低サイクル疲労におけるナイロンの ガラス繊維強化効果について*

鈴木 恵** 清水 真佐男** 自 念 栄 一**
前 田 正 彦*** 佐々木 洋***

The Effect of Glass Fiber Reinforcement on Low Cycle Fatigue of Nylon resin

by

Megumu SUZUKI, Masao SHIMIZU, Eiichi JINEN

Masahiko MAEDA and Yoh SASAKI

(Kyoto University of Industrial Arts and Textile Fibers, Kyoto)

It is pointed out first what favorable effect the small quantity of glass fiber ingredient in the reinforced Nylon 6 will have on the material to arrest the propagation of fatigue crack in it, and then the problem what is to account for the said favorable effect is carefully examined, from the standpoint of fractography, by performing repeatedly the test of low cycle fatigue, which is due to the tensile loads, by the use of an apparatus for the test of constant load. The results obtained are as follows.

(1) The fatigue crack in this case propagates itself slowly in match with the increasing ratio of glass fiber ingredient in the reinforced Nylon 6, no matter what sort of strain is repeated, unlike the crack propagation in the test of low cycle fatigue in the repeated bending by the use of the apparatus for the test of constant deflection.

(2) The relationship between the rate of propagation of crack in these specimens and the factor for the stress intensity at the crack tip follows Paris's formula, and it is found in the light of this relationship that the glass fibers will have power to arrest the propagation of fatigue crack.

(3) It is made clear by observation through the optical microscope that there are four typical patterns of fatigue fractured surface. These patterns of fatigue fractures together go to point to the condition that the glass fiber ingredient in the matrix functions to arrest the propagation of fatigue crack.

(Received Dec. 4, 1970)

1 緒 言

高分子材料の工業的分野における進出はめざましいものがある。とりわけ FRP (Fiberglass Reinforced Plastics) と呼ばれるガラス繊維強化プラスチックが種々の機械材料として広範囲に使用されてきているのは周知のとおりである。これらの FRP の使用時における条件も種々多様となり、力学的性質の究明の必要さを増している。これらの力学的性質のなかでも、疲労を取りあげてみると疲労は基本的にはき裂の発生と伝ばという過程から生ずるものであるから、混入された繊維がこれらの過程に対してどのような役割を演ずるかを究明する必要がある。

すでに筆者らは、たわみ一定型疲労試験機による疲労において繊維の存在が疲労破面に表われる striation の形態にどのように影響するか研究したが、本報では荷重一定型疲労試験機による疲労の場合について、マトリックス中のき裂の伝ばがガラス繊維の存在により、どのように影響されるかをナイロン 6 樹脂に不連続ガラス繊維を混入した FRTP (FRP の一種でガラス繊維強化熱可塑性樹脂と呼ばれる) の低サイクル疲労に関して、フラクトグラフィックな立場から検討する。このような検討にはガラス繊維混入率の低い試料が適当であると思う。

2 試料および実験方法

2・1 試料

ナイロン 6 ベレット (東レ CM 1001, 比重 1.14 ~ 1.15, 数平均分子量 $M_n = 14\,000 \sim 15\,000$) と 無ア

* 原稿受理 昭和45年12月4日

** 正 会 員 京都工芸繊維大学 京都市左京区松ヶ崎御所海道町

*** 京都工芸繊維大学 京都市左京区松ヶ崎御所海道町

ルカリのEガラス繊維（比重 2.54、直径 $9\sim 11\mu$ 、繊維長 4.5 mm）を重量比で30%含むガラス繊維混入ナイロン6ペレット（東レCM 1001 G）を所定のガラス繊維混入率となるように適当量ずつ混合したものを長さ方向に射出成型して原板を作成した。成型は Netstal Rotmat 50 オンス射出成型機を用い、スクリー一回転数 40 rpm、シリンダー温度 240℃、金型温度 80℃、圧力 1000 kg/cm² とした。ガラス繊維重量混入率は少なくフラクトグラフィックな検討に都合の良い 0, 0.05, 0.1, 0.5, 1.0, 5.0% の6種類である。試験片は原板より Fig. 1 に示す形状に削り出し、試験片中央部はボール盤で直径 4 mm の穴をあけた後に、手製の刃物で長さ 8 mm の切欠きを設けた。ここに 140 mm はチャック間距離でこの試験片の有効試料長と考えられる。このような試験片を温度 20℃、湿度 65% RH の標準状態の室に2か月以上放置した後に、試験片の水分率を調べるためにデシケーター内で試験片を乾燥させ、重量の経日変化を求めた。これより水分率を求めた結果を Table I に示す。なお実験は温湿度 25±2℃、65±5% RH 中で行なった。この温湿度条件で求めた各試料の機械的性質を Table II に示す。さらに試験片を一边 10 mm の正方形に切り出し、メタクレゾールで溶解した後に、混入ガラス繊維を抽出し、各混入率の試料につき 500 本測定により繊維長分布を調べた。その結果を Fig. 2 に示す。これより平均繊維

