

## 技 術 資 料

## 鋼材破面の電顕検査法\*

木村 君 男\*\*・坂 本 昭\*\*

## Electron Fractography of Steels

Kimio KIMURA and Akira SAKAMOTO

## 1. ま え が き

金属材料の破面形態からその破壊に関する有効な情報を得ることができる。古くから肉眼観察による判別が行なわれており、今日でもこれに頼る場合が多い。

しかし近年、破面の電子顕微鏡観察（多くは破面のレプリカのレンズ結像型電子顕微鏡観察であるが、最近では走査型電子顕微鏡による破面の直接観察も行なわれている）が盛んに行なわれており、有力な破面検査法であることが認められている。特に、アメリカの航空工業において実際部品の service failure の破壊解析に早くから適用されている<sup>1)2)</sup>。これは電子顕微鏡が高分解能、高焦点深度を有するため、かなりの凹凸にもすぐれた解像度を持つので、破面のミクロ形態の観察に有力な手段となりうるからである。この電子顕微鏡による破面解析法を electron fractography あるいは micro-fractography と称している。

なお、最近開発された走査型電子顕微鏡は破面に直接収束した電子ビームを当て試料面を走査させ、そこから出る二次電子像を拡大観察でき、焦点深度がきわめて大きいので、凹凸の激しい破面でも観察することができる。また倍率は 100 倍程度から 10000 倍以上まで連続拡大ができるので、破面の全体的な進行状況の把握が容易であり、直接観察のため、観察位置の誤差がないなどの利点がある。micro-fractography の分野においては、従来のレンズ結像型よりも有用な武器となりうると考える。

金属材料の破面形態は複雑であり、応力条件、温度、雰囲気などの外的条件はもとより、材質、熱処理状態により種々に変わるので、筆者ら現場技術者が実際部品の service failure に micro-fractography を適用するにはある程度系統的に整理されたデータが必要であると考えられる。micro-fractography の適用に関する文献<sup>3)4)</sup>も多く、また航空機用材料を主体としたぼう大なデータ集<sup>5)</sup>も発行されているが、筆者らの蒐集した破面観察例を少しでも整理して、鋼材破面の電顕検査の基礎知識として役に立てばと思ひ筆をとる次第である。

## 2. 破面の電顕観察法

破面のマクロ形態から破壊の起点および進行状況を把握し観察位置を決めることつまりレンズ結像型電子顕微鏡ではレプリカを採取する領域を決めることが破面観察の第一歩である。破面の全体的傾向を考慮してレプリカを採取することが必要であつて、ごく限られた一領域のみの観察では、破面形態を正確に判定することはむずかしい。特に起点部近傍では、形態が急激に変わることが多いので、この点を配慮すべきである。

破面のレプリカ作製法としては、一般に行なわれている直接カーボン 1 段法、プラスチックカーボン 2 段法が適用されるが、シャドウイングの方向をマクロ形態より判定した破壊の進行方向と平行にしておくと、後の電顕観察の場合、破壊の全体方向とミクロ形態の関連性がはつきりするので都合がよい。

直接カーボン法は忠実度の高いレプリカが得られ、なお、介在物や析出物の抽出ができるが、破面試料を溶解してしまうので、基礎的研究には向くが、試料を電顕観察のために破損することができない実際部品の場合にはプラスチックカーボン 2 段法が有利である。

レプリカ作製以前の問題として、破面試料の取扱い上破面に機械的損傷や腐食を生じさせない配慮が必要であることはいふまでもない。特に実際部品の破面では破面をつき合せて機械的損傷を与えたり、手をふれるとか無造作に腐食環境にさらして破面を腐食させることなく、できるだけ新鮮な状態で破面解析者が試料を入手できるよう関係者に徹底させておくべきである。

また実際部品の破面はかなり汚染している場合が多いが、有機溶剤やプラスチック膜でブランクレプリカを数回繰り返すことなどによつても除去しえない酸化物などに対しては弱酸、弱アルカリ溶液で洗浄することが必要となるが、強度の洗浄を行なうと、酸化物は除去されても破面はもはや原形態をとどめていないことに留意しな

\* 昭和44年2月27日受付（依頼技術資料）

\*\* 三菱重工業(株)名古屋航空機製作所

ければならない。

### 3. 破壊形式と破面のマイクロ形態

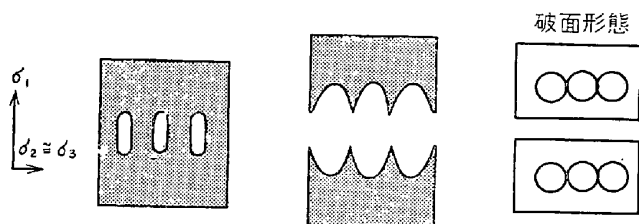
実際部品の破壊には多くの環境条件が寄与しているので、破壊の原因を究明しようとする場合、この問題は非常に複雑であり、解明できない場合も多い。しかし、種々の破壊の破面形態を理解しておけば、少なくとも破壊の原因となりうる要因を推定し、対策をたてるのに役立つ。また破壊形式をかなりの精度で判定することができる。

破壊の原因は複雑であるが、金属材料に発生する破壊の径路 (fracture path) は粒内と粒界の二つに大別される。この破壊径路を破壊機構および破面形態から細分すると次のようになる。金属材料のすべての破壊はこれらのいずれか一つあるいは二つ以上の形式を取るといえる。

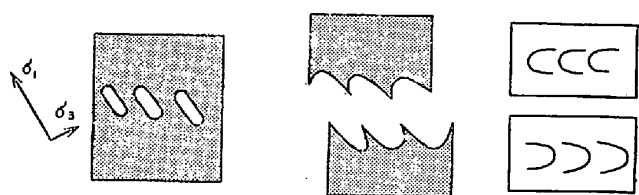
#### A. 粒内破壊

- (1) 粒内延性破壊 (microvoid-coalescence による)
- (2) 劈開破壊 (cleavage)
- (3) 擬劈開破壊 (quasi-cleavage)
- (4) 疲労破壊 (fatigue, 例外的にはBに属するもの

##### (a) Normal rupture



##### (b) Shear rupture



##### (c) Tearing

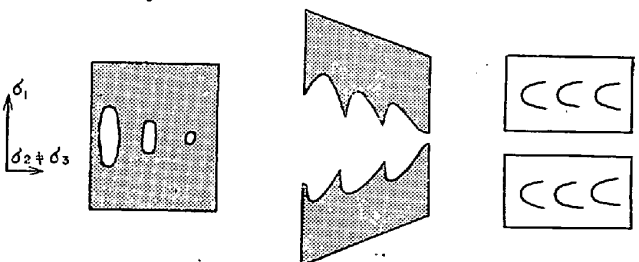


図1 Micro-void coalescence による粒内延性破壊の3種の基本的形態<sup>a)</sup>。

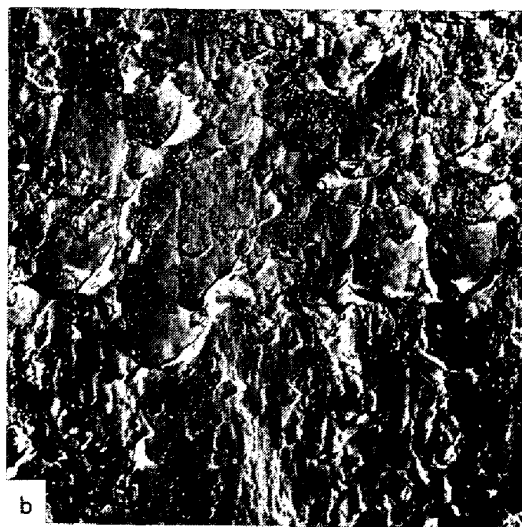
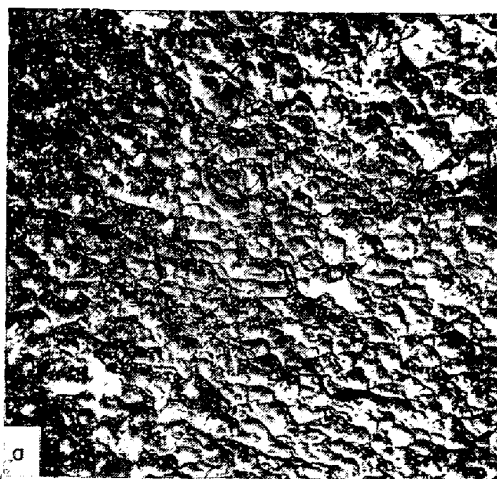
もある)

#### B. 粒界破壊

- (1) 延性的粒界破壊 (micro-void coalescence による粒界破壊)
- (2) 脆性的粒界破壊 (micro-void coalescence による粒界破壊)

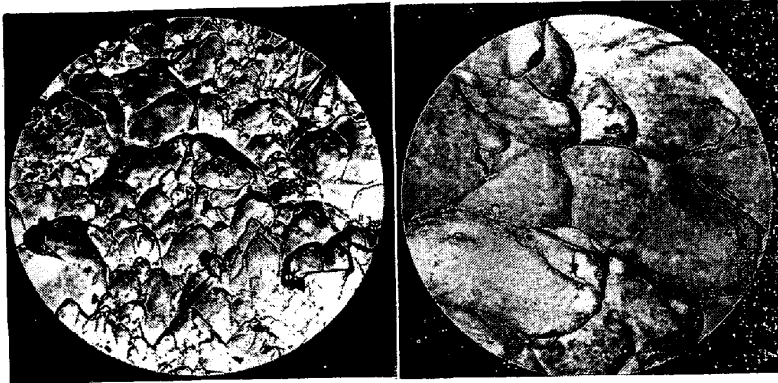
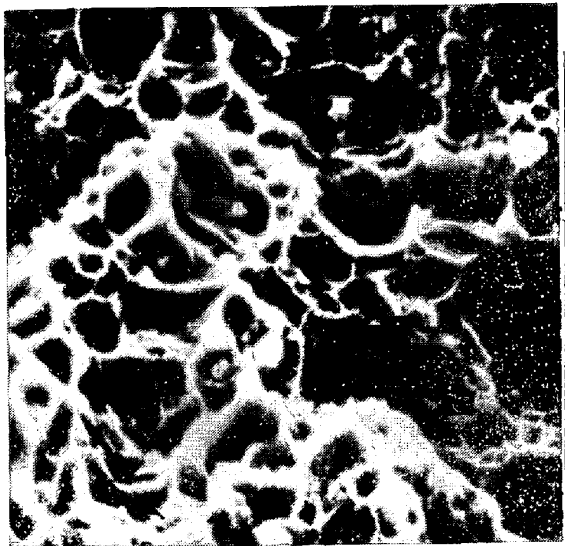
#### 3.1 粒内延性破壊

多くの延性のある金属材料は過荷重が破壊の主原因と



(a) Normal rupture (0.3C-5.5W-2.5Cr 鋼) ×3000 (3/4)  
(b) Shear rupture (SCM3) ×4500 (3/4)  
(c) Tearing (SUS29) ×2000 (3/4)

写真1 Micro-void coalescence による破面形態。

(a) S35C, 焼入れ焼もどし  
×3000 (4/5)(b) SUS 27, 溶体化  
×3000 (4/5)写真2 S35C と SUS 27 の dimple pattern.  
(いずれも引張試験片の cup 部)

×3000 (3/4)

写真3 Dimple pattern の走査電顕写真。  
dimple の底に micro-void 発生の核とな  
った粒子が認められる (SK 5, 焼なまし)。

なる場合には micro-void coalescence<sup>6)</sup> 機構により破壊する<sup>6)~9)</sup>。

micro-void の発生は粒界, 2次相粒子, 介在物などの不均一性や塑性変形による転位の集積などに関係すると考えられている。たとえば塑性変形により母相と2次相粒子の弾性的および塑性的性質の差によつて, それらの界面に自由表面が発生する。応力の増加とともに自由表面は丸い孔つまり micro-void に発達し, おのおのの void の合体連結により破断に至る。破面にはこの micro-void coalescence の結果, 多くのカップ様のくぼみが生ずる。このカップ様のくぼみは dimple と称され, micro-void coalescence による破面形態を一般に dimpled rupture と呼んでいる。dimple の形状は図1に示すように破断部に働く主応力方向に強く支配される<sup>9)</sup>。cup and cone 型の引張破面を例に取れば, normal rupture

は cup (平坦部) の中心部, shear rupture は cone (剪断部), cup の周辺部は tearing にそれぞれ相当する。実例を写真1に示す(後出の写真は走査型電顕の断わりのないかぎりレプリカ写真である)。dimple の大きさは micro-void 発生点の分散状況および塑性に依存すると考えられている。micro-void 発生点が多ければおのおの micro-void の合体時に void の成長はお互に制限され, dimple の深さは比較的浅い。これに反して大きな結晶の単一相合金や純金属では一般に破壊の核発生点は少ないので micro-void は成長し, 大きな dimple が形成される。写真2に S35C と SUS 27 の dimple pattern を比較して示す。

写真3に走査型電子顕微鏡による dimpled rupture の観察を示す。

micro-void による自由表面の成長は塑性変形により起こるので, dimple の表面にさらに変形模様が生ずる場合がある。主歪軸が電顕観察の方向に垂直となるような大きな伸ばされた dimple は serpentine glide (蛇行状迂り模様), ripple (さざ波状模様) や stretching (伸張して平坦となつた面) などの形態を伴っているのが観察される<sup>9)</sup>。

### 3.2 劈開破壊

理想的な劈面破面は完全に一对の面として形成され, 全く平坦で, 模様のない面のはずである。一般の実用金属材料は多結晶体であり, 個々の結晶粒の方位は異なるため, 1個の結晶粒を伝播している劈開クラックが粒界あるいは亜粒界を通過するさいに方向が変わる。さらに析出物, 介在物, 格子欠陥などを含んでいるため, 破壊経路はいつそう複雑となり, 模様の全くない平坦な劈開破面を1個の結晶粒においても, 見つけることはできない。また劈開破壊には常に若干の塑性変形が先行して付随することも, 劈開面の単純な分離でないことに関係している。

1個のクラックが単に1個の結晶粒を貫ぬいて伝播するのではなく, レベルの異なる劈開面に沿つて, 平行なクラックがおのおの不連続に進行し, おのおののクラックが合体する。この場合, 2個のクラック間のレベルのずれがいわゆる river pattern (河川模様) の成因の一つである。この劈開破面の段は2次劈開, 塑性的ネッキングおよび塑性的剪断の3種の機構により形成される<sup>10)</sup>。

劈開段の成因としてさらにらせん転位に関係すると考えられるものがある。進行中のクラックの先端がらせん転位と交わるとその交点から段が形成される。GILMAN<sup>11)</sup> によるこの場合の模型図を図2に示す。

劈開段つまり river pattern は前述のような機構で形成されるので, その方向は破壊の進行方向と一致し, 他の劈開段と交わると合体して大きな段となる。粒界や双

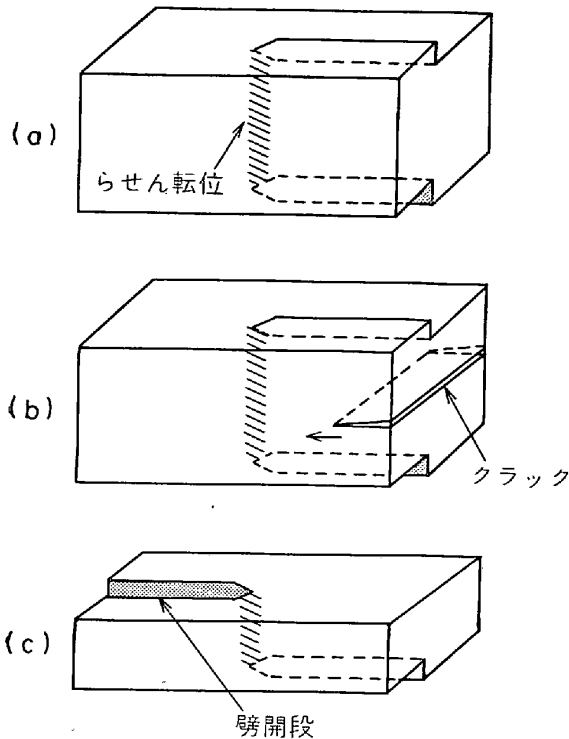


図2 クラック先端がらせん転位と交差する場合に形成される劈開段<sup>(1)</sup>。

- (a) 劈開開始以前のらせん転位を含む結晶
- (b) 劈開破壊開始
- (c) 劈開破壊後の結晶の下側部

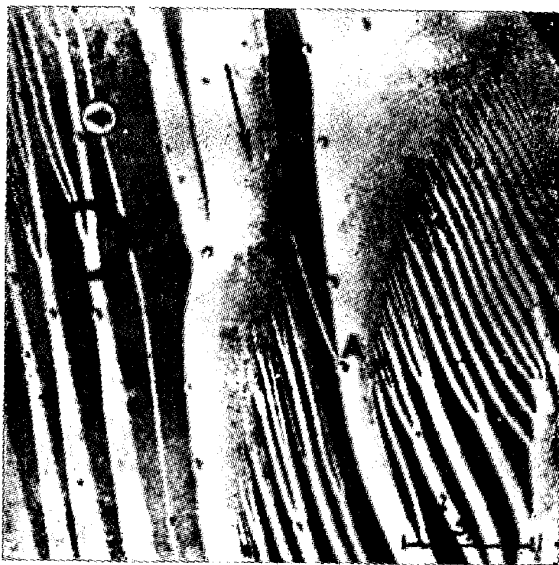


写真4の Alnico 合金の劈開面上に生じた典型的な river pattern.

ABC: 亜粒界, 長い矢印はクラックの伝播方向を示す。

晶を通過すると river pattern の方向は変わり, また粒界はらせん転位密度が高いので, 劈開段は急激に増加する。

劈開破面にはさらに tongue と称される舌状の凹凸が認められる。tongue は伝播クラックの先端に塑性変形



ABC: 粒界, F: tongue, 矢印: クラック伝播方向  
写真5の 低炭素鋼の 78°K における衝撃試験破面。

により形成される変形双晶の劈開によると考えられている。

写真4～6に劈開破面の実例を示す。

### 3.3 擬劈開破壊

BEACHEM<sup>(2)</sup>は焼もどしマルテンサイト鋼の破面に観察される劈開破面に似た形態に対し, 焼もどしマルテンサイトに含まれる複雑性を理由として, 擬劈開 (quasi-cleavage) なる用語を用いた。

第1に, 焼もどしマルテンサイトに特定の劈開面が存在することはX線回折で実証されておらず, 破壊の結晶学的依存性が確認されていない。また破面のミクロ形態の寸度上, 焼もどしマルテンサイトの構造特性と関連しているとはいいい難く。

第2に, 擬劈開破面の形態はマクロ的にもミクロ的にも劈開に似ており, river pattern や tongue が認められるが, 擬劈開では破壊の起点がしばしば各擬劈開破面域の中央部にあること (劈開ではおおよその劈開破面域の縁からクラックは伝播している) およびクラックの塑性的結合を示す tear ridge なる形態が認められることなどの劈開と異なる点をその根拠としている。

図3, 4に擬劈開破面に現われる各種形態の生成機構の模型図を示す。図4に示したように擬劈開破面域は若干凹面となつている場合が多い。以上のように焼もどしマルテンサイト鋼の擬劈開破面は平面様形態を示す発生域と各クラックの塑性的結合域 (tear ridge 部) とが混在するが, この両形態の割合は組成, 熱処理条件および試験条件 (温度, 応力集中など) に依存する。

写真7～10に擬劈開破面の実例を示す。

### 3.4 疲労破壊

疲労の過程を破面形成の面から見れば、部材が繰り返し応力を受け critical area に微小なクラックが発生するまで、発生したクラックが繰り返し応力によつて次第に伝播、拡大する過程、クラックの入った部材の残りの

断面が静的に破断する過程とに分類できる。

疲労クラック発生機構には作動する繰り系の繰り返し逆転に起因する繰り面の破壊が関与していると考えられている<sup>14)</sup>。疲労クラック発生域の典型的なマイクロ形態を Al 合金の例であるが写真 11 に示す、しかし、材料環境条件、応力水準などにより、このような形態が常に認められるとはいえない。

疲労破面としての特徴あるマイクロ形態は、第 2 の過程すなわち繰り返し応力下でのクラックの伝播により形成される。著しい特徴は striation と呼ばれる縞状模様である。striation は局部的にはほぼ等間隔で規則正しく並び、一般にクラック伝播方向に凸に彎曲している。クラック伝播方向は striation に直角方向である。

striation は多くの金属材料の疲労破面で観察されているが、材質によつて striation の明りようなものとそうでないものがある。一般に面心立方や稠密六方の金属では striation は明り



(a) River pattern

(b) Tongue

写真 6 S35C 過熱材の常温における衝撃破面。  
×3000 (4/5)

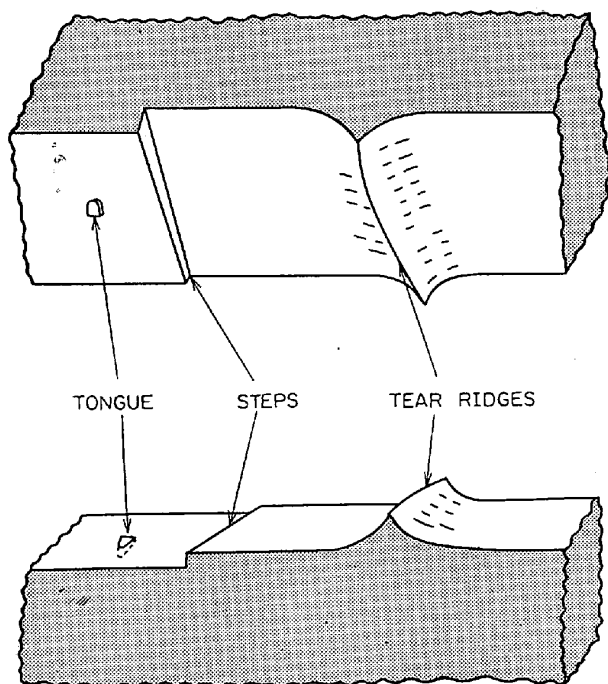


図 3 擬劈開破壊に認められる 3 種の形態の模型図<sup>12)</sup>。

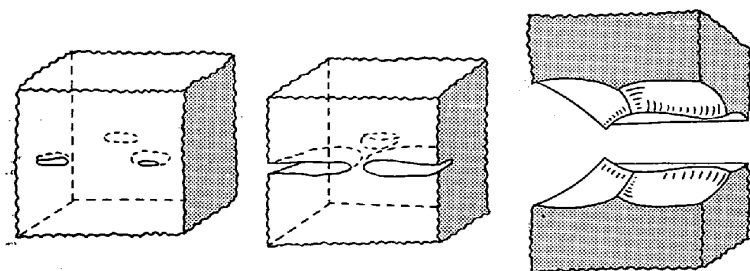


図 4 ほぼ同一面に生じた 4 個のクラックが成長、結合し、塑性破断により形成された tear ridge の模型図<sup>12)</sup>。

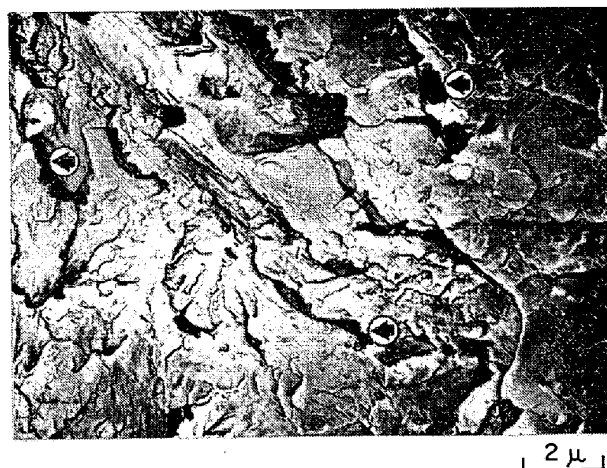


写真 7 液体窒素温度で破壊した H-11 鋼の擬劈開<sup>13)</sup>。

ようであるが、体心立方の金属では striation は不明りようで、切れ切れで短く不規則になっていることが多い。

写真 12, 13, に実例を示す。

striation の存在は疲労破面の明確な証拠であるが、高硬度あるいは高強度の鋼には擬劈開などが現われ、striation が生じない場合がある。さらにある種の応力状態 (平面応力状態) の下では striation が現われない場合のあることが報告されている<sup>15)</sup>。

また応力繰り返し範囲すなわち両振りのように圧縮成分が存在するか否かにより、striation の様相が変わる。[圧縮成分が存在する場合は striation は押しつぶされた観を呈する (写真 14)。実用部品のように複雑な繰り返し応力が



写真8 擬劈開破面にみられる river pattern, 410 ステンレス鋼, 常温で破壊<sup>13)</sup>.  
大きい矢印は擬劈開の境界を示し, 小さい矢印は破面中央部から発達している river pattern を示す.

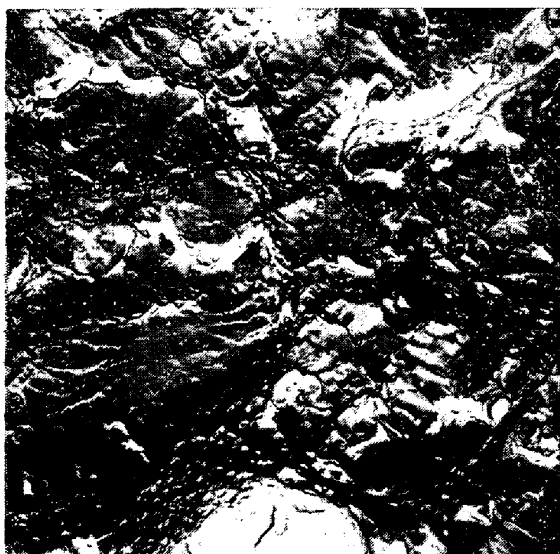


写真9 Dimple pattern 中に混在する擬劈開破面.  
4340鋼(強度水準 190 kg/mm<sup>2</sup>) 常温で破壊.

加わる場合には破面相互間のこすり合いなどにより, いわゆる rub mark (写真15) を生じ, striation が部分的あるいは広い破面域にわたって消失してしまうことも少なくない.

Striation の形成機構については, striation のプロフィールを論拠とする FORSYTH and RYDER<sup>9)</sup>, LARID and SMITH<sup>17)</sup>, FORSYTH<sup>18)</sup>, STUBBINGTON<sup>19)</sup>, SCHIJVE<sup>20)</sup> および HERTZBERG<sup>21)</sup> などの多くの研究がある. しかしなが

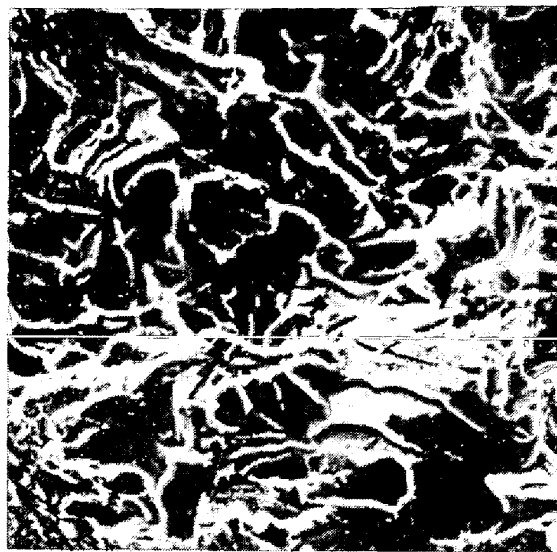


写真10 擬劈開破面の走査型電顕写真, SCr 2(850°C 焼入れ, 200°C 焼もどし) の常温衝撃破面.  
×1000 (3/4)



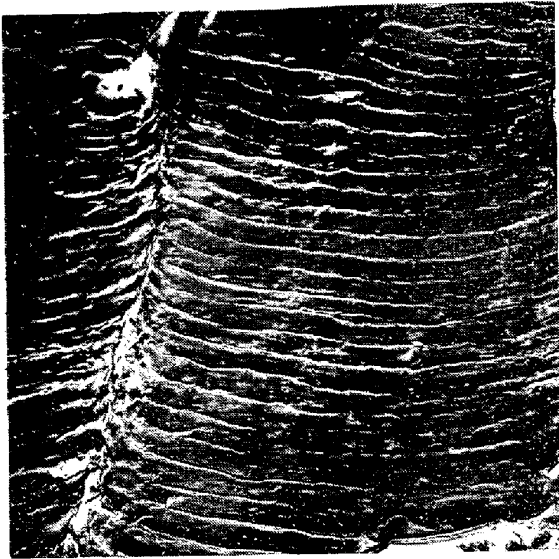
走査型電顕, ×1000 (3/4)  
写真11 疲労破壊の発生域の破面形態.  
(Al合金 2017-T4, 回転曲げ, 切欠丸棒)

ら, これらの研究はいずれも面心立方金属によつて行なわれたものであり, 体心立方金属についてこの問題を扱った報告はほとんどないようである.

図5に LARID and SMITH により提案されている striation 形成のモデルを示す. striation の形成機構については種々の見解があるが, striation のプロフィールとしては図6に示す種々の形態が観察されている. IIIは高力 Al 合金の腐食雰囲気中で疲労した場合に認められたものである.

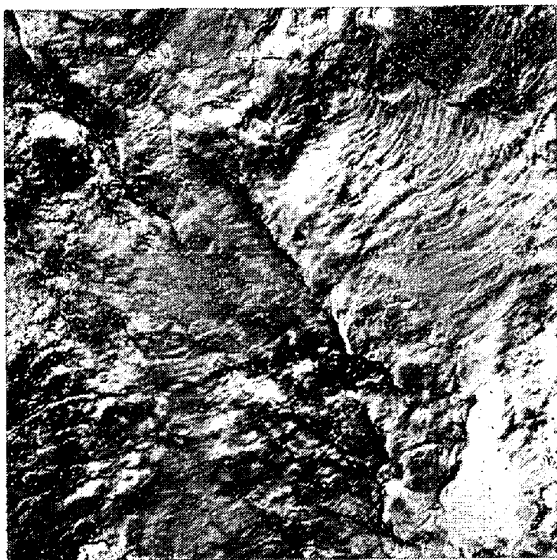
striation は各荷重サイクルでクラックが進行し停止した軌跡 (crack arrest line) であることがほぼ確認されている. したがって striation 1本が荷重1サイクルに対応する. このことはプログラム荷重を受けて生じた破





×6000 (4/5)

写真12 Al合金(2024-T6)の疲労破面に現われた striation.



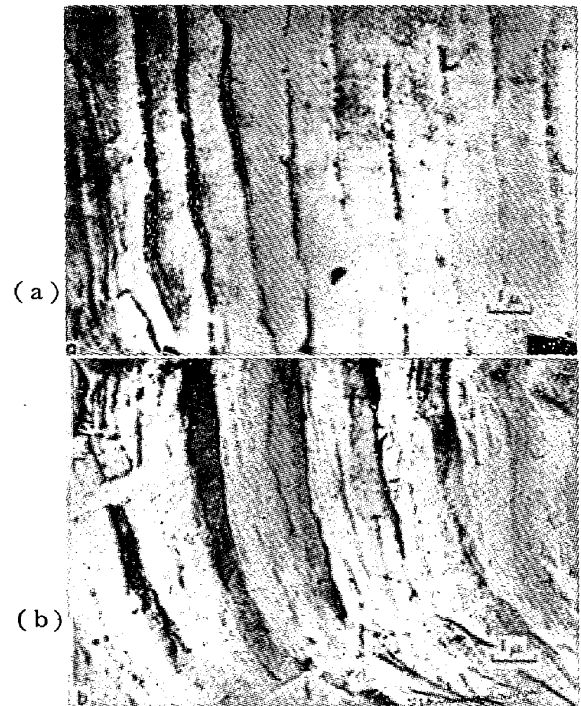
×3000 (6/7)

写真13 SCM4の疲労破面に現われた striation.

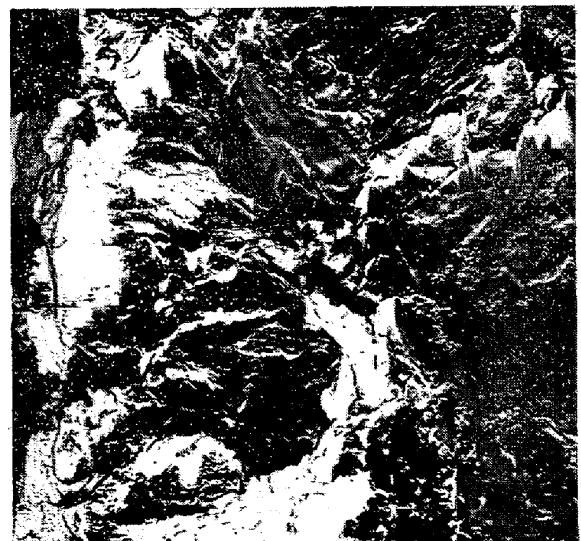
面が明確に示している(写真16). 写真17はSCM2の中央切欠板状試験片の破面であるが, 試験片側面の疲労クラック伝播速度の実測値と側面直下の破面の striation 間隔から求めた伝播速度とよい一致を示した<sup>23)</sup>.

したがって, striation の間隔はクラックの伝播速度ゆえに各時点における応力の大きさと密接に関係する. 応力が大きければ striation の間隔は大きくなる. この間の状況は現出写真16, 17から明らかである.

以上の理由により, striation の間隔から, クラック伝播速度および応力の大きさとその変化の経歴が判断できる. しかし定量的な判断には現在のところ問題がある. striation から求められる伝播速度はきわめて局部的なも



(a) 両振り (b) 片振り

図14 両振りと片振りの striation の比較<sup>16)</sup>.

×3000 (3/4)

写真15 Rubmark による striation の消失 (SCM4, 実際部品の疲労破面).

のであり, 粒界, 2次相や介在物の影響によりクラックの伝播方向が局部的に異なるなどの理由により, マクロ的に求めた伝播速度とは必ずしも一致しない. また, striation の間隔と応力の大きさの定量的関係を論じた報告はないようである.

応力の大きい, 伝播速度の速い低サイクル疲労の領域では疲労の特徴である striation と過荷重による破面形態, たとえば dimple pattern が混在し, striation も不明りようとなる(写真18).

疲労破面の特徴的形態として、前述の striation 以外にも、tire track<sup>5)</sup>, caterpillar<sup>25)26)</sup>, spine<sup>25)26)</sup> などの pattern が現われる。これらの形態を Al 合金の例ではあるが写真 19 に示す。

鋼の低サイクル疲労破面については、走査型電子顕微鏡観察による堀田ら<sup>27)</sup>の最近の研究がある。

### 3.5 粒界破壊

水素脆化、液体金属アタック、応力腐食割れ、クリープ、焼割れ、溶接熱影響部などの破壊には結晶粒界での分離によりクラックが進行する形式をとることが多い。

また材料、熱処理状態、環境によつては静的破壊や疲労破壊にもこの形式の破壊が生ずることもある。

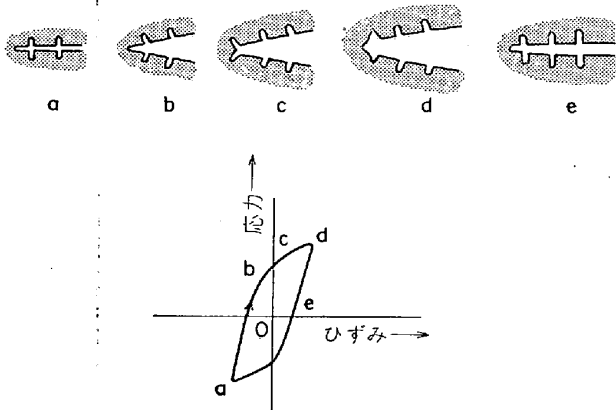
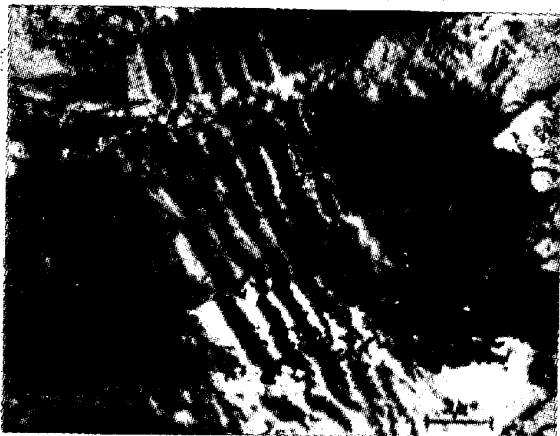
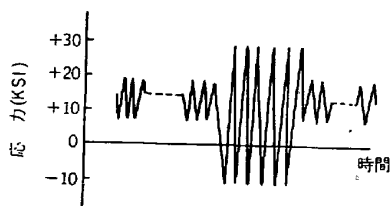


図5 LAIRD and SMITH が提案している疲労クラック伝播の順序<sup>17)</sup>。

- (a) クラック先端は応力サイクルの最大圧縮成分で鋭くなる。
- (b) 応力サイクルの引張成分によりクラックは開きはじめる。
- (c) 主応力の最大剪断面に沿った降伏およびクラック成長が起こる。
- (d) 変形は主クラック面に沿った領域に移動する。
- (e) 圧縮成分の負荷にともないクラックは鋭くなり始める。



(a) 材質 7075-T6



粒界およびその近傍は結晶の不規則性のため、粒内よりも、元来脆化する傾向が強い。粒界には不純物や合金元素が偏析しやすく、濃度勾配や2次相の析出を生じやすい。この偏析や2次相は粒界の物理的および化学的性質を粒内とは異なつたものにしてしまう。このような金属材料本来の性質に加えて、負荷応力、雰囲気、温度などの環境効果により粒界破壊が起こる。

粒界破壊の進行中における結晶粒界面の変形の度合により、破面に現われる粒界面が dimple pattern を呈している場合 (micro-void coalescence による粒界破壊、

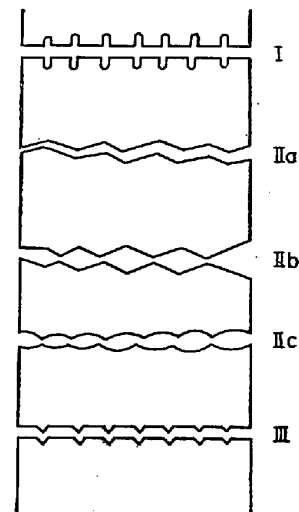


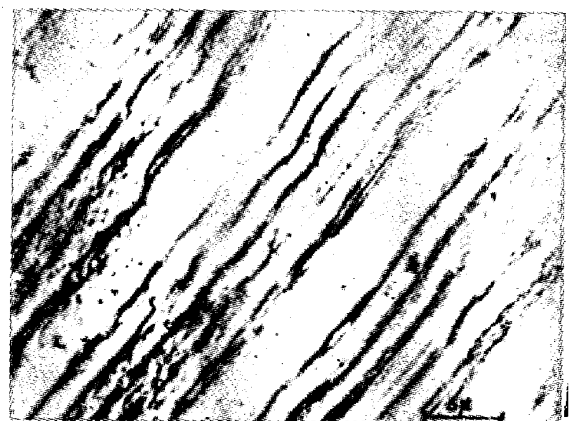
図6 疲労 striation の種々の形態。

(BURGHARD and DAVIDSON<sup>24)</sup>の分類による)

I LAIRD and SMITH<sup>17)</sup>

II FORSYTH<sup>18)</sup>, STUBBINGTON<sup>19)</sup>, PELLOUX<sup>28)</sup>

III FORSYTH<sup>18)</sup>, STUBBINGTON<sup>19)</sup>



(b) 材質 7079

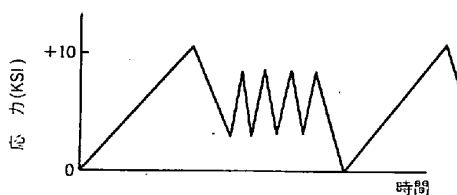
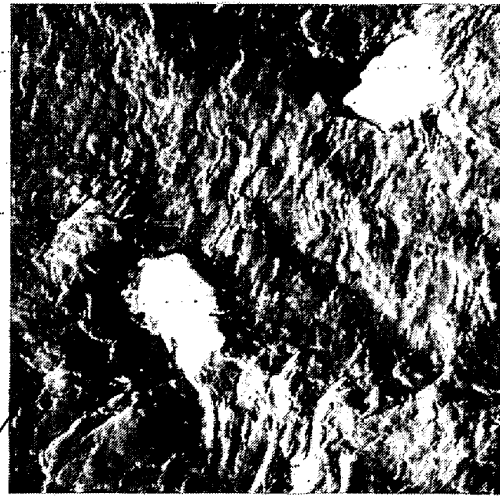


写真16 荷重スペクトラムと striation<sup>22)</sup>。

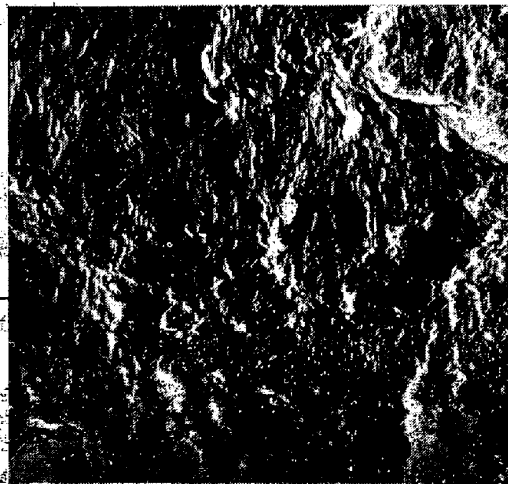
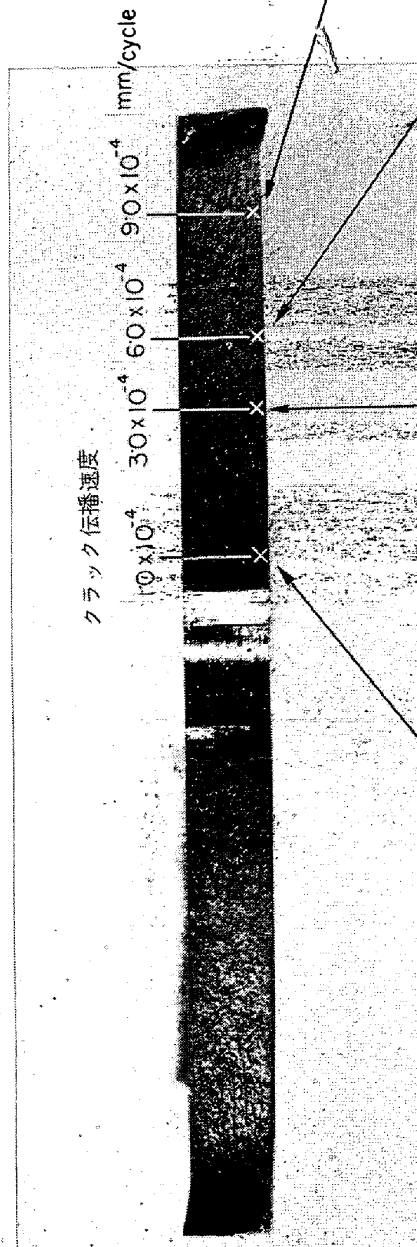




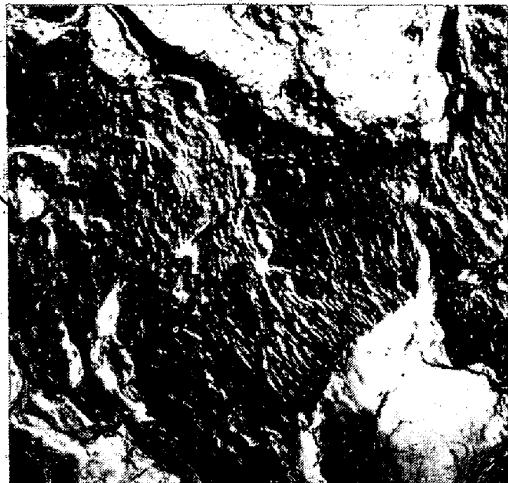
×3000 (5/4)



×6000 (4/5)



×6000 (4/5)



×6000 (4/5)

写真17 クラック伝播速度と striation (SCM 2 板) (4/5)

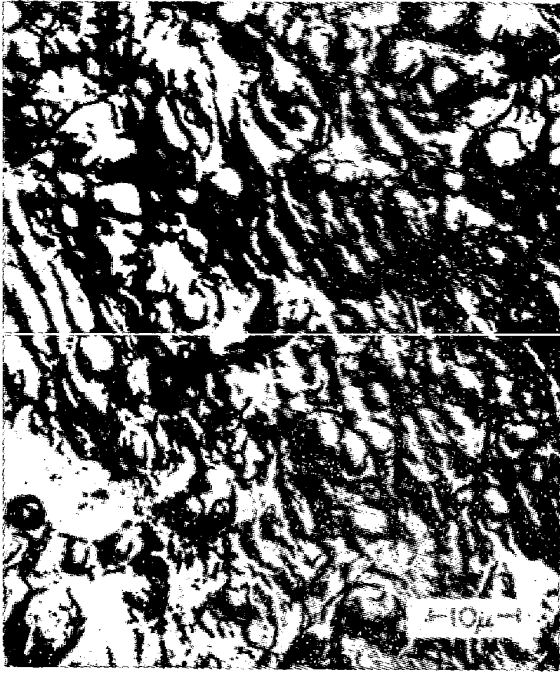


写真18 オーステナイトステンレス鋼の高応力疲労破面<sup>24)</sup>(striation に dimple が点々と混在している, クラック起点近傍域,  $N_f=1736$ )



写真20 Micro-void coalescence による粒界破壊<sup>13)</sup>  
(Al 合金). ×2000 (5/7)

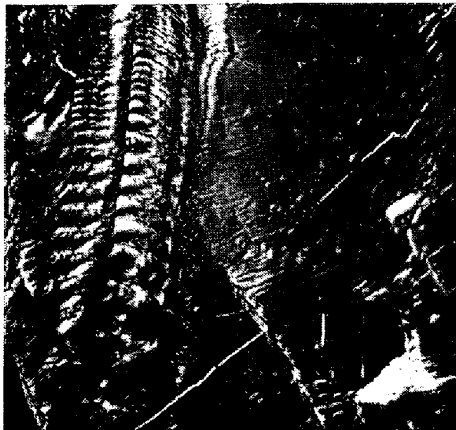


写真19 Tire truck あるいは caterpillar pattern と称される形態 (2017-T6, 回転曲げ). ×3000 (3/4)

延性的粒界破壊)から, 粒界破面の変形の少ない脆性的粒界破壊まで種々の形態がある. また粒界の性質, 環境条件によつては, 粒界破壊と粒内破壊が混在することも多い.

micro-void coalescence による粒界破壊の一例を写真20, 21 に示す. 写真20 は Al 合金にみられる delamination fracture であり, 粒界に沿った2次相粒子の depletion に起因するものである<sup>4)</sup>. さらにこの形式の粒界破壊としては, 高温クリープによる空孔の拡散により void が粒界に形成する場合にみられる.

写真22, 23 は micro-void coalescence によらない脆性的粒界破壊の例である. 写真22 は超高抗張力鋼の粒界破壊の一例である.

#### 4. 実用鋼材の各種試験片破面の形態

前章に各種破壊形式の典型的なミクロ破面形態を示した. 材料試験によつて得られる鋼材の破面は基本的にはこれら典型的な形態のいずれかあるいは2種以上の混在からなるのであるが, 材質, 熱処理状態, 試験方法, 試験環境により現われる形態は異なつたものになる.

以下に, 各種実用鋼材の破面を材料試験別に分類して示す.

##### 4.1 引張破面

鋼材丸棒の引張破面は局部収縮を伴つたいわゆる cup and cone 形式をとるが, これは軟質材の場合の典型的な例であつて, 材料の延性, 加工履歴, 熱処理状態によ



×3000 (6/7)

写真21 Micro-void coalescence による粒界破壊  
(17-7PH 溶接熱影響部)。



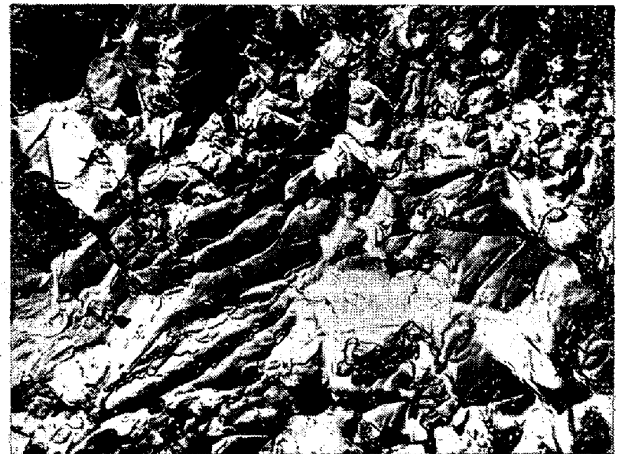
×3000 (6/7)

写真23 Al合金(7075-T6)の応力腐食割れ破面。



×3000 (5/7)

写真22 超高抗張力鋼の水素脆化による遅れ破壊の破面<sup>29)</sup>。



×3000 (4/5)

写真24 SF 50 ( $\sigma_B=60 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\delta=30\%$ )  
の引張り破面。

破壊あるいは擬劈開破壊、ときには粒界破壊が混在するようになる。

切欠試験片では、局部収縮が拘束されるので、前述のような破面の脆性的傾向は助長される。

写真24～30に引張破面の平坦部のミクロ形態を示す。

#### 4.2 衝撃破面

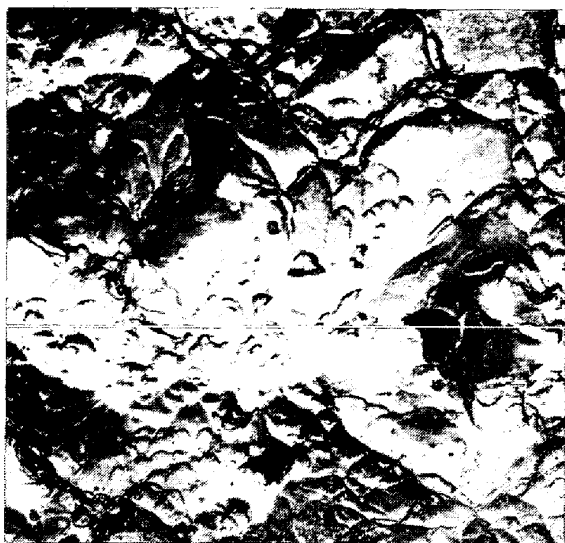
衝撃試験は材料の靱性の有効な評価法の一つであり、鋼材の熱処理状態の良否の判定、低温性質の評価および検査試験に広く適用されるが、衝撃値のみならずその破面形態からも有用な情報が得られる。

衝撃破面は一般には引張破面の cone 部に相当する shear lip と cup 部に相当する中央平坦部とからなり、衝撃値の低い鋼材では平坦部にギラギラと光る領域つまり脆性破面域が生じ、さらに脆化が進むと、shear lip はほとんどなく、平坦部全域が脆性破面となる。

shear lip および延性破面のミクロ形態は dimple

り cup 部に星状のひだが形成される星状破面、局部収縮が少なく、破面 cup の部(平坦部)は脆性的な chevron marking が放射状に中央部から周辺に向って発達し周辺にわずかに shear lip が生じたもの、さらに脆い場合には、局部収縮はほとんど起こらず、表面付近の欠陥よりクラックが発生し、不安定破壊をしたものまで種々の形態がある。

典型的な cup and cone 破面、星状破面のミクロ形態は中央部、周辺の shear lip 部とも dimple pattern であるが、これらより脆い破面の場合は、平坦部には劈開



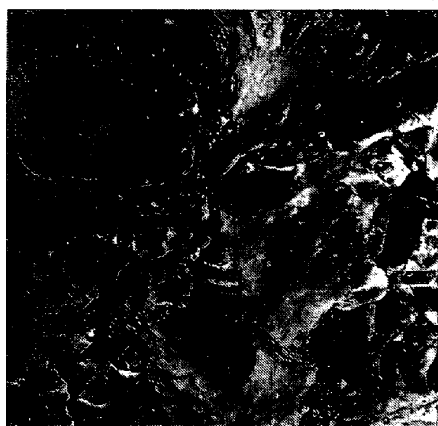
×3000 (6/7)

写真25 焼入れのままの SCr2 ( $\sigma_B=187 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\delta=8\%$ ) の引張り破面.

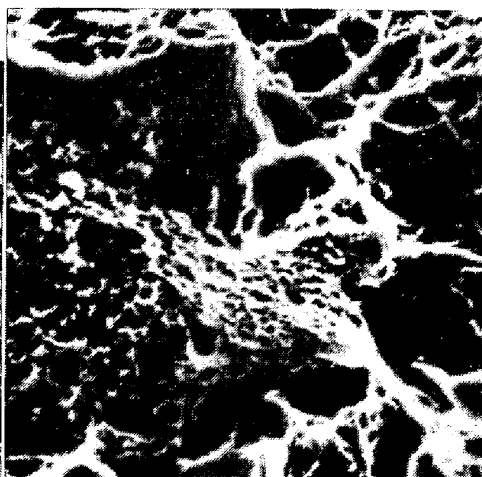


×3000 (6/7)

写真26 焼入れ焼もどし(600°C)したSCM4 ( $\sigma_B=119 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\delta=14\%$ ) の引張り破面.



(a) ×3000 (2/3)



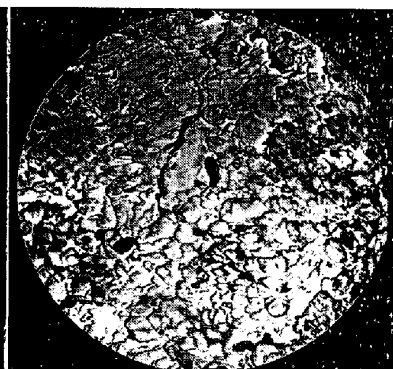
(b) 3000, 走査型電顕 (2/3)

写真27 4340鋼 (強度水準:  $190 \text{ kg/mm}^2$ ) の切欠引張破面 ( $K_t=7.2$ ), 約 60% の dimple pattern と 40% の前オーステナイト粒界破壊の混在.

(a) 粒界破壊支配的域の例, (b) dimple pattern 支配的域の例

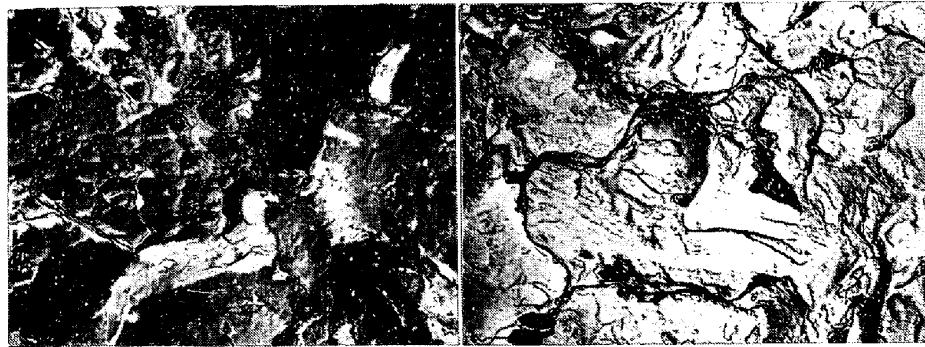


(a) ×3000 (4/5)



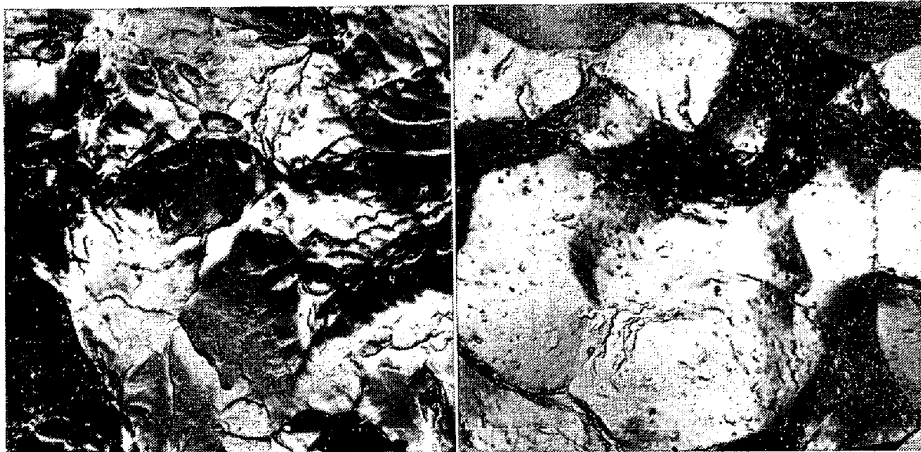
(b) ×3000 (4/5)

写真28 S35C, 焼なまし, ( $\sigma_B=55 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\delta=19\%$ , 引張方向は圧延方向に直角) 劈開破壊 (a) と dimple pattern (b) の混在.



