

NOV. 1970

RIIS-RR-19-3

UDC 539.42 : 620.187

産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)

—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

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* 橋内良雄*

Electron Fractographical Study on the Causes of Metal Failure

(1st 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.

- (1) 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

* 機械研究部 Mechanical Division

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 0.1μ and 0.5μ .

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.

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⁽¹⁾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⁽²⁾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⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽⁶⁾。

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 のアムスラー万能試験機を、衝撃試験には 30 kg-m シャルピー

Table 1 Mechanical properties of test materials

試験材の機械的性質

	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	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 2 Chemical compositions of test materials

試験材の化学成分 (%)

	C	Si	Mn	P	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	—	—

衝撃試験機を、疲れ試験には容量 10ton 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、JEM 7 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

率を変えた。

3. 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.

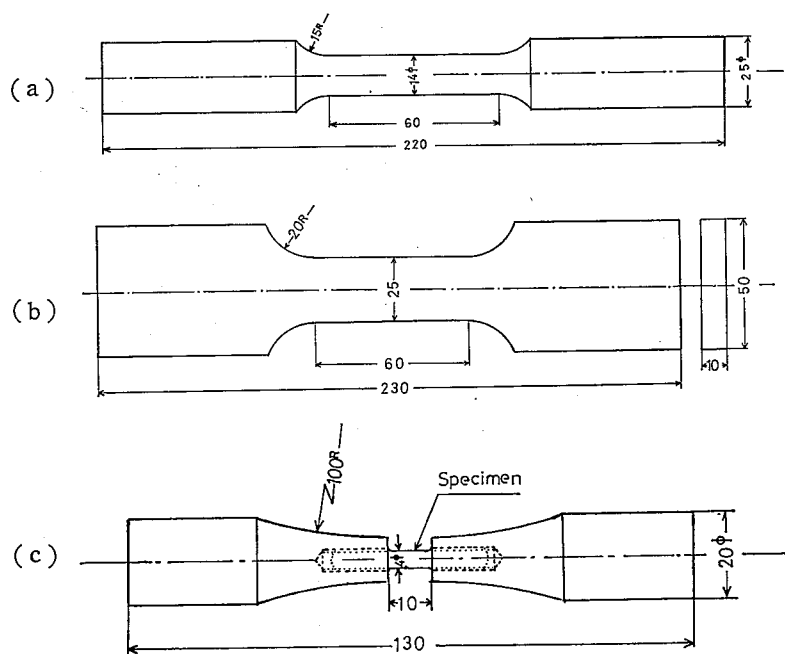


Fig. 1 Shapes of tensile specimens.

(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

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る

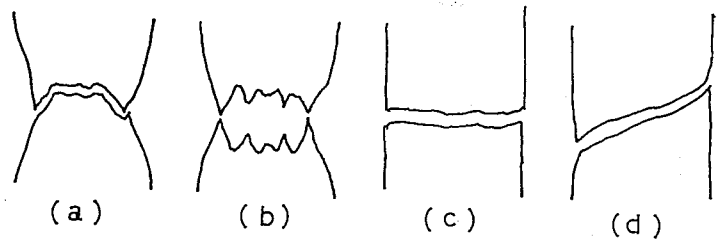


Fig. 2 Four fracture configurations observed in tensile tests.

- (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

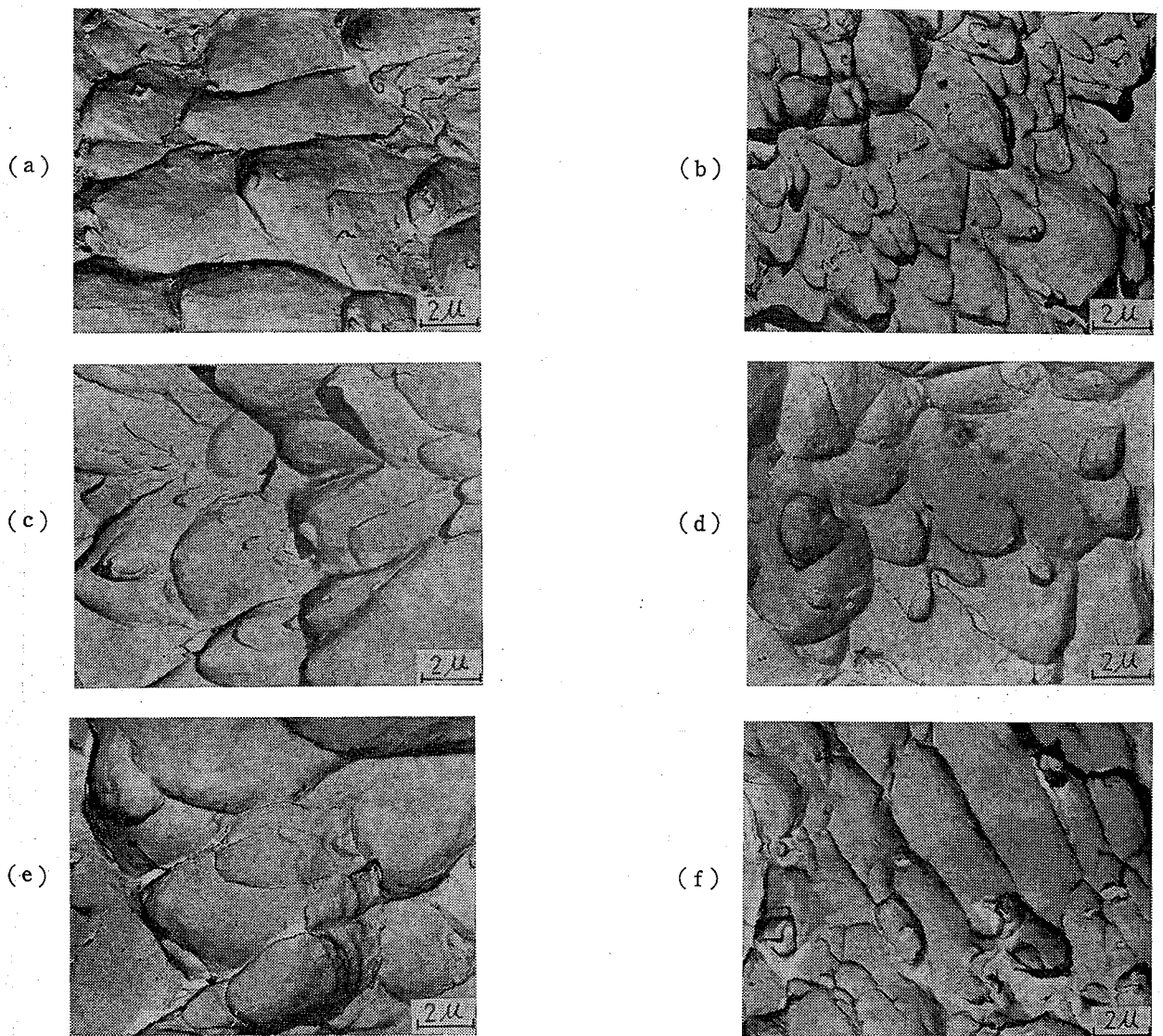


Fig. 3 Typical examples of dimple pattern observed on the tensile fracture surface.

- (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

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、細長く引き伸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

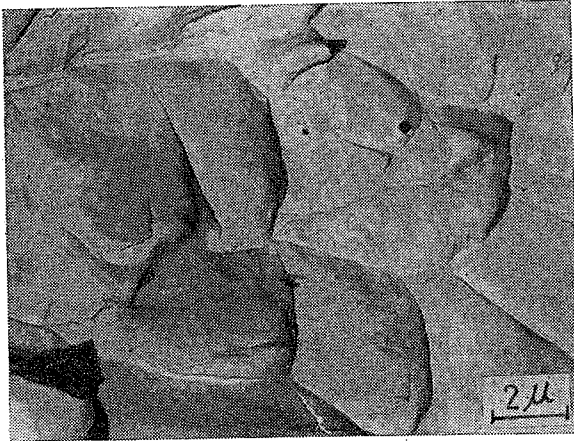


Fig. 4 Equiaxed dimples obtained from bottom of cup in the tensile fracture surface of S 15 CK.
S 15 CK 引張破面の Cup の底に観察された Equiaxed Dimple

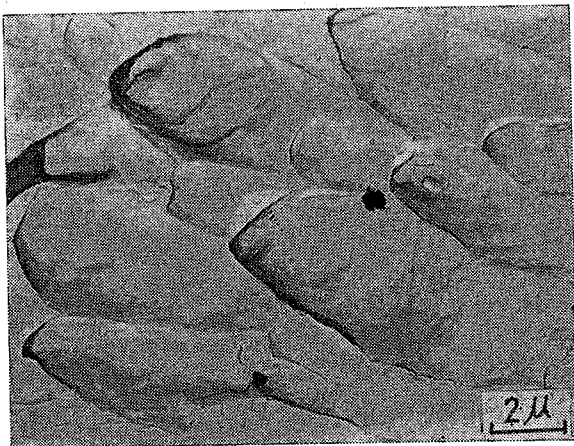


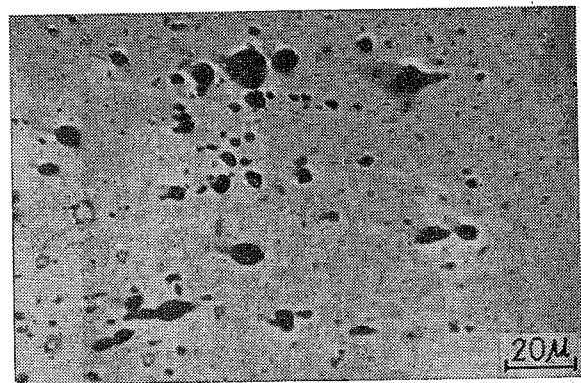
Fig. 5 Elongated dimples obtained from cone part in the tensile fracture surface of S 15 CK.
S 15 CK 引張破面の Cone の部分に観察された Elongated Dimple

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。

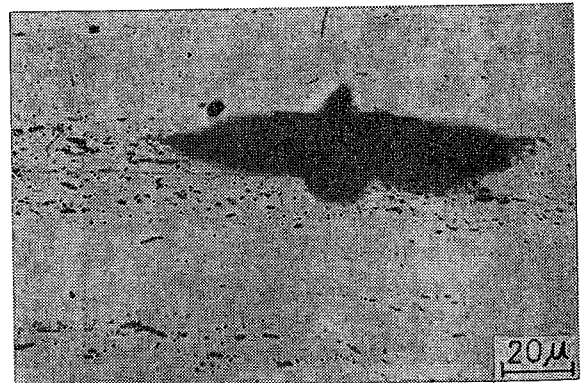
Dimple の寸法の平均値 $\{(縦+横)/2\}$ は、 0.5μ から 6μ であり材質、試験片形状、観察位置によって異なるが、局部的には比較的均一な場合が多い。しかし試験条件との相関は明確ではなかった。

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、



(a)



(b)

Fig. 6 Void formation at the specimen center of the most heavily necked region by tensile test.

(a) Section of S 15 C K 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

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 との間で剥離が起こり、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、Clough らによって銅⁽⁷⁾や 0.31% C 炭素鋼⁽⁸⁾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⁽⁹⁾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⁽⁹⁾ 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

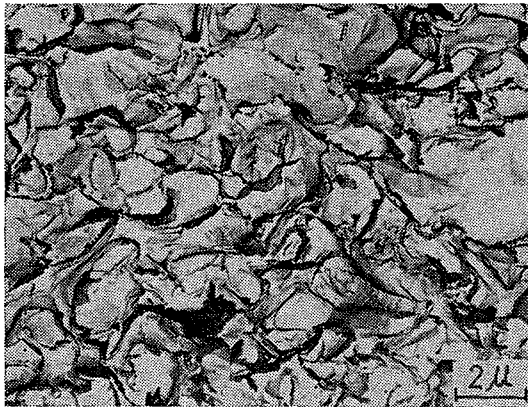
一方、普通鋳鉄 FC 15 においては Planar 型のいわゆる脆性的破壊であるが、これらの破面は非常に複雑な様相を呈しており、その破面形態も必ずしも一定ではない。すなわち Fig. 7-(a) は延性材料に観察された Dimple Pattern に類似の形態であるが、延性材のそれと比べて不明瞭である。また Fig. 7-(b) は脆性破面に良く見られる河川模様 (River Pattern) に似た形態 (Fig. 7-(b))、および疲れ破面に見られるしま模様 (striation Pattern) と類似の形態 (Fig. 7-(c)) が一部に観察された。このように鋳鉄の引張破面は、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⁽¹⁰⁾。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。

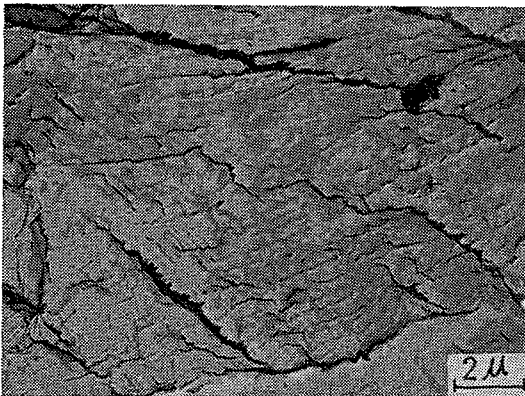
* 変形量は 50 mm の標点距離について、変形を停止したときの伸び δ と同種の試験片の破断時の伸び δ_{max} との比 δ/δ_{max} を % で表わす。



(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々の形態

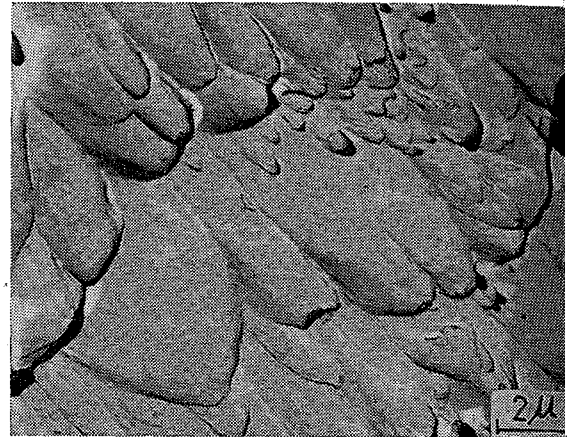


Fig. 8 Dimple pattern observed on the tensile fracture surface of aluminum alloy cutting chip.

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°C から $+150^{\circ}\text{C}$ まで変え、 -50°C から -30°C の場合はドライアイスおよび低温箱中に、 0°C と 20°C の場合は氷および水中に、 50°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。

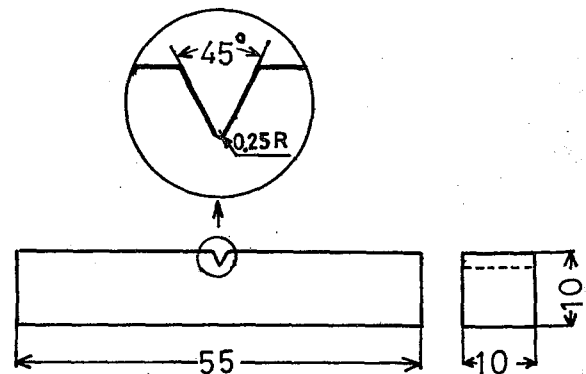


Fig. 9 Shape of impact specimen.
衝撃試験片の形状

Fig. 10 は衝撃試験によって得られた V 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°C 、破面遷移温度は 50

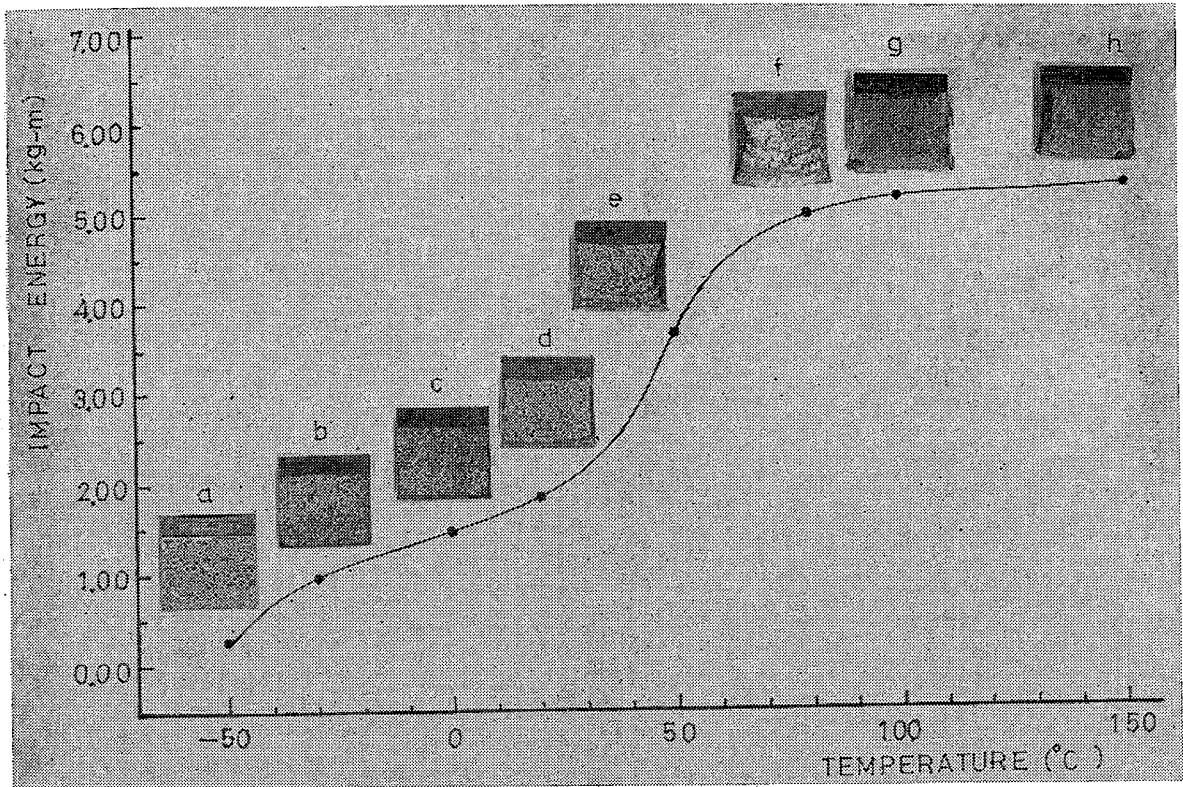


Fig. 10 The schematic relationships between Charpy impact energy and fracture appearance.
シャルピー衝撃エネルギーと破断面の関係

°C, 延性遷移温度は -30°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°C では試験片断面の変形は全く見られず、全破面がびかびかした光沢を有する劈開破壊 (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

脆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 は振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機会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

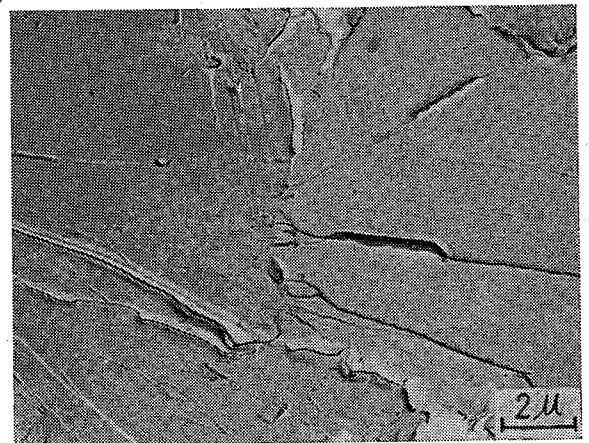


Fig. 11 River pattern obtained from impact fracture surface in Fig. 10-(a). Fig. 10-(a) に示す破面から得られた River Pattern

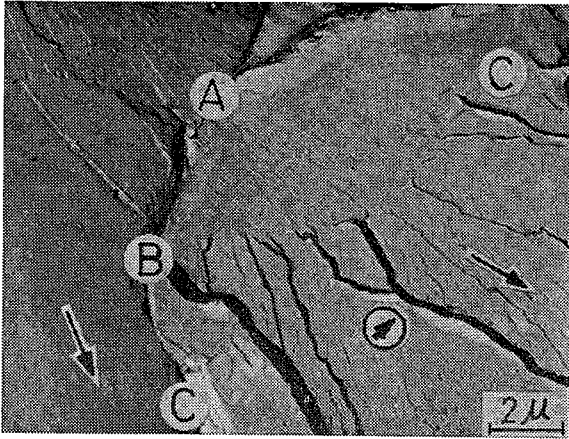


Fig. 12 Cleavage fracture surface of S 35 C at -30°C . Obtained from Fig. 10-(b) A, B and C are grain boundaries. Circled arrow indicates cleavage step and coalescence of cleavage step. Long arrows show local crack propagation directions.
 -30°C の衝撃破面から得られた S 35 C の劈開面 A B C は結晶粒界、円の中の矢印は劈開段および劈開段の合体を示す。長い矢印はき裂の伝播方向

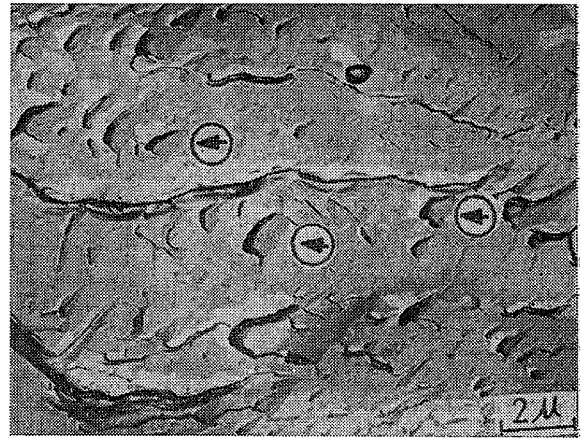


Fig. 14 Twins observed on the cleavage surface at 50°C in Fig. 10-(a).
 Fig. 10-(a) の劈開面上に観察された双晶

