

205 超細粒鋼の疲労き裂伝ばにおよぼす微視構造の影響

Effect of Microstructure on Fatigue Crack Propagation Behavior in Ultrafine-Grained Steel

○正 木村英彦(名大) 正 秋庭義明(名大) 正 田中啓介(名大)

服部豊(名大院) 石川忠(新日鐵)

Hidehiko KIMURA, Yoshiaki AKINIWA, Keisuke TANAKA, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya
Yutaka HATTORI, Graduate School of Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya
Tadashi ISHIKAWA, Steel Research Lab., Nippon Steel Corporation, Shintomi, Futsu-city

Fatigue crack propagation behavior of ultrafine-grained steel with the average grain size of less than $2\ \mu\text{m}$ was investigated. The effect of microstructure and crystallographic orientation was investigated by EBSD (Electron Backscatter Diffraction) method. The results show that crack propagation rate was larger in the ultrafine-grained specimen in spite of the small grain size than that in coarse-grained specimens when compared at the same stress intensity range. The improvement in the crack propagation behavior is attributed to the roughness-induced crack closure primarily due to the bifurcation. The mechanism of the bifurcation was explainable by introducing the slip factor, ζ , considering the slip systems in the stress field at crack tip.

Key Words : Ultrafine-Grained steel, Fatigue, EBSD, Crack Closure, Bifurcation, Slip

1. 緒言

金属材料の高強度化・高機能化に最も有効な技術のひとつは結晶粒の微細化である。元素の添加による合金化や異種材料の組み合わせによる複合化に基づく従来の高強度化技術では、材料・製造コストの上昇、溶接性の低下やリサイクル性の低下による環境負荷の増大などの問題があった。これに対し、結晶粒の微細粒化技術では高価な添加元素が不要なため安価であり、リサイクル性が高く環境負荷が小さい。また、鉄鋼などの汎用材料を超細粒化することで既存のノウハウを有効活用した材料開発および機械構造物設計が可能である。結晶粒径が $1\sim 2\ \mu\text{m}$ の超細粒組織を有する SUF 鋼板⁽¹⁾は、強度が高いだけでなく優れたぜい性き裂伝ば阻止性能を発現する。疲労特性においても顕著な向上が見られるが、超細粒材における疲労特性の向上メカニズムは不明な点が多い。

本研究では超細粒鋼の疲労き裂伝ば試験を行い、結晶粒径による疲労特性の相違を考察した。更に、EBSD 法等に基づく結晶方位解析により超細粒材における疲労き裂伝ばメカニズムを分岐き裂に注目して検討した。

2. 試験方法

2.1 材料および試験片 本研究で使用した SUF 鋼は、表層部に 7mm 程度の超細粒部を有する圧延鋼板である。超細粒表層部 (UF 材) および通常組織の内部 (M 材) からそれぞれ試験片を採取した。機械的性質と粒径を表 1 に示す。粒径 d_S , d_T および d_L はそれぞれ Fig. 1(a) に示した S, T および L 軸方向の結晶粒の長さを画像処理により個々に求め、それらを平均した値である。圧延方向は

L 軸である。UF 材の表面腐食写真を Fig. 1(b) に示す。圧延により結晶粒は L 軸方向に伸長していることがわかる。結晶粒のより粗大な比較材を作製するため、M 材を熱処理 ($1200\ ^\circ\text{C}/5\text{hr}$) することにより、 d_S が約 $120\ \mu\text{m}$ である UC 材を準備した。試験片はワイヤ放電加工により圧延方向が荷重軸と平行になるよう作製し、機械研磨後に電解研磨により鏡面に仕上げた。長い疲労き裂の伝ば試験は片側切欠き試験片を使用した。き裂の分岐挙動の観察は、平滑試験片中央に導入した直径約 $50\ \mu\text{m}$ 、深さ $100\ \mu\text{m}$ のドリル穴から発生した表面き裂に対して行った。

2.2 疲労試験および EBSD 解析 疲労試験は室温、大気中、応力比 $R = -1$ で行った。片側切欠き試験片では荷重漸減試験を行った。表面き裂の伝ば試験は荷重一定で行った。UF 材では結晶粒が微細なため、き裂の進展に伴いき裂近傍の結晶粒が回転し結晶方位が変化することが多い。従ってき裂先端付近の結晶方位解析を行うためには、き裂が進展する前にき裂延長上の領域において結晶方位測定を行い、き裂進展後の測定結果と比較検討する必要がある。本研究では、表面き裂を進展させる前にき裂前方約 $100 \times 100\ \mu\text{m}^2$ の範囲を EBSD 法により測定した。き裂進展前の結晶方位、進展後の結晶方位および SEM

Table 1 Mechanical properties and grain size.