(a) SUJ2  $\times 3000$  (2/3) (b) SKH2  $\times 10,000$  (2/3)

写真29 高硬度材の引張破面。



(a) 平滑丸棒  $\times 3000$  (2/3) (b) 切欠丸棒 ( $K_t=3.9$ )  $\times 3000$  (2/3)

写真30 浸炭材(SCM22)破面の浸炭部。

平滑試験片では擬劈開が、切欠試験片では前オーステナイト粒界が支配的であつた。

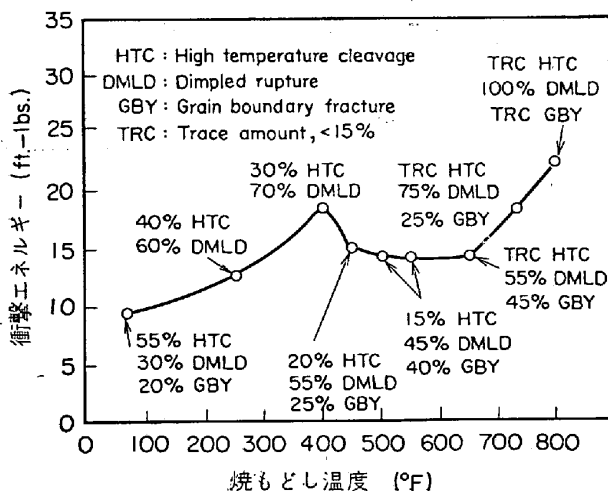


図7 4340鋼のVノッチシャルピー試験片の衝撃値、ミクロ破面形態と焼もどし温度の<sup>30)</sup>関係。  
(試験温度: 室温)

pattern であるが、脆性破面域は劈開破壊である。

焼もどしマルテンサイト鋼の破面は一般にshear lipの幅は狭く、平坦部はノッチ底から発達した chevron marking を伴う緻密な破面である。この平坦部のミクロ形態は dimple pattern, 擬劈開および前オーステナイト

粒界破壊の混在からなるが、それらの割合は材質、焼もどし温度により異なる。図7に 4340 鋼の衝撃破面のミクロ形態と焼もどし温度の関係を示す(本図における high temperature cleavage はここでいう擬劈開に相当する)。500° F 脆性域では前オーステナイト粒界破面率が高い。

写真 31~34 に各種実用鋼材の衝撃破面のミクロ形態を示す。写真はいずれも破面の平坦部の中央付近を観察したもののみとした。

#### 4.3 疲労破面

前章に疲労破面の典型的なミクロ形態を示したが、高硬度材や超高抗張力鋼では特に  $10^4$  以下の低サイクル域で破壊したものには striation が現われず、擬劈開や前オーステナイト粒界破壊が生ずる場合が多い。軟質材やオーステナイト質材では破面相互間のこすり合が激しくないかぎり、Al合金ほど明確でないにしても、striation が現われるのが普通である。

写真 35~43 に実用鋼材の疲労破面のミクロ形態を示す。

#### 4.4 超高抗張力鋼の遅れ破壊破面

強度水準の高い鋼が使用されるに伴い、水素脆化あるいは応力腐食割れによる遅れ破壊と称される破損事故が問題となつている。この種の破壊は正常な設計の限界荷

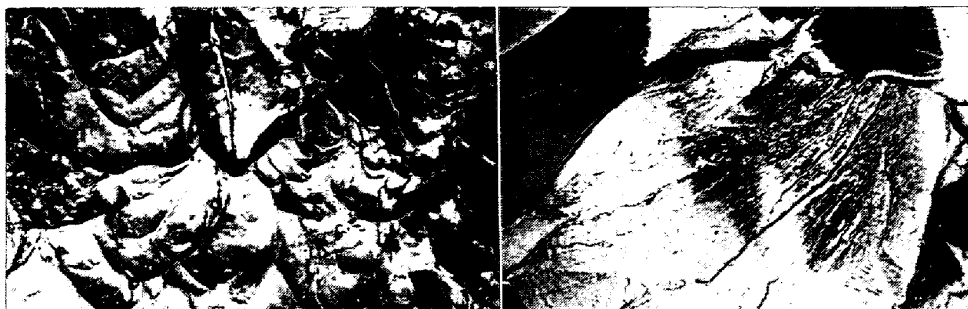
(a) Dimpled rupture  $\times 2000$  (2/3)(b) Cleavage  $\times 2000$  (2/3)

写真31 SB 49 (0.26% C) のVノッチシャルピー破面.

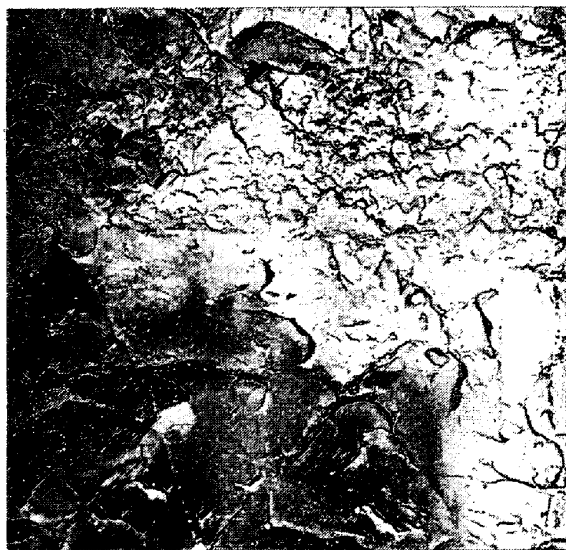
(a) 60°C, 12 kgm/cm<sup>2</sup> (b) -20°C, 1.3 kgm/cm<sup>2</sup> $\times 3000$  (6/7)

写真32 SCM4, 焼入れ焼もどし(400°C), 擬劈開から dimple rupture への移行域.

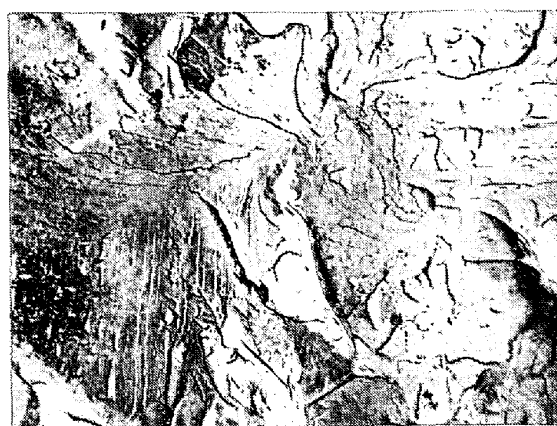
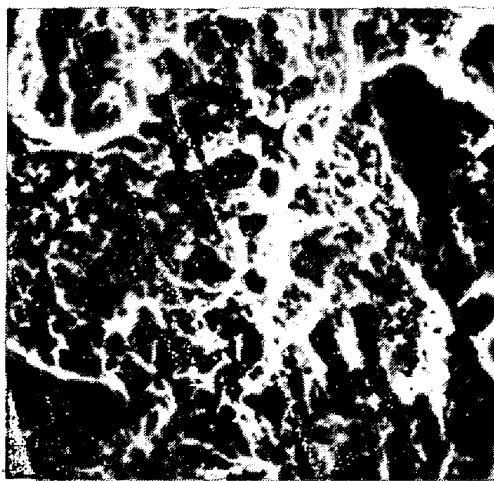
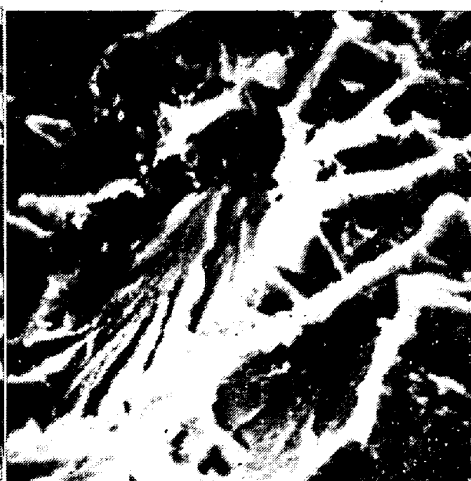
(Vシャルピー衝撃値 3.3 kgm/cm<sup>2</sup>, 20°C) $\times 10,000$  (6/7)

写真33 13Cr-1Ni-0.5Mo-0.1C鋼の焼もどし(500°C) 脆化材の破面(擬劈開).

(シャルピー衝撃値 2.4 kgm/cm<sup>2</sup>, 常温)

(a) 延性破面域



(b) 脆性破面域

走査型電顕,  $\times 3000$  (2/3)

写真34 SCr 2, 焼入れ焼もどし(600°C)材.

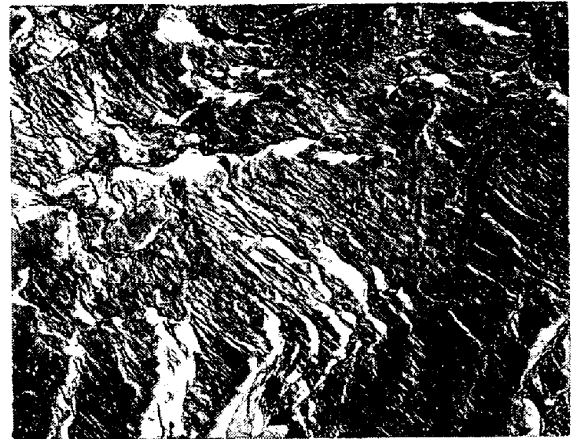
(Vシャルピー衝撃値, 11 kgm/cm<sup>2</sup>; -78°C)





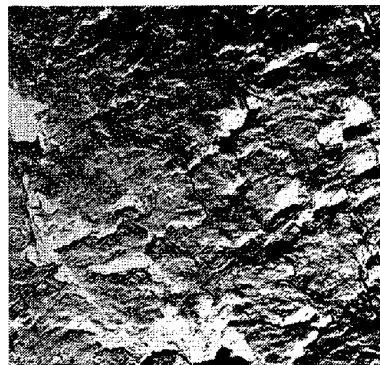
×2000 (7/8)

写真35 SF 50, 回転曲げ平滑丸棒 ( $\sigma = 38.0$  kg/mm<sup>2</sup>,  $N = 1.5 \times 10^5$ ) の疲労破面.

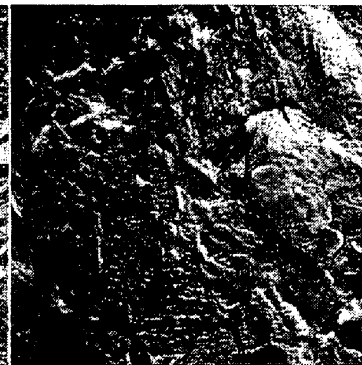


×5000 (6/7)

写真36 60キロ級高張力鋼, 片振り平滑板 ( $\sigma_{\max} = 37.8$  kg/mm<sup>2</sup>,  $N = 1.4 \times 10^6$ ) の疲労破面.



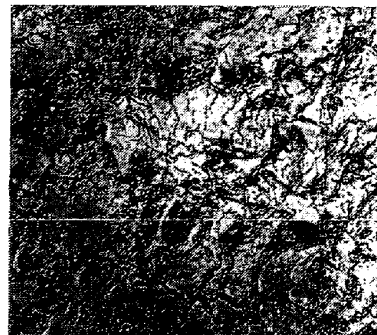
(a)  $\sigma = 33$  kg/mm<sup>2</sup>  
 $N = 8.9 \times 10^4$



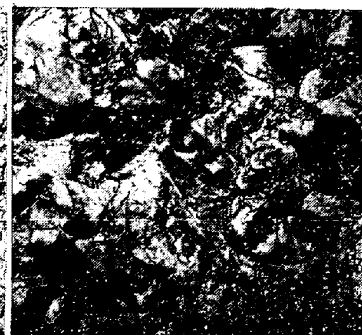
(b)  $\sigma = 20$  kg/mm<sup>2</sup>  
 $N = 1.1 \times 10^6$

×3000 (4/5)

写真37 焼入れ焼もどし (600°C) した S45C (回転曲げ, 切欠丸棒) の疲労破面.



(a) 切欠底近傍域



(b) 疲労伝播中期域

×1000 (4/5)

写真38 4340 鋼 (SNCM 8 相当), 焼入れ焼もどし (200°C).

回転曲げ, 切欠丸棒 ( $\alpha = 3.5$ ),  $\sigma = 30$  kg/mm<sup>2</sup>,  $N = 7.2 \times 10^4$

重以下の静荷重下で, ある時間後, 突然に脆性的破壊として起こるところに特徴があり, この破壊に対する感受性は一般に鋼の強度水準が高いほど大きくなり, 引張強さ約 140 kg/mm<sup>2</sup> 以上に熱処理したものに顕著に現われる.