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⁽¹²⁾。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⁽¹³⁾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 0.3μ から 0.8μ の Equiaxed Dimple が多数観察され、高温になるにつれて直径 1μ から 5μ 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

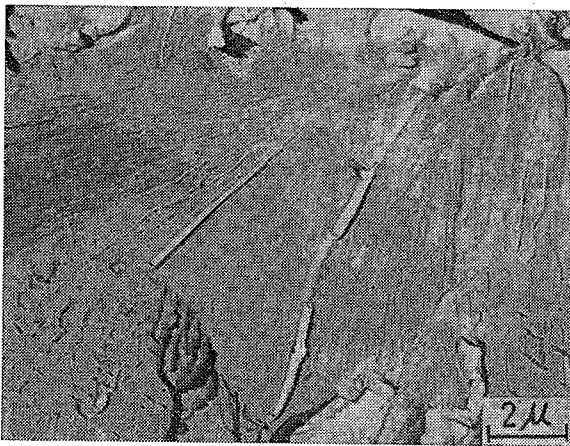
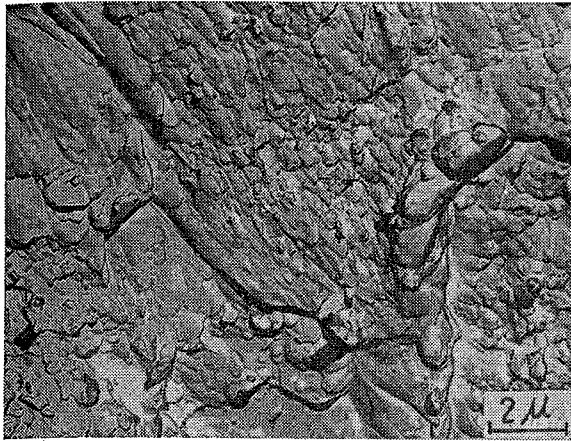


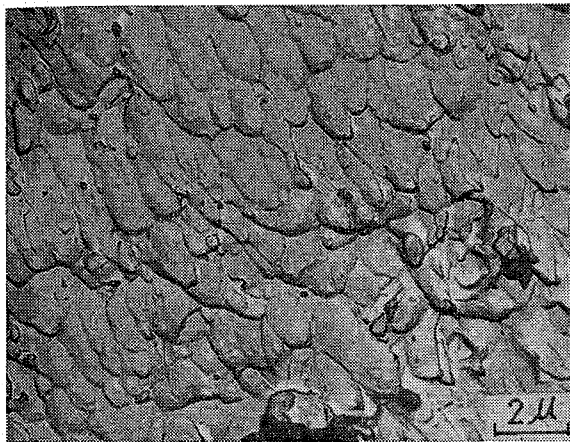
Fig. 13 Fan-like appearance of cleavage fracture obtained from Fig. 10-(b).
 Fig. 10-(b) に示す破面から得られた扇形をした劈開面

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⁽¹¹⁾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。



(a)



(b)

Fig. 15 Dimple pattern observed on the Charpy impact surface of S 35 C.

- (a) Test temperature 20°C. Obtained from Fig. 10-(d).
- (b) Test temperature 100°C. Obtained from Fig. 10-(g).

S 35 C の衝撃破面に観察された Dimple

- (a) 試験温度 20°C (Fig. 10-(d))
- (b) 試験温度 100°C (Fig. 10-(g))

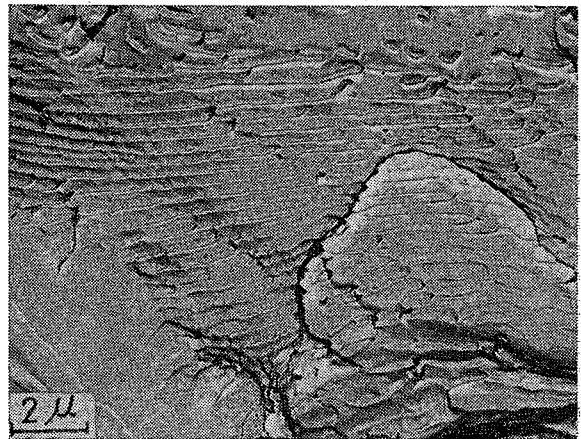
た破面の Dimple を示す。なお試験温度による Dimple の寸法の相違は、き裂の巨視的伝播速度に関係すると思われる。

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。

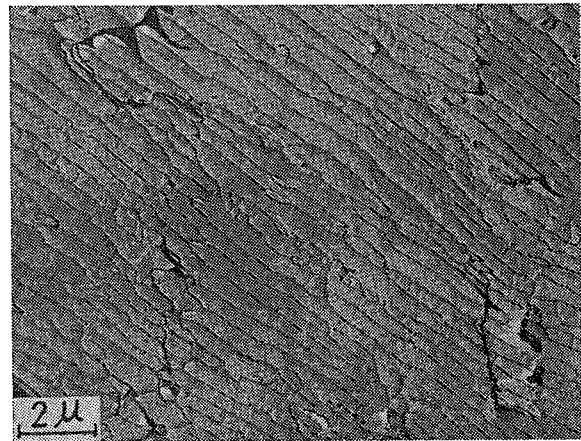
試験温度が 20°C 以上の場合には、Fig. 16 に見られるような細長い縞模様が一部に観察されたが、縞の

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れた跡の模様であり、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



(a)



(b)

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°C 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

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、FC 15 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は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ト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⁽¹⁴⁾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