Material	Mechanical properties (MPa)			Grain size (μm)		
	σ_Y	σ_B	σ_{w0}	d_S	d_T	d_L
UF	446	520	285	1.8	3.1	4.5
M	368	476	245	6.7	9.6	8.6

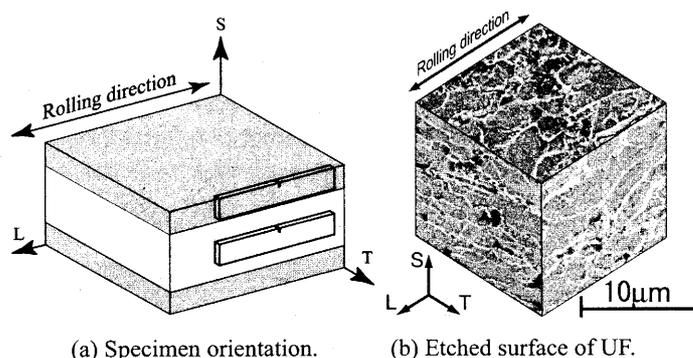


Fig. 1. Schematic of slip system and the coordinate.

像を組み合わせることにより、き裂近傍の結晶方位の解析を行った。

2.3 すべり因子 多結晶材料の平滑材における疲労初期のすべりについてはSchmid因子による検討が有用であることがAFM観察との比較で示されている⁽²⁾。しかしながら、き裂長さに大して結晶粒径が小さいUF材においてき裂近傍のすべり系を検討する場合、き裂先端の特異応力場を考慮する必要がある。そこで以下のすべり因子 ζ を導入する。

$$\tau = \sigma \zeta(K, r, \theta, \phi) \quad (1)$$

Fig. 2 に示すように、 σ は負荷応力、 τ はすべり方向の分解せん断応力である。すべり面は試料表面上でき裂伝ば方向 X_c 軸から角度 θ のすべり線を形成し、すべり方向はこのすべり線から角度 ϕ である。試料表面とすべり面がなす角度は λ 、 r は θ 方向の座標であり、 K は次式で表される表面き裂の応力拡大係数である。

$$K = \sigma \sqrt{\pi b} \frac{M}{\Phi} S, \quad \alpha = \frac{b}{a}, \quad \beta = \frac{b}{t}$$

$$M = (1.13 - 0.09\alpha) + \left(-0.54 + \frac{0.89}{0.2 + \alpha} \right) \beta^2 \quad (2)$$

$$+ \left(0.5 - \frac{1}{0.65 + \alpha} + 14(1 - \alpha)^{24} \right) \beta^4$$

$$\Phi^2 = 1 + 1.464\alpha^{1.65}, \quad S = (1.1 + 0.35\beta^2)\sqrt{\alpha}$$

ここで、 $2a$ はき裂の全長、 b は試料内部方向へのき裂長さ ($a = b$)、 t は板厚である。以上から ζ は以下となる。

$$\zeta = \frac{M \cdot S}{\Phi^2} \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \left\{ 2 \sin \theta \cos \theta \sin \frac{3\theta}{2} + \cos \frac{3\theta}{2} (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \right\} \cos \phi \quad (3)$$

ζ はき裂近傍における Schmid 因子に相当し、 ζ が大きいすべり系が主すべり系として駆動する。

3. 実験結果および考察

3.1 疲労特性に及ぼす結晶粒径の影響 き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 3 に示す。同一の ΔK で比較した場合、結晶粒径 d_s が $6.7 \mu\text{m}$ の M 材よりも $120 \mu\text{m}$ の UC 材の方が da/dN が小さい。これは結晶粒の粗大化によるき裂閉口が主要因であり、従来の知見と同様である。これに対し、UF 材 ($d_s \approx 1.8 \mu\text{m}$) は M 材のみならず、UC 材よりも da/dN が小さい⁽³⁾。UF 材

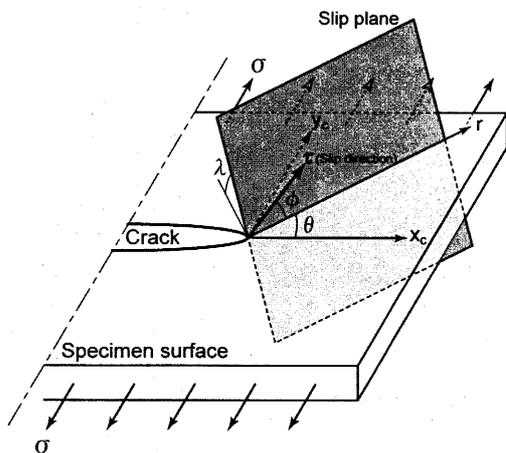


Fig. 2. Schematic of slip factor ζ .

は従来の知見とは異なり、結晶粒径が小さいにも関わらず優れたき裂伝ば特性を示すことがわかった。Fig. 4 に疲労強度 σ_w と等価き裂長さ l_{eq} の関係を示す。M 材を基準に考えると、 l_{eq} が小さい領域では細粒化の効果により、UF 材の平滑材の疲労限 σ_{w0} は大きくなり、粗粒化した UC 材の σ_{w0} は低下した。これは他の鉄鋼材料と同様にホールペッチ則に従っている。 l_{eq} が大きい領域では、UC 材は粗粒化により最大応力拡大係数の下限界値 K_{maxth} が大きくなり M 材よりも疲労強度が上昇している。UF 材は平滑材の疲労限 σ_{w0} のみならず K_{maxth} においても高い値を示し、疲労特性に優れることがわかった。試料表面および破面の SEM 観察等により疲労き裂伝ば挙動を詳細に検討した結果、UF 材における疲労き裂伝ば抵抗の増加は、分岐き裂に起因する破面粗さ誘起のき裂閉口が主要因であることが解った。そこで、UF 材において分岐き

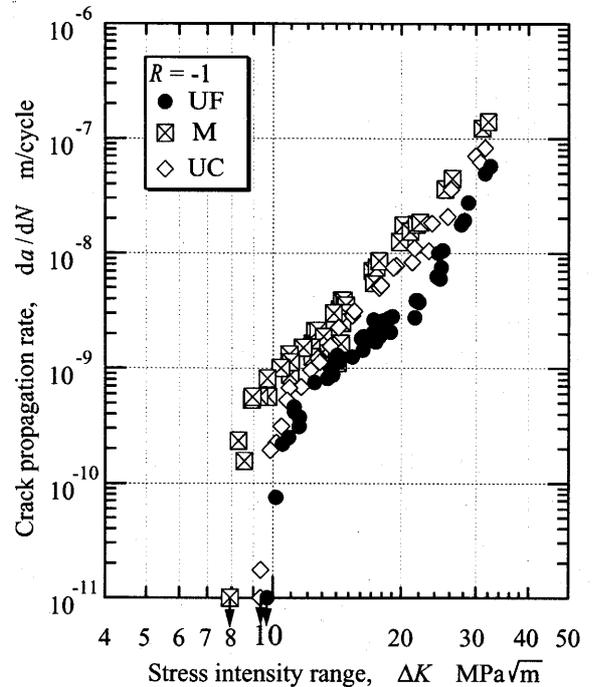


Fig. 3. Relation between crack propagation rate and stress intensity range.

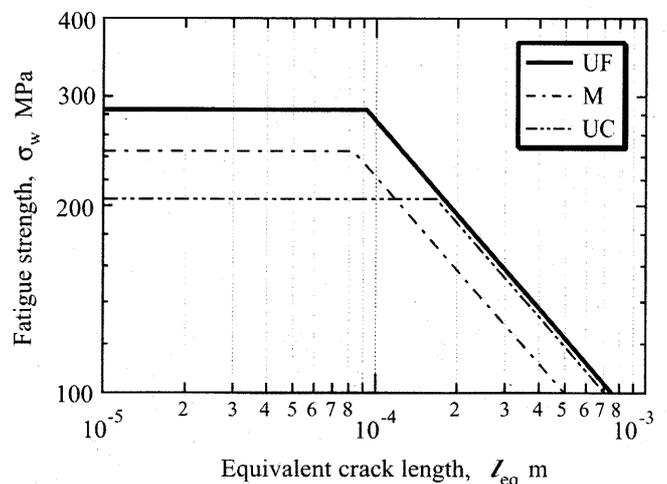


Fig. 4. Relation between fatigue strength and equivalent crack length

裂が形成されるメカニズムを検討した。

3.2. 疲労き裂の分岐挙動 一般的な超細粒材料では、結晶粒の微細化による疲労限度の向上に伴い、疲労き裂伝ば特性の低下が報告されている。これらの材料は結晶方位がほぼランダムであるが、UF材は圧延による集合組織を有する。疲労き裂伝ば抵抗増加の主要因となっている破面粗さの上昇に寄与する分岐き裂の発生メカニズムは、集合組織によるものと推察される。中性子回折により {200} 面の回折強度を測定した結果、LT面とLS面の回折強度比はM材において1.8であったがUF材では2.8であり、LT面で強い(100)配行が確認された。板厚内部における分岐の影響を除外するために、表面き裂に対して分岐挙動を観察した。複数の分岐位置について解析した結果、分岐き裂は結晶粒内および結晶粒界で発生することがわかり、その比率はほぼ1:1であった。

結晶粒界における分岐き裂は、すべり因子 ζ が大きい活動すべり系が少ない結晶粒から、活動すべり系が多数存在する結晶粒へき裂が伝ばする際に多く観察された。このような結晶粒間ではすべり系の数が異なることに加えすべり方向が大きく異なるため、すべりが粒界を越えて連続的に進行することは困難であり、また粒界での析出物等も連続的な変形を阻害すると考えられる。その結果、粒界でのひずみのミスマッチを起点に分岐き裂が発生したと考えられる。

結晶粒内における分岐き裂の例をFig. 5に示す。(a)は疲労前のEBSD像、(b)はき裂が進展した後のEBSD像および(c)はき裂のSEM画像である。(a)および(b)は逆極点図であり、試料法線方向の結晶方位を基準三角形の色で表示した図である。画像(a)~(c)およびEBSDのIQイメージ等による粒界情報などを重ね合わせて画像処理を行い、正確な分岐位置の決定した。結晶方位解析の結

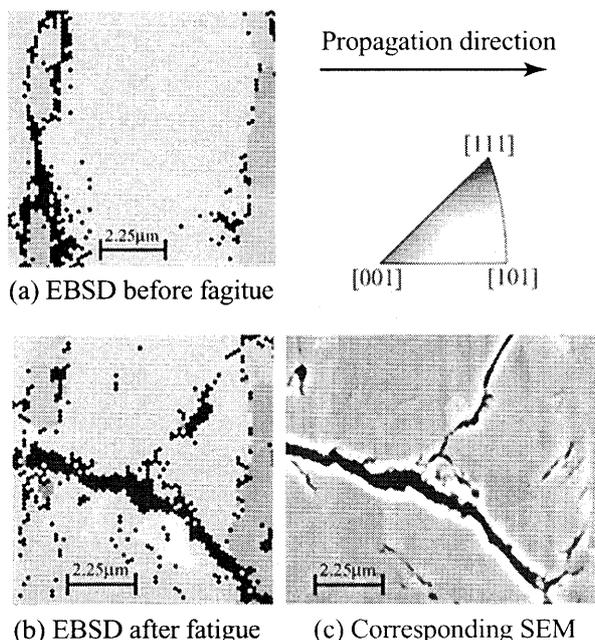


Fig. 5. EBSD IPF map of intragranular bifurcation.

果、分岐は比較的粗大な[101]方位の結晶粒内で発生したことがわかった。この結晶粒の方位を単位格子の模式図でFig. 6に示す。試料表面(LS面)では[101]方位であり、SUF鋼板の表層に相当するLT面では[100]方位である。この結晶粒の特徴は、同一でかつ最大の ζ を有するすべり系が同時に22個と多数存在することである。更に、これらのすべり系がすべて試料表面上で同一角度($\theta = 55^\circ$)のすべり線を形成し、すべり方向は全て試料表面内である。これらの活動すべり系の模式図をFig. 7に示す。試料表面では1本のすべり線であるが、これは22個の異なるすべり系が重畳しており、他のすべり系と比較して非常に活動しやすいと考えられる。これらのすべり系の1つが転移の蓄積などにより停止しても、22個の中の別のすべり系が駆動し同一すべり線上での変形が容易に継続すると考えられる。分岐き裂発生メカニズムの模式図をFig. 8に示す。き裂先端が結晶粒界に近づくとき、粒界によるすべりの阻止効果により他のすべり系が駆動する。き裂が粒界に近づくにつれ、粒界による阻止効果および転位のからみにより図中灰色部分の領域のき裂伝ば抵抗が増加する。しかし、 ζ が最大のすべり系は1つ