遅れ破壊面はマクロ形態上, クラックが究極的破壊を

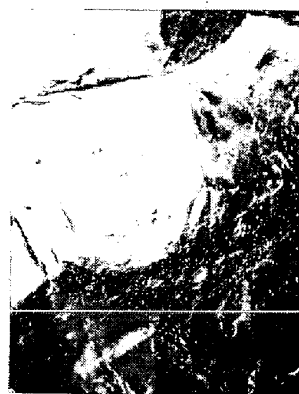
起こすに要する限界サイズにまで成長した領域と究極的破壊域とに識別される場合が多い. 究極的破壊域のミクロ破面形態はこの種の鋼の衝撃破面や切欠引張破面と同様であるが, 起点域は低合金鋼系超高抗張力鋼の場合その割れが水素脆化, 応力腐食割れのいずれであつても前オーステナイト粒界破壊であることに特徴があ



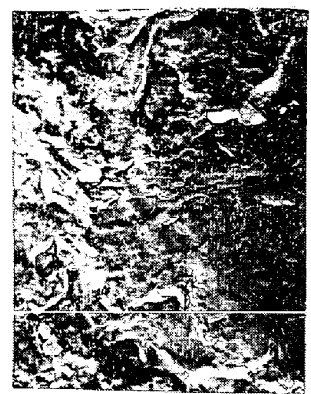
A1



A2

T200,  $N = 7.4 \times 10^4$ 

B1



B2

T300,  $N = 5.3 \times 10^4$ 

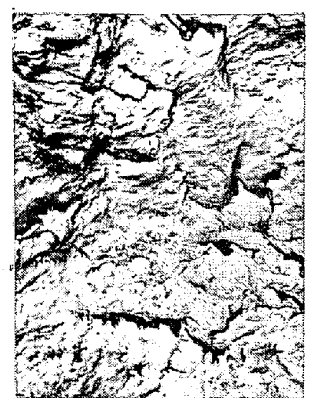
C1



C2

T400,  $N = 2.0 \times 10^5$ 

D

T500,  $N = 9.6 \times 10^4$ 

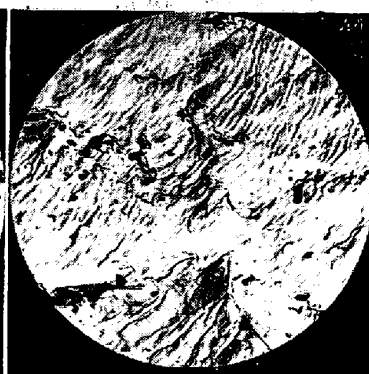
E

T600,  $N = 7.8 \times 10^4$ 

写真39 焼もどしマルテンサイト鋼の疲労破面.  $\times 3000$  (6/7)  
 4340鋼 (SNCM 8 相当) 片振引張, 切欠丸棒 ( $\alpha = 4.2$ )  
 TXXX: 焼もどし温度 (XXX°C) を示す.  $N$ : 繰返し数

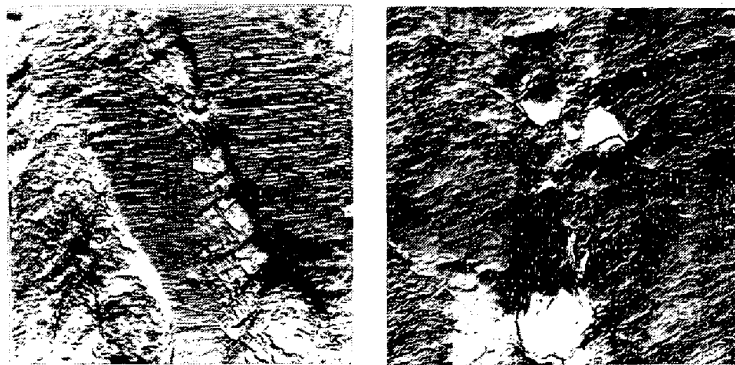


(a)  $\sigma_{\max} = 92 \text{ kg/mm}^2$   
 $N = 2.3 \times 10^2$



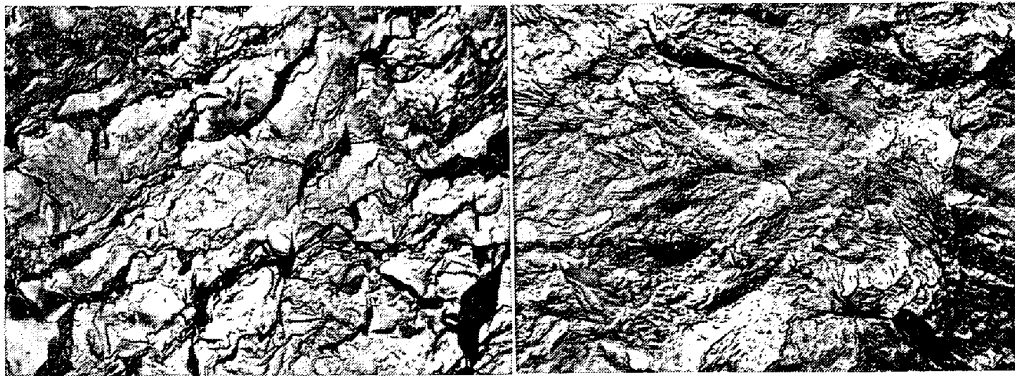
(b)  $\sigma_{\max} = 43 \text{ kg/mm}^2$   
 $N = 2.5 \times 10^4$

写真40 SUS 50 片振引張り切欠丸棒の疲労破面.  $\times 3000$  (4/5)



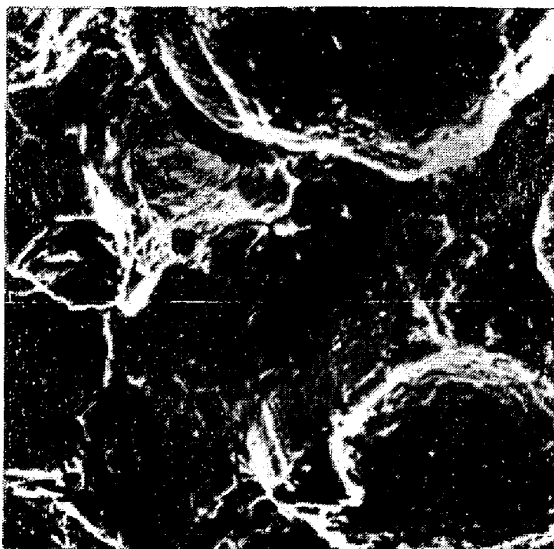
(a)  $\times 1000$  (4/5) (b)  $\times 10,000$  (4/5)

写真41 SUS 27 (シェンク平面曲げ,  $\sigma = 27.0 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N = 5.1 \times 10^5$ ) の疲労破面.



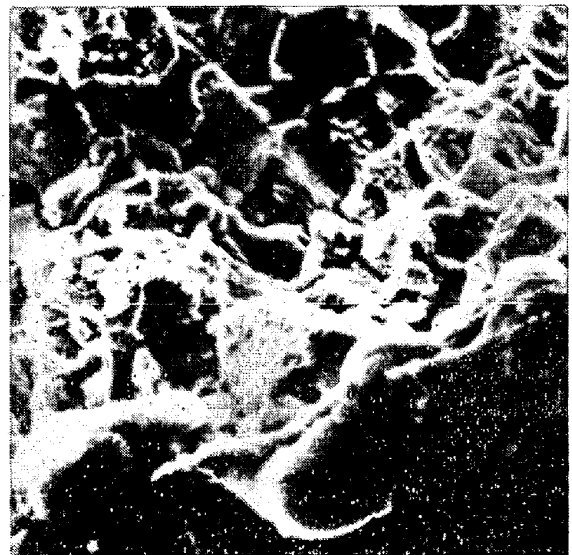
(a)  $\sigma = \text{kg/mm}^2$ ,  $N = 1.8 \times 10^4$  (b)  $\sigma = 60 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N = 2.03 \times 10^6$

写真42 焼入れ焼もどした SKH 2 (硬度  $H_v 650$ , 回転曲げ, 切欠丸棒) の疲労破面.  $\times 2000$  (5/7)



走査型電顕  $\times 1000$  (3/4)

写真43 焼ならしたミーハナイト, ノジュラー鋳鉄 (回転曲げ, 平滑丸棒  $\sigma = 27.8 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N = 3.5 \times 10^5$ ) の疲労破面.



走査型電顕  $\times 1000$  (3/4)

写真44 4340鋼の応力腐食割れ破面<sup>31)</sup>. (3% NaCl 間欠浸漬, 応力  $= 136 \text{ kg/mm}^2$ , 破断時間  $= 67 \text{ hr}$ )

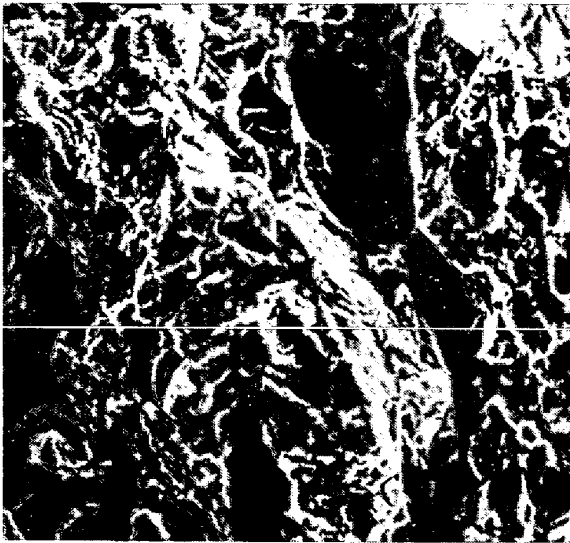
走査型電顕  $\times 1000$  (3/5)

写真45 18% Ni マルエージング鋼の水素脆化  
割れ破面。

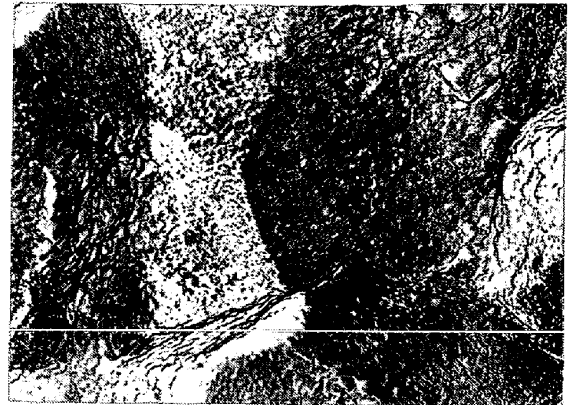
 $\times 10,000$  (6/7)

写真46 4340鋼の固相カドミウム脆化による遅れ破壊  
破面。  
切欠丸棒 ( $K_t = 5.3$ ), 試験温度  $300^\circ\text{C}$ ,  
応力  $= 121 \text{ kg/mm}^2$ , 破断時間  $= 41 \text{ min}$

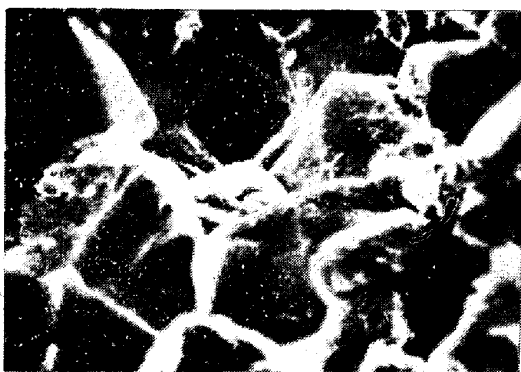
(a) 4340鋼 (走査型電顕  $\times 3000$ ) (5/7)(b) SUJ 2  $\times 2000$  (5/7)

写真47 焼割れ破面

る<sup>31)</sup>。しかし、H-11 鋼や 18% Ni マルエージング鋼では擬劈開が支配的で一部粒界破壊が混在する場合が多い。

写真 44, 45 に遅れ破壊破面のミクロ形態を示す。

#### 4.5 その他の破面

写真 46 はカドミウムめつきを施した 4340 鋼の  $300^\circ\text{C}$  におけるストレスラプチャ試験破面のミクロ形態である (前オーステナイト粒界破壊)。

