



Title	ねじり予ひずみ材の破断延性に及ぼすマイクロクラックと人工表面き裂の影響について
Author(s)	真壁, 朝敏; 糸数, 真哉; 兼城, 英夫; 宮城, 清宏
Citation	日本機械学会論文集. A編 = Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. A, 56(525): 71-78
Issue Date	1990-05-25
URL	<a href="http://hdl.handle.net/20.500.12000/213">http://hdl.handle.net/20.500.12000/213</a>
Rights	Copyright (c) 1990 日本機械学会



ねじり予ひずみ材の破断延性に及ぼすマイクロクラックと  
人工表面き裂の影響について\*真壁朝敏\*<sup>1</sup>, 糸数真哉\*<sup>2</sup>  
兼城英夫\*<sup>3</sup>, 宮城清宏\*<sup>3</sup>Effects of Microcracks and Artificial Surface Cracks on Fracture Ductility  
of a Torsional-Prestrained SpecimenChobin MAKABE, Masaya ITOKAZU,  
Hideo KANESHIRO, and Kiyohiro MIYAGI

The diminution of fracture ductility of smooth specimens and small cracked specimens on surfaces subjected to torsional prestrains was investigated. For the smooth specimens, the transition of tensile-fracture ductility after a critical torsional prestrain is independent of the existence of microcracks and attributed to the embrittlement of the surface thin layers of the specimens due to the formation of anisotropic helical structures. For the cracked specimens, the degree of fracture ductility depends on the area of the crack and the magnitude of torsional prestrain. In the case where the torsional prestrain is lower than a critical value, the surface crack starts in the direction close to the maximum shear stress, and ductility remains within the specimen. If the torsional prestrain exceeds a critical value, the specimen is broken in a brittle manner, and the crack extension shows the helical pattern. This behavior is due to the embrittlement of the specimen surface layer.

**Key Words:** Ductile Fracture, Torsional Prestrain, Residual-Fracture Ductility, Surface Crack, Embrittlement, Helical Structure

## 1. 緒 言

材料の変形能を表す尺度の一つに破断延性値  $\epsilon_f$  がある。破断延性が予ひずみおよび欠陥の面積率または体積率によって変化することは周知の事実である。ねじり予ひずみ材の引張破断試験に関する報告は比較的少ない。これまでの報告<sup>(1)-(6)</sup>によると、材料に一方向ねじりを与えた後引張破壊させると、あるねじり予ひずみ  $\gamma_c$  を遷移点として破断延性が、大きく減少する。またらせん状にねじれた組織をねじり戻すと破断延性  $\epsilon_f$  は無ひずみ材の状態近くまで回復することが知られている。ねじり予ひずみ材の破断延性値に遷移点が存在することならびにねじり予ひずみ材の破断延性低下の原因として、表面の観察し難いほどのマイクロクラックの存在<sup>(2)(3)</sup>と内部と表面での延性の差異による表面層の脆化<sup>(4)(5)</sup>が報告されている。

引張りや圧縮による予ひずみ材の延性と損傷に関する報告<sup>(6)</sup>や低サイクル疲労過程における破断延性低下

の機構についての報告<sup>(7)(8)</sup>によると材料の延性の変化は材料の加工硬化が主原因となる場合と内部ボイドの発生や表面き裂の存在が主原因となる場合がある。ねじり予ひずみ材では、ひずみこう配が存在するため、大略ら<sup>(9)</sup>が指摘するように内部と表面部分では延性に差異が生じ、また、表面にはらせん状に長く伸びる凹凸がみられる。このようなことからねじり予ひずみ材の残留延性は表面の物理的現象に基づき検討がなされている。本研究では、ねじり予ひずみ材の延性低下に及ぼす傷状の凹凸の影響について検討し、さらに、その延性に及ぼす人工の表面き裂の影響を調べることを目的とした。ねじり予ひずみ材に人工の表面き裂が存在すると、上述の遷移点付近での破断延性にも変化が生じると考えられる。したがって、人工の表面き裂がねじり予ひずみ材の延性に及ぼす影響を検討することにより、上述の遷移点の存在と延性低下の機構について有意義な知見が得られるものと思われる。また、表面微小き裂をもつねじり予ひずみ材の強度低下の機構を解明することは、基礎実験的な立場からも興味深い。