Fig. 1. Test specimen. 140 mm is the effective specimen length.

Table I. Moisture content of test specimens.

Glass fiber content in weight (%)	0	0.5	1.0	5.0
Moisture content (%)	1.85	1.59	1.58	1.53

Table II. Mechanical properties of test specimens.

Glass fiber content in weight (%)	Longitudinal elastic modulus E (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)	Yield stress $\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	Poisson's ratio ν
0	44	3.3	2.0	0.47
0.05	45	3.3	2.1	0.47
0.1	52	3.4	2.2	0.47
0.5	53	3.4	2.2	0.43
1.0	55	3.4	2.2	0.37
5.0	69	3.5	2.9	0.35

(Rate of straining : 85%/min : 25±2℃, 65±5% R.H.)

Fig. 2. Distribution of glass fiber length for the specimens of various glass fiber contents in weight (%): 0.5(●), 1.0(■) and 5.0(○).

長を求めると重量混入率0.5%のもので0.71 mm, 1.0%で0.62 mm, 5.0%で0.60 mmであった。また混入ガラス繊維と同種のガラス繊維の荷重—伸び曲線からガラス繊維の機械的性質を求めたところ、縦弾性係数 $E=3160$ kg/mm², 引張強度 $\sigma_B=98$ kg/mm², 破断ひずみ $\epsilon_B=3\%$ であった。各繊維は試料の面内にほぼ様な密度で混入されているが、全繊維の繊維軸が試料の長手方向に完全に整列しているのではなく、長手方向に対して傾いて位置している繊維も多く認められた。

2.2 実験方法

疲労試験機として島津オートグラフ IS 10 T を荷重一定型疲労試験機として用い、ひずみ速度一定 (36%/min) な、片振り引張りによる繰返し荷重を試験片に与えた。

すなわち、所定の最大応力と最少応力が0の繰返し引張荷重を試験片に与えた（以下この最大応力をたんに応力と呼ぶ）。応力を 1.5, 18 kg/mm² としたが、他に比較のために混入率 1.0% の試料については 1.2 と 2.1 kg/mm², 0.5% の試料については 1.4 と 1.65 kg/mm² を採用した。き裂伝ば曲線は一定繰返し数ごとに試験片を試験機より取りはずし、表面き裂の長さを万能投影機 (×50) で測定した。さらに、破面をレプリカ法で観察し、フラクトグラフィックな立場から検討した。

3 実験結果および考察

3.1 き裂伝ば曲線

荷重一定型の疲労試験においてき裂伝ばの挙動を知るためには、き裂伝ば曲線を描けばよいが、それを行なうにあたり、ガラス繊維の破断ひずみ 3% を目安として、試料に与えた巨視的なひずみが 4% 以下を低ひずみ、4% 以上を高ひずみと呼ぶこととし、それぞれの場合に対応する負荷として応力 1.5, 1.8 kg/mm² の2種類の繰返し応力を設けた。さらにガラス繊維混

Table III. Relationship between repeated stresses, repeated strains and rates of cycling.

Glass fiber content in weight (%)	Repeated stress (kg/mm ²)	Repeated strain (%)	Rate of cycling (c p m.)
1.0	1.2	2.5	7.2
0	1.5	3.9	4.6
0.05	1.5	3.9	4.6
0.1	1.5	3.9	4.6
0.5	1.5	3.6	5.0
1.0	1.5	3.4	5.3
5.0	1.5	2.7	6.6
0	1.8	4.9	3.6
0.1	1.8	4.5	4.0
0.5	1.8	4.3	4.2
1.0	1.8	4.0	4.5
5.0	1.8	3.7	4.8
1.0	2.1	4.5	4.0

入率 1.0% の試料についてはひずみを種々に変えるため、応力 1.2, 1.5, 1.8, 2.1 kg/mm² の 4 種の繰返し応力を負荷したが、その際の疲労初期より繰返し数 $N=100$ までのひずみ (平均値) の測定結果を Table III に示す。同表には比較のため他の試料の関係ものせ、同時にまた繰返し周期も示した。

き裂伝ばについては、応力 1.5 kg/mm² の場合、重量混入率 5.0% の試料においては切欠き底からき裂が発生しなかったが、5.0% 以下の試料についてはそれが発生した。しかし Fig. 3 に示すように、応力 1.8 kg/mm² となると、混入率 5.0% の試料においてもき裂の発生が観察された。さらにいったん発生したき裂はもはや停留することなく進展した。また同図に示すように混入率 1.0% の試料についての応力 1.2 と 2.1 kg/mm² の際、き裂の停留と進展が明確に観察された。

Fig. 3. Fatigue crack propagation curves for the specimens of various glass fiber contents under a given stress 1.8 kg/mm², glass fiber content in weight (%): 0 (○), 0.1 (□), 0.5 (●), 1.0 (▲), 5.0 (■) and for the specimen of glass fiber content in weight 1.0% under various stresses (kg/mm²): 1.2 (---), 1.5 (---) and 2.1 (---).

同図よりき裂が伝ばした試料については、ガラス繊維の混入率が増加するほど、き裂伝ば速度は減少する傾向を示し、ガラス繊維によるき裂伝ば阻止効果の大きいことがわかる。たわみ一定型疲労試験機による両振り平面曲げ疲労の場合には、たわみ振幅がある値まではガラス繊維混入率の多い試料の方が伝ば速度は遅いが、振幅がある値を越えると混入率の多い試料の方がき裂の伝ば速度は速くなる¹⁾。しかしながら荷重一定型疲労試験による片振り引張疲労の場合は、ガラス繊維の混入率の多い試料ほどひずみの高低によらずき裂の伝ば速度は遅くなった。さらにき裂が安定な成長を行なう期間 (き裂の長さ²⁾と板幅の比が 0.15 くらいまで) においては、き裂の伝ば速度 $d(2l)/dN$ はき裂長さ²⁾ $2l$ に比例するという Frost の関係式

$$d(2l)/dN = k(2l)$$

にしたがって伝ばする。ここに N は繰返し数、 k は比例常数である。Fig. 4 はき裂伝ば速度とき裂長さの関係を示したもので、上式の関係が成立すること、ならびにガラス繊維混入率の増加とともに伝ば速度が減少することを示したものである。

Fig. 4. Relationship between crack growth rate and crack length for the specimens of various fiber contents under a given stress 1.8 kg/mm², glass fiber content in weight (%): 0 (○), 0.5 (●), 1.0 (▲) and 5.0 (■).

3.2 Striation の間隔とき裂伝ば速度との関係

最近多くの研究者が striation の間隔とき裂伝ば速度との間に密接な関係があると述べている。前報における平面曲げの場合には striation の数と繰返し数が 1 対 1 に対応することが認められた。そこで片振り引張疲労の場合にはどのようなことになるか調べてみるため、疲労破面から採取したレプリカを投影機で観察し、同一き裂先端に沿った 5 個所での striation 間隔の平均値をもってあるき裂長さに対する striation 間隔とし、

Fig. 5. Relationship between crack growth rates or striation spacings and crack length for the specimens under a given stress 1.8 kg/mm^2 , crack growth rates of Nylon 6 (---) and glass-fiber reinforced Nylon 6 of glass fiber content in weight 0.5% (—), and striation spacings of Nylon 6 (●) and glassfiber reinforced Nylon 6 of the content (○)

巨視的にき裂伝ば曲線から決定されるき裂進展速度と比較した。写真からもわかるように striation が不連続でかつ分枝しているために、striation の間隔の測定値には多少のばらつきがあった。Fig. 5 は応力 1.8 kg/mm^2 におけるガラス繊維混入率 0, 5.0% の試料について、き裂長さと striation の間隔をプロットしたもので、striation の間隔とき裂伝ば曲線から決定されるき裂進展速度とがだいたい一致していることから各応力繰返しに対応して striation が生ずるものと思われる。さらに、この図のパラッキの原因としては、水分率による影響、その他ナイロンの微細構造による影響なども考えられる。ガラス繊維が混入された場合、この程度の混入率のものではガラス繊維近傍におけるマトリックス中の striation の間隔の乱れはほとんど認められなかった。

3・3 き裂伝ばと応力拡大係数との関係

近年、金属材料における疲労き裂伝ば法則の解明を意図して、き裂伝ば速度をどの程度まで一義的な応力拡大係数 K により表示できるかという Paris の解析法³⁾が広く試みられている。そこで本研究においても、このような考え方に基づいてデータを解析してみよう。

まず応力拡大係数としては、次の理由から本実験に使用した FRTP をマトリックスのみの材料とは材質の異なる等方性物質と近似して、中央にき裂を有する有限板の引張りに対する石田の解を用いることにする。すなわち

(1) 試料中のガラス繊維の混入状況は場所に疎密はなく一様である。

(2) ガラス繊維の寸法に比べて、試料寸法ならびにき裂長さが十分に大きい。

この場合の応力拡大係数 K は次式により与えられる。

$$K = \sigma \sqrt{l} \sqrt{\sec \frac{\pi l}{W}}$$

Fig. 6. Test specimen with central notch.

Fig. 7. Plastic region near crack tip

ここで、Fig. 6 に示すごとく σ は応力、 $2l$ はき裂長さ、 W は板幅である。この l の長さに対する K の精度は $l < W/2$ の範囲内で誤差は 1% 以内であるといわれている⁵⁾。しかし、この K の値はあくまで弾性論の立場から論じたものであって、き裂先端の塑性域を与えていない。したがって、その補正として塑性域の存在をき裂が実際より長い場合と同等であると考え、上式の l の代わりに Fig. 7 のごとくこれより大きい $l + r_y$ (r_y は塑性域の大きさ) でおきかえる。このき裂先端の塑性域の大きさ r_y についても多くの研究があるが、ここでは簡単な

$$r_y = \frac{K^2}{2\sigma_y^2}$$

なる式を使用する。ここに σ_y は降伏応力である。以上の両式より順次塑性域を補正しながら K の値を算出する。すなわち

$$K = \sigma \sqrt{l + r_y} \sqrt{\sec \frac{\pi(l + r_y)}{W}}$$

なる式を使って K を算出した。

一般に、軟鋼や Al 合金などの金属材料のき裂伝ば速度 dl/dN と応力拡大係数 K の関係は、 C 、 m を常数とすると、Paris による

$$dl/dN = CK^m$$

のように表示できる場合は、³⁾ 両対数方眼紙上で直線と

なる. m の値は K の大きさ, 応力状態, 材料の種類に依存し, $m=2\sim 7$ となる. ガラス繊維強化ナイロン 6 のガラス繊維混入率 0.5% の試料で応力を変化させたときのこれらの関係は Fig. 8 に示すように直線で示され, $m=5.5$ となる. しかしながら, き裂の長さが充分大きくなり塑性変形が大きくなると, ナイロン 6 の場合

Fig. 8. Relationship between crack growth rate and stress intensity factor for the specimen of glass fiber content in weight 0.5% under various stresses (kg/mm²): 1.4 (●), 1.5 (×), 1.65 (△) and 1.8 (○).

Fig. 9. Relationship between crack growth rate and stress intensity factor for the specimens of various glass fiber contents under a given stress 1.5 kg/mm², glass fiber content in weight (%): 0.1 (○), 0.5 (□) and 1.0 (△).

き裂先端での微細構造の変化やガラス繊維強化ナイロン 6 の場合ガラス繊維の切断による構造変化が観察され, 応力拡大係数の適用は不適当となる. 次に, ガラス繊維混入率の異なる試料で, 応力 1.5 kg/mm² の場合のき裂伝ば速度と応力拡大係数との関係を Fig. 9 に示す. 同図から応力拡大係数が同じでも, き裂伝ば速度はガラス繊維混入率の大きい試料ほど小さくなっていることから, ガラス繊維によるき裂伝ばの阻止効果が理解されよう.

