# 產業安全研究所研究報告

RESEARCH REPORT OF THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

**RR-19-3** 

## 金属の損傷原因に関する電子顕微鏡的研究

(第1報)

一電子顕微鏡による金属破面の観察一

秋山英司・近藤太二・橘内良雄

労働省産業安全研究所 MINISTRY OF LABOUR THE RESEARCH INSTITUTE OF INDUSTRIAL SAFETY

## 金属の損傷原因に関する電子顕微鏡的研究

## (第1報)

## 電子顕微鏡による金属破面の観察

## 秋山英司\* 近藤太二\* 橘内良雄\*

#### Electron Fractographical Study on the Causes of Metal Failure

#### (1 st Report)

### Observation of the Fracture Surface of Some Metals by Electron Microscope

### EIJI AKIYAMA\* TAIJI KONDO\* YOSHIO KITUNAI\*

The knowledge of the causes of metal failure becomes the only effective way to prevent following accidents. But in the case of the service failure of machine or structural members, it is very difficult to determine the causes of destruction.

Generally, the fracture surface of broken parts display markings which constitute a topographical map, and often reveal the history of events preceding the failure. For a long time visual and low magnification observation of fracture surfaces have aided engineers in their fracture analysis.

The electron microscope has a large depth of focus, a high resolving power and a large range of magnification. From the observation of fracture surfaces by electron microscope (Electron Fractography or Fractomicrography), some complex fracture causes may be more easily discriminated.

The main purpose of this experiment is to discuss fracture mechanism and to clarify the accident causes from microscopic features on the fracture surface in service.

Tensile, Charpy impact and fatigue tests were carried out and the fracture surfaces were observed respectively by electron microscope, in order to obtain some characteristic patterns resulted from several fracture modes.

The test materials were pure iron, carbon steels (SS 41, S 15 CK, S 35 C), stainless steels (SUS 27, SUS 38) and cast iron (FC 15).

Specimens for the electron microscope observation were made by two stage carbon replica method.

Further some examples of machine parts broken in service were observed by electron microscope and compared with test piece.

The results may be summarized as follows.

 The tensile fracture surfaces of ductile materials (pure iron, SS 41, S 15 CK, S 35 C, SUS 27, SUS 38) were characterized by large and uniform dimples.

However, fracture surfaces of cast iron revealed no characterized features by their fracture modes.

(2) Charpy impact fracture surfaces depended on test temperature. River pattern was obtained on the cleavage fracture region below the ductile transition temperature, on the other hand, dimple

<sup>\*</sup> 機械研究部 Mechanical Division

産業安全研究所研究報告 RIIS-RR-19-3

pattern was exhibited on the ductile fracture region above the fracture transition temperature.

Also both river and dimple patterns were seen on the region between the ductile transition temperature and the fracture transition temperature.

(3) Striation and Cliff pattern were observed on the high cycle fatigue fractures of ductile materials. Such striation pattern was one of the most distinctive features found on many fatigue fracture surfaces. Particularly, fine striation pattern was found in fractured specimens at the stress near the fatigue limit.

In the case of fatigue test under a constant stress level, the striations were formed vertically to the crack growth direction and the spacing was locally uniform in size.

For the whole surface, however, the spacing of the striations tended to increase in proportion to stress amplitude and crack length.

In this experiment the spacing of the striations were observed varying between  $0.1\mu$  and  $0.5\mu$ . On the other hand, dimple pattern was observed on the low cycle fatigue fracture surfaces in carbon steels, but the striation pattern which usually appeared in high cycle fatigue fracture surfaces was not found.

(4) The fracture pattern of a few machine parts, i.e., hook, bolt, joint plate, pin, well coincided with these of test pieces experimentally made in our laboratory.

As the result of these experiments, it was recognized that Electron Fractography is a very useful tool in the analysis of service failure.

But the proper analysis with this technique depends on the preservation of fracture surfaces.

- 2 -

#### 1. 緒 言

機械や構造物がなんらかの原因によって破壊した場 合,それらの破壊原因を適確に究明することは、多く の場合かなりの困難を伴うものである.しかし金属材 料は一部を除き,破壊様式の相違によってそれぞれ特 徴のある破壊形態を示すことが知られているので,古 くから肉眼または拡大鏡などを用いて破断面を観察し, 脆性破面に見られる山脈模様(Chevron Pattern)と か、疲れ破面に観察される貝殻模様(Shell Pattern) 等を見つけることによって、機械や構造物の破壊原因 を推定していた.

しかしこれらのマクロ的な観察では,破壊原因を究 明するのに必らずしも十分な情報が破断面から得られ るとは思われない.このためさらにミクロ的な観察を 行ない,できるだけ詳細な情報を得ることが必要であ る.

破面のミクロ的な観察法として古くは Zapffe ら<sup>(1)</sup> によって光学顕微鏡を用いて行なわれたが, 倍率や焦 点深度の制約を受けるために凹凸の激しい破面の観察 は困難であった.

一方,電子顕微鏡はその性質上高い分解能を持ち, また焦点深度も深いので種々の破面に対して広く適用 できる.したがって電子顕微鏡を用いて破面を観察す れば,破壊原因に基づく多くの情報を得ることが期待 できる.

電子顕微鏡を用いて最初に破面の観察を行なったの は、Crusard ら<sup>(2)</sup>であったが、その後電子顕微鏡の発 達に伴い破面をレプリカで観察する方法、すなわち Electron Fractography または Fractomicrography が 1960 年代に急速に発展し, 破面形態のいくつかの 特徴が明らかにされてきた<sup>(3)(4)(5)(6)</sup>.

さて稼働中に破壊した機械,構造物の破壊原因を Electron Fractographyによって推定するには,あら かじめ種々の材料を定められた条件で破断させてそれ らの破面形態の特徴を求めておき,破壊事故を起こし た材料の破面形態と比較することによって,原因の究 明を行なうことが望ましいと思われる.

本実験の目的は,破面の微視的形態から破壊原因を 推定する資料を得て,その結果を機械,構造物の破壊 事故の調査に利用することである.そのため数種の実 用鋼について引張試験,衝撃試験,疲れ試験を行なっ て得られた破面を電子顕微鏡によって観察し,それら の特徴を詳細に調べて破壊機構を考察するとともに破 壊様式と破面形態の対応性を検討した.また機械,構 造物の破壊事故の原因調査に Electron Fractography を用いた例について報告する.

#### 2. 材料および実験方法

実験に用いた材料は 99.99% 鉄(以下純鉄と呼ぶ), 一般構造用圧延鋼 SS 41,機械構造用炭素鋼 S 15 CK, ステンレス鋼 SUS 27, SUS 38,ねずみ鋳鉄 FC 15 の 7種であり,これらの機械的性質を Table 1 に,化 学成分を Table 2 に示す.これらの内 SS 41, S 15 CK および S 35 C は 650°C で1時間焼鈍を行なった が,他の材料については供試材のまま試験片を作成 し,破壊様式別の破面を得るために引張,衝撃,疲れ 試験を行なった.

