

鋼へき開破壊のマイクロ挙動観察と 結晶粒レベル3次元シミュレーションによる解析

Microscopic observation of polycrystalline cleavage crack propagation behaviour in steel and analysis by three dimensional simulation

環境海洋工学専攻 76327 杉本圭
指導教員 栗飯原周二

1.序論

船舶やガスパイプラインなど構造物において、材料に潜在的に内在する、あるいは運転中に発生したき裂による欠陥が原因となって破壊をもたらす場合がある。特に脆性破壊は何の前触れも無く起きるので多くの被害をもたらす。これを防ぐためには鋼の高強度、高靱化が必須である。そのために鋼の結晶粒微細化が図られるが、同時に結晶方位異方性(集合組織)を招いてへき開破壊靱性が低下したり靱性の異方性が顕著になることがある。しかし、へき開破壊については未だ経験則の域を出ておらず、特にき裂伝播の微視的機構の解明は遅れている。

そこでへき開破壊のマイクロ挙動を解明するために前回の研究¹⁾では、我が研究室で開発したマイクロな3次元のへき開破壊き裂伝播モデルを用いて伝播経路のシミュレーションを行い、へき開破壊におけるさまざまな現象を統一的に理論化することを試み、シミュレーションのへき開破面の再現性について確認した。

本研究ではこのモデルを利用して、き裂伝播条件による破面形態の変化をシミュレートし、へき開き裂伝播のマイクロ挙動の更なる解明を進める。2章にて本モデルの説明をする。3章にてアレスト近傍のマイクロ挙動について述べる。4章にて集合組織による破面形態の変化について述べる。5章にて粒形状及び集合組織の靱性への影響について述べる。

2.へき開き裂伝播モデル

BCC 鋼の場合、ひとつの結晶粒に3つの{100}面が存在し、そのひとつがへき開面となる。ひとつの結晶粒内をき裂が伝播する際、へき開面に作用する垂直応力 σ_n のうち最も高い垂直応力 σ_n^{\max} を有する{100}面をへき開面、つまりき裂伝播経路として選択するものと仮定する。そして σ_n^{\max} がき裂先端から距離 r_c (\ll 結晶粒径)のところで限界応力 σ_c を超えたならば、へき開き裂は結晶粒の中を伝播すると仮定する。つまり $\sigma_n^{\max}(r_c, \theta_m) \geq \sigma_c$ と表せる。

これを応力拡大係数で表すと、

$K_{eq-normal} \geq K_{c-local}$ と表せる。ここで

$K_{eq-normal} = \sigma_n^{\max}(r_c, \theta_m) \sqrt{2\pi r_c}$ 、 $K_{c-local} = \sigma_c \sqrt{2\pi r_c}$ である。

$K_{eq-normal}$ を評価するために局所応力拡大係数

$\{K_1^{ip}, K_2^{ip}, K_3^{ip}\}$ を求める。近似計算の際、考慮する基本原理は以下の3つである。

- ①き裂先端が非直線であることによる K の不均一さを考慮する
- ②表面の不規則さによる K の変化を求める
- ③へき開面の間の隆起(ridge)によって K を減少させる

そして、計算ステップ一回ごとにき裂前縁に隣接する結晶粒全てに対し局所応力拡大係数を計算する。このようにき裂伝播経路を決定し、へき開破面を再現する。

3.アレスト近傍のマイクロ挙動

本章の目的は、へき開破壊を途中でアレストさせて、通常(アレスト箇所から十分に離れた箇所)のへき開破面とアレスト近傍のへき開破面についてき裂伝播と破面形態の差異を解析することである。

3.1 実験

3.1.1 小型アレスト試験

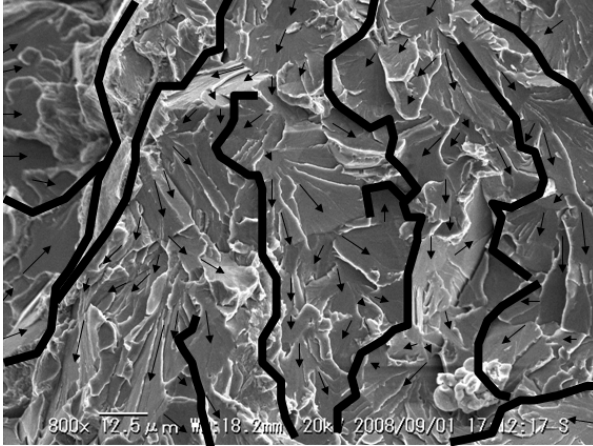
供試鋼はラボ熱間圧延により作成した鋼で、ここでは鋼 A とよぶことにする。化学成分は0.07C-0.20Si-1.49Mn-0.03Al-0.001N(mass%)である。組織はフェライトパーライトであり、結晶粒径は $8\mu\text{m}$ 、破面遷移温度は -100°C である。