3・4 疲労破面の形態について

3・4・1 ガラス繊維を含まない試料 ガラス繊維を含まない試料の疲労破面のレプリカを観察した結果, 両振り平面曲げ疲労破面と多少相違することがわかった. すなわち, 平面曲げ疲労破面の Fig. 10 (a) と片振り引張疲労破面の Fig. 10 (b) とを比較すると, striation の形状が前者では連続した線状であることにに対し, 後者では断続的であり, また分枝も激しいことがわかる.

次に, Fig. 11 はこの試料における伝ば速度が速い場所 ($8 \times 10^{-3} \sim 50 \times 10^{-3}$ mm/cycle) に現われる rivers と呼ばれる tear lines (写真の striation に対し直角方向の lines) を示すものである. この rivers はき裂の微視的な伝ば方向を示すものである. また微視的に考えると, 試料中のたとえば球晶組織が striation の形成にどのように寄与し, き裂伝ばにどのように影響するか不明でさらに研究を進めている.

Fig. 10. Fatigue fracture surface of Nylon 6. (a) Repeated bending test (Rate of cycling: 3.5 cpm, deflection amplitude: 75 mm), direction of crack propagation: A→B, a surface at the 2nd stage of crack growth process and →|←: one striation spacing. (b) Repeated axial loading test (Rate of cycling: 9.2 cpm, repeated stress: 1.5 kg/mm² and direction of crack propagation: upper→lower ($\times 100 \times 2/5$)).

Fig. 11. Fatigue fracture surface of Nylon 6 before failure under a given stress 1.5 kg/mm². Direction of crack propagation: upper → lower (×100×2/5).

3・4・2 ガラス繊維を含む試料 ガラス繊維を含んだ試料の疲労破面の観察により、破面は4つの特徴あるパターンに分けられることがわかった。

(1) まず、Fig. 12に示すごとく繊維が破面に平行に存在するときのみ生ずるパターンにおいては、繊維にき裂が達するまで striation のパターンは乱されないが、引張応力によって繊維の後背部に tearing が生じていることが認められる。そのき裂伝ば過程と破面のモデルを Fig. 13に示す。すなわち、き裂伝ば方向に平行に存在する繊維の端にき裂が進み(図 a)、次にき裂が繊維に沿って進んだために繊維と母材とははく離してボイドを生じ、き裂は伝ばしやすい状態となる(図 b)。さらにき裂が進んで試料を破断した状態を示す(図 c)。(図 d)はき裂の伝ば方向から(図 c)をみた図、(図 e)は破面の上からみた図で、放物線状の tear-

Fig. 12. Fatigue fracture surface (1). Direction of crack propagation: left → right (×100×2/5).

Fig. 13. Schematic representation of formation process of fatigue fracture surface (1). (a), (b), (c) are patterns viewed from x-direction, direction of crack propagation: left → right, (d) is a pattern from y-direction and (e) is a pattern from z-direction.

Fig. 14. Fatigue fracture surface (2). Direction of crack propagation: left → right (×100×2/5).

Fig. 15. Schematic representation of formation process of fatigue fracture surface (2). (a) → (b) → (c).

ing を示す。(図 e)の右図は試験片にかかる応力とき裂の伝ば方向を示すための座標である。

(2) 次に、Fig. 14に示す破面はガラス繊維が比較的多い試料に現われるパターンで、同一の striation の②の部分に比べて①の部分が遅れていること、き裂の進展後に繊維の背後の細長い黒い部分③を立体的にみれば、周囲の①、②の部分よりも高くなっていることから、これは tear ridge とみなせる。これをモデルで説明したものが Fig. 15である。すなわちき裂の伝ば方向に対し垂直にガラス繊維が存在するとき(図 a)、き裂前面(2)はガラス繊維(1)を迂回してゆく(図 b)。ガラス繊維が引裂きによって破断した後、ガラス繊維の背後の母材も引裂かれ、tear ridge となる(図 c)。そしてき裂伝ば速度が速くなる程、この tear ridge が長くなる傾向が認められた。この考えは繊維が破面に垂直に存在するものとして論じたが、実験は破面に対して繊維が傾いて存在するものが多いから、この場合は顕微鏡でみた繊維の投影面積は広くなる。したがって、繊維が切断された後、Fig. 14の④が実際の繊維直径に比べて大きいのはこの理由によるものと思われる。

(3) 第3の特徴は、Fig. 16に示すパターンであり、この図の特徴は破面に平行に繊維が存在する場合、(1)に示す放物線状のパターンを示すほかに、繊維が実際の直径よりも太い跡を残すことである。すなわち、同図の中央部にある繊維に比べ、その右側にある繊維の写す影の方が約4倍くらい太く、影の上に striation を生じている。これは繊維とマトリックスがはく離を起こした後に、応力の繰返しごとに上下破面が相対的

Fig. 16. Fatigue fracture surface (3). Direction of crack propagation: left→right ($\times 100 \times 2/5$).