## 2. 使用材料および実験方法

素材は低炭素鋼みがき棒鋼(直径: 25.4 mm)であ

\* 平成元年11月10日 材料力学講演会において講演、原稿受付 平成元年4月14日。

<sup>1</sup> 正員、琉球大学短期大学部(〒903-01 沖縄県西原町千原) 番地)。

<sup>2</sup> 准員、琉球大学工学部

<sup>3</sup> 正員、琉球大学工学部

る。試験片は作製後、600°Cで1時間真空焼なました後表面を研磨仕上げして実験に供した。その化学成分と真空焼なまし後の機械的性質を表1および表2に示す。試験片形状を図1に示す。試験片平行部直径は $D=12\text{ mm}$ と $D=15\text{ mm}$ の2種類を用いたが主に $D=12\text{ mm}$ について検討した。

Tinius Olsen社のねじり試験機B6-5により試験片にねじり速度、約30 deg/minで予ひずみを与えた後、島津万能試験機RH-50により変位制御方式で引張破断試験をした。引張速度は約1 mm/minで行った。試験片の一部については、ハイトゲージおよび標線間印刻機により表面を深さ $10\text{ }\mu\text{m}$ ~ $30\text{ }\mu\text{m}$ 程度に引っかけた後にねじり、引っかけ傷から表面き裂を発生させ引張試験を行った。以下そのき裂を人工表面き裂と呼ぶ。試験片平行部にはねじり角測定治具等による傷がつかないように考慮しせん断ひずみ $\gamma$ を求めた。つまり、 $D=12\text{ mm}$ の場合、予備実験により試験片に描いた十字線の変形よりせん断ひずみ $\gamma$ を求め、それと、標線間40 mm(片部)に取付けた分度器の指示との関係を調べ、その関係に基づき、予ひずみ量を分度器の指示値で求めた。 $D=15\text{ mm}$ の場合は、標線間1=40 mmの間にマジックで描いた数本の試験片軸に平行な線によって求めたねじれ角よりせん断ひずみを算出した。

### 3. 実験結果および考察

3-1 ねじり予ひずみ材の残留破断延性の遷移について 部材にあるひずみ量以上のねじり予ひずみを与えると引張破断延性が急激に低下する延性遷移が生じる。この現象には予ひずみ材の表面層の状態が関連している<sup>(1)-(5)</sup>。本節ではまず、人工表面き裂を有さない平滑試験片を用いてこのことについて検討する。

各ねじり予ひずみに対する引張破断ひずみ $\epsilon_f$ と予ひずみすなわちせん断ひずみ $\gamma$ の関係を図2に示す。これより本実験の場合、延性が急減する遷移点は $\gamma=1.0\sim 1.2$ ぐらいに存在することがわかる。また、試験片直径 $D=12\text{ mm}$ の場合の結果に示すようにねじり戻しにより延性は回復する。図3、4に示すように延性の遷移は破面にも現れる。図3は無ねじり材とねじりにより延性がほとんど低下しない場合の破面の例である。 $D=12\text{ mm}$ の場合、破面にはねじりの影響がみられないが、 $D=15\text{ mm}$ の場合、破面は完全なカップアンドコーン形とならず、周辺部に放射状のすじがある。この破面中央部はディンプルパターンであるが、すじ模様周辺は延性破面と脆性的な破面が入り混じっている。そしてこのすじ模様は予ひずみを与えるこ

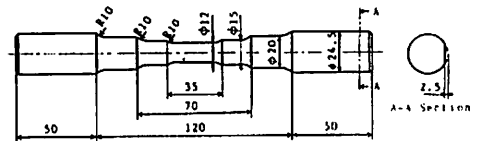
とによって拡大する。このことはねじり予ひずみによって周辺部に材質的な劣化が生じていることを示している。しかし、大路らの研究<sup>(5)</sup>でも指摘されているように、ねじり予ひずみにより延性遷移が生じない場合は、内部の無ねじり材に近い延性を示す部分の破壊条件により破壊ひずみが決まり、このような表面の延性が低下した部分の影響は少ない。図4に示すように延性遷移が生じた場合は、いわゆる“狼の耳形”と呼ば

表1 化学成分(wt.%)

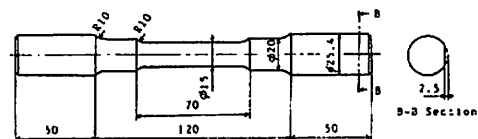
C	Si	Mn	P	S
0.18	0.25	0.72	0.032	0.045

表2 機械的性質(MPa, %)

$\sigma_{B1}$	$\sigma_B$	$\sigma_T$	$\psi$
463	573	938	54.0



(a)  $D=12\text{ mm}$



(b)  $D=15\text{ mm}$

図1 試験片形状(mm)

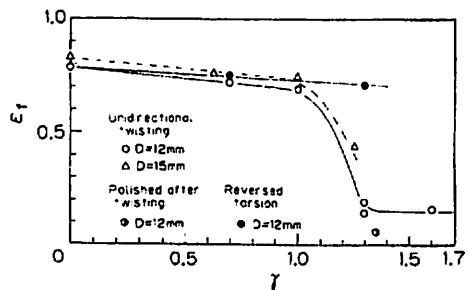


図2 予ひずみ $\gamma$ と破断延性 $\epsilon_f$ の関係

れるせん断形の破面となる。Backofen<sup>14)</sup>や大森<sup>15)</sup>によると、この延性遷移と破断面が変化するのは、表面にマイクロクラックが存在し、それが拡大し、表面から破壊が進行するためであるとされている。また、大路<sup>16)</sup>によれば、内部と表面では延性の差異という異方性が生じており、三軸応力状態で内部ポイドから破壊が進展する前に表面き裂の進展により試験片がせん断によるらせん形破壊をすることにより延性遷移が生じることが考察されている。しかし、大路らの論文では、せん断による破壊の起点である表面き裂が、引張前にすでに存在しているのか、いいかえれば、ねじりにより生じる表面き裂の存在は延性遷移に影響しないのかは明確には示されていない。したがって、これまでの報告をまとめて考えると、ねじり予ひずみによる延性遷移の原因は、表面のマイクロクラックの存在とねじり予ひずみで生じる組織異方性の相互作用であるとも受け取れる。そこで、本研究では、上述のあいまいさをなくするため、 $\gamma=1.35$ のねじり予ひずみを与えた試験片表面層の凹凸を取り除いた後、引張破壊試験を行った。ねじり後の表面層は図5に示すようにらせん状に変形しており、最大10 $\mu\text{m}$ 程度のくぼみがある。また試験片軸に対し垂直に伸びるねじり破断の起点となりうるすべり線も観察される。しかし、はっきりしたき裂は観察されなかった。表面層は直径で約40 $\mu\text{m}$ 取り除き研磨仕上げをして表面き裂がないことを確認して実験に供した。その結果破壊した試験片の様子を図6(b)に示す。図6(a)には比較のため表面層

を取り除かない“狼の耳形”の破壊例を示した。両者の破壊の様相は異なっており、図6(b)の場合はらせん形の破壊をし、しかも図2①印で示すように延性は、表面層の凹凸を取り除いたほうが低くなっている。表面層にき裂状の凹凸等が存在すると表面き裂が最高荷重付近からゆるやかに成長を始めるため、内部の延性に富む部分での変形能の影響により、ほぼ最大せん断応力面に沿って試験片が破壊することが考えられる。これに対し、表面の凹凸を取り除くと高応力状態で表面層からき裂が発生するため、急激なき裂進展が生じ、脆性的にらせん形で破壊が進行すると考えられる。したがって、このことよりねじり予ひずみ材における延性遷移の主原因は、大路らの指摘するようにらせん状に表面組織が変形するための異方性であり、さらに詳しく述べると、後に示すように、ねじりによって表面層が脆化し、き裂に対する材料表面の変形抵抗が低下するためであると推察される。なお、Backofen<sup>14)</sup>は、ねじり予ひずみ材(OFHC鋼)を焼なましでも延性の遷移現象は回復しないと報告している。しかし、本実験の場合では、 $\gamma=1.3$ ( $D=12\text{mm}$ )のねじり予ひずみを与えた後、600°Cで約1時間真空焼なましをしても延性は回復しないが、2時間真空焼なましをすと延性が回復することが認められた。このことは、ただ単

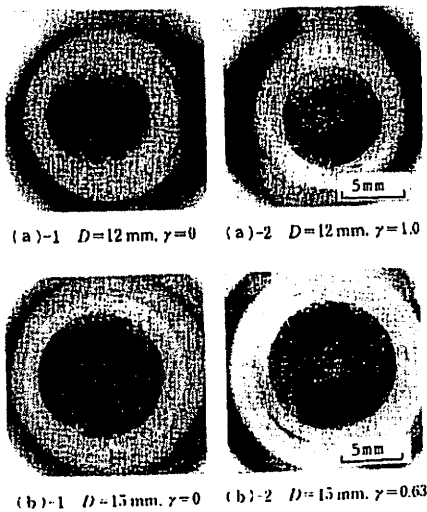


図3 延性遷移が生じない場合の破面

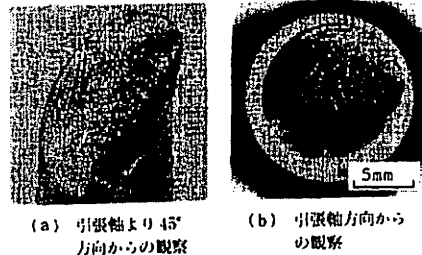


図4 延性遷移が生じた場合の狼の耳形の破壊 ( $D=12\text{mm}$ ,  $\gamma=1.3$ )

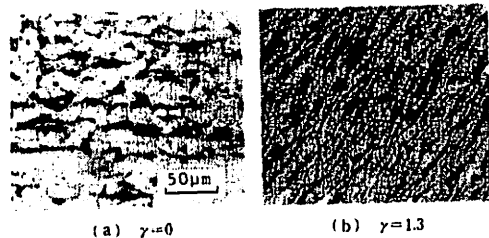
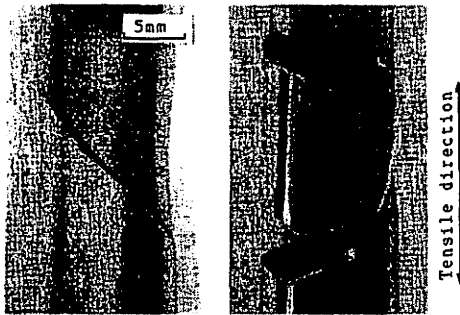


図5 ねじり予ひずみによる表面組織の変形 (←試験片軸方向)

に表面層のマイクロクラックや凹凸が存在するだけでは延性低下は生じないことを示している。

3・2 人工表面き裂のねじり予ひずみ材の延性に及ぼす影響について 前節においてねじり予ひずみ材の延性遷移の主原因が、組織異方性と表面層の脆化によるものであると考察したが、その検証のため、人工き裂を有する試験片を用いて表面き裂の大きさと延性の関係について検討した。ねじり試験片では、試験片軸に垂直な方向の傷からき裂が発生しやすいことと、ねじりによって拡大する表面き裂の大きさの定量化の



(a) 表面研磨しない場合 (b) 表面研磨した場合

図6 延性遷移が生じる予ひずみを与えた場合の破壊の様相

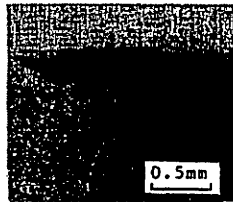


図7 人工表面き裂の形状

しやすさから人工表面き裂は試験片軸に垂直方向に導入した。引張破壊による破面とねじりによる傷から生じるき裂面は区別が可能である。引張破面より、人工表面き裂の面積を求めたが、図7に示す例のように深さ10~30 $\mu\text{m}$ 程度の表面傷からき裂は拡大する。

ねじり戻した場合および図2において延性遷移の生じない予ひずみを与えた場合の人工表面き裂を有する試験片のき裂面積と引張破断延性 $\epsilon_f$ との関係を図8に示す。人工き裂がない場合は、内部の状態で破壊ひずみが決まるため、破断延性値 $\epsilon_f$ にはほとんど差が生じないが、表面き裂が存在すると予ひずみ量およびき裂面積によって破断延性が低下する度合いが異なる。そして、予ひずみを与えない欠陥をもつ延性材料の場合<sup>(9)</sup>と同様にき裂面積に対応して延性はゆるやかに低下する。図9は、延性遷移が生じる場合に相当する予ひずみを与えた結果である。この場合は、人工表面き裂の先端からき裂が急速に進展するため、試験片断面はほとんど減少せず図10に示すような脆性的ならせん形破壊をした。図9には $\gamma=1.0$ の場合の二例も示したが、き裂面積が $A \cong 2.0 \text{ mm}^2$ 程度では、 $\gamma=1.0$ でも脆性的ならせん形破壊をする。このことから、延性遷移点あるいはそれ以上の予ひずみを与えた場合、表面層の破壊靱性値に相当する負荷が与えられた結果、破壊が生じたことが予想される。人工表面き裂を有するねじり予ひずみ材の引張破面の例を図11に示す。引張方向より45°傾いた方向から観察した。巨視的にみると、破面の形態は予ひずみ量に関係する。延性遷移が生じる予ひずみの場合[図11(a)]はらせん形となり、 $\gamma=1.0$ の場合[図11(b)]は一例( $A \cong 2 \text{ mm}^2$ )を除いて“狼の耳形”の破面となった。ねじり戻した場合[図11(c)]や $\gamma=0.7$ の場合は中央部に縦維状破壊部分を伴うせん断形破面となった。

以上のことから人工き裂を有する場合は表面き裂の進展のため、ねじり予ひずみ材の表面層の劣化の状況

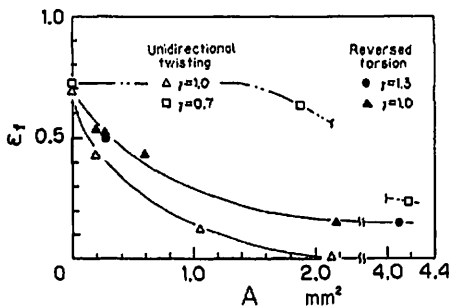


図8 延性遷移が生じない予ひずみを与えた場合の $\epsilon_f$ とき裂面積Aの関係

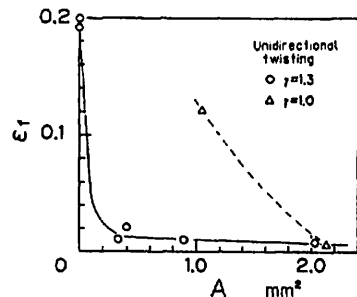


図9 延性遷移が生じる場合の $\epsilon_f$ とAの関係

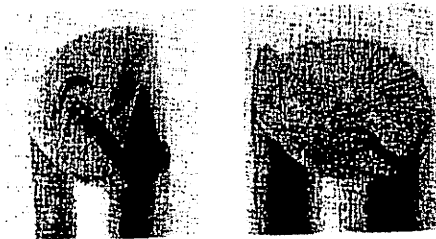
が明確化することがわかる。予ひずみ量により初期き裂の方向とねじれた結晶組織方向とのなす角度が変化するが、延性遷移が生じないひずみ状態では、おおまかな破壊の進展方向はほぼ最大せん断応力面に沿っている。そして、その場合、破面の状態は延性的であるが、予ひずみ量によって若干の違いがみられ、き裂の大きさに対する延性低下も予ひずみ状態によって異なっている。このことは、結晶組織がらせん状のねじり変形を受けることおよび結晶組織方向と引張方向の関連によって材料のき裂に対する進展抵抗が変化することに基づくと思われる。延性遷移が生じる程度のねじ

り予ひずみが与えられると、図10に示すように引張軸に垂直方向を基準とすると結晶のらせん方向よりも小さい角度で表面き裂はらせん状に進展し、破壊の方向は最大せん断応力方向とならない。そして、表面き裂が脆性的に進展する限界まで結晶がらせん状にねじられることにより内部の延性に富む部分が変形を受け持てなくなる。

図12に人工表面き裂を有する試験片における最高応力  $\sigma_B^*$  とき裂面積  $A$  との関係を示す。ほぼ最大せん断応力面に沿う破壊 [図11(b), (c)] が生じる場合、荷重-変位線図に極大値が生じ、 $\sigma_B^*$  の値はき裂面積によってほとんど変化がない。しかし、らせん形破壊では、最高応力  $\sigma_B^*$  に達すると同時に破壊が生じ、き裂面積に応じて  $\sigma_B^*$  あるいは公称破壊応力が低下している。図13に真破断応力  $\sigma_T$  と破断延性値  $\epsilon_f$  との関係を示す。同図には人工表面き裂を含まない場合も示したが、それらには+印を付してある。脆性的な破壊をする場合と延性的な破壊をする場合は明らかに  $\sigma_T$  と  $\epsilon_f$  の傾向が異なり、同図の左上側のプロット群が脆性的ならせん形破壊の場合である。表面層の凹凸を取り除いた試験片 ( $\gamma=1.35$ ) では、最高応力  $\sigma_B^*$  よ