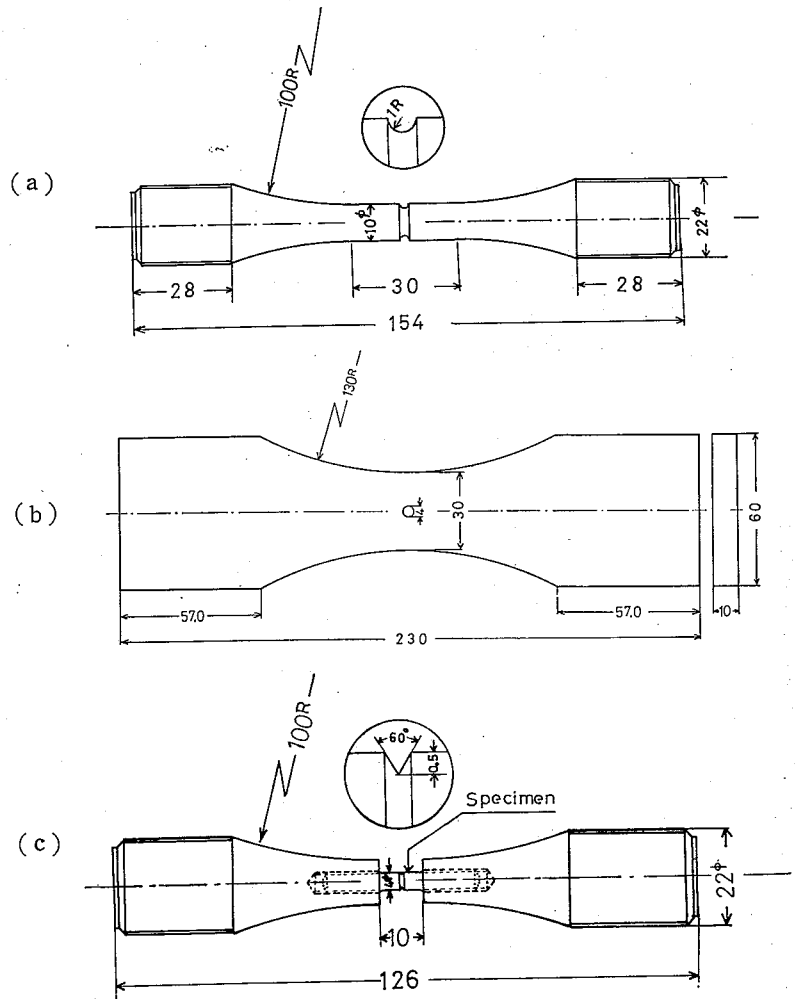


Fig. 17 Shapes of fatigue specimens.
 (a) S 15 CK, S 35 C, FC 15.
 (b) SS 41, SUS 27, SUS 38.
 (c) Pure iron.
 疲れ試験片の形状

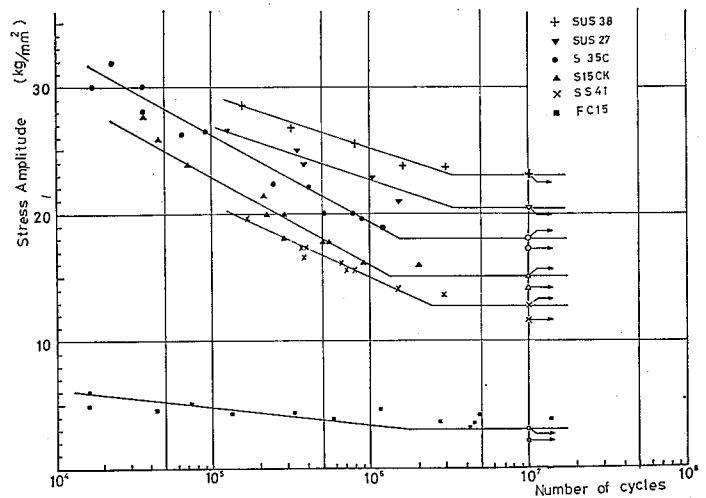


Fig. 18 S-N curve.
 S-N線図

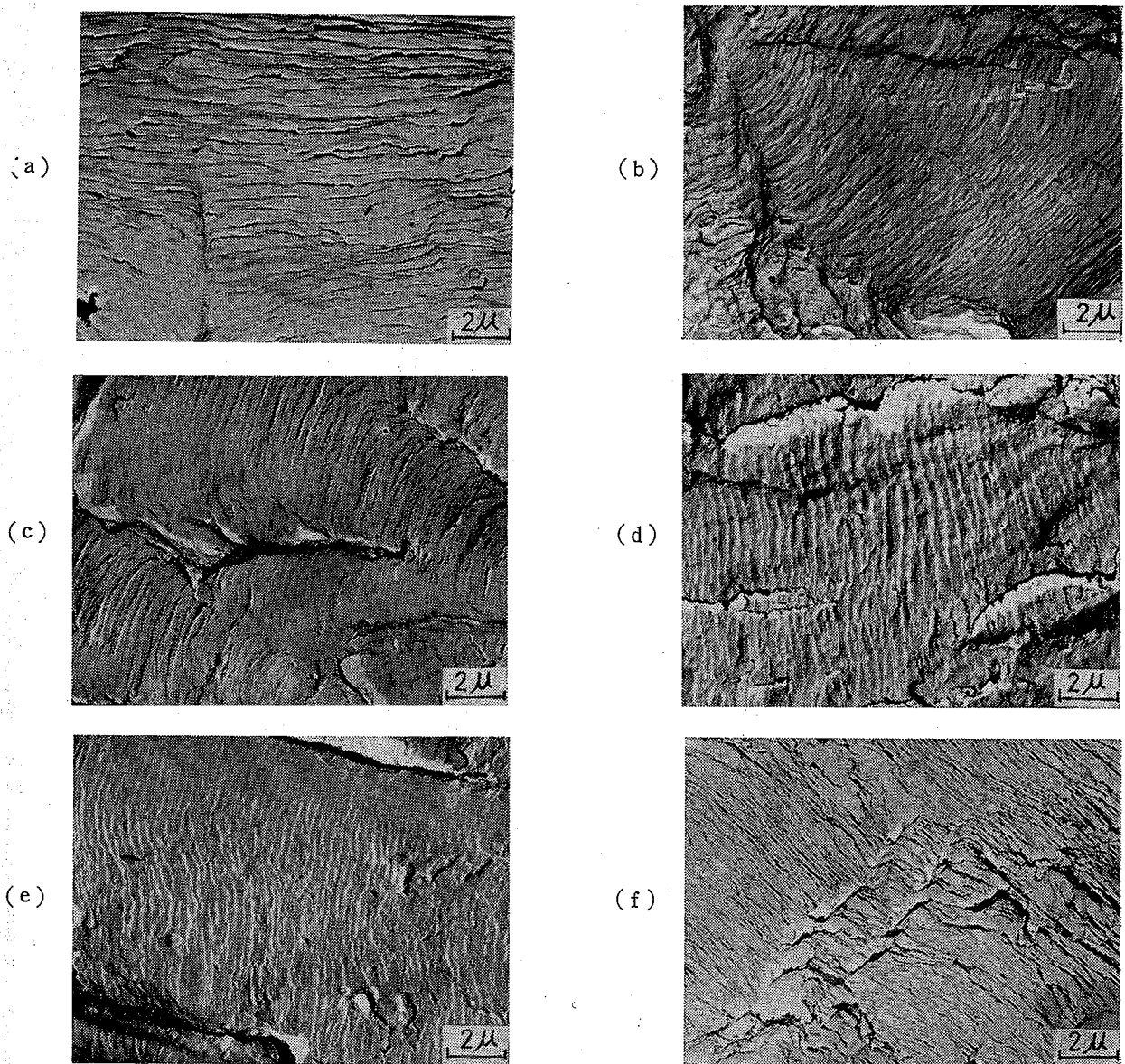


Fig. 19 Examples of electron fractograph of fatigue failure under tension compression fatigue tests. Showing striation patterns obtained from following materials and test conditions.

- (a) Pure iron.
- (b) SS 41, 7.89×10^5 cycles, $\pm 16.5 \text{ kg/mm}^2$.
- (c) S 15 CK, 9.11×10^5 , $\pm 16.0 \text{ kg/mm}^2$.
- (d) S 35 C, 8.82×10^5 , $\pm 19.5 \text{ kg/mm}^2$.
- (e) SUS 27, 1.03×10^6 , $\pm 22.9 \text{ kg/mm}^2$.
- (f) SUS 38, 1.61×10^6 , $\pm 23.6 \text{ kg/mm}^2$.