試験方法として引張試験には容量 50 ton のアムスラ 一万能試験機を、衝撃試験には 30 kg-m シャルピー

	Yield point (kg/mm²)	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Reduction of area (%)
99.99% iron	10.8	22.0	·	· · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
SS 41	30.0	48.2	32.4	62.3
S 15 CK	28.3	42.2	45.3	67.8
S 35 C	38.2	67.5	25.0	48.2
SUS 27	33.5	59.7	60.3	70.5
SUS 38	43.0	63.2	35.5	66.7
FC 15	_	17.7		

Table 1 Mechanical properties of test materials

#### 産業安全研究所研究報告 RIIS-RR-19-3

Table 2 Chemical compositions of test materials

	C	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr
99.99% iron	_	0.00002	0.000003			·	
SS 41	0.17	0.03	1.04	0.009	0.018		_
S 15 CK	0.18	0.21	0.42	0.014	0.014		
S 35 C	0.37	0.29	0.74	0.020	0.026	·	·
SUS 27	0.07	0.61	0.50	0.028	0.020	9.51	18.35
SUS 38	0.08	0.26	0.006	0.039	0.008		18.32
FC 15	3.32	2.48	0.76	0.29	0.10		_

試験材の化学成分(%)

衝撃試験機を,疲れ試験には容量 10 ton の電磁共振 型万能疲れ試験機 Vibrophore を使用した.

破面の観察は、試験片の破断面を acetylcellulose film によって複写した一段レプリカに Chrome のシ ャドウイングを行ない、さらに補強の目的で Carbon を真空蒸着後一段レプリカを溶かし去るいわゆる二段 レプリカを作成し、JEM7型電子顕微鏡を用いて行な った.なお電子顕微鏡による観察は、あまり高倍率で 行なうと破面全体の特徴を見失なう恐れがあるので、 主に 5,000 倍で観察を行ない必要に応じてそのつど倍



- (a) S 15 CK, S 35 C, FC 15
- (b) SS 41, SUS 27, SUS 38
- (c) Pure iron
  - 引 張 試 験 片 の 形 状

率を変えた.

#### 実験結果および考察

#### 3.1 引張破面

#### 3.1.1 破面の巨視的形態

引張試験片の形状は、S 15 CK、S 35 C および FC 15 は JIS 4 号試験片 (Fig. 1-(a)) を、SS 41、SUS 27 および SUS 38 は JIS 5 号試験片 (Fig. 1-(b))

> を,また純鉄については Fig. 1-(c) に 示す試験片を作成して実験に供した.

その結果,これらの試験片の巨視的破 断形態は,**Fig.2**に示すように4つの 型に分類できる.すなわち Cup and Cone型(**Fig.2-(a**)),Double Cup型 (**Fig.2-(b**)),Planar型(**Fig.2-(c**)), Slant型(**Fig.2-(d**))である.これら 4種の破断形態のうち,Cup and Cone 型および Double Cup型はSS 41,S 15 CK,S 35 C および純鉄などの延性を有 する材料に多く見られたが,FC 15 では 全くこれらの破断形態は観察されず,引 張軸方向に対して直角な面で破断したい わゆる Planar型であった.またSUS 27 および SUS 38 は主に Slant 型であっ たが,Cup and Cone 型も認められた.

#### 3.1.2 破面の微視的形態

これらの破面を電子顕微鏡により観察 した結果, FC 15 以外の破面には破壊形 態および材質の相違にかかわらず, Fig.

3 に示す放物線状の形を有する多くのくぼみ (Dimple) が観察された. Fig. 3-(a) は純鉄 の引張破面を, Fig. 3-(b) は SS 41 を, Fig. 3-(c) は S 15 CK を, Fig. 3-(d) は S 35 C を, Fig. 3-(e) は SUS 27 を, Fig. 3-(f) は SUS 38 の代表的な破面形態を示 す.

これらの Dimple 形状は比較的丸い形をし たものと細長く引き延ばされているものとの 2 種類があり, 比較的丸い形をした Dimple (Equiaxed Dimple) は Cup and Cone 型の Cup の底および Cone の頂部付近のいわゆ



- Fig. 2 Four fracture configurations observed in tensile tests.
  - (a) Cup and Cone type.
  - (b) Double Cup type.
  - (c) Planar type.
  - (d) Slant type.
     引張試験における4つの破壊形態





Fig. 3 Typical examples of dimple pattern observed on the tensile fracture surface. (a) Pure iron (b) SS 41 (c) S 15 CK (d) S 35 C (e) SUS 27 (f) SUS 38 引張破面に観察された Dimple Pattern

- 5 ---

る繊維状破壊をした部分に観察され、Cup および Cone の壁や Slant 型のせん断破壊した部分には、細長く 引き延ばされたくぼみすなわち Elongated Dimple が 観察された. Fig. 4 に S 35 CK の Cup の底より得 られた Equiaxed Dimple を、Fig. 5 に Cone の壁 より得られ Elongated Dimple を示す.

一般に巨視的観察では延性材料が Cup and Cone 型 の破壊をした場合, Cup の底を繊維状破壊, Cup の 壁をせん断破壊として区別されているが, 電子顕微鏡 による破面の観察結果ではそれらの間に著しい相違は 認められない. このため Dimple の形状は破壊の条件



Fig. 4 Equiaxed dimples obtained from bottom of cup in the tensile fracture surface of S 15 CK.

S 15 CK 引張破面の Cup の底に観察され た Equiaxed Dimple



Fig. 5 Elongated dimples obtained from cone part in the tensile fracture surface of S 15 CK. S 15 CK 引張破面の Cone の部分に観察 された Elongated Dimple によって変化するが、Dimple の発生機構は Cup の底 でも Cup の壁でも同一であると考えられる.

Dimple の寸法の平均値 {(縦+横)/2} は, 0.5µか ら 6µ であり材質, 試験片形状, 観察位置によって異 なるが, 局部的には比較的均一な場合が多い. しかし 試験条件との相関は明確ではなかった.

