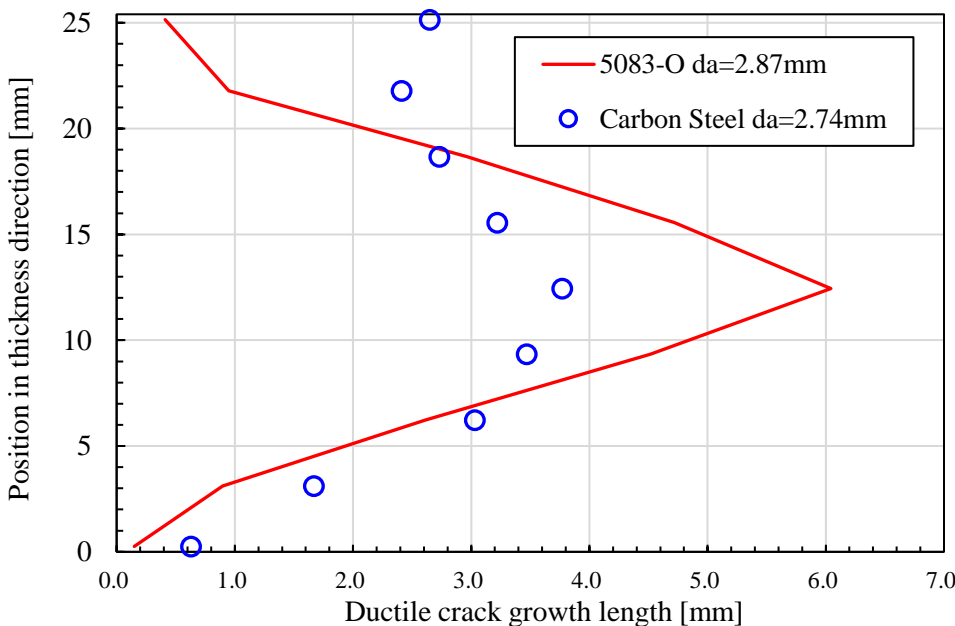


- 延性破壊シミュレーション(6)で、SMFSモデルを用いた再現解析では亀裂前縁形状を再現できなかった
- 亀裂前縁沿いの応力三軸度分布は実験で得られた顕著なトンネリングに対応しない
  - SMFSモデルにおける延性破壊パラメータに依存する乖離ではない
  - 感度解析を行ったが、限界ひずみを変更しても板厚中央付近の凸形状は再現できなかった

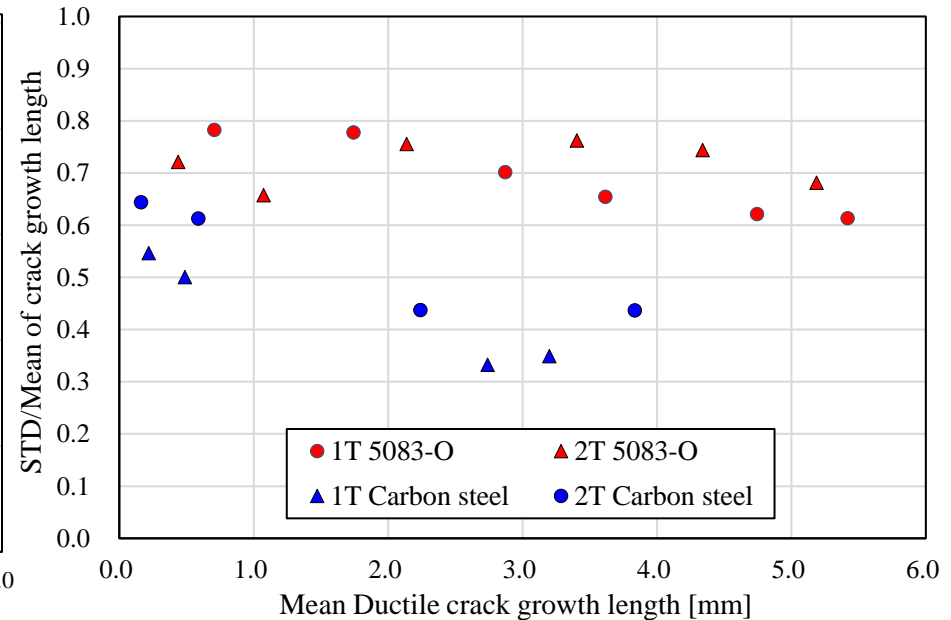


# ① Discussion(2): 亀裂前縁形状(ii)

- 比較のため、ノルマ炭素鋼 (0.2%YP:375MPa) \*を用いたJRカーブ取得試験を行った
  - 1inch厚及び2inch厚 (50mm厚) 試験体を作成し, 5083アルミ合金と比較
- アルミ合金は炭素鋼に比べてトンネリングが顕著であることが確認された
  - 亀裂前縁トンネリングを計測位置ごとの亀裂成長量標準偏差で表した場合, 亀裂長さがごく短い領域を除くと, アルミ合金では炭素鋼の2倍程度トンネリングが進んでいた
- 厚手アルミA5083-O合金の場合, SMFSモデルでは考慮できない破壊特性, 特に応力三軸度に紐づかない破壊モデルを検討する必要がある



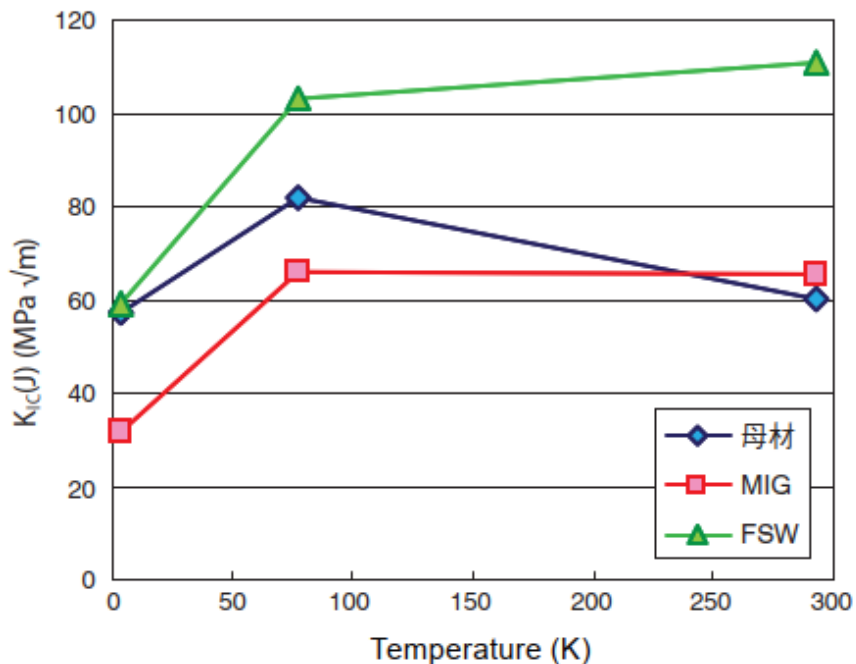
1inch試験体の亀裂前縁形状比較



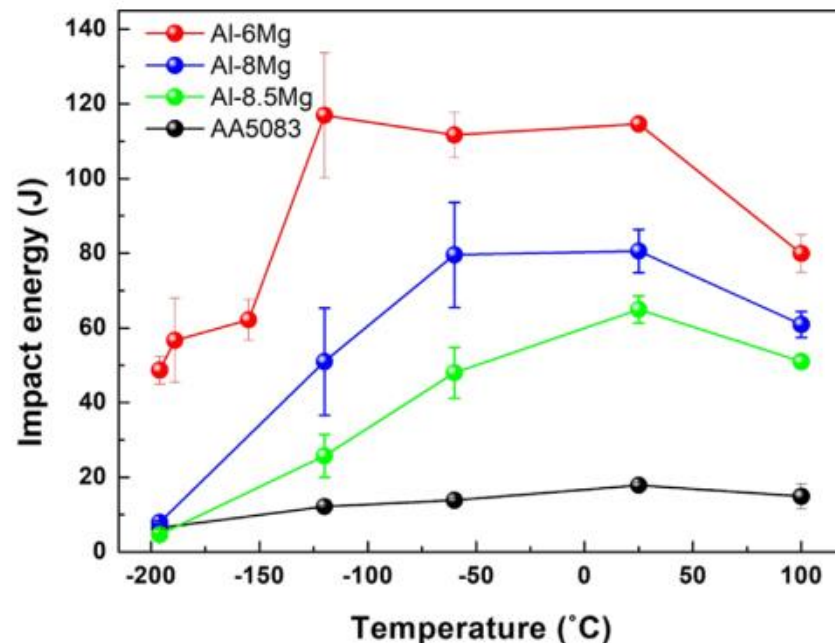
亀裂前縁形状の比較

\*Yanagimoto et al., Materials & Design, 144, 2018におけるSteel N

- WE-NETにて、アルミ合金の極低温破壊靱性評価が行われているが、講評されている論文（林，2012\*）にはKJICしか記載されておらず，JRカーブは報告されていない
- 低温破壊靱性へのMg量影響を見た論文ではCharpy試験のみ実施されており，JRカーブではない



5083合金延性破壊靱性温度依存性\*



Al-Mg合金破壊靱性温度依存性\*\*

\*林, Furukawa-Sky Review 8, 2012 \*\*Son et al., Materials & Design 224, 2022

## ②実験結果(1)

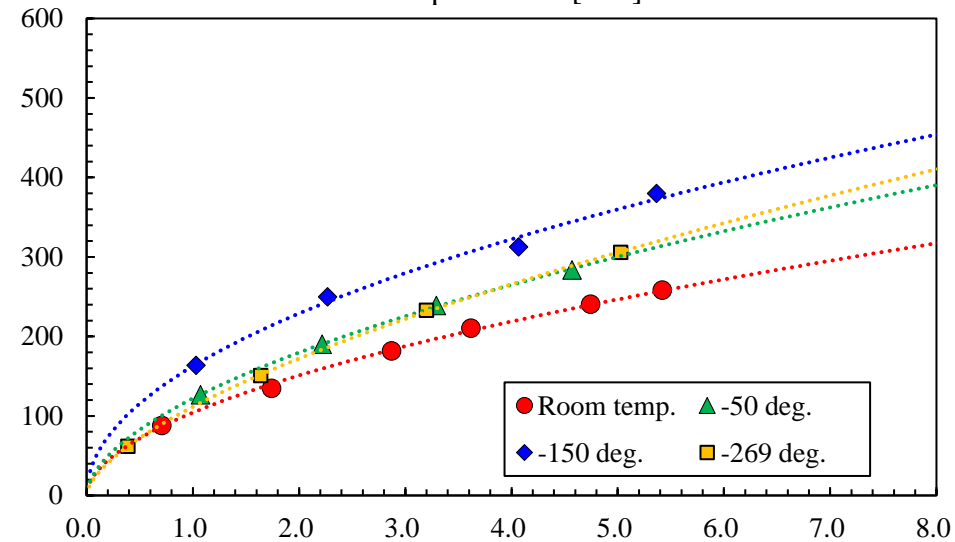
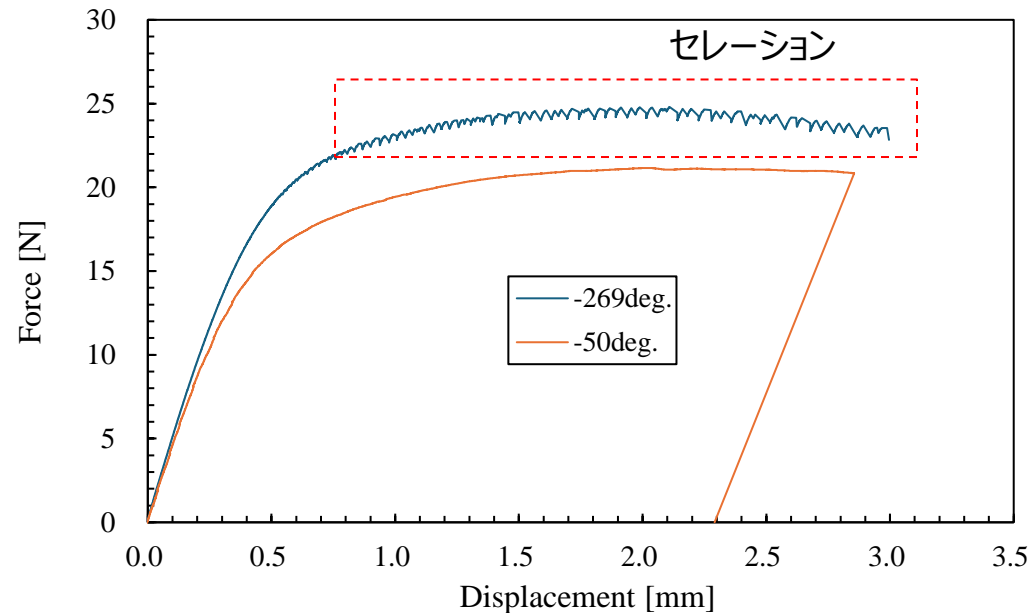
### 試験条件

試験内容：1inch CT試験

温度：-50度，-150度，-269度

### 試験結果

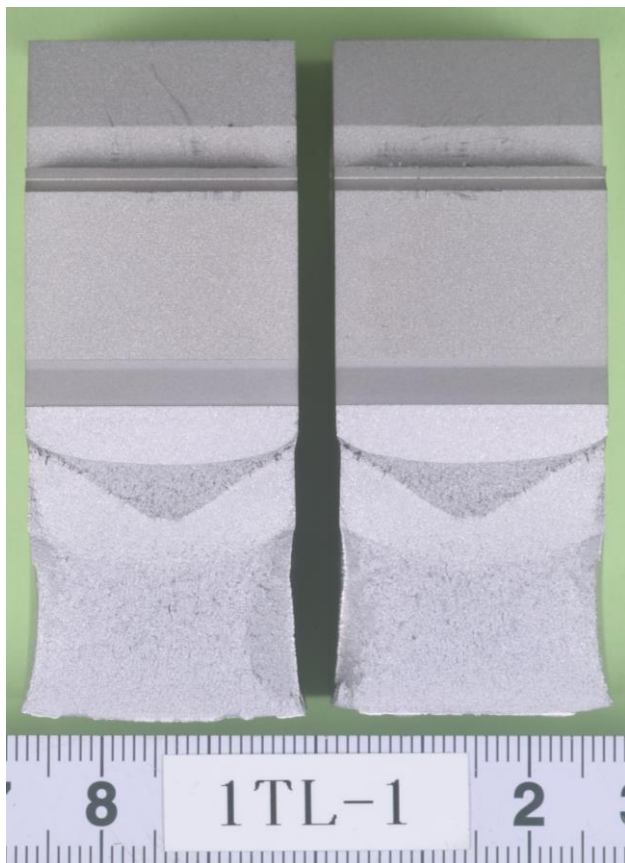
- 荷重変位曲線は低温程上昇する
  - 降伏応力上昇に起因
- 269度において，荷重変位曲線にセレーションが見られた
  - 塑性変形に起因する発熱によって材料が軟化するため荷重が低下する現象。荷重が低下するため発熱量も減少し再度硬化する\*
- J-R曲線は-150度で最大となり，-269度では低下している
  - 林によるKJIC評価結果\*\*と同様の傾向
  - 林によれば，-269度で粒界割れが見られたと報告されている



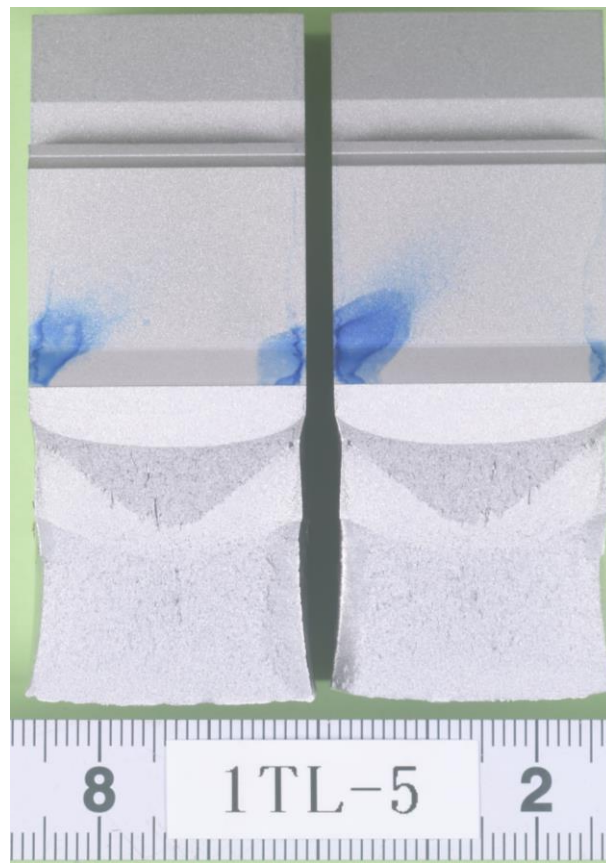
\*柴田，鉄と鋼75(2)，1989 \*\*林，Furukawa-Sky Review 8，2012