図10 人工き裂より開始するらせん形破壊



(a)-1  $D=12$  mm,  $\gamma=1.3$  (a)-2  $D=15$  mm,  $\gamma=1.25$



(b)  $D=12$  mm,  $\gamma=1.0$  (c)  $D=12$  mm,  $\gamma=1.3$  4じりばし

図11 人工き裂から進展するねじり予ひずみ材の破壊形態

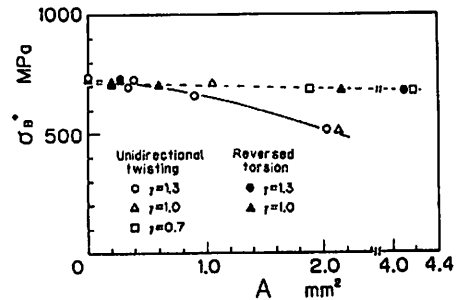


図12 人工き裂材における最高応力  $\sigma_B^*$  とき裂面積  $A$  の関係

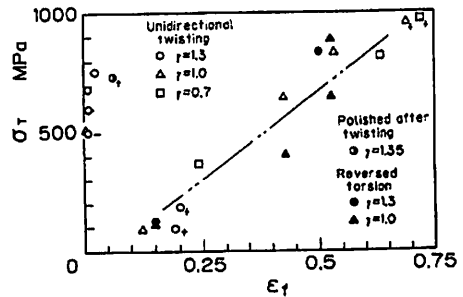


図13 破断延性  $\epsilon_f$  と真破断応力  $\sigma_T$  の関係

り応力が減少し、公称応力  $\sigma$  が  $0.92 \sigma_a^*$  となった時点で破壊が生じたが、最終的な破壊形態は脆性的であった。そのため図中の○印に示すように、人工表面き裂を有する場合はらせん形破壊をする場合と同傾向を示している。この傾向からも試験片が延性遷移点付近あるいはそれ以上のねじり予ひずみを与えられた結果、表面層が脆化し、表面き裂が急速に進展するためにらせん形破壊が生じることが予想できる。最大せん断応力面にほぼ沿って破壊をする場合の延長上は、カップアンドコーン形破壊(□, △印)である。延性的な破壊が生じる場合、中央部の延性の状態が同じであることを考えると試験片表面からき裂が進展する時期や速さによって、破断延性値が決まると思われる。試験片のくびれが進行すると表面き裂と内部き裂の干渉や内部き裂の優先的な拡大により高い応力状態で破壊が生じる。破断延性値が小さい場合においては表面き裂が徐々に進行していき、試験片内部の応力が十分な三軸応力状態にならないため、破断する瞬間の応力は低くなっていることが考えられる。したがって、これらのことから表面のき裂進展に対する抵抗の弱化という材質の脆化によって予ひずみ材の破断延性の遷移が生じることが推測できる。

人工表面き裂を起点としてらせん形破壊が生じる場合には、試験片がある破壊靱性値に達するまで負荷される結果、破壊が生じることが考えられる。そこで、村上<sup>(10)(11)</sup>によって提案された欠陥材に簡便に適用できる応力拡大係数のパラメータを用い検討したのが図14である。ただし、本実験の場合引張軸に垂直方向にき裂が進展しないため村上上の提案した次式

$$K_{I\max} = 0.650 \sigma_0 \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}}$$

の係数 0.650 は考慮せず、応力  $\sigma_0$  を真破断応力  $\sigma_T$  として、単に傾向を確かめることにとどめた。ここで  $K_{I\max}$  はき裂縁での応力拡大係数の最大値、 $\text{area}$  はき裂の投影面積である。これより、表面層の脆化のため

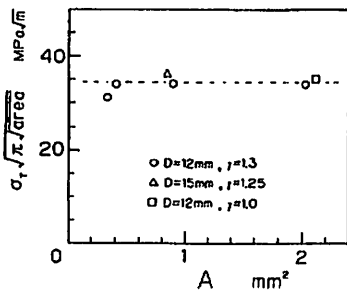


図14 人工き裂材の破壊靱性の評価

応力拡大係数が限界値に達すると破壊が生じることが明らかである。

### 3.3 破壊の起点周辺およびき裂進展状況の観察

延性遷移が生じる予ひずみ材の引張りにおいては、表面の凹凸から生じるき裂あるいは潜在的なき裂が徐々に進展するため“狼の耳形”の破壊が生じることが考えられる。図15, 16は、直径  $D=12\text{mm}$ 、予ひずみ  $\gamma=1.3$  の試験片に負荷を与え、最高応力  $\sigma_a^*$  から応力  $\sigma$  が  $0.83 \sigma_a^*$  に減少した時点で除荷した場合のき裂の状態である。図15に示すように表面では鋭いき裂がらせん状の組織に沿って発生し、進展している。図16は、横断面を観察したものである。破壊に至しめるまき裂は、表面から進展すると思われるが、表面