-150°C で3点曲げ試験によりポップインを発生させることでき裂を進展、アレストさせた。

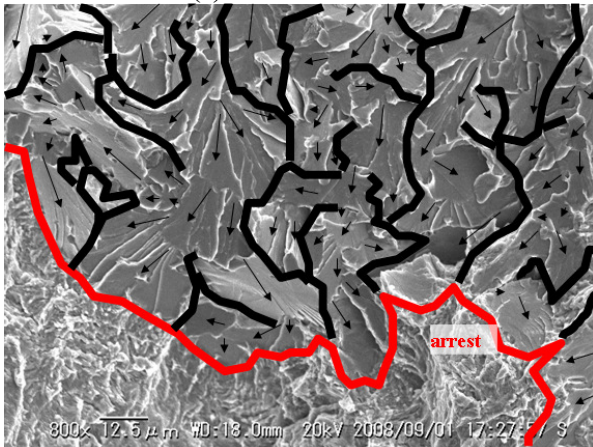
3.1.2 実験結果

破面をSEMによって観察した。リバーパターン及び破面単位間の段差のテアリッジを観察し、破面単位ごとにき裂伝播方向を決定した。隣接するへき開面でき裂が同じ方向に伝播している場合を連続的なもの、き裂が異なる方向から伝播している場合を不連続的なものとして、境界線を引いた。Fig.1(a)及び(b)に、通常の子裂伝播箇所及びアレストから近傍におけるき裂伝播方向及び不連続境界線を示す。通常の子裂伝播破面では全てがへき開破壊を起こしているが、アレスト近傍の破面では延

性破壊が随所に見られた。また、Fig.1(a)では隣り合う破面単位で同じ方向にき裂が伝播するパターンが多く、そのためひとつの不連続境界内に破面単位約 10 個分が存在することがわかった。また、Fig.1(b)では破面単位ごとに伝播方向が大きく変化し、Fig.1(a)に比べて不連続境界線内の破面単位が少なくなった。



(a) Far from the arrest



(b) Near the arrest

Fig.1 Cleavage fracture surface, steel A and crack propagation direction boundary (tested at -150°C)

3.2 シミュレーション

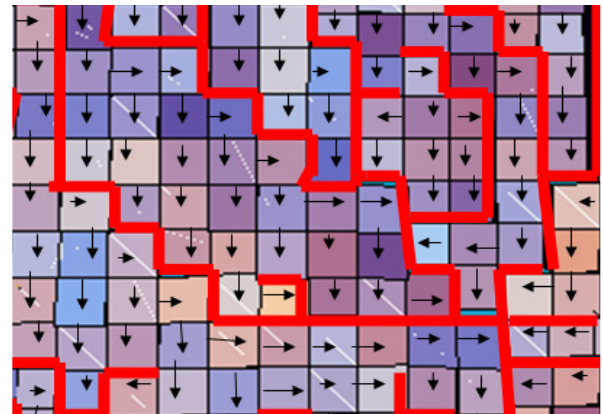
3.2.1 計算方法

結晶粒を $20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}$ として行った。プロセスゾーンに作用する応力 T_{yy} をき裂進展長さに対して線形に減少させることでアレストの現象を再現した。

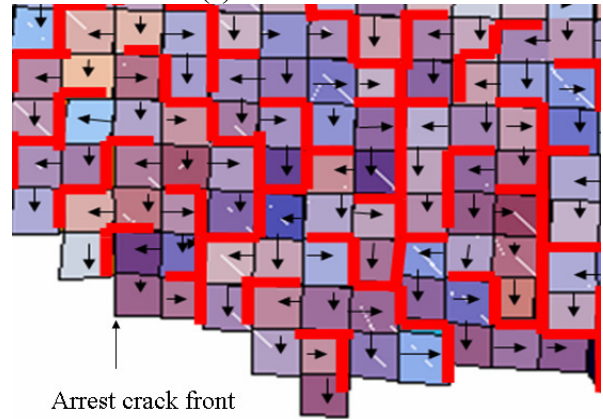
3.2.2 シミュレーション結果

シミュレーションも実験と同様にへき開破面の通常のき裂伝播箇所とアレスト近傍を比較した。また、Fig.1 と同様にき裂伝播方向と不連続境界を決定した。その結果を Fig.2 に示す。アレストから十分に離れた位置(Fig.2(a))では、隣接する結晶粒のき裂が連続的で不連続境界内に結晶粒を 10~15