## ②実験結果(2)

- -50度, -150度では巨視的には常温と同様の破面が得られているが, -269度では主破面に垂直な副破面が形成されている
- -269度では他の温度程トンネリングが顕著ではなく, 炭素鋼に近い亀裂前縁形状を示している



-50度破面



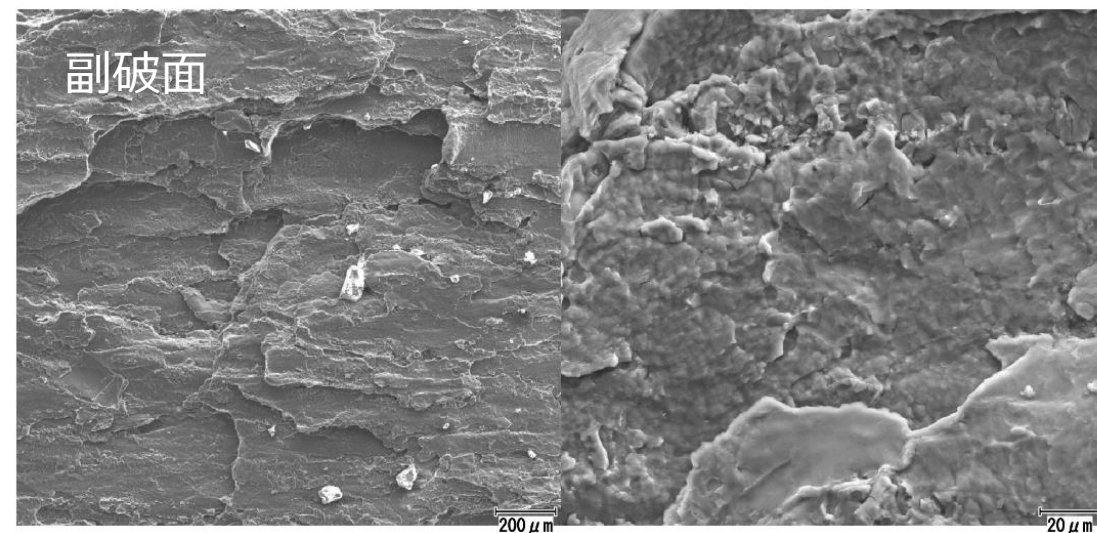
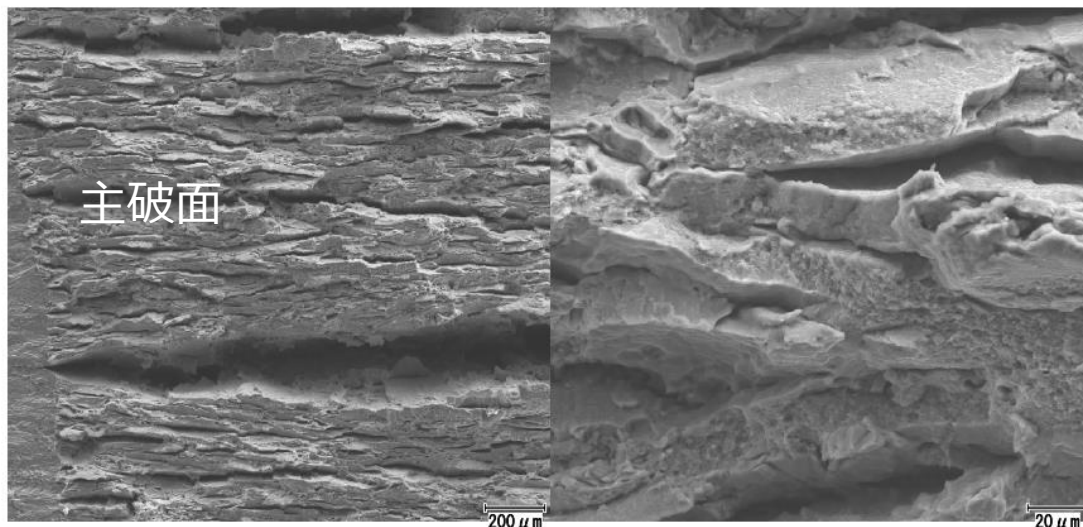
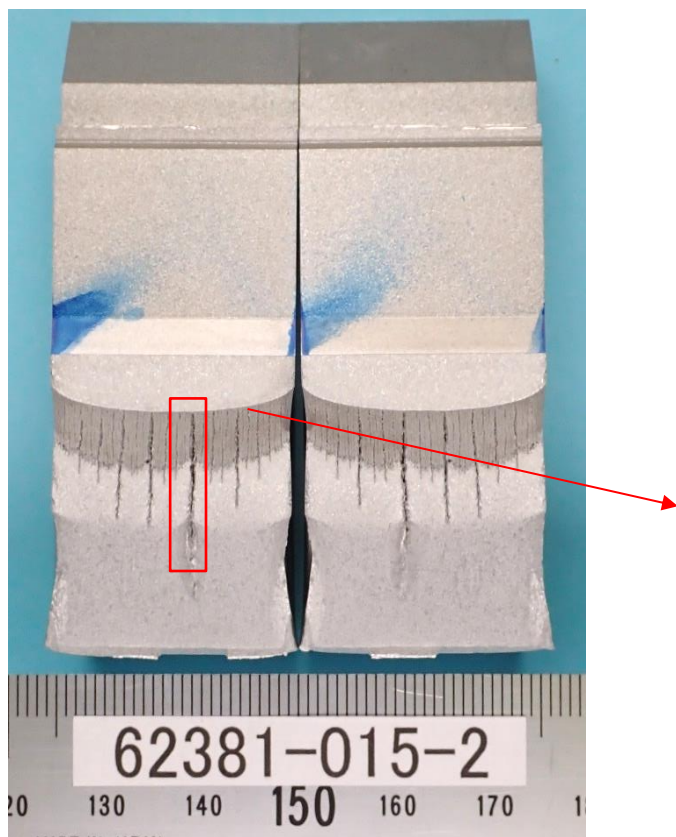
-150度破面