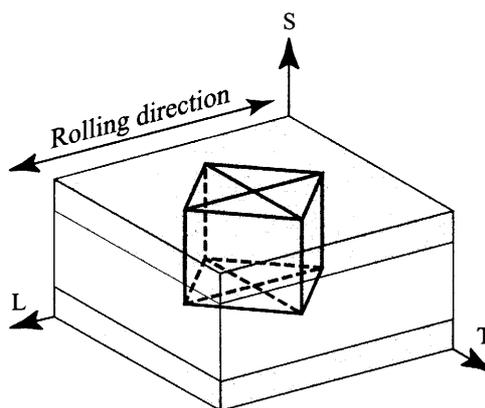


Fig. 6. Schematic of crystallographic orientation of grain with intragranular bifurcation.

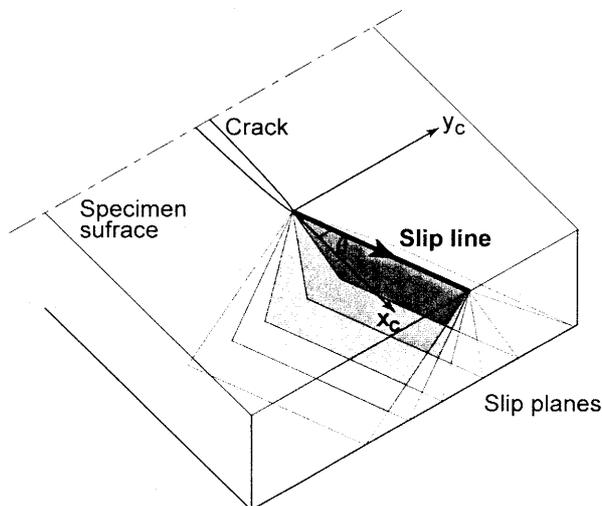


Fig. 7. Schematic of slip planes for intragranular bifurcation.

のすべり面が阻止されても他のすべり面によるすべり変形が可能であるため、き裂先端付近の伝ば抵抗が大きい領域を避けるようにすべり変形が再駆動し分岐すると考えられる。結晶方位解析で駆動すると考えられるすべり面の角度 $\theta = 55^\circ$ は SEM 観察による分岐位置のき裂の角度とほぼ一致した。

3.3 高疲労強度を発現する結晶方位の検討 粒内における分岐き裂の発生は、大きいすべり因子 ζ を持つすべり系が多く含まれる結晶粒で頻繁に発生するため、あらゆる方位において ζ を計算してすべり系を評価すれば、最も分岐き裂を引き起こして疲労特性の向上が見込まれる結晶方位を推定することができる。全てのオイラー角範囲において、 ζ とその最大値 ζ_{\max} との比 ζ/ζ_{\max} が 0.9 より大きくなるすべり系を 22 個以上有する結晶方位を求めた。その結果、最も分岐を発生し易い結晶方位は、オイラー角表示で $[\phi_1 \Phi \phi_2] = [-90^\circ \ 45^\circ \ 90^\circ]$ とその近傍、および $[\phi_1 \Phi \phi_2] = [0^\circ \ 45^\circ \ 90^\circ]$ とその近傍方位の 2 種であった。Fig. 9 は $[\phi_1 \Phi \phi_2] = [-90^\circ \ 45^\circ \ 90^\circ]$ 周辺について $\phi_1 = -90^\circ$ に固定して $30^\circ < \Phi < 60^\circ$, $75^\circ < \phi_2 < 105^\circ$ と変化させたときの $\zeta/\zeta_{\max} > 0.9$ となる系の変化を表している。 ζ/ζ_{\max} は極大値を持ち、その値の近傍のすべり系ほど活動しやすい。この近傍の活動すべり系がほぼ同じ方向にすべるといふ特徴を有するため、上述の 2 すべり系が突出してすべり易く、結晶粒内で分岐き裂を引き起こして破面粗さ誘起のき裂閉口を増加させると考えられる。

4. 結言

超細粒材 (UF 材) および結晶粒の大きい比較材 (M 材 および UC 材) において疲労き裂伝ば試験を行い、疲労特性におよぼす結晶粒径の影響を考察した。また、EBSD 法に基づく結晶方位解析により、UF 材における疲労き裂の伝ばメカニズムを分岐き裂に注目して検討した。