個有するのに対し、アレスト近傍(Fig.2(b))では、き裂伝播方向が結晶粒ひとつごとに大きく変化し、それに伴って不連続境界線内の破面単位は少なくなった。



(a) Far from the arrest



(b) Near the arrest

Fig.2 Cleavage fracture surface with grain size $20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}$ (simulation)

3.3 考察

へき開破面の通常の伝播箇所とアレスト近傍において、き裂伝播方向と不連続境界についてシミュレーションと実験の傾向の一致が得られた。通常の伝播箇所では隣接する破面単位でき裂伝播方向が似た方向性を持つため、き裂の不連続境界線内には複数の破面単位を有することになる。しかし、アレスト近傍では応力が低くなり、き裂が前方に進むのに十分な応力拡大係数が得られない。それに対して横方向に進むための応力拡大係数はき裂伝播に必要な値を持つため、き裂が横方向に逸れるパターンが増えることになる。従ってアレスト近傍では隣接する破面単位のき裂伝播方向がそれぞれ異なり、き裂の不連続境界内の破面単位が少なくなる。

4. 集合組織による破面形態の変化

優先結晶方位を持つ集合組織材は破面形態に異方性を有することがわかっているが、その定量的

な評価には至っていない。そこで本章では、落重試験によるへき開破面の観察とシミュレーションを用いて、へき開破面形態に対する集合組織の影響について、ミクロ的な解析を行った。

4.1 実験

4.1.1 実験方法

供試鋼は制御圧延したもので、ここでは鋼 B とする。試験片は LT 方向、TL 方向を採取した。Fig.3 に試験方向を示す。-120°C で落重試験を行った。

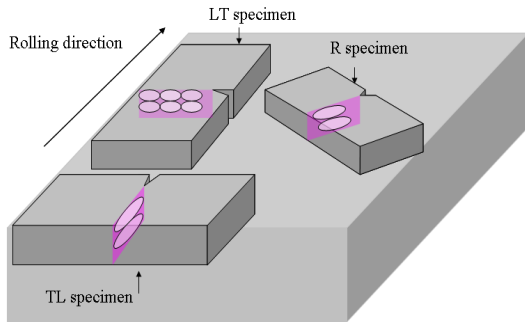
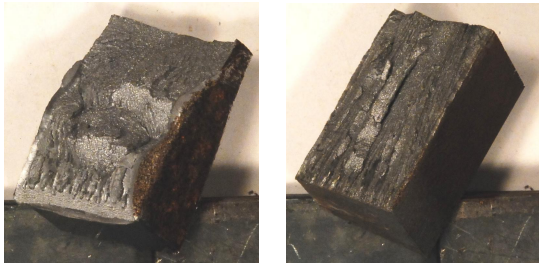


Fig.3 LT, TL, R specimen

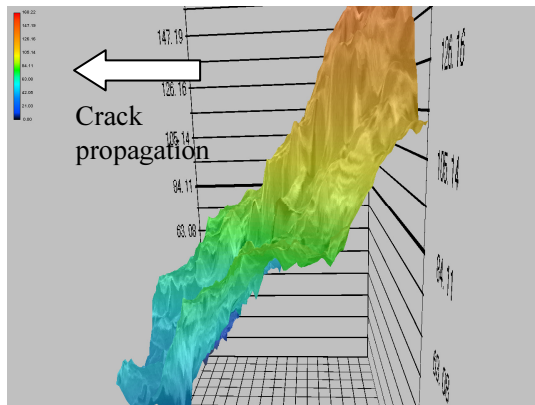
4.1.2 実験結果

落重試験による破面をマクロ、ミクロ観察した。マクロ破面を Fig.4 に示す。3次元 SEM で観測し、高さを色表示したミクロ破面を Fig.5 に示す。(a) はき裂の側面から、(b) はき裂前縁からの視点である。マクロな破面形態として、LT 試験片は傾斜、TL 試験片はねじれの現象が見られた。ミクロな破面においても LT 試験片では傾斜、TL 試験片ではねじれの現象が確認できた。

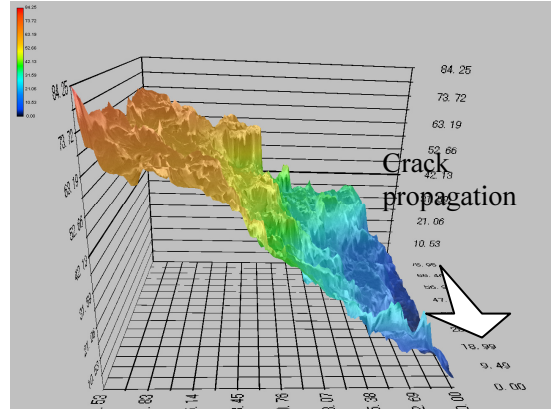


(a) LT specimen (b) TL specimen

Fig.4 Cleavage surface, steel B (tested at -120°C)



(a) LT specimen, tilt



(b) TL specimen, twist

Fig.5 Micro cleavage surface, steel B

4.2 結晶方位データによるシミュレーション

鋼 B について結晶方位測定 (EBSP) を行い、そのデータをシミュレーションに使用することで集合組織材の再現を試みた。

4.2.1 計算方法

結晶粒径は、 $10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$ とし、鋼 B の $\{100\}$ 正極点図を Fig.6 に示す。また、200 回計算ステップを回した。LT 試験片及び TL 試験片と同じ方向で計算した。

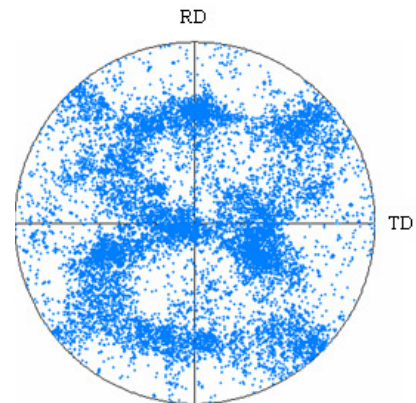
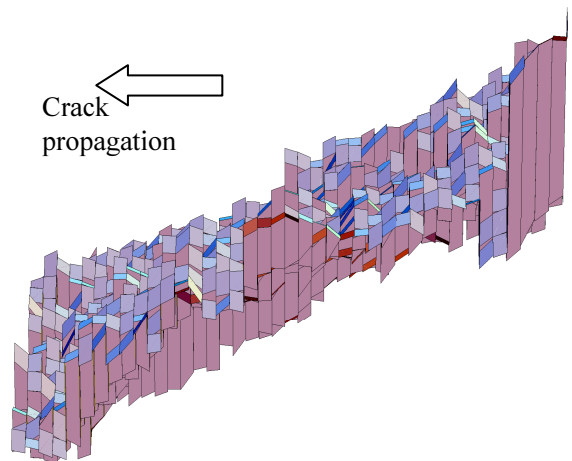
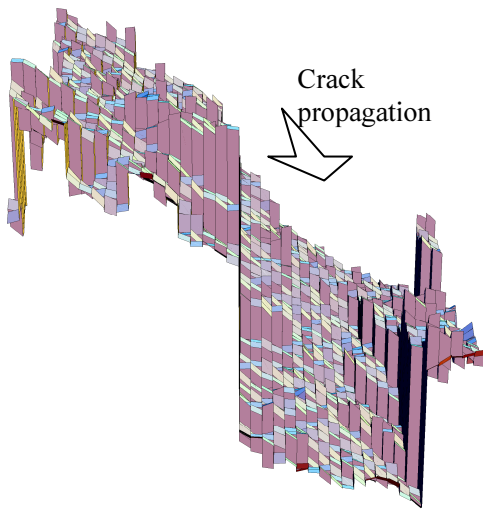


Fig.6 $\{100\}$ pole figure, steel B

4.2.2 シミュレーション結果



(a) LT direction, side view



(b) TL direction, front view
 Fig.7 Cleavage surface, Simulation of steel B
 (grain size 10µm×10µm×10µm)

Fig.7 にき裂側面、き裂前縁から見た LT、TL 方向のシミュレート破面の一部を示す。それぞれ Fig.5 と非常に良く似た破面形態となった。マクロ破面、ミクロ破面、シミュレート破面において LT 方向は傾斜、TL 方向はねじれの破面形態になり、傾向が一致した。

4.3 破面形態に対する優先結晶方位の集積度の影響

破面形態において、優先方位のほかに{100}面の集積度が影響因子になると考えることができる。そこである結晶方位データに対して、ランダムな結晶方位データを混合することでその集積度を操作した。{100}面の集積度と破面形態の影響について検討した。

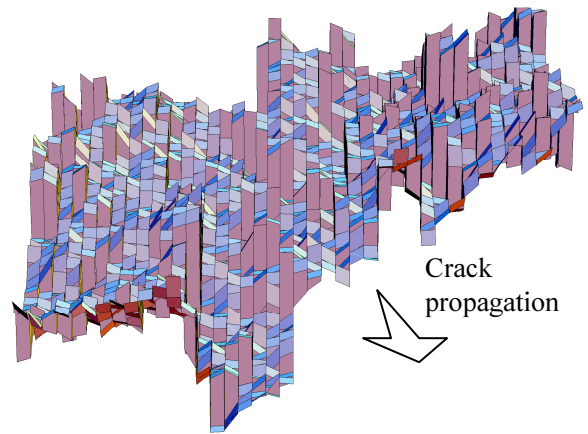
4.3.1 計算方法

鋼 B の集合組織とランダムな結晶方位を①4 : 1 ②2 : 3 の割合で混合し、意図的に集合組織を弱くした。結晶粒径は、10µm×10µm×10µm とし、120 回計算ステップを回した。また、TL 方向の破面をシミュレートした。

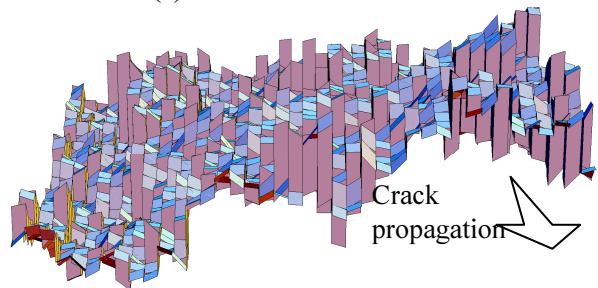
4.3.2 シミュレーション結果

①、②の集合組織データによるシミュレート破面の一部についてき裂前縁方向から見たものを Fig.8 に示す。Fig.7(b)の破面と比べると、ランダムな結晶方位の割合が増えるにつれ、ねじれの傾きが小さくなった。また、大きなテアリッジも減少する傾向が見られ、それに伴いき裂面も平面に近くなった。このことから集合組織材の破面形態は、同じ優先方位を有していてもその集積度合によって破面形態に影響を与えることが確認された。

これらのことから、優先結晶方位とその集積度が破面形態に影響を及ぼすことが確認された。



(a) Texture : Random = 4 : 1



(b) Texture : Random = 2 : 3
 Fig.8 Cleavage surface, Simulation of steel B
 combined random crystal orientation
 (grain size 10µm×10µm×10µm)

5.粒形状、集合組織の靱性への影響

集合組織材は圧延方向に対して 45° 方向の靱性が低くなることが知られているが、定量的な評価には至っていない。そこで粒形状と集合組織の靱性への影響について解明を進める。

5.1 実験

5.1.1 実験方法

供試鋼はラボ熱間圧延により作成した鋼板で、ここでは鋼 C とよぶ。板厚は 20mm、化学成分は 0.07C-0.20Si-1.49Mn-0.03Al-0.001N(mass%)である。組織はフェライトパーライトであり、結晶粒形状に異方性が存在する。圧延方向に対して LT、TL、R 方向で試験片を採取した(Fig.3)。

それぞれにおいて小型アレスト試験をおこない、ポップインを発生させ、き裂の進展長さを比較した。また、シャルピー衝撃試験も行った。

5.2 実験結果

シャルピー衝撃試験の結果より延性脆性遷移温度は LT、TL、R 試験片の順に -88°C、-78°C、-75°C となった。靱性に方向の依存性があり、R 方向の靱性が低いことを確認した。

小型アレスト試験において正確なき裂発生荷重を計測することはできなかったが、1.37~1.42ton の範囲内で荷重が発生した。R 方向のき裂が最も伸びており、定性的にはあるが R 方向の靱性が

低いことを確認した。模式図を Fig.9 に示す。

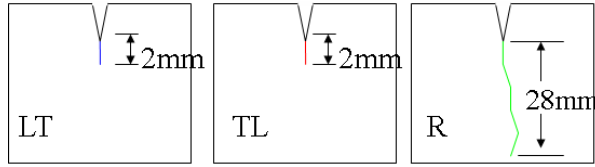


Fig.9 Compact arrest test, crack propagation length

5.2 シミュレーションによる靱性異方性の評価

5.2.1 計算条件

まず、鋼 C の {100} 正極点図を Fig.10 に示す。粒形状を $20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}\times 20\mu\text{m}$ に固定し、鋼 C の結晶方位を用いてそれぞれの方向に対する影響を2つの方法で検討した。計算ステップは①は 90 回、②は 150 回である。