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 100μ くらいまでの領域は平らな

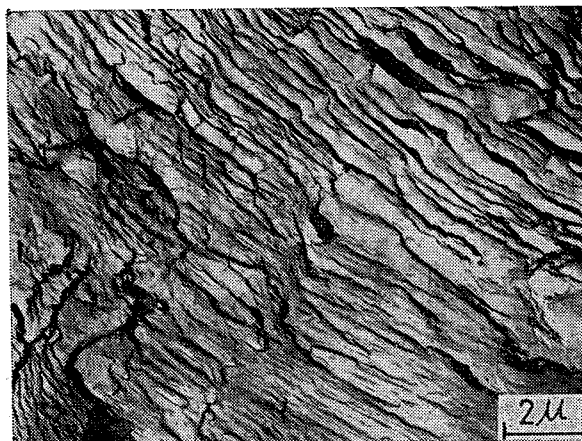


Fig. 20 Showing electron fractograph of bending fatigue failure.
 曲げ疲れ破面の電顕写真



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

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 μ 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, き裂の発起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 T 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⁽¹⁴⁾ や McEvily⁽¹⁵⁾ 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⁽¹⁶⁾。

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

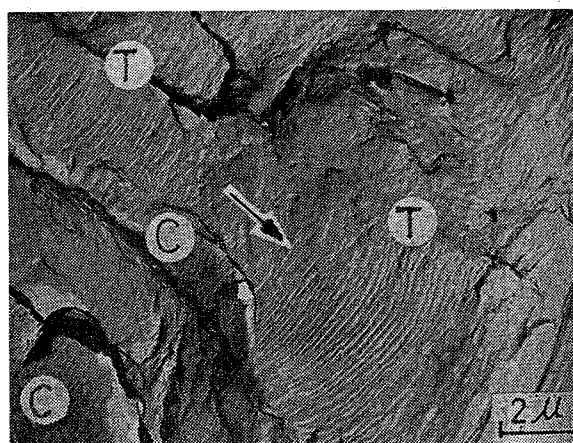


Fig. 22 Showing electron fractograph of fracture surface under pulsating tension fatigue test of S 35 C. Arrow indicates local crack propagation direction. T is tear line, C is cliff pattern.
 S 35 C の片振り引張疲れ破面の電顕写真

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

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、単に平坦な場合 (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、

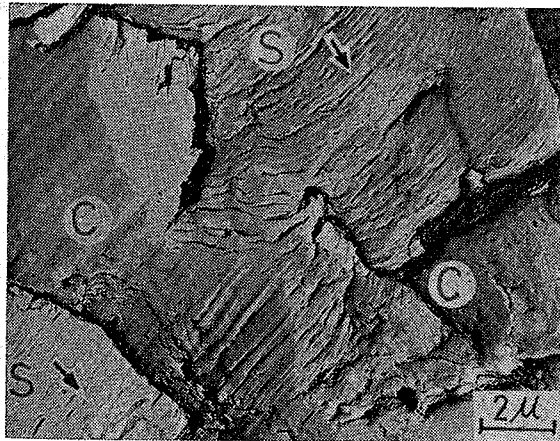


Fig. 23 Example of cliff pattern resulted from tension-compression fatigue test of S 35 C. Many rub marks observed on the cliff. C is cliff pattern, S is striation pattern. Cliff pattern を示す、Cliff の上に多くの rub mark が見られる。

炭素鋼 (SS 41, S 15 CK, S 35 C), ステンレス鋼 (SUS 27, SUS 38), 鑄鉄 (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⁽¹⁷⁾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⁽¹⁸⁾, 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、鑄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 Fe₃C 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 Fe₃C 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).

鑄鉄の疲れ破面の電顕写真

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

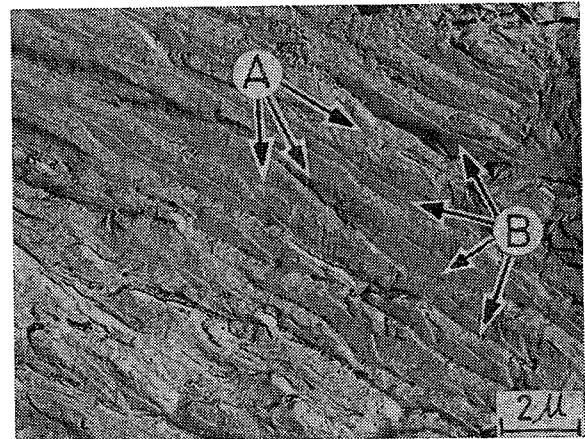


Fig. 25 A part of fatigue fracture surface of S 35 C. A corresponds to ferrite. B corresponds to cementite. S 35 C の疲れ破面に観察されたセメントタイト

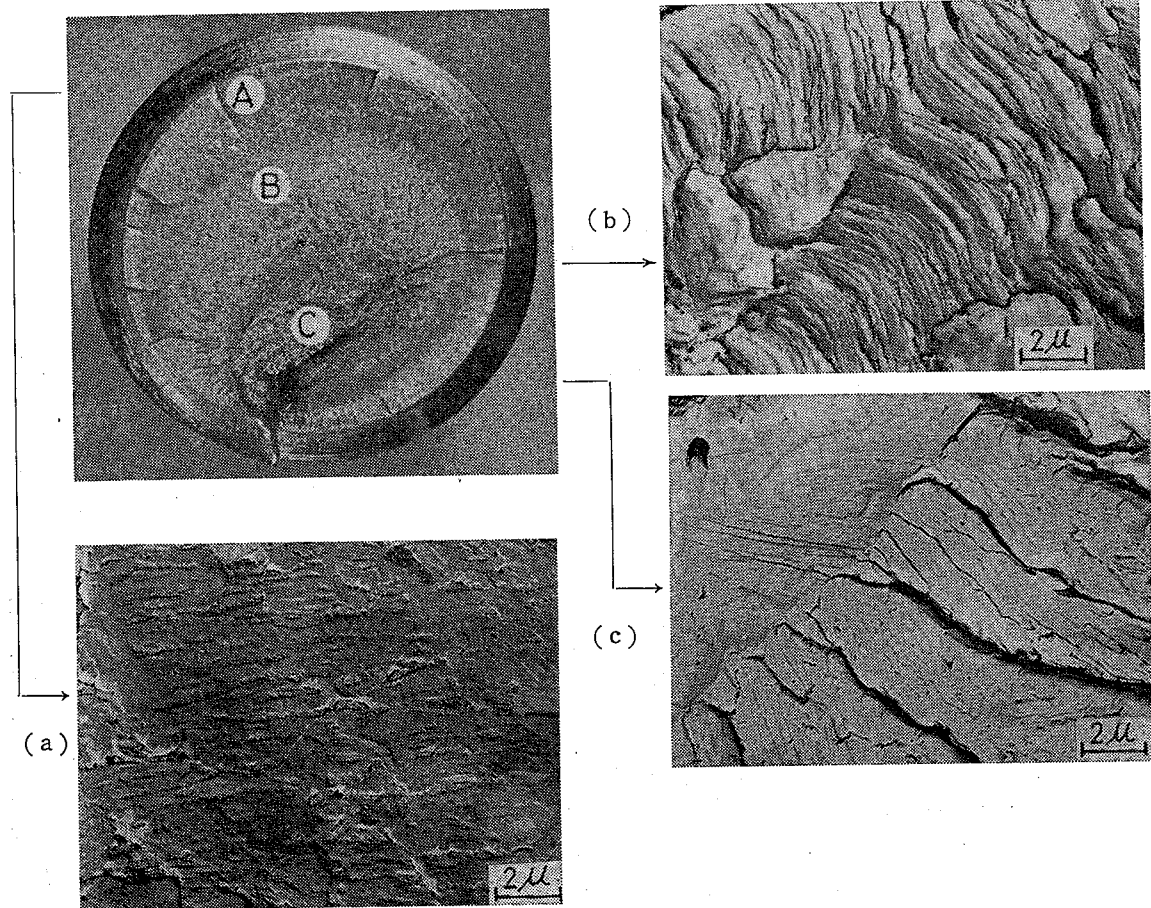


Fig. 26 Photomacrography of a fractured hook in service.

- (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.
- 稼働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⁾

10ton 天井クレーンを用いて約 8ton 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 25.7kg/mm^2 、引張強さ 47.5kg/mm^2 、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 $9.15\text{kg}\cdot\text{m/cm}^2$ である。このフックは新生されてから破断するまでに約 1.4×10^5 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 25.2kg/mm^2 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われ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⁽²⁰⁾

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^2 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⁽²¹⁾

定格荷重 7ton のクライミングクレーンにより船尾

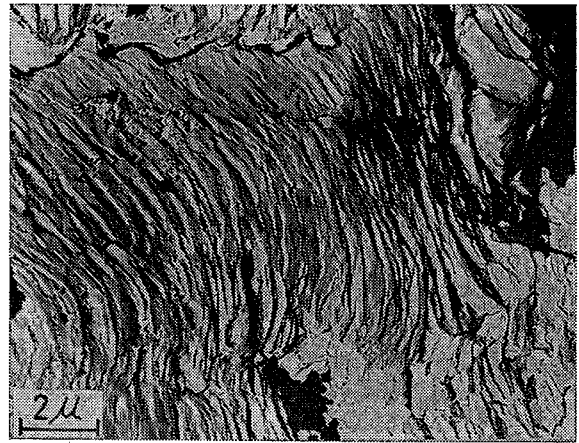


Fig. 27 Striation observed on the fracture surface of a set bolt in service.
稼働中に破壊したセットボルトの破面に観察された striation

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 36mm 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⁽²²⁾によればボルトに使用された材料は、引張強さ 82.5kg/mm^2 、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 30kg/mm^2 であり、定格荷重時には 24kg/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。

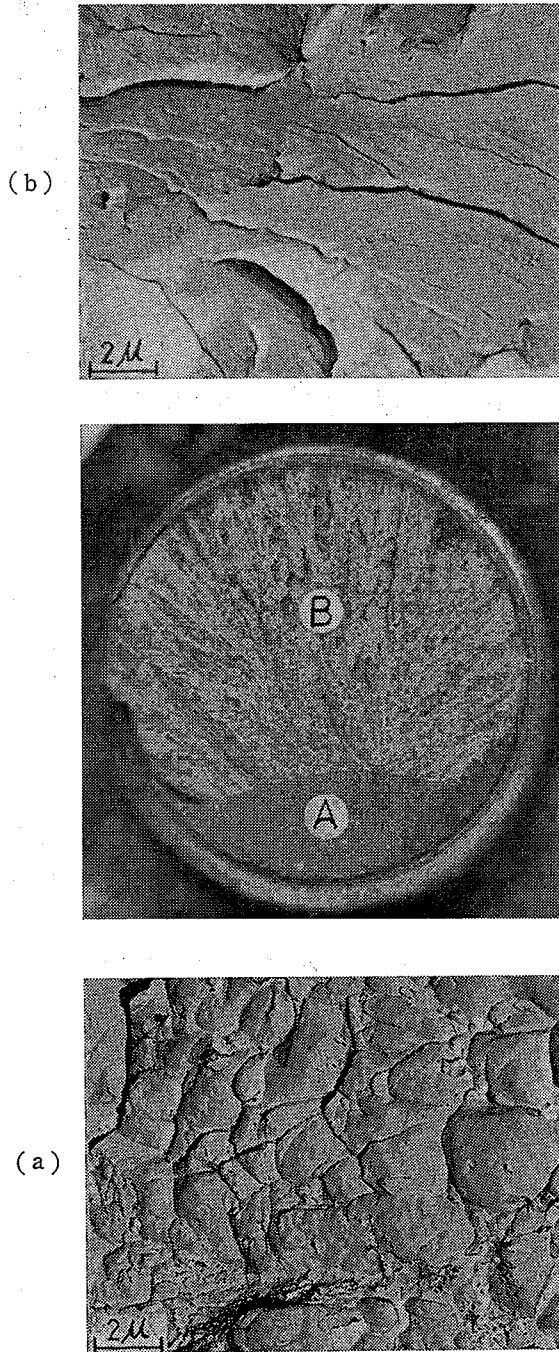


Fig. 28 Photomicrograph of a joint bolt of the crane in service failure.

- (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

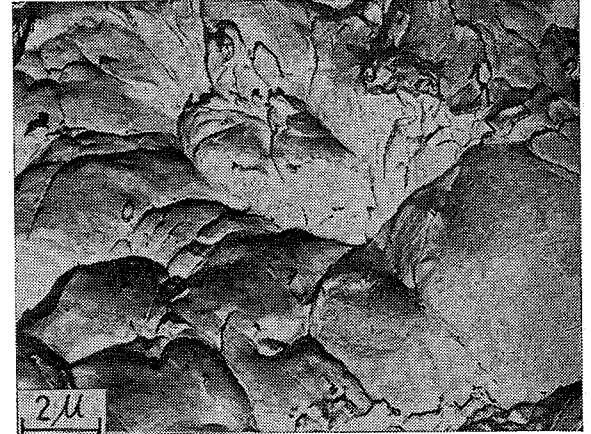


Fig. 29 Dimple pattern observed on the fracture surface under the low cycle fatigue test of a carbon steel. Ruptured after 65 cycles.
炭素鋼の低サイクル疲れ破面に観察された Dimple pattern 繰返し数 65 回

なお小寺沢ら⁽²³⁾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 (§ 3.3) 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 スチフレックデリックの倒壊⁽²⁴⁾

容量 6ton のスチフレックデリックにより接岸中の船から約 2ton の碎石を陸揚げ中、レック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^2 、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 $18.4 \text{ kg}\cdot\text{m/cm}^2$ である。破断部に作用していた応力は、レック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 μ の値によって、著しく異なってくる。もし摩擦係数 μ が 0.3 であれば、最大曲げ応力は 10.35 kg/mm^2 、 $\mu=0.5$ では 17.25 kg/mm^2 になる⁽²⁵⁾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 個ずつのリップが溶接されていた。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

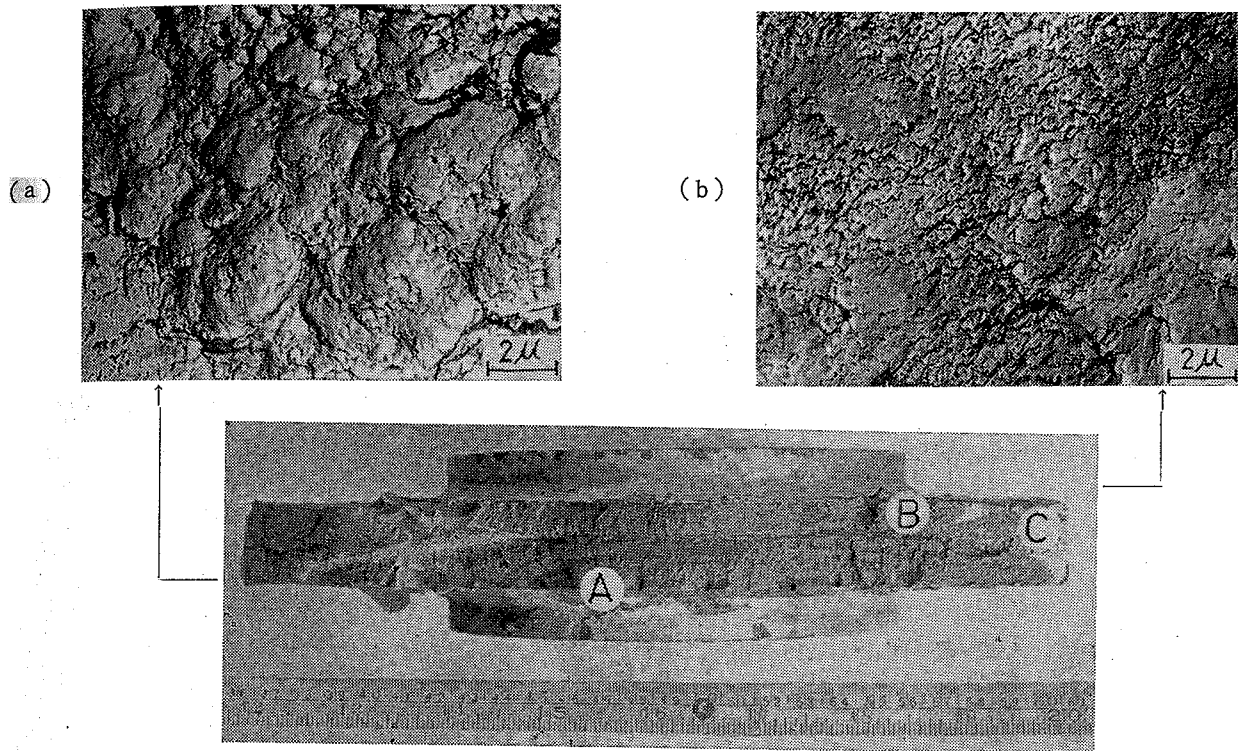
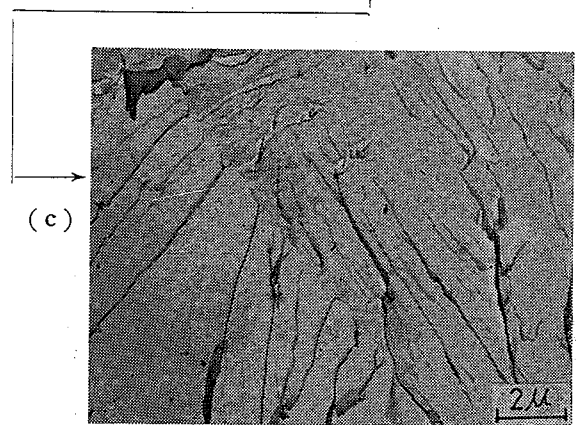


Fig. 30 Photomicrograph of a fractured joint plate of the crane in service.

- (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ざらざらした光沢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、また光沢のある左右の破面 (**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

稼動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% であったが、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 と 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

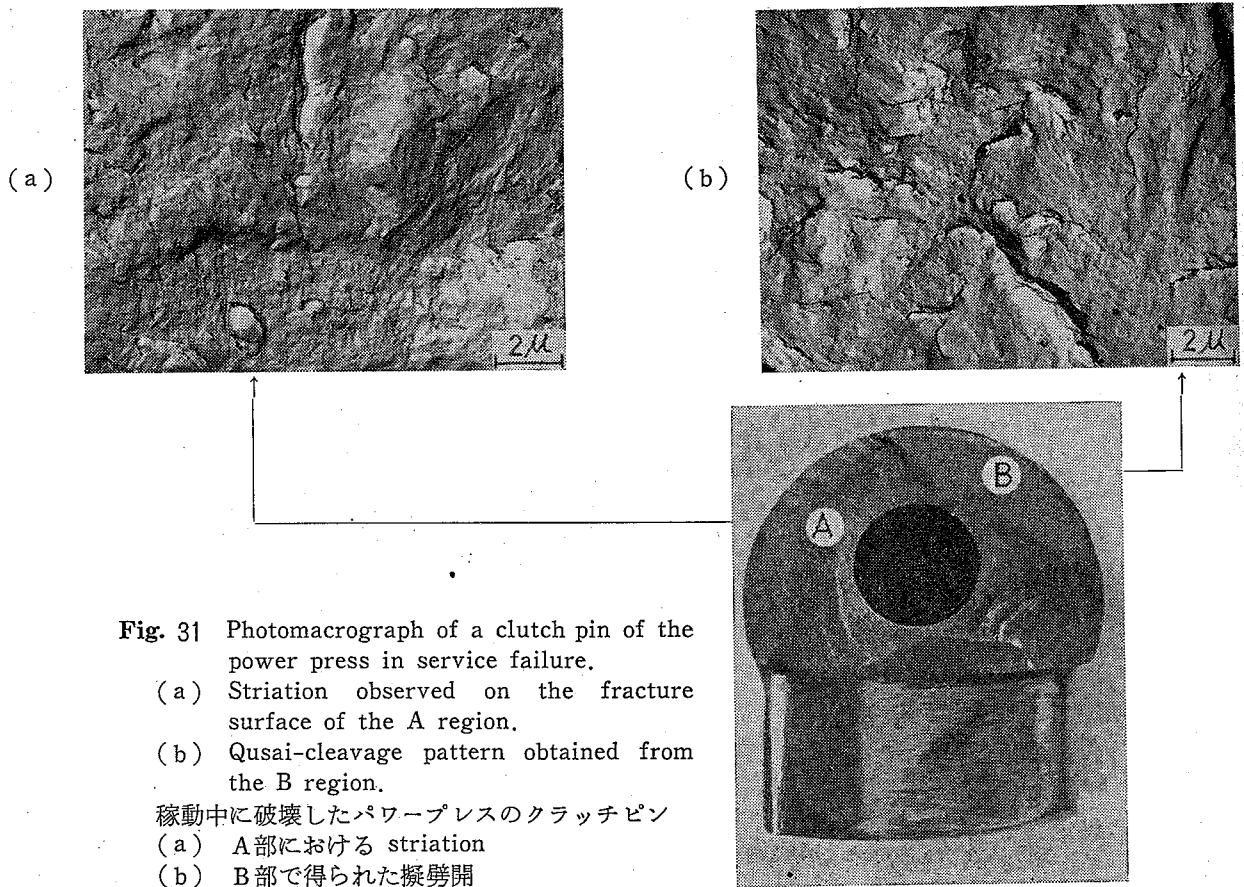


Fig. 31 Photomicrograph of a clutch pin of the power press in service failure.

(a) Striation observed on the fracture surface of the A region.

(b) Quasi-cleavage pattern obtained from the B region.

稼働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⁽²⁶⁾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。したがってこ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 衝撃破面

(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 が、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的手段として、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。

文 献

- (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, 橋内 : 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, 橋内 : 安全工学, 8, 213 (1969)
- (20) 橋内 : 安全工学, 9, 249 (1970)
- (21) 秋山, 近藤, 前, 橋内 : 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, 橋内 : 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-RR-19-3

昭和 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)—電子顕微鏡による金属破面の観察—
秋山英司・近藤太二・橋内良雄

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.
(表 2, 図 31, 参 26)



UDC 539.42 : 620.187

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