-269度破面

## ②実験結果(3)

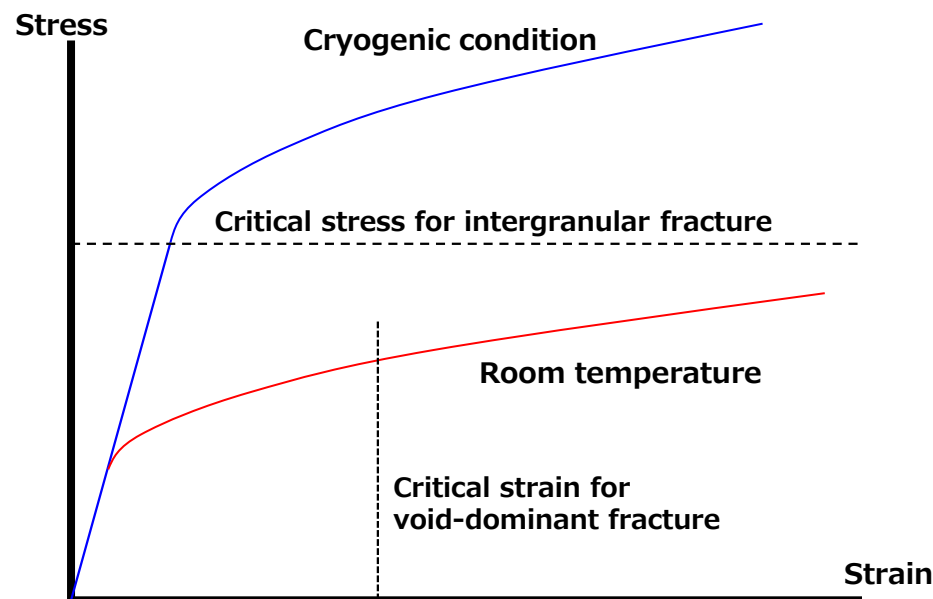
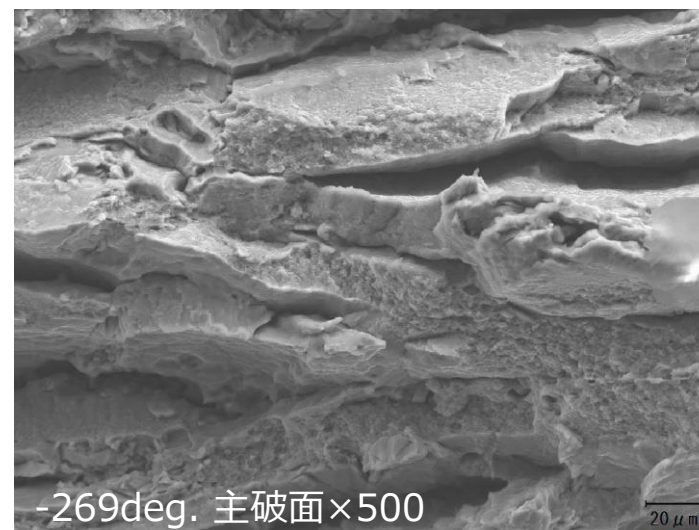
- 主破面は極めて小さなボイドが多数形成されている
- 副破面はボイドの形成が見られず、へき開様の破面が形成されている



中央付近 × 5 0

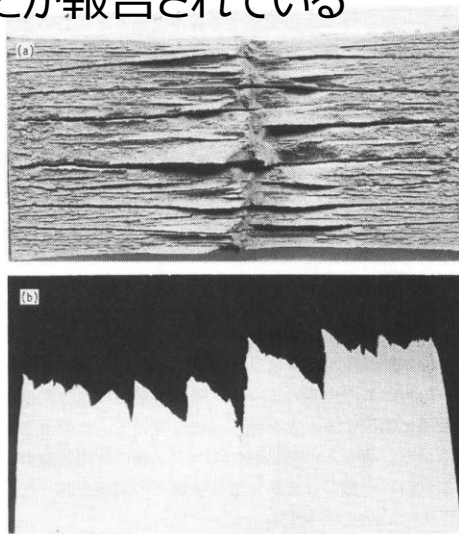
中央付近 × 5 0 0

- 269deg.における主破面は微細なボイドが多数存在している一方で、粒界破壊様の破面が見られる
  - 微細なボイドの原因は、介在物剥離が応力支配で生じるため？
  - Al-Mg合金での粒界破壊による層状サブクラック形成は浅野・藤原\*によって報告されている
  - 顕著なサブクラック発生により耐荷力が低下、亀裂が進展しやすくなっていたものと思われる
- 冶金学的な考察はされているが、なぜ低温でのみ見られるのかは議論されていない
- 仮説として、ボイド支配型延性破壊はひずみ支配だが、粒界破壊は応力支配で生じるため、極低温条件では粒界破壊が先行したと推測される



\*浅野・藤原, 軽金属, 26(1), 1976

- 中山・鷹合(1992)\*は冷間加工を施した5083合金におけるシャルピー試験（LN2温度）で層状破壊が見られたことを報告している。
  - 層状破面には多数のβ相析出物（Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>等）が見られており、割れの起点になったことが報告されている
- 浅野・藤原(1976)\*\*においてもLN2温度シャルピー試験により層状破壊が多数現れたことを報告している
- 池田ら(1973)\*\*\*では、-160度以下の試験体では板厚25~80mmのディープノッチ試験において層状破壊が見られたことが報告されている



5083アルミ合金の層状破壊\*\*

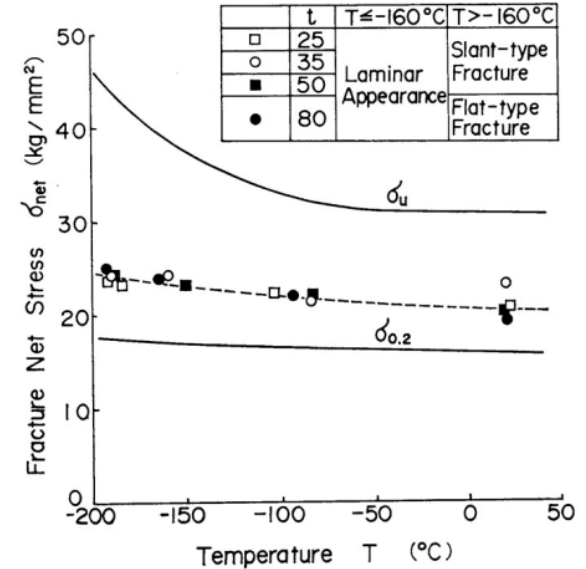


Fig. 4 Effect of plate thickness on relationship between fracture stress and temperature.