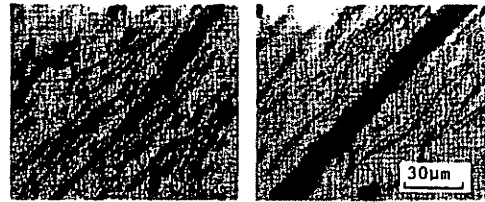
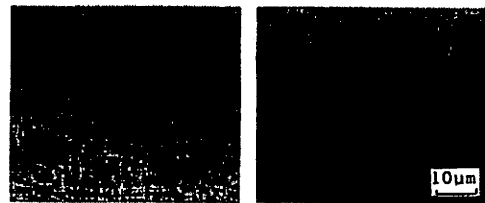


図15  $\gamma=1.3$  の予ひずみを与えた場合の引張りにより拡大した表面き裂(平滑試験片)



(a) 表面近くで発生した内部き裂 (b) 表面より拡大したき裂の先端の様子

図16  $\gamma=1.3$  の予ひずみ材の横断面にみられるき裂の様子(平滑試験片)



(a) 破壊の起点付近の破面 (b) 試験片中央部における破面

図17  $\gamma=1.3$  の場合の破面の様子(平滑試験片)

よりわずかに内側(約20~400 $\mu\text{m}$ 程度)でもき裂の発生が観察される。図17には $\gamma=1.3$ の予ひずみを与えられた試験片の破面の電子顕微鏡写真を示すが、表面の起点付近では組織が引きずられるが、中央部はカップアンドコーン形破壊のシャーリップにみられるようなディンプルパターンを呈している。

延性遷移が生じる予ひずみ量までねじった試験片の表面層を取り除き、引張破壊試験した場合の破断後の表面には図18(a)に示すような多数の微小き裂が存在する。また横断面には図18(b)に示すような表面き裂と内部き裂の干渉と考えられる状態も観察される。この試験片の破壊の起点と思われる箇所の電顕写真を図19(a)に示すが、ほとんど図17の場合と変わらない。しかし、らせん状に広がる破面は、ほとんど図19(b)に示すリバーパターンで覆われている。

図20に予ひずみ $\gamma=1.3$ の場合の人工表面き裂を有する試験片の引張破面の例を示す。破面はこのような脆性破面で占められている。

したがって以上の観察結果からも前節までの結果が裏付けられ、材料の表面と内部における延性の差異および表面層の脆化によって低炭素鋼ねじり予ひずみ材の延性遷移が生じることがわかった。なおこのようなことが面心立方格子の鋼等について適用できるか否かは、検討する必要があると思われる。

#### 4. 結 言

低炭素鋼みがき棒鋼ねじり予ひずみ材の破断延性に及ぼす表面き裂の有無の影響を調べ、延性遷移現象に対する検討を行った。これまでも、マイクロクラックの存在により延性遷移が生じることを提案した報告や、らせん状にねじれるための異方性に起因した表面層の材質の劣化によって延性遷移が生じることを示した報告があるが、本研究における実験では後者によって延性遷移が生じる結果となった。得られた主な結果は、次のとおりである。

(1) 用いたねじり予ひずみ材の引張試験における延性遷移点は $\gamma=1.0\sim 1.2$ 付近である。遷移点以後での破断延性低下は表面層の損傷部分からき裂が徐々に最大せん断応力面にほぼ沿って進展するために生じる。

(2) 延性遷移が生じる $\gamma=1.3$ のねじり予ひずみを与えた試験片の表面層の凹凸を取り除いた後、引張破断試験をすると試験片はらせん形の脆性的な破壊を生じる。このことから本実験におけるねじり予ひずみ材の延性遷移には表面層の材質の脆化が関係していることがわかる。

(3) 人工表面き裂を有する試験片において、延性遷移が生じない程度のねじり予ひずみを与えると、試験片の破断延性は、き裂の大きさと、予ひずみ量によって変化する。そして、延性遷移が生じる程度のねじり予ひずみを与えた場合は、脆性的に破壊し破面はらせん形となる。これらのことはねじり予ひずみにより材料の表面層がぜい化するために生じる現象である。

(4) 人工表面き裂を有する試験片においてらせん形破壊をする場合の強度は応力拡大係数を用いて評価できる。

(5) 延性遷移が生じるねじり予ひずみを与えた人工き裂のない平滑試験片では表面層のみでなく、表面よりわずかに内側でも材質の劣化によるき裂の発生が

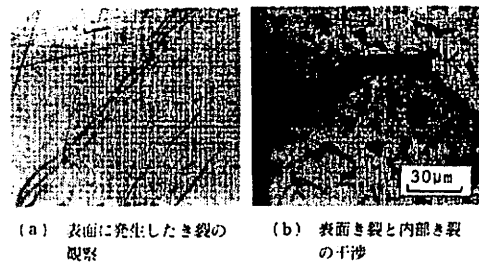


図18  $\gamma=1.35$ の予ひずみを与えた後研磨した試験片におけるき裂成長状況

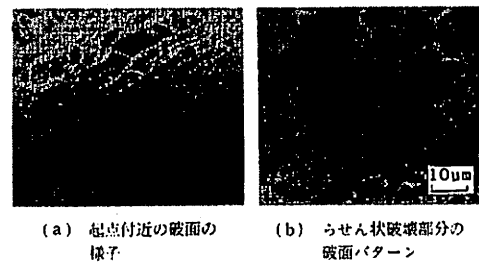


図19  $\gamma=1.35$ の予ひずみを与えた後研磨した試験片の破面観察

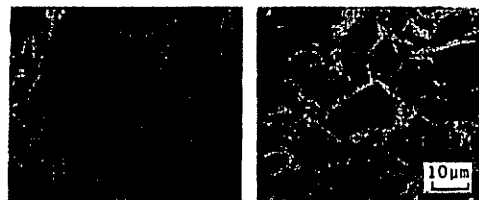


図20 人工き裂を有する試験片のらせん形破壊の破面



みられた。

最後に本研究を行う前にご助言を下された九州大学工学部、村上敬宜教授、西谷弘信教授に感謝申し上げます。

### 文 献

- (1) Swift, H. W., *J. Iron Steel Inst.*, 140-181(1939), 211.  
 (2) Backofen W. A., ほか2名, *Trans. ASM*, 46(1954) 655.

- (3) 大森, 機械の研究, 38-11(1986), 1287.  
 (4) Rockey, K. C., *Int. J. Mech. Sci.*, 9(1967), 767.  
 (5) 大谷・ほか4名, 機論, 39-322(1973), 1727.  
 (6) 大谷・ほか2名, 日本金属学会誌, 41-2(1977), 130.  
 (7) 村上・ほか2名, 機論, 50-457, A(1984), 1574.  
 (8) 大谷・ほか3名, 機論, 45-399, A(1979), 1304.  
 (9) 村上・ほか2名, 機論, 51-472, A(1985), 2721.  
 (10) 村上・石田, 機論, 51-464, A(1985), 1050.  
 (11) Murakami, Y. and Nemat-Nasser, S., *Eng. Fract. Mech.*, 17-3(1983), 193.

### 討 論

〔質問〕 東郷 敬一郎〔静岡大学工学部〕

以下の3点についてご教示願いたい。

(1) ねじり戻しの場合の予ひずみ $\gamma$ はどのように定義されているか。

(2) ねじり予ひずみ材の破断延性遷移現象に対して、予ひずみによる表面層の材質脆化ということで説明されているが、延性遷移は、材質脆化が予ひずみ $\gamma=1.0\sim 1.2$ 以上で急激に起こるために生ずるといふことか、それとも、脆化そのものは予ひずみに対応して起こるが、ある程度脆化が進むと破壊形態が遷移するために生ずるといふことか。

(3) ねじり戻しの場合はどうして延性遷移現象は生じないのか。

〔回答〕 (1) 記述が不十分であったことをおわびする。ねじり戻しの場合の予ひずみ $\gamma$ は、ねじった際の試験片表面における最大のせん断ひずみ値で定義している。

(2) ねじり予ひずみ材の表面部分での脆化は、ねじり予ひずみ量に対応して進展すると考えられる。大

路ら<sup>(1)</sup>によって指摘されているようにひずみこう配が小さいと延性遷移現象は生じにくくなる傾向がある。したがって延性遷移は、表面と内部での延性の異方性およびらせん状にねじれた表面結晶組織と引張方向との関連による材料のき裂進展に対する抵抗の劣化という脆化がある程度進行すると、破壊形態が遷移することによって生じると考えられる。

(3) 圧延材の延性には異方性があり、圧延方向に平行に引張った場合と45°方向に引張った場合では破断延性値が異なることがある<sup>(付1)</sup>。本研究で延性遷移が生じた場合のねじられた結晶組織方向は試験片軸に対し45°以上の方向だった。本文中でも述べてあるように延性遷移は結晶組織のねじり変形と脆化が関連して生じると考えられるので、ねじり戻すことにより組織方向が試験片軸方向にほぼ一致する結果、ねじり戻し材では内部から破壊が生じ延性遷移が生じてないと考えられる。

(付1) 小坂田・ほか2名, 機論, 49-440, A(1983), 530.