#### 3.1.3 Dimple の発生機構

Dimple の発生機構を調べるため, 試験片が塑性変 形して一部に Neck が現われた時点で試験を停止し,





#### (b)

- Fig. 6 Void formation at the specimen center of the most heavily necked region by tensile test.
  - (a) Section of S15CK specimen elongated about 93% to final failure.
  - (b) Section of SS 41 specimen elongated about 98% to final failure.
     引張試験によって Neck の部分に形成された空孔
  - (a) 破断時の伸びに対して約 93% 変形した
     S 15 CK
  - (b) 破断時の伸びに対して約 98% 変形した SS 41

- 6 --

Neck の縦断面を光学顕微鏡を用いて観察した. その 結果,試験片の破断時の伸びに対して約 90% 程度の 変形\*を受けた時に,はじめて Neck の部分に小さな 穴が観察されたが,90% 以下の変形では単に Neck が生じたにすぎず,断面にはき裂や空孔は観察され なかった.さらに変形が破断直前になると空孔が生長 して大きくなって一部はき裂になり,また介在物と Matrix との間で剝離が起こり,小さなき裂が観察さ れた. Fig. 6-(a) は破断時の伸びに対して約 93% 変 形したとき得られた S 15 CK の空孔の状態であり, Fig. 6-(b) は約 98% 変形したときの SS 41 の断面 を示したものである. このような空孔は材料の最終 破断直前で現われるために一般に観察しにくいが, Clough らによって銅<sup>(1)</sup>や 0.31% C 炭素鋼<sup>(3)</sup>におい ても空孔が観察されている.

これらの空孔が形成される原因としては,介在物や 異成分元素の影響などが考えられる. すなわち材料 に塑性変形を受けるような高い応力が作用すると, Matrix と異成分粒子との間の弾性および塑性の性質 が異なるために, Matrix と異成分粒子との間に微小 な空孔や自由表面が形成されるものと思われる. それ ゆえ延性を有する材料の引張破壊は,材料中に微小空 孔が形成され成長してある大きさの空孔となり,さら に,これらの空孔が合体あるいは変形してき裂となり 破断するものと考えられる. したがって引張破面を電 子顕微鏡で観察すれば,材料中に最初に形成された微 小空孔が"くぼみ"として観察される.

Beachem および Pelloux<sup>(5)</sup>は, 空孔の形成には3 つの形があることをモデルで示し,これらの形成機構 の相違によって Dimple の形状が変化することを示し ている.また Dimple の大きさは析出物,介在物およ び空孔が合体するまでの塑性変形の量に依存している と述べている.しかし本実験に用いた純鉄と他の実用 鋼との間で Dimple の大きさに顕著な相違は認められ ず,また Dimple の底に空孔の発生原因となるような 介在物が観察された例は少なかった.このため介在物 や析出物の影響とともに,格子欠陥や転位などの結晶 学的な欠陥によって微小空孔が形成されるものと思わ れる. なお Dimple の大きさは上記の理由の他に, matrix の加工硬化の挙動<sup>(9)</sup>試験速度や温度によって も非常に影響を受けるものと思われる.

#### 3.1.4 鋳鉄の破面形態

一方,普通鋳鉄 FC 15 においては Planar 型のい わゆる脆性的破壊であるが,これらの破面は非常に複 雑な様相を呈しており,その破面形態も必ずしも一定 ではない. すなわち Fig. 7-(a) は延性材料に観察さ れた Dimple Pattern に類似の形態であるが,延性材 のそれと比べて不明瞭である.また Fig. 7-(b) は脆 性破面に良く見られる河川模様 (River Pattern) に 似た形態 (Fig. 7-(b)),および疲れ破面に見られる しま模様 (striation Pattern) と類似の形態 (Fig. 7-(c)) が一部に観察された. このように鋳鉄の引張破 面は,不明瞭な種々の Pattern が混在しており,一定 の特徴を有する明確な破面形態は観察されない.

これらの原因として鋳鉄はフェライトを横切って密 あるいは粗に黒鉛が存在しており、黒鉛の形状、大き さ、分布状態などが鋳鉄の強さに影響を及ぼすと同時 に切欠き作用をし応力集中源になっている.このため 黒鉛の状態によって破面は種々の影響を受けるので、 一定の破面形態を示さないものと考えられる.

3.1.5 観察結果の要約

以上の引張破面の観察結果を要約すると,一般に 延性破壊であれば材質や前加工に無関係に破面には Dimple Pattern が観察され,破壊原因に対して共通 の破面形態を示した.なお,アルミニウム合金を旋盤 で切削して得られた切りくずの引張破面においても, Dimple (Fig. 8)が観察されている<sup>(10)</sup>.しかし鋳鉄な どの脆性材料では,一定の特徴を有する明確な破面形 態は見られない.

- 7 -

<sup>\*</sup> 変形量は 50 mm の標点距離について、変形を停止したときの伸び δ と同種の試験片の破断時の伸び δmax との比 δ/δmax を % で表わす。



(a)



(b)



(c)

- Fig. 7 Some complex patterns observed on the tensile fracture surface of cast iron (FC 15).
  - (a) Indefinite dimple pattern.
  - (b) Indefinite river pattern.
  - (c) Resemblance of striation pattern.
     FC 15 引張破面に観察された不明瞭な種
     ペの形態



**Fig. 8** Dimple pattern observed on the tensile fracture surface of aluminum alloy cutting chip. アルミ合金の切りくずの引張破面に観察 された Dimple

#### 3.2 S 35 C 試験片の衝撃破面

#### 3.2.1 試験温度と破面の巨視的形態

衝撃試験片は S 35 C を用いて V ノッチを有する JIS 4号試験片 (Fig. 9)を作成し,試験を実施した. なお衝撃値は温度によって著しく左右されるので,試 験温度を  $-50^{\circ}$ C から  $+150^{\circ}$ C まで変え,  $-50^{\circ}$ C か ら  $-30^{\circ}$ C の場合はドライアイスおよび低温箱中に,  $0^{\circ}$ C と 20<sup>\colored</sup>C の場合は氷および水中に,  $50^{\circ}$ C 以上の場 合は高温箱中にそれぞれ1時間試験片を保持し,取り 出してから 10 秒以内に試験を実施した.





Fig. 10 は衝撃試験によって得られた∇シャルピー 遷移曲線および各温度における破面を示したものであ り、エネルギー遷移温度は 32℃,破面遷移温度は 50

- 8 -



Fig. 10 The schematic relationships between Charpy impact energy and fracture appearance. シャルピー衝撃エネルギーと破断面の関係

°C, 延性遷移温度は  $-30^{\circ}$ C である. 破面をマクロ的 に観察すると試験温度によって破断形態に著しい相違 が認められる. すなわち  $-50^{\circ}$ C では試験片断面の変 形は全く見られず, 全破面がぴかぴかした光択を有す る劈開破壊 (Cleavage Fracture) である (Fig. 10-(a)). 0°C になると試験片の断面はわずかに変形し, Fig. 10-(c) に見られるようにへき開面と共に灰色を した延性破面 (Ductile Fracture Surface) がわずか に現われ, 20°C では延性破面の占める割合が増加す ると同時に, Fig. 10-(d) に示す唇状延性破面 (Shear lip) が観察され, この幅は高温になるほど厚くなる. 100°C 以上においては, 破面全体が灰色の延性破面 (Fig. 10-(g)) になる.

#### 3.2.2 脆性破面の微視的形態

施性破面について電子顕微鏡観察を行なった結果, 破面にはいくつかの劈開段 (cleavage step) が観察 され,それらの段が合体して河川模様すなわち River Pattern が見られる. Fig. 11 に Fig. 10-(a) から得 られた River Pattern を示す. Fig. 12 に記入した A, B, Cは捩り方位差を持つ結晶粒界であり,円の 中の矢印は劈開段および劈開段の合体した状態を,矢 印はき裂の伝播した方向を示す.これらの劈開段は微 小き裂長さの増加にしたがって、合体して大きな段を 形成しようとする傾向がある.なお劈開き裂は粒界な どの線に沿って発生する場合が多いようであるが粒界 上の一点から発生して扇形に広がる場合 (Fig. 13) も

9



Fig. 11 River pattern obtained from impact fracture surface in Fig. 10-(a). Fig. 10-(a) に示す破面から得られた River Pattern



Fig. 12 Cleavage fracture surface of S 35 C at --30°C. Obtained from Fig. 10-(b) A, B and C are grain boundaries. Circled arrow indicates cleavage step and coalescence of cleavage step. Long arrows show local crack propagation directions.

-30℃の衝撃破面から得られた S 35 C の劈開面 A B C は結晶粒界,円の中の矢印は劈開段および劈開段の合体を示す. 長い矢印はき裂の伝播方向



Fig. 13 Fan-like appearance of cleavage fracture obtained from Fig. 10-(b). Fig. 10-(b) に示す破面から得られた扇 形をした劈開面

#### ある.

劈開面には Step (劈開段) や River Pattern の他 に, 'tongue' と呼ばれる形態<sup>(11)</sup>が観察される (Fig. 14 の矢印). これは双晶と matrix の界面に沿う劈開 によって形成され, 金属内に傾斜して入り込む場合と, 逆に破面上に突き出している場合とが観察される.



Fig. 14 Twins observed on the cleavage surface at 50℃ in Fig. 10-(a). Fig. 10-(a) の劈開面上に観察された 双晶

これらの劈開破壊の特徴は,結晶構造とき裂の進行 する面との間に方位関係が存在することであり,その ためいくつかの劈開き裂がある特定の結晶面 {鉄の場 合は大体 (100 系)} に沿って進行するために,劈開段 が形成される.したがって劈開面の種々の特徴はこの 方位関係に依存しており,劈開面を電子顕微鏡で観察 すると面ごとに一定の明るさを持つ部分としてみられ る.

劈開段の生成機構としては結晶中に存在しているらせん転位や、塑性変形によってクラック先端付近に生じたらせん転位の作用によって劈開段が形成される<sup>(12)</sup>.またき裂がねじれ角粒界または結晶粒界のようならせん転位密度の高い領域を横切った時、き裂は停止させられてその先端より新しいき裂が発生するために、劈開段の数が突然多くなることが報告<sup>(13)</sup>されている.

#### 3.2.2 延性破面の形態

一方, せん断延性破面について観察した結果, Fig. 15 に示すように引張破面と同様のくぼみ模様, すな わち Dimple pattern が見られた. Dimple の大きさ は試験温度および破面の位置によって異なり, 低温に おける衝撃破面では直径  $0.3\mu$  から  $0.8\mu$  の Equiaxed Dimple が多数観察され, 高温になるにつれて 直径  $1\mu$  から  $5\mu$  の大きな Elongated Dimple にな るか, または Elongated Dimple の間に微小な Equiaxed Dimple が多数存在するのが観察された. Fig. 15-(a) は 20°C で, Fig. 15-(b) は 100°C で試験し

-10 -





(b)

Fig. 15	Dimple	pattern	obser	ved	on	the
	Charpy	impact su	ırface	of $S$	35 C	•
(a)	Test ter	nperature	20°C.	Obta	ined f	rom
	Fig. 10-	(b)				

- (b) Test temperature 100°C. Obtained from Fig. 10-(g).
  - S35C の衝撃破面に観察された Dimple
- (a) 試験温度 20℃ (Fig. 10-(d))
- (b) 試験温度 100℃ (Fig. 10-(g))

た破面の Dimple を示す. なお試験温度による Dimple の寸法の相違は、き裂の巨視的伝播速度に関係すると思われる.

引張破面と衝撃破面の Dimple を比較すると,引 張破面の Dimple の寸法は大きく,分布も均一な場 合が多く,それらの深さも大きい.しかし衝撃破面の Dimple は一般に小さく,その分布は比較的大きな Dimple の近傍に微小な Dimple が多数存在しており, それらの深さは小さい.

試験温度が 20℃ 以上の場合には, Fig. 16 に見られるような細長い縞模様が一部に観察されたが, 縞の

形状や分布などから考えると、この模様は引き伸ばされた層状パーライトが破面に現われたものと思われる. Fig. 16-(a) はすでにセメンタイトが破面からはく離した跡の模様であり、これに対して Fig. 16-(b) は破面上にセメンタイトが存在している状態であると考えられる.

以上の電顕観察の結果から衝撃破面は遷移温度によってその形態が異なり,破面遷移温度以上の領域においては主に Dimple Pattern が,延性遷移温度以下では River Pattern が,破面遷移温度と延性遷移温







- Fig. 16 Examples of fine stripes observed on the impact fracture surface at 100°C. (Correspond to elongated cementite)
  - (a) The trace of matrix stripped off cementite.
  - (b) Cementite sits on the fracture surface.
     100℃の衝撃破面上に観察されたしま模様(引き伸ばされたセメンタイト)
  - (a) セメンタイトが地からぬけた跡
  - (b) 破面にセメンタイトが存在している状態

- 12 -

産業安全研究所研究報告

(a)

(c)

度との間では, Dimple と River の両 Pattern が形成される.

#### 3.3 疲れ破面

#### 3.3.1 試験片の疲れ強さ

S 15 CK, S 35 C, FC 15 は Fig. 17-(a) に, SS 41, SUS 27, SUS 38 は Fig. 17-(b) に示す形状に加工した試験 片を用いて引張圧縮疲れ試験を行ない, 純鉄については材料の大きさの関係から Fig. 17-(c) に示す試験片を用いて,片 振引張疲れ試験を実施した.なお引張圧 縮疲れ破面と曲げ疲れ破面とを比較する (b) ために, JIS 4号衝撃試験片を用いて平 面曲げ疲れ試験を行ない,両者の破面形 態について検討した.

引張圧縮疲れ試験によって得られた S-N 線図を Fig. 18 に示す. 純鉄につ いては疲れ破面を得るにとどめ,疲れ限 度は求めなかった.

3.3.2 疲れ破面の微視的形態 電子顕微鏡による破面観察の結果,破 面上の位置や応力振幅,材質などによっ て破面形態が異なっているが,FC15以 外の疲れ破面には一般に多くのしま模様 すなわち striation pattern が見られた.
Fig. 19-(a) は純鉄, Fig. 19-(b) は SS 41, Fig. 19-(c) は S 15 CK, Fig. 19-(d) は S 35 C, Fig. 19-(e) は SUS 27, Fig. 19-(f) は SUS 38 の典型的な 引張圧縮疲れ破面を示す.

一方平面曲げ疲れ破面は Fig. 20 に示 すように引張圧縮疲れ破面とほぼ同様の 形態が観察され,本質的な相違は認めら れないがセメンタイトや擬劈開面が観察 される場合があり,引張圧縮疲れ破壊よ りも脆い破壊をしている場合が多い.

3.3.3 Striation の生成状況

Forsyth<sup>(14)</sup>によれば,疲れ破壊は表面 にすべり帯が発生し,やがて最大せん断 応力の作用するすべり面に沿ってき裂が 生長する段階 stage I と,さらにき裂が 進んで最大引張応力に対して垂直にき裂







- Fig. 19 Examples of electron fractograph of fatigue failure under tension compression fatigue tests. Showing striation patterns obtained from following materials and test conditions.
  - (a) Pure iron.
  - (b) SS 41,  $7.89 \times 10^5$  cycles.  $\pm 16.5 \text{ kg/mm}^2$ .
  - (c) S 15 CK,  $9.11 \times 10^5$ ,  $\pm 16.0 \text{ kg/mm}^2$ .
  - (d) S 35 C,  $8.82 \times 10^5$ ,  $\pm 19.5 \text{ kg/mm}^2$ .
  - (e) SUS 27,  $1.03 \times 10^6$ ,  $\pm 22.9 \text{ kg/mm}^2$ .
  - (f) SUS 38,  $1.61 \times 10^6$ ,  $\pm 23.6 \text{ kg/mm}^2$ .

引張-圧縮疲れ試験によって得られた破面の電子顕微鏡写真

が伝播する stage II に分けられることが示されている.

本実験に用いた試験片はいずれも切欠きを有するも のであって,き裂はすべて最大引張応力に対して直角 に生長する stage II であり、切欠き試験片において は stage I のき裂伝播は起こらないか、あるいは微 小部分にしか起こらないものと思われる.このため試 験片の外周部から約 100 / くらいまでの領域は平らな

— 13 —





面が多く、ところどころに不明瞭な striation に似た Pattern が観察され (Fig. 21)、約  $100 \mu$  内部に入っ た位置から最終破断部近傍までの間は、Fig. 19 に示 したようにほぼ全面に striation が観察される.

これらの striation は stage II においてき裂の伝播 した面に形成される疲れ破面特有の形態であり,それ らの幅はミクロンオーダーで局部的にはほぼ一定の間 隔で形成されるが,応力振幅およびき裂長さの増加に したがって大きくなる傾向がある. striation は応力 の繰返し中でのき裂先端の停止を示すものであると考 えられ,巨視的にはき裂の進行方向(Fig. 22 中の矢 印で示す)に対して直角に形成されるので,これらの 点から材料が疲れ破壊を起こした場合,き裂の発生点 を推定することが可能であると思われる.

#### 3.3.4 Striation の湾曲

一般に striation は **Fig. 22** 中にてで示した tear line または段 (step) の間に観察され, それらの近傍 でわずかに湾曲している場合が多い. Forsyth<sup>(14)</sup>や McEvily<sup>(15)</sup> によればこの湾曲度はアルミニウムのよ うに積層欠陥エネルギーの高い金属ほど,大きいこと が報告されているが,本実験に用いた SUS 27, SUS 38 などのステンレス鋼のように積層欠陥エネルギー の低い金属では, striation はあまり湾曲していない (**Fig. 19-(e**), **Fig. 19-(f**)). なお striation は介在 物や結晶粒界の付近でも曲げられる<sup>(16)</sup>.

Striation の湾曲する理由として、き裂先端が粒界 などの障害物の近傍にくると、き裂先端に発生した転 位が交叉すべりを起こして障害物近傍のき裂先端を鈍 化させ、局部的なき裂成長速度が低下するので湾曲し



Fig. 21 Indefinite striation observed on the fatigue fracture surface of crack initiated region. き裂の起点付近で観察された不明瞭 な striation



Fig.	22	Showing electron fractograph of
		fracture surface under pulsating
		tension fatigue test of S 35 C.
		Arrow indicates local crack pro-
		pagation direction. T is tear line,
	• 1	C is cliff pattern.
		S 35 C の片振り引張疲れ破面の電
		厢写直

た striation が生じるものと思われる. なおこれらの 障害物すなわち粒界や亜粒界,介在物等の方位や性質 によってき裂の進行に対する阻止効果が異なるため に,同一条件で得られた破面でもその位置によって striation の湾曲度が異なる.

#### 3.3.5 Cliff の発生機構

,

一方,疲れ破面にはところどころに striation の存 在する領域と別の striation が存在する領域との間 に,ある傾きを持った面が観察され,これらはちょう

- 14 --

どがけ (cliff) のようになっている. Fig. 23 中の Sは striation を、Cは傾きを持つ面すなわち"がけ" を, 矢印はき裂の伝播方向を示す. この傾きを持つ面 には平行な条跡が観察される場合(Fig. 23)と、単 に平たんな場合 (Fig. 22) とがあり、これらの形態 の多くは主に試験片の外周部付近で多く観察され、応 力が高いほどこれらの面も大きくなる傾向がある. 傾 きを持つ面 (cliff) の生成機構としては、ある一つの き裂が伝播した面と隣接した他のき裂が伝播した面と が異なる場合、二つのき裂の進展に伴ないこれらの面 が合体しようとして,新たなき裂が最大せん断応力の 方向に伝播する. その結果, striation の存在する面 と面との間に傾きを持つ面 (cliff pattern) が形成さ れるのではないかと考えられる. もし cliff が圧縮応 力によって単に破面が圧縮された結果形成されたもの であれば、片振引張疲れ破面には観察されないはず である. しかし傾きを持つ面は、片振引張疲れ破面 (Fig. 22) においても観察されており,引張や衝撃破 面では観察されないので,疲れ破壊特有の形態である と思われる. なお傾きを持つ面に平行条跡が形成され る理由としては、ある一つの面とこれに対応する反対 側の面とが疲れ破壊中にこすりあって作られた1種の rub mark と思われる.

3.3.6 材質と疲れ破面の関係 材質の相違による疲れ破面について検討すると純鉄,



Fig. 23 Example of cliff pattern resulted from tension-compression fatigue test of S 35 C. Many rub marks observed on the cliff. C is cliff pattern, S is striation pattern. Cliff pattern を示す, Cliff の上に 多くの rub mark が見られる. 炭素鋼 (SS 41, S 15 CK, S 35 C), ステンレス鋼 (SUS 27, SUS 38), 鋳鉄(FC 15)の4種に分類できる. 純鉄や軟鋼においては, striation と striationの間に それらに平行ないくつかの細い線 (Fig. 19-(a), (c)) が現われている. これはすべり線に相当すると考えら れ, Meyn<sup>(17)</sup>がアルミ合金を用いて行なった実験結果 と同様である. 炭素鋼においては, 炭素含有量の少な い鋼ほど連続した明確な striation が観察されるが,炭 素含有量が増すと striation はやや不明瞭になり<sup>(18)</sup>, cliff や脆い破壊を起こしたと思われる形態が増加す る. ステンレス鋼においては炭素鋼よりも striation の幅が規則的で明瞭な pattern がほぼ全面に観察さ れ, tear line 近傍での striation の湾曲度も小さい.

一方, 鋳鉄は引張破面と同様に疲れ破面において も, 明確な特徴を示す一定の破面形態は観察されない が, 一部に不明瞭な striation に似た pattern (Fig. 24) が見られる. しかしこの形態が疲れ破壊を示す striation なのか, あるいは一種の流動すべりなのか を識別することはできない. このほか引張破面とは異 なった二, 三の pattern が観察されるが, これらは 一般に不規則で一定の特徴を示していない場合が多い ので, 破壊原因を推定する資料にするには不適確と思 われる.

#### 3.3.7 Fe<sub>3</sub>C の影響

以上の疲れ破面に見られる形態は、いずれの場合も フェライト粒内、粒界での現象であって、ある種の組 織(たとえば Fe<sub>3</sub>C など)が破面形態の形成になんら かの作用を及ぼすものと思われるが、一般に形態その



Fig. 24 Showing electron fractograph of fatigue failure of cast iron (FC 15). 毎鉄の疲れ破面の電顕写真

- 15 -

- 16 -

産業安全研究所研究報告 I

ものは組織に無関係に現われている. しかし S 35 C では破面の一部に  $Fe_3C$  (**Fig. 25** A部) が見られ, フェライト部 (**Fig. 25** B部) にだけ striation らし い形態が形成されている場合もあるが, これは  $Fe_3C$ の部分が劈開破壊を起こしたためと考えられる.

#### 3.4 稼動中に破壊した機械部品の破面

一般に機械や構造物に使用されている実用鋼は,3. で示したように破壊様式によってそれぞれ特徴のある 破面形態を示すことが明らかになった.一方機械や構 造物が稼働中に破壊事故を起こした場合においても, 破壊様式の相違によってそれぞれ特徴のある破面形態 が観察されるならば,上記の実験結果が機械材料の破 壊原因の推定に有効に活用できるものと思われる.そ こで稼働中に破壊した機械部品について,それらの破







Fig. 26 Photomacrography of a fractured hook in service.

- (a) Indefinite striation observed on the A region.
- (b) Fine striation observed on the B region.
- (c) River pattern observed on the C region corresponded to final impact fracture. 稼動中に破壊したフックの破面
- (a) A部で観察された不明瞭な striation
   (b) B部で観察された明瞭な striation
- (c) 最後に衝撃破壊を起こしたC部で観察された River Pattern

面を電子顕微鏡を用いて観察し,上記の実験結果と比 較検討した.

3.4.1 フックのねじ部の破断(19)

10 ton 天井クレーンを用いて約 8 ton の鋼材を吊上 げ中,フックのねじ部が第1段目の谷底から破断した ため,フックと共に吊荷が落下した. Fig. 26 にフッ クの破断面を示す.フックに使用された材料は降伏点 25.7 kg/mm<sup>2</sup>,引張強さ 47.5 kg/mm<sup>2</sup>,伸び 34%, 炭素含有量 0.24% の SF 45 であり、20°C における 衝撃値は 9.15 kg·m/cm<sup>2</sup> である.このフックは新生 されてから破断するまでに約  $1.4 \times 10^5$ 回使用された ものと推定され形状係数および動荷重係数を考慮する と、破断部に作用した最大応力は 25.2 kg/mm<sup>2</sup> であ ったので、疲れ破壊を起こす可能性が考えられる.な おフックのねじ部谷底には切削時に生じたと思れわる 荒いバイトのめが見られた.

そこでこの破面をレプリカにより電顕観察を行なった結果,破面は **Fig.** 26 に A, B, C で示した三 つの形態に大別できた. すなわち A 部では不明瞭な striation (**Fig.** 26-(a)) が, B 部では明確な striation (**Fig.** 26-(b)) が, C 部では River pattern (**Fig.** 26-(c)) が観察されたので,フックはねじ底のバイトの めが起点となって疲れ破壊を起こしてき裂が進行し, 最後に脆性破壊を起こしたことが確認できた.

3.4.2 プレス安全装置のセットボルトの破断<sup>(20)</sup>

パワープレスでアルミ板の曲げ作業中,プレス本体 に安全装置(重量約 18kg)を取付けている3本のボ ルトのうち,2本が破断する事故が数回にわたって発 生した.

破断したボルトは W 3/8 で首下長さ 75mm であ り,破断は首下から約 40mm のねじ部で発生した. ボルトに使用された材料は炭素含有量 0.08% の SS 41 であり,同種のボルト 10 本について引張試験 を行なった結果,引張強さの平均値は 49.6kg/mm<sup>2</sup> であり,強度的なばらつきはほとんど認められなか った.

そこで稼働中に破断したボルトの破面から2段レプ リカを作成し,電顕観察を行なった結果, Fig. 27 に 示すように疲れき裂の段階的進行を示す striation が 認められ,疲れ破壊を起こしたものと推定された.

3.4.3 クライミングクレーンの主材接合ボルトの 破断<sup>(21)</sup>

定格荷重 7 ton のクライミングクレーンにより船尾



ig. 27 Striation observed on the fracture surface of a set bolt in service. 稼動中に破壊したセットボルトの破 面に観察された striation

ブロック(約8.4ton)を吊上げ旋回中,マスト主材の接合ボルトが破断したためクレーンが倒壊した.

破断したボルトは呼び径 36 mm のメートルねじで, 第1マストと第2マストとの接合部に 12 本使用され ていた.

乗松<sup>(22)</sup>によればボルトに使用された材料は, 引張 強さ 82.5kg/mm<sup>2</sup>, 伸び 19.6%, 炭素含有量 0.44% で S 45 C に相当する材料であり, 材質的な欠陥は認 められていない. なお事故当時ボルトに作用していた 平均応力は  $30 \text{ kg/mm}^2$  であり, 定格荷重時において は  $24 \text{ kg/mm}^2$  であったと報告されている.

破断したボルト 12 本のうち2本の提供を受けたの で、Fractography によりボルトの破壊原因を検討 した. ボルトの破面は **Fig.** 28 に見られるように、 A、B二つの形態が観察され、巨視的にはA部は疲れ 破面、B部は脆性破面と思われた.そこで電顕観察を 行なった結果、A部は高サイクル疲れ破面に見られる ような形態(たとえば striation など)は観察されず、 Dimple (**Fig.** 28-(a))が見られ、B部 (**Fig.** 28-(b)) は Riven pattern であり、巨視的観察と同様脆性破 面である.