5083アルミ合金のディープノッチ試験\*\*\*

\*中山・鷹合, 軽金属, 42(4), 1992 \*\*浅野・藤原, 軽金属, 26(1), 1976 \*\*\*池田ら, 軽金属, 23(9), 1973



## ① 5083アルミ合金延性破壊靱性の板厚依存性及びシミュレーションによる再現

- 延性破壊靱性は単調な試験体サイズ依存性を示さない。これは、板厚、試験体サイズによって破壊靱性低下要因と上昇要因が複雑に影響するためと考えられる
- SMFSモデルを用いた延性破壊シミュレーションは、CT試験の荷重変位曲線は精度良く再現できるが、亀裂前縁形状を再現することができなかった
- ノルマ炭素鋼に比べてアルミ合金では顕著な亀裂前縁のトンネリングが見られており、今後の破壊機構検討が必要である

## ② 5083アルミ合金延性破壊靱性の温度依存性に関する検討

- 常温に比べ、-50度、-150度ではJ-Rカーブが上昇した。しかし、-269度では-50度と同レベルであり、温度に対して単調な関係を示さなかった
- この原因として、-269度では層状破壊が発生したことで載荷力が低下し、同じ荷重に対して亀裂進展量が大きくなったためと推測される
  - 層状破壊は過去の研究で見られた、粒界破壊に起因するものと同じものと推測される
  - 先行研究では層状破壊が極低温でのみ生じる機構は明らかにされていない。粒界破壊は応力支配であるため、ひずみ支配型破壊との競合において低温になると応力支配型破壊が優先的に生じるためと推測される

### 注記

本研究の一部は、東京大学大学院工学系研究科システム創成学専攻川畑研究室との共同研究の成果として得られたものである。

- 山本, 破壊靱性試験法とデータ解析の実例(核融合構造材料における機械的特性の評価手法とデータ解析), プラズマ・核融合学会誌, 91(7), 2015
- 金森ら, 高力アルミニウム合金の延性破壊に及ぼす応力三軸度の影響と破壊じん性における拘束効果, 材料 52(8), 2003
- Jiao et al., A novel measure for the material resistance to ductile fracture propagation under shear-dominated deformation, Theoretical and Applied Fracture Mechanics 112, 2021
- Liu et al., The effects of in-plane and out-of-plane constraints on J-R curves for X80 steel A study using clamped SENT specimens Eng Fract Mech 206, 2019
- Samuel et al., Temperature dependence of fracture toughness (J-R-curves) of a modified type 316L austenitic stainless steel, Int. J. PVP, 41, 1990
- 小林・高井, シヤルピー衝撃試験法によるアルミニウム合金板の超低温下における破壊特性について, 軽金属, 22(9), 1972
- 馬場ら, SPB 方式 LNG 船用アルミタンクのすみ肉溶接ビード形状の改善, 日本船舶海洋工学会論文集, 5, 2007
- Ando et al., Effect of TRIP on Crack Opening and Closure Behavior of Low Cycle Fatigue in Metastable Austenitic Stainless Steel, Proc. 24th ISOPE, 2024
- Wang et al., Experimental and Theoretical Investigation of Size Effects on the Ductile/Brittle Fracture Toughness of a Pressure Steel, International Journal of Damage Mechanics, 19(5), pp. 611-629, 2009
- Zhou et al., Modeling the ductile fracture behavior of an aluminum alloy 5083-H116 including the residual stress effect, Eng. Fract. Mech. 85, 2012
- 山田・大畑, ボイド成長解析に基づくダメージモデルの延性亀裂進展シミュレーションへの適用, 溶接学会論文集 37(3), 2019
- Yanagimoto et al., Local stress in the vicinity of the propagating cleavage crack tip in ferritic steel, Materials & Design, 144, 2018
- 林, 極低温における破壊靱性に優れたアルミニウム合金溶接部材の開発 (液体水素輸送・貯蔵用アルミニウム材料の研究), Furukawa-Sky Review 8, 2012
- Son et al., Mg effect on the cryogenic temperature toughness of Al-Mg alloys, Materials & Design 224, 2022
- 柴田, 金属材料の極低温セレーション変形とそのシミュレーション, 鉄と鋼75(2), 1989
- 浅野・藤原, 5083 合金の低温層状破壊, 軽金属, 26(1), 1976
- 池田ら, 軽金属, 極低温用アルミニウム合金の母材と溶接継手部の破壊特性, 23(9), 1973