(1) き裂伝ば抵抗は結晶粒径がそれぞれ $1.8 \mu\text{m}$, $120 \mu\text{m}$ および $6.7 \mu\text{m}$ の UF 材, UC 材および M 材の順に大きく

なった。結晶粒径が最小の UF 材においてき裂伝ば抵抗が大きくなる主要因は、破面粗さ誘起のき裂閉口であった。き裂閉口は分岐き裂の寄与が大きく、その形成には集合組織の影響が大きい。

(2) 分岐き裂は結晶粒界および結晶粒内で発生し、その比率はほぼ 1:1 であった。

(3) き裂長さに対して結晶粒が小さい超細粒材における分岐き裂の発生挙動は、き裂先端の特異応力場を考慮したすべり因子 ζ により評価が可能であることがわかった。

(4) 結晶粒界における分岐き裂は、大きいすべり因子 ζ の活動すべり系の数およびすべり方向が大きく異なる結晶粒間の粒界で発生した。粒界を越えて連続的にすべりが駆動することが困難であり、粒界にひずみのミスマッチが多く堆積することが粒界分岐の原因と考えられる。

(5) 結晶粒内の分岐き裂は、同一で最大のすべり因子 ζ のすべり系を多数有し、これらが試料表面上で同一角度のすべり線上にあり、すべり方向が試料表面内である結晶粒で発生することがわかった。粒界のすべり阻止効果等により形成されるき裂伝ば抵抗の大きい領域を避けて、 ζ が最大のすべり系が再駆動し分岐き裂を形成すると考えられる。

(6) 結晶粒内で分岐き裂を形成し易い結晶方位をすべり因子 ζ に基づいて解析した結果、 $[\phi_1 \Phi \phi_2] = [-90^\circ \ 45^\circ \ 90^\circ]$ および $[0^\circ \ 45^\circ \ 90^\circ]$ の 2 種であった。これらの結晶方位を多く含む材料では、破面粗さ誘起のき裂閉口が増大することにより疲労強度が高くなると考えられる。

参考文献

- (1) 野見山裕治, 石川忠, ほか 2 名, 材料とプロセス, 7, 1834 (1994).
- (2) H. Kimura, Y. Akiniwa, K. Tanaka, Y. Tahara and T. Ishikawa, JSME Int. J. A, 47-3, 331-340 (2004)
- (3) 木村英彦, 秋庭義明, 田中啓介, 近藤淳, 石川忠, 材料, 51-7, 801-807 (2002)

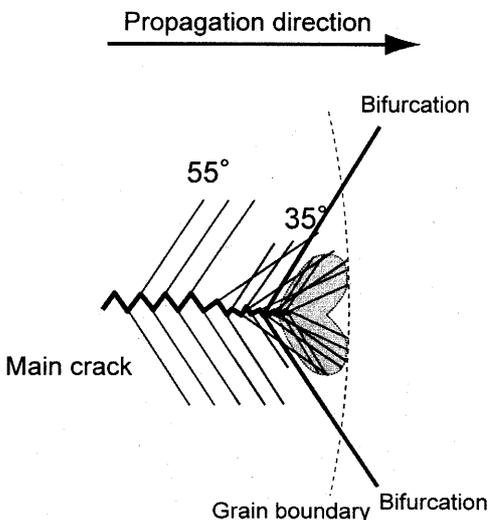


Fig. 8. Schematic of intragranular bifurcation formation.

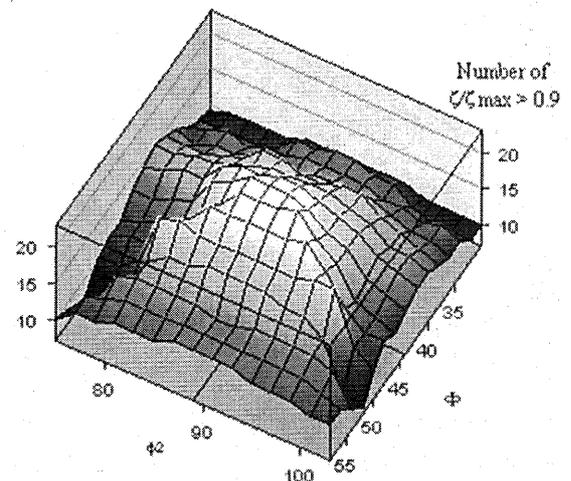


Fig. 9. Number of slip systems with $\zeta/\zeta_{\max} > 0.9$ at $\phi_1 = -90^\circ$.