

本報は 年 月 日付けで登録区分、
変更する。 2001. 6. -6

[技術情報室]

ATR用圧力管材のAcoustic Emissionの測定に 関する試験研究 (第1報)

1974年4月

動力炉・核燃料開発事業団
東海事業所

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村大字村松4番地49
核燃料サイクル開発機構
技術展開部 技術協力課

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to:
Technical Cooperation Section,
Technology Management Division,
Japan Nuclear Cycle Development Institute
4-49 Muramatsu, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki, 319-1184
Japan

© 核燃料サイクル開発機構 (Japan Nuclear Cycle Development Institute)
2001



N8-41-74-11
1974年4月

A T R 用 圧 力 管 材 の A c o u s t i c E m i s s i o n の 測 定 に 関 す る 試 験 研 究 (第 1 報)

実施責任者 三 浦 信 (技術部検査開発課)
報告者 立 石 嘉 徳 (")
五十嵐 幸 (")

期 間 : 1973年4月1日 ~ 1974年2月28日

目 的 : A T R 用 圧 力 管 の 脆 性 破 壊 感 知 を A c o u s t i c E m i s s i o n 測 定 に よ り 行 な う 技 術
を 開 発 す る 。

要 旨 : A T R 用 圧 力 管 と し て 使 用 さ れ る Z r - 2.5 N b 材 は , 炉 内 に お い て , 中 性 子 照 射 ,
水 素 吸 収 な ど に よ り , 脆 性 特 性 が 変 化 す る 。
そ の よ う な 状 態 に お い て , 様 々 な 原 因 に よ り 生 ず る 欠 陥 と そ の 成 長 を 感 知 す る 技
術 と し て A c o u s t i c E m i s s i o n に よ る 検 査 法 の 適 用 が 考 え ら れ て い る 。
本 研 究 は , 小 片 試 験 片 を 用 い て Z r - 2.5 N b 材 の A c o u s t i c E m i s s i o n 測 定 法
の 確 立 を 図 っ た も の で あ る 。

平滑試験片については、発生率が $\sigma_{0.2}$ 付近で最大となり、後はほとんど0にな
るといふ典型的な結果が得られた。

切欠材については試験片を内径117.8 ϕ 、肉厚4.3mmの圧力管から採取したので
管の曲率により試験片巾が制限され、破壊状態は全面降伏を伴う延性破壊にしか
ならず、負荷後半データの応力拡大係数K値による処理を不正確にした。

K値は、圧力管の脆性破壊防止設計において基準値の限界応力拡大係数と対比
して評価される値で、今回はK値がAcoustic Emission累積値とC.O.D
(Crack Opening displacement)を介して相関があることを確認すること
ができた。

目 次

1. はじめに	1
2. 試験方法	2
2-1 試験片	2
2-2 試験装置	2
2-3 測定方法	3
3. 試験結果及び考察	4
3-1 切欠先端塑性変形領域寸法測定	4
3-2 アルミニウム平滑材の A, E.	6
3-3 Zr-2.5Nb 平滑材の A, E.	9
3-4 アルミニウム切欠材の A, E.	13
3-5 Zr-2.5Nb 切欠材の A, E.	14
4. ま と め	17
5. 今後の課題	17
6. 参考文献	18

1. はじめに

Acoustic Emission (以下A.E.)とは、材料が変形、あるいは破壊する時に発生する音として定義されている。

昔から良く知られていたものに、錫を変形させた時、聞こえる“Tin Cry”や鉄合金のマルテンサイト変態時に発生する可聴音、そして、破壊試験の破断時に聞こえる破壊音等の代表的な例がある。これらの例は発生音が可聴帯域に含まれていたが故に、早くから気付かれていたが、最初の研究はわりあい新しく、1953年、Kaiserによって始められた。

彼は引張試験時のA.E.を測定しているうち、材料が一度ある応力を受けると、次に負荷する時は前回の応力を越えるまで、A.E.の発生がなくなるという現象を見つけた。これがKaiser効果といわれるものである。

圧力容器の定期的な耐性試験はKaiser効果を用いて、非常に短時間に済ませられる可能性が示された。すなわち、前回行なった耐性試験時の圧力に達する以前にA.E.が検出されたら、欠陥の発生、または欠陥の進展が考えられるというのである。

しかし、今日ではKaiser効果には各種環境における、不安定性のあることがわかり、このような方式に対して再検討が行なわれている。

1958年、Schofieldは引張試験を行なって、A.E.と変形挙動との間には定量的な関係があることから、大部分のA.E.は転位の集積と崩壊に関係することを示した。

近年発達してきた破壊力学は、破壊のパラメータとしてクラック長さ、切欠先端の塑性変形領域寸法、切欠端の変位量等を採用しているがいずれにせよ、破壊には転位が重要な働きをしている。したがって、A.E.により破壊条件を測定することが、可能となることが示されたわけで現在のA.E.測定の目標もここにある。