A部については巨視的観察と微視的観察で異なった 結果が得られたので、その原因を明らかにするため に、0.40% 炭素鋼を用いて低サイクル疲れ試験を行 なった結果、破面は Fig. 29 に示すように Dimple であり、ボルトの破面形態(A部)と一致していた. したがってボルトは低サイクル疲れによってき裂が入 り、その後脆性破壊を起こしたことが確認できた.



Fig. 28 Photomacrograph of a joint bolt of the crane in service failure.

- (a) Dimple pattern observed on the A region.
  - (b) River pattern observed on the B region.
  - 稼動中に破壊したクレーン主材の接合ボルト
  - (a) A部で観察された Dimple pattern
  - (b) B部で観察された River pattern



Fig. 29 Dimple pattern observed on the fracture surface under the low cycle fatigue test of a carbon steel. Ruptured after 65 cycles.
炭素鋼の低サイクル疲れ破面に観察された Dimple pattern 繰返し数 65 回

なお小寺沢ら<sup>(23)</sup> によれば高力アルミニウム合金 (17 S T-4)切欠き材の低サイクル疲れ破面には,繰返 し数 N=9回でも一部に striation と思われる pattern が観察されているが,本実験に用いた 0.40% 炭素鋼 切欠き材の場合には,繰返し数が100回程度でも疲れ 破面には Dimple が観察され, striation は全く認め られなかった.また高サイクル疲れ試験( $\S3.3$ )に用 いた SS 41 の場合も,破断までの繰返し数 N=3665 回でもやはり Dimple が観察されている.

3.4.4 スチフレッグデリックの倒壊(24)

容量 6 ton のスチフレッグデリックにより接岸中の 船から約 2 ton の砕石を陸揚げ中, レッグとマストと の接合金具が破断し, デリックが倒壊した. 破断した 接合金具に使用された材料は引張強さ 46 kg/mm<sup>2</sup>, 炭素含有量 0.15% の SS 41 で, 20°C におけるシャ ルピー衝撃値は 18.4 kg·m/cm<sup>2</sup> である. 破断部に作 用していた応力は, レッグに結合される固定リングと マスト軸受との間の摩擦係数  $\mu$ の値によって,著しく 異なってくる. もし摩擦係数  $\mu$ が 0.3 であれば,最大 曲げ応力は 10.35 kg/mm<sup>2</sup>,  $\mu$ =0.5 では 17.25 kg/ mm<sup>2</sup> になる<sup>(25)</sup>ので, 材料や製作上の欠陥があれば, 疲れ破壊を起こす可能性がある.

接合金具は母材の上に補強リングが溶接され,また 曲げに対する補強の目的で表裏に2個ずつのリブが溶 接されていた.しかしこれらの溶接部には,溶け込み 不足アンダーカット,ブローホール等の溶接欠陥が認

— 18 —

#### 金属の損傷原因に関する電子顕微鏡的研究(第1報)



- Fig. 30 Photomacrograph of a fractured joint plate of the crane in service.
  - (a) Dimple pattern observed on the A region.
  - (b) A kind of dimple pattern observed on the B region.
  - (c) River pattern obtained from the C region corresponded to final fracture surface.
  - 稼動中に破壊したクレーンの接合金具の破断面
  - (a), (b) A部および B部から得られた
     Dimple pattern
  - (c) 最終破断した C 部で観察された River Pattern

#### められた.

破断面は **Fig.** 30 に示すように中央部付近は板の 両側からいくつかの同心円状の跡があり,リブを溶接 した位置から外側はぎらぎらした光択のある破面をし ている. 破面中央部の同心円状の跡 (**Fig.** 30 中のA および B) について電顕観察を行なった結果,不明瞭 ではあるが **Fig.** 30-(a),および **Fig.** 30-(b) に示 すように Dimple pattern が観察され,また光択のあ る左右の破面 (**Fig.** 30 中の C) からは River pattern (**Fig.** 30-(c)) が観察されたので,この接合金具は溶 接欠陥から発生した低サイクルの曲げ疲れによって破 断したものと推定された.



#### 3.4.5 プレスクラッチピンの破断

稼働中に破断したプレスピンの破面を Fig. 31 に 示す.このピンに用いられた材料は炭素含有量 0.57 % であたが,機械的性質は明らかではない. 破面の 電顕観察の結果, Fig. 31-(a) に示すようにわずかに striation と思われる pattern が観察され,最終破断 位置と思われる位置では dimple pattern  $\varepsilon$  River pattern の中間的な形態すなわち qusai-cleavage pattern Fig. 31-(b) が見られる. 結局このピンはは工 作時に作られた切欠きが起点となってき裂が入り,疲 れ破壊を起こしたものと推定される. なお striation は明確に観察されなかったが,一般に炭素含有量の高

- 19 -



- 20 -





- Fig. 31 Photomacrograph of a clutch pin of the power press in service failure.
  - (a) Striation observed on the fracture surface of the A region.
  - (b) Qusai-cleavage pattern obtained from the B region.

稼動中に破壊したパワープレスのクラッチピン (a) A部における striation

(b) B部で得られた擬劈開

い材料や特殊鋼<sup>(26)</sup>などでは、striation はあまり明確 に現われない傾向がある.

#### 3.4.6 Fractography 適用上の問題

以上は稼働中に破壊した機械部品の破面を電子顕微 鏡によって観察した結果であるが、これらの破面形態 は実験的に得られた形態と良く一致している.したが って稼働中に破壊した材料の破面を電子顕微鏡で観察 することによって、破壊原因を究明することが可能で あるので、破面の電顕観察すなわち Electron Fractography は機械や構造物の破壊事故の調査に、有効に 活用できるものと思われる.

しかしこれらの破面観察は,あくまで機械材料の破 壊原因を究明するための一つの手段であり,破面観察 だけを行なって破壊原因を決定することは危険である と思われる.たとえば稼働中に破壊した機械や構造物 の破面は,時には腐食されていたり,破壊時に加わっ た二次的要因等によって破面の原形が変化する場合も 考えられる.このため破面に二次的要因などが加わっ た時には,必ずしも破壊様式の相違による破面形態を 示さない場合があるので,種々の角度から破壊原因を 究明することが必要である.

#### 4. 結 論

稼働中に発生する機械や構造物の破壊事故原因を破 断面の微視的形態から明らかにするために,純鉄,炭 素鋼,ステンレス鋼,鋳鉄を用いて引張,衝撃,疲れ 試験を行なって得られた破面を電子顕微鏡により観察 し,合わせて稼働中に破壊した機械部品の破面の電子 顕微鏡像と比較検討した結果,次の結論が得られた.

4.1 引張破面

 (1) 純鉄, SS 41, S 15 CK, S 35 C, SUS 27, SUS 38 等の延性を有する材料の引張破面には,材質 や前加工に無関係に Dimple pattern が観察され, 破 壊原因に対して共通の破面形態を呈する.

(2) FC 15 のような延性を有しない材料では不明 瞭な種々の pattern が混在しており,一定の特徴を 有する明確な破面形態は観察されない.したがって の種のような材料の破面を観察して,破壊原因を推定 することは困難である.

(3) Dimple の大きさは材質, 試験片形状, 観察 位置によって異なるが, 衝撃せん断破面に観察される Dimple の寸法よりも大きく, その深さも大きい場合 が多い.

#### 4.2 衝擊破面

(1) 衝撃破面は遷移温度によってその形態が異な り,延性遷移温度以下では River pattern が,破面遷 移温度以上の領域においては主に Dimple pattern が, 延性遷移温度と破面遷移温度との間では, Dimple と River の両 pattern が観察される.

(2) 衝撃試験において観察されるDimple pattern の形状は試験温度によって異なり,試験温度が低い場 合は多数の小さな Equiaxed Dimple が観察され, 試験温度が上がるにつれて大きな Elongated Dimple か, または Elongated Dimple の間に微小な Equiaxed Dimple が多数存在する場合が多い.

4.3 疲れ破面

(1) 延性材の高サイクル疲れ破面の特徴として striation が観察されるが、鋳鉄では引張破面と同様 に一定の明確な特徴を示す破面形態は観察されない.
(2) Striation はき裂の伝播方向に対してほぼ直 角に並んでおり、tear line または step の近傍でわ ずかに湾曲する傾向がある.

(3) 高サイクル疲れ破面には striation が存在す る面と別の striation が存在する面との間に,ある傾 きを持った面すなわち cliff pattern が特に炭素鋼に 多く観察される.

(4) 鋼 (SS 41, 0.40% C 炭素鋼)の低サイクル
 疲れ破面には破断までの繰返し数が 4,000 回程度であっても Dimple が観察され, striation は観察されない.

#### 4.4 稼動中に破壊した機械部品の破面

稼動中に破壊した機械部品の破面は,実験的に求め た破面形態と良く一致しており,電子顕微鏡による破 面観察は機械や構造物の破壊事故原因の推定に有効に 活用できる.

以上の実験は主に実用鋼を用いて破壊様式によって 破面形態を分類したものであるが、さらに破面形態か ら定量的な関係が得られるならば、電子顕微鏡による 破面観察すなわち Electron Fractography は事故調 査に一層有効に活用できるものと思われるので、今後 この方面について実験検討を進める所存である.この ため本報では破面から定量的な関係を求めるための最 初の手段として、破壊様式と破面形態との対応性につ いて検討を行なったにとどめた.

擜

文

- (1) C.A. Zapffe, M. Clogg: Trans. ASM, 34, 71 (1945)
- (2) C. Crusard, B. Borino, J. Plateau, Y. Morillon : J. Iron Steel Inst., 183, 146 (1956)
- (3) P.J.E. Forsyth, D.A. Ryder : Metallurgia, 63, 117 (1961)
- (4) G. Jacoby : Experimental Mechanics, 5, 65 (1965)
- (5) C.D. Beachem, R.M.N. Pelloux : ASTM. STP, No. 38, 210 (1965)
- (6) R.W. Hertzberg: ASTM. STP, No. 415, 205 (1967)
- (7) C.J. Osborn "Fracture" Univ. of Melbourne, 39 (1965)
- (8) W.R. Clough, J.L. Solomon : J. Basic Engineering, Trans. ASME, Ser. D, 91, 39 (1969)
- (9) 志村:軽金属, 18, 561 (1968)
- (10) 貴志, 江田, 橘内: 精機学会春季大会前刷, 199, (昭 45)
- (11) C.D. Beachem: Report of NRL Progress, Naval Research Laboratory, Feb., 19 (1966)
- (12) 日本金属学会強度委員会編"金属材料の強度と破壊"丸善(昭 39)
- (13) 北島:第 14 回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, 126 (1966)
- (14) P. J. E. Forsyth : Acta Metallurgica, 11, 703 (1963)
- (15) A. J. McEvily, Jr and R. C. Boettner : Acta Metallurgica, 11, 725 (1963)
- (16) 志村, 大日方: 軽金属, 19, 85 (1969)
- (17) D.A. Meyn: Trans. ASM, 61, 42 (1968)
- (18) 徳田:日本金属学会誌, 10, 665 (1960)
- (19) 秋山, 橘内:安全工学, 8, 213 (1969)
- (20) 橘内:安全工学, 9, 249 (1970)
- (21) 秋山,近藤,前,橘内:第1回安全工学国内シンポジウム講演予稿集,50(1970)
- (22) 乗松:クレーン, 8, 1075 (1970)
- (23) 小寺沢,志茂:日本機械学会講文集,36,904(昭45)
- (24) 三田村,橘内:クレーン,7,213 (1969)
- (25) 井上, 日本機械学会誌, 73, 67(昭45)
- (26) M. Nanbu, T. Yokobori : Rep. Res. Inst. Strength and Fractre of Materials, Tohoku Univ., 3, 73 (1967)

(昭和 45 年 10 月 15 日受付)

産業安全研究所研究報告					RIIS	S-R	R-19-3
昭	좨	45	年	11	月	30	日発行

発行所 労働省産業安全研究所

東京都清瀬市梅園1丁目4番6号 電 話(0424)91-4512番(代) 印刷所新日本印刷株式会社

郵便番号 180—04

•

UDC 539.42 : 620.187

金属の損傷原因に関する電子顕微鏡的研究(第1報)一電子顕微鏡による金属破面の観察一 秋山英司・近藤太二・橘内良雄 産業安全研究所研究報告 RIIS-RR-19-3, 1~22 (1970)

純鉄,炭素鋼,ステンレス鋼, 鋳鉄を用いて引張, 衝撃, 疲れ試験を行なって得られた 破面を電子顕微鏡によって観察し,それぞれの破面形態の特徴を明らかにした. 電子顕微鏡による破面の観察が材料の破壊原因を究明するのに、有効な手段であること

を示すために,稼動中に破壊した機械部品に対するいくつかの調査例を示した.

#### UDC 539.42 : 620.187

Electron Fractographical Study on the Causes of Matal Failure (1 st Report)

Observation of the Fracture Surface of Some Metals by Electron Microscope E. AKIYAMA, T. KONDO, Y. KITSUNAI

Research Report of the Research Institute of Industrial Safety, RIIS-RR-19-3, 1~22 (1970)

Fracture surface of pure iron, carbon steels, stainless steels and cast iron resulted from tensile, impact and fatigue tests, respectively, were observed by electron microscope and their characteristic features were made clear. Some examples of examination on machine parts broken in service were exhibited. The usefulness of the electron fractography to such broken matters was indicated.

(2 Tables, Fig. 31, Ref. 26)