Cd や Zn などの溶融金属中に応力を負荷した鋼材をさらすと破壊することは液体金属脆化としてよく知られた現象である<sup>32)</sup>が、前述のようにカドミウムの融点 ( $321^\circ\text{C}$ ) 以下の温度においても破壊し、その破壊機構は液体金属アタックと同様と考えられる<sup>33)</sup>。

写真 47 は 4340 鋼および SUJ-2 の焼き割れ破面であるが、いずれも前オーステナイト粒界破壊である。

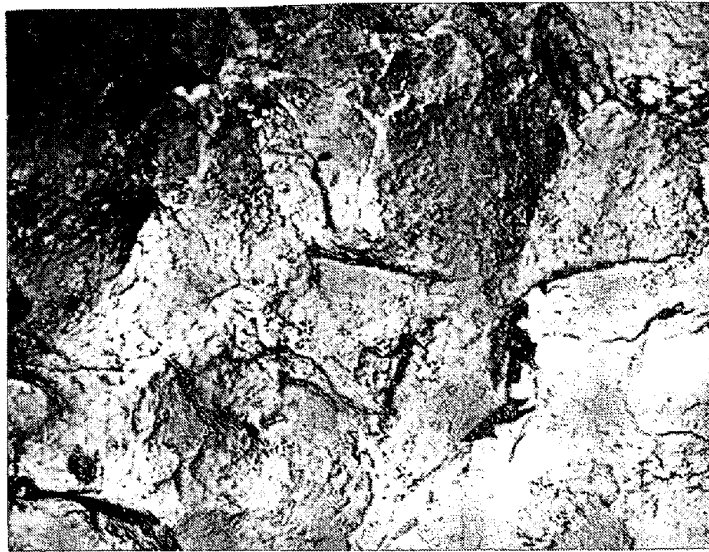
### 5. 実際部品の破壊解析に対する応用

航空機の超高抗張力鋼部品の破壊に対する micro-frac-

tography の適用例を以下に紹介する。両部品とも材質は 4340 鋼の鍛造品で、強度水準  $190 \text{ kg/mm}^2$  に熱処理されている。

写真 48 の部品の場合、破壊の起点部はマクロ破面形態から明らかであるが、破壊形式は光学顕微鏡観察によっても明らかにされなかつた。電子顕微鏡観察により、マクロ破面で認められる扇形域の先端部は前オーステナイト粒界破壊で、残りの扇形域には疲労の striation が認められた。この扇状域のミクロ形態の変化より、クラック発生は水素脆化によるものであり、伝播は疲労によることがわかつた。

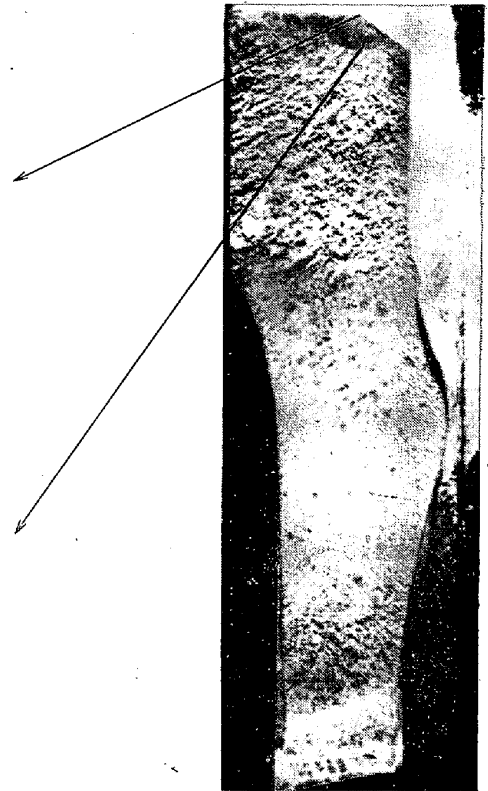
写真 49 は主脚トラックビームの破壊例である。破壊の起点部は写真 49(a) に見られる小さな半円形域である。この領域の低倍率観察 (写真 49(b)) により、クラックは外表面直下 (矢印 a, 表面より約  $0.05 \text{ in}$ ) にあり、クラック成長の不連続性を示す半円形模様 (矢印 b, c) が明りように認められた。写真 49(a) に認められる変色域は矢印 b の半円内であり、この領域が破面の他



(x 4000)



(x12000)



(x25)

写真48 使用中に破壊した超高抗張力鋼部品の破面  
(A. PHILLIPS and G. V. BENNETT<sup>1)</sup>による). 縮尺 (3/4)

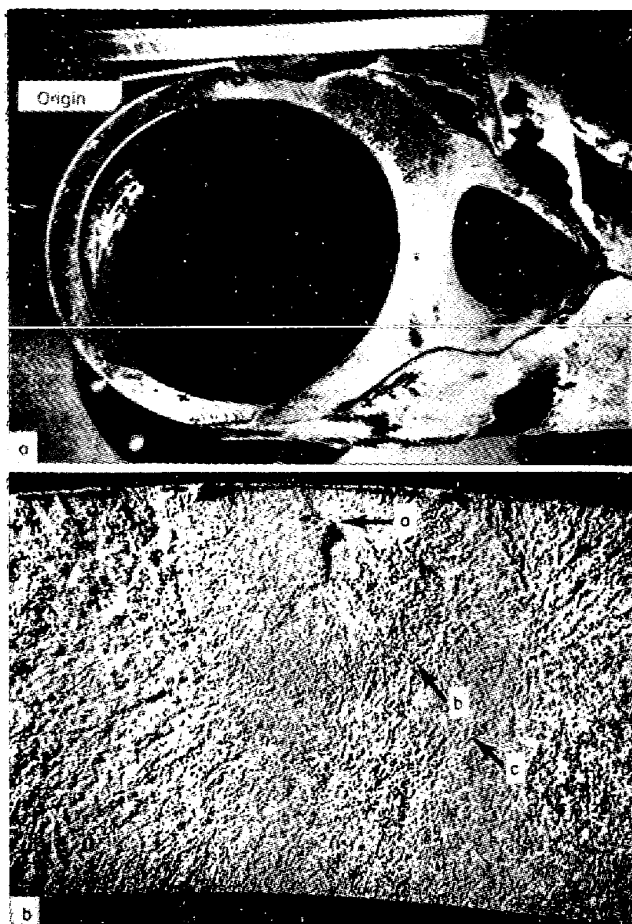
の領域よりも大気に相当長時間さらされていたことを示している。内側表面に shear lip が生じていないことは初期クラックは脆性的破壊により内表面まで貫通したことを示すものである。なお起点部付近の外表面に shear lip が認められるのはこの面にショットピーニングが施されていたことによるものである。起点近接領域(矢印 a)のミクロ形態は dimple pattern を一部伴った粒界破壊であり、shear lip の生じていない内表面直下までは応力腐食割れあるいは水素脆化割れを示唆する完全な粒界破壊であった。起点部の組織観察により、非金属介在物のクラスターが見つけた。以上の調査によりクラック発生機構については明らかにされなかつたが

破壊の進行状況はつぎのように推定された。

- (1) 外周表面直下の非金属介在物のクラスターからクラックが発生した。
- (2) クラックは成長し、外周表面に達し、外気の水分子が入り込んだ。
- (3) ついでクラックは応力腐食割れにより成長し、内周表面まで貫通し、限界寸度に達した。
- (4) 急速な tearing 型の究極破壊を起こした。

## 6. む す び

以上、日ごろ実際部品のトラブルシューティングやプロセスコントロールに携わっている技術者の立場から、



×5×1.5 (2/5)

写真49 航空機の主脚トラックビームの破面  
(W. L. HOLSHOUSER<sup>2)</sup>による)

鋼材破面の電顕検査について解説を試みたつもりである。

現在、破面の micro-fractography は定性的解析の域を脱しているとはいえず、走査型電子顕微鏡など新しい観察技術の発達とあいまって、定量的解析への試みが盛んとなり、さらに有効な破面解析法として発展することを期待する次第である。

終わりに、走査型電子顕微鏡観察のご援助をいただいた日本電子(株)殿、写真を提供された当社長崎研究所中村誠、神戸研究所藤原昌晴、名古屋航空機製作所内本徹雄、浅山行昭、佐々木光三の諸氏に感謝いたします。

#### 交 献

- 1) A. PHILLIPS and G. V. BENNETT: Metal Prog., 79 (1961) 5, p. 97
- 2) W. L. HOLSHOUSER: Metals Engineering Quarterly, Aug. 1964, p. 8
- 3) W. R. WARKE and J. L. MCCALL: SAE Paper 828D, Apr. 1964
- 4) R. M. N. PELLOUX: Metals Engineering Quarterly, Nov. 1965, p. 26
- 5) A. PHILLIPS et al.: Electron Fractography Hand Book, Tech. Rept. ML-TDR-64-416 Jan. 1965 (U.S. Air Force Materials Laboratory)
- 6) C. CRUSSARD et al.: Fracture (Swampscott Conf., 1959) p. 524 [John Wiley and Sons]
- 7) H. C. ROGERS: Trans. AIME, 218 (1950), p. 498
- 8) C. D. BEACHEM: Trans. Amer. Soc. Metals, 56 (1963), p. 318
- 9) P. J. E. FORSYTH and D. A. RYDER: Metallurgia, 63 (1961), p. 117
- 10) J. J. GILMAN: J. Appl. Phys., 27 (1956) 11, p. 1262
- 11) J. J. GILMAN: Trans. AIME, 203 (1955), p. 1252
- 12) C. D. BEACHEM et al.: Naval Research Lab. Memorandum Report, 1432, (June, 1963)
- 13) C. D. BEACHEM and P. M. N. PELLOUX: ASTM STP 381, Fracture Toughness Testing and Its Applications, 1964, p. 210
- 14) W. A. WOOD: Fracture (Swampscott Conf., 1959), p. 412 [John Wiley and Sons]
- 15) R. W. HERTZBERG and P. C. PARIS: Proc. 1st International Conf. on Fracture, (1965), p. 459
- 16) G. JACOBY: Current Aeronautical Fatigue Problems [Pergamon Press]
- 17) C. LARID and F. C. SMITH: Phil. Mag., 7 (1962), p. 847
- 18) P. J. E. FORSYTH: Acta Met., 11 (1963), p. 703
- 19) C. A. STUBBINTON: Metallurgia, 68 (Sept., 1963) p. 109
- 20) J. SCHIJVE: NLR-TR M. 2122, National Aero-and Astronautical Research Institute, Amsterdam, Apr. 1964
- 21) R. W. HERTZBERG: Ph. D Thesis, Lehigh Univ., 1965
- 22) R. M. N. PELLOUX and J. C. McMILLAN: Proc. 1st International Conf. on Fracture, (1965), p. 547
- 23) 内本: 三菱重工, 名航技術報告
- 24) H. C. BURGARD, Jr. and D. L. DAVIDSON: Proc. 1st International Conf. on Fracture, (1965), p. 571
- 25) 徳田: 日本金属学会誌, 24 (1960), p. 171
- 26) 徳田: ibid, 24 (1960), p. 665
- 27) 堀田, 村木, 石黒, 関口: 鉄と鋼, 54 (1968) 8, p. 126
- 28) R. M. N. PELLOUX: Trans. Amer. Soc. Metals, 57 (1964), p. 511
- 29) 岩田, 浅山, 坂本: 日本金属学会誌, 30(1966), p. 169
- 30) J. H. BUCHER, G. W. POWELL and J. W. SPRENTNAK: APPLICATION on Fracture Toughness Parameters to Structural Metals (TMS-AIME Conf. 1964), p. 323 [Gordon and Breach]
- 31) 村瀬, 浅山, 坂本: 三菱重工技報, 6(1969), p. 1
- 32) W. ROSTOKER, J. M. McCAUGHEY and H. MARKUS: Embrittlement by Liquid Metals, 1960, [Reinhold Pub.]
- 33) 浅山, 坂本, 今村, 川瀬: 三菱重工技報, 5 (1968), p. 13