①ある $K_{c-local}$ の値に対するき裂進展長さの変化を検討した。

②き裂の進展量長さに対して線形的に $K_{c-local}$ を増加させてアレストまでの距離をシミュレートした。

5.2.2 シミュレーション結果

①ある $K_{c-local}$ の値以上になると急にアレストすることがわかった。LT、TL、R の順にアレストに必要な $K_{c-local}$ の値が大きくなる。Fig.11 にその結果を示す。この $K_{c-local}$ とき裂進展長さの関係はシャルピー衝撃試験の遷移温度曲線と類似曲線になった。遷移 $K_{c-local}$ は $15.2\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ 、 $15.9\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ 、 $16.7\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$ であり、結晶方位の影響として R 方向の靱性が低いことが示唆された。

②Table 1 にそれぞれの方向に対するき裂進展長さを示す。R 方向のき裂が最も伸びていることがわかり、靱性が低いことが確認された。

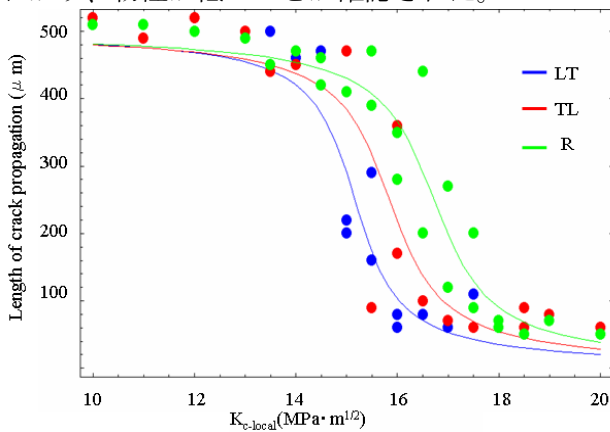


Fig.11 Crack propagation-arrest transition curve

Table 1 Length of crack propagation in linear increasing $K_{c-local}$

Length of crack propagation(μm)	LT	170 220
	TL	480 520
	R	770 780

5.3 粒形状を加味したシミュレーション

5.3.1 計算条件

結晶粒は直方体と仮定し、RD 方向 : TD 方向 : ND 方向 = $3.8 : 2.1 : 1$ とし、 $40.7\mu\text{m}\times 21.4\mu\text{m}\times 10.7\mu\text{m}$ と決定した。また、計算ステップ数は 90 回とした。

5.3.2 シミュレーション結果

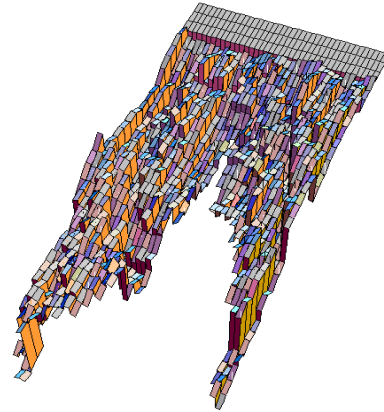


Fig.12 Cleavage surface, Simulation of steel C, R direction (grain size $40.7\mu\text{m}\times 21.4\mu\text{m}\times 10.7\mu\text{m}$)

いままでと同じ条件ではすぐにアレストしてしまいうため、プロセスゾーンにかかる作用する T_{yy} を非常に大きくすることで破面を作成した。結果として R 方向は靱性が高いことを意味してしまい、シミュレート破面も不自然な形状となった。R 方向のシミュレート破面を Fig.12 に示す。

しかし実際の鋼では R 方向はき裂が伝播しやすい。この粒形状による問題を解決するためには、結晶粒の内部のき裂伝播速度など、まだ本モデルに取り込んでいないパラメータが必要になると考えられるが、今回はその解明には至らなかった。

6. 結論

本研究ではへき開き裂伝播モデルを用いて、へき開き裂伝播停止のマイクロ挙動及び集合組織材の破面形態とき裂伝播停止の異方性について解析することに成功した。へき開破壊の微視的機構の解明のために、今後もモデルの更なる発展が求められる。

参考文献：1) 杉本圭 栗飯原周二；鋼のへき開き裂伝播の結晶粒レベル3次元シミュレーション；東大・工・卒業論文