Fig. 17. Fatigue fracture surface (4) of a specimen of glass fiber content in weight 0.05%. Direction of crack propagation: left→right and (a), (b), (c) are marks of broken glass fibers ($\times 100 \times 2/5$).

にずれるために相手の破面の繊維の影を太くしたものと思われる。この図を破面の上面とすれば下面では繊維の太さが逆になっている。このような場合、繊維のように細長いものでなく、粒状の介在物でマトリックスがAlのような金属ならば、tire trackを残すものと思われる。

(4) 最後に、Fig. 17はガラス繊維混入率が著しく少ない試料で、繊維が破面に垂直な場合に生ずる破面である。Fig. 17の破面と対となる破面上に切断されたガラス繊維が存在したことから、黒い穴a, b, cはガラス繊維の跡であり、この程度の混入率では繊維の存在により striation はなんら乱されないことがわかる。

以上、破面に表われた特徴を列記したが、その他荷重形式を変化させれば種々のパターンが現われることが予想される。また、さらに多くのガラス繊維を含むことによるマトリックス中の微細構造の変化が破面にどのように影響するか微視的に究明する必要がある。

4 結 言

F RTPの低サイクル疲労中の混入ガラス繊維によるき裂伝ばの阻止状況を混入率の少ない試料についてフ

ラクトグラフィックな立場から調べた。その結果荷重一定型疲労試験機による片振り引張疲労においては、

(1) たわみ一定型疲労試験機による両振り平面曲げ疲労と異なり、いかなる繰返しひずみにおいてもガラス繊維の増加とともに疲労寿命は延びる。したがって、ガラス繊維の増加にともなうき裂伝ばは遅くなった。

(2) き裂伝ば速度と応力拡大係数との関係は、金属材料と同様に Parisの表示が可能で、き裂伝ば速度は応力拡大係数が同じでもガラス繊維混入率の大きい試料は小さくなり、ガラス繊維によるき裂伝ばの阻止効果が認められた。

(3) 疲労破面を観察した結果、4つの代表的なパターンがあり、各パターンを調べれば繊維によるき裂伝ばの阻止状態がわかった。

(昭和45年3月19日 日本機械学会関西支部第45期定期総会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 鈴木 恵, 清水真佐男, 自念栄一, 前田正彦, 日本機械学会関西支部第44期定期総会講演論文集, p.74 (1969).
- 2) Frost, N. E., and Dugdale, D. S., J. Mech. and Phys. Solids, 6, 92 (1958).
- 3) Paris, P. C., and F. Erdogan, Trans. ASME, Ser. E, 30, 528 (1963).
- 4) Ishida, M., Trans. ASME, Ser. E, 33, 674 (1966).
- 5) 石田 誠, 日本機械学会誌, 72, 75 (1969); 石田 誠ほか, 日本機械学会講演論文集, No.213, p.89 (1969).
- 6) Irwin, G.R., Trans. ASME, Ser. D, 86, 444 (1964).
- 7) たとえば Dugdale, D.S., J. Mech. Phys. Solids, 8, 100 (1960).
- 8) 中沢 一, 小林英男, 機械の研究, 20, 603 (1968).
- 9) 自念栄一, 鈴木 恵, 中村 信, 第19回高分子学会年次大会講演要旨集, p.324 (1970).
- 10) 自念栄一, 鈴木 恵, 中村 信, 永田雅一, 第19回高分子学会年次大会講演要旨集, p.327 (1970).
- 11) Jacoby, G., Exper. Mech., 5-3, 65 (1965).
- 12) Tetelman, A. S., and A.J. McEvily, “構造材料の強度と破壊1, (宮本 博訳)”, p.95 (1970) 培風館
- 13) Beachem, C. D., and R. M. N. Pelloux, ASTM, STP 381, p.210 (1965).
- 14) Beachem, C.D., Trans. ASM, 60, 324 (1967).