また、新型転換炉(ATR)用圧力管の材料であるZr-2.5%Nb材は中性子照射、水素吸収等で脆性特性が悪化する恐れのあることから、In Service Inspection(以下ISI)を行なり必要にせまられている。ここでは、このような情勢の中でZr-2.5Nbの脆性特性とA.E.の相関を求め、ISIの可能性を打診することを目標とした。

本文では、Zr-2.5NbのA.E.発生特性についての既存データがほとんど見あたらないことから、まず、A.E.について多くの試験が繰り返されてきたアルミニウムを用いて、A.E.測定に関する予備試験を行ない、ついで破壊靱性値とA.E.の相関を調べるため、切欠付きの試験片についてA.E.の測定を行なった。

特にここでは、切欠先端に発生する塑性変形領域の大きさと直接関係あるCrack opening displacement(以下C.O.D)をパラメータとしてA.E.データの整理を行なった。

2. 試験方法

2-1 試験片

試用した試験片の形状、寸法及び材質を示す。

- 図1 - アルミニウム平滑材
- 図2 - Zr-2.5Nb 平滑材
- 図3 - アルミニウム切欠材
- 図4 - Zr-2.5Nb 切欠材

2-2 試験装置

引張試験機

島津オートグラフ IS-5000

島津リーレ型万能試験機 RH-10

A.E.測定装置

Nortec 社製 A E 装置測定条件

o High pass filter	400 KHZ
o Gain	4.5
o Threshold	5.0
o Chart speed	1 mm/sec
o Rate meter	
Response time	1 sec
Range	4 (10000 パルス/分)
Sensitivity	2 mV and 5 mV
o Tatalizer	
Multiple	10
Sensitivity	100 mV

試作 A E 装置測定条件

Amplifier	YHP Tuned Null Detector
	Attenuator 0dB
	Range Flat
Filter	NF Dual Decade Filter
	High pass 60 KHZ
検波器	自作
Recorder	Watanabe リニアコーダ - WTR 281

歪，荷重測定系

X-Yレコーダー

新興通信社製 AS-14 A/AS (1 pen)
RC-9001 HH/HT (2 pen)

ロードセル

新興通信社製 L/R-10 (容量10t)

Clip gauge

ASTM STP410 Appendix⁽¹⁾にしたがって作製した。形状寸法を図5に示す。

データレコーダー

TEAC R410

変換子

Nortec PZT-5 共振周波数 1MHz

Brüel & Kjær Accelerometer Type 4344 125KHZ

ストレインゲージ

新興通信社製 M102

静歪指示計

新興通信社製 PS7/LT

10点切換平衡箱

新興通信社製 PS7/ST

2-3 測定方法

測定系のブロックダイヤグラムを図6に示す。

- a) 平滑材の場合一般に応力歪線図とA,E測定結果を重ねて示すことが行なわれている。⁽²⁾⁽³⁾

(4)(5)(6)

ここでも応力歪線図にA,E結果を重ねることにした。しかし、後述するようにストレインゲージを用いて正確に歪の測定を行なうことができなかつたので、実際には、荷重一時間線図を使うことになった。

インストロン型の島津オートグラフIS-5000を用いればクロスヘッドの速度を一定にできるため歪との対応が割合正確に出来るが、この型の試験機の負荷形式がスクリー回転によるものであるため、スクリーの機械的接触が原因するMechanical noiseの発生が予想されたので大部分の試験は、油圧負荷型である島津RH-10を用いて行なった。材料特性としての正確な応力-歪線図はストレインゲージを用い、別に求めた。

b) 切欠材

切欠材の単純引張試験結果は切欠端での開口変位量 COD を用いて整理した。

COD の測定は図 5 に示した Clip gauge を用いて行なった。Clip gauge の装着は、図 7 に示したように先端角 60° の Clip gauge mount にひっかけることで行なった。

Stress-Displacement 線図 (以下 S-D 線図) は時間送りの 2 pen recorder により荷重及び Clip gauge 出力を夫々記録し、後に一定時間間隔ごとにプロットすることで作製した。A.E 測定データとのつき合せは、その S-D 線図上で行なった。

試験片と Clip gauge 等の装着状態を写真 1 に示す。

3 試験結果及び考察

3-1 切欠先端塑性変形領域寸法測定

実在金属の場合、どれほど鋭い切欠をもっていようと、切欠先端には破壊に先立って、必ず塑性変形を起こした領域が存在し、さらにその寸法をもって、破壊条件を決定することができる。⁽⁷⁾

材料破壊時の A.E の原因としてはマイクロクラックの発生、及び成長、塑性変形等が考えられている。⁽⁸⁾

もしここで切欠先端塑性域からの A.E が測定でき、さらに相関が明らかとなれば A.E の計測をもって、破壊の予知が可能となるわけである。したがって、ここでは切欠先端の塑性変形域寸法の測定について試験を行ない、A.E による破壊条件解析のための基礎データとすることを目的とした。

切欠先端塑性域寸法の測定法には、かなり多くの種類がある。例えば光弾性、コンタクトストレインゲージ、⁽⁹⁾モアレ法、COD 測定法、そして最近注目されている理論的解析法である有限要素法等である。ここでは、わりあい容易に測定が出来る COD 測定法を選んだ。前述のように $COD = \phi$ はそれ自体も破壊のクライテリアとして用いられているパラメータのひとつであり、切欠先端塑性域寸法 ρ 、応力拡大係数 (Stress intensity factor) K 値等と直接の相関がある。⁽¹⁰⁾

(モード III 剪断型)

$$\text{すなわち } \phi = \frac{(k+1)\sigma_y}{\pi G} \cdot \rho \quad \text{①}$$

$$\phi = \frac{(k+1)K^2}{8G\sigma_y} \quad \text{②}$$

①, ②より

$$\rho = \frac{\pi K^2}{8 \sigma_y^2} \quad (3)$$

ここで

$$k = \begin{cases} 3-4\nu & \text{平面歪} \\ 3-\nu & \text{平面応力} \end{cases} \quad G = \frac{E}{2(H\nu)} \quad \text{せん断弾性係数}$$

ν : ポアソン比

$Zr-2.5Nb$ で 0.328⁽¹¹⁾

ただし、これらの関係式はK値の有効範囲、すなわち直線弾性領域においてのみ成立するものである。

Irwin 等によると ρ は切欠付試験片に負荷した場合、各種の補正をほどこすと単純に負荷応力の函数となる。

$$\rho = a \left(\frac{\tau}{k} \right)^2 F_w F_r \left[1 + \left\{ \frac{(w/2)-a}{a(\tau/k)^2 F_w F_r} - 1 \right\} F_{fp} \right]^{(38)} \quad (4)$$

ここで τ : 負荷したせん断応力, k' : せん断降伏応力
 F_w : 試験片巾係数, F_r : 応力係数, F_{fp} : 塑性係数
 a : 切欠半長

このようなモードIIIの塑性解析は $\tau \rightarrow \sigma$, $k \rightarrow \sigma_y$ とおきかえることによって、モードI引張型の近似解とすることができる。⁽¹²⁾⁽¹³⁾

しかしこの式にはCODのファクターが含まれていないので当初の目的であるCODによる塑性変形域寸法測定には直接使うことができない。

Tetelman⁽¹⁴⁾ に依るとクラック長との関係は、次のようになる。

$$\phi = C \cdot \frac{4 \sigma_y a}{\pi E} \cdot \ln \frac{\rho+a}{a} \quad (5)$$

ここで a : クラック半長
 C : 試験片の回転要素等の補正係数

この関係式は Bilby 型の取扱いにすれば $\sigma_{net} \approx \sigma_y$ の範囲まで取扱を拡張することが実用上出来、⁽¹⁵⁾ ①式より応用範囲が広い。

$x \ll 1$ の時 $\ln x \approx x - 1$ であるから ⑤式は $\sigma \ll \sigma_y$ なる条件で

$$\phi = \frac{4 \sigma_y \rho}{\pi E} \cdot C \quad (6)$$

となる。これは①式のモードIの場合に相当し、前述のように $\sigma \ll \sigma_y$ で成立するものである。

この理論式の精度を調べるため、図3に示したアルミニウム製 Single edge notched specimen (以下 SEN) の歪分布をストレインゲージで測定し、同時に行なった COD 測定結果との比較を行なった。その結果を図9に示す。

このように切欠先端塑性域寸法と COD との間に直接の相関のあることが確認できたので、塑性域寸法をあらわす量として COD を用い、A.E. データの整理を行なうことにした。

3-2 アルミニウム平滑材の A.E.

図1に示したアルミニウム製試験片を用いて、A.E. の測定を行なった。

代表的な測定結果を図10に示す。

図10のチャートから5秒間隔でサンプリングし、オートグラフから得た荷重-変位線図に A.E. のデータを重ねたものを図11, 12に示す。夫々総カウント、カウント率を示したものである。

図より明らかなように降伏点付近での activity は非常に高くなっており、他文献と一致していた。(3)(16)(17)(18)

Dunegan 等⁽¹⁹⁾に依ると降伏点付近における A.E. activity は Gilman に依り示された可動転位密度の式⁽⁸⁾と良く似た式で表わすことが出来る。

$$\mu = (\mu_0 + m_p \epsilon_p) e^{-k \epsilon_p} \quad (7)$$

μ : 可動転位密度 μ_0 : 初期可動転位密度

m_p : 増殖係数 ϵ_p : 塑性歪

k : 歪硬化速度に依存するパラメーター

Dunegan 等は $\mu_0 = 0$, $m_p = 1.44 \times 10^7$, $k = 70$ を使用し、7075-T6 アルミニウム合金の結果で見事な一致を見せた。

$$\text{すなわち } \mu = 1.44 \times 10^7 \epsilon_p e^{-70 \epsilon_p} \quad (8)$$

である。その様子を図13に示す。

式⑦の $\mu_0 = 0$ の時両辺を微分すると

$$\frac{d\mu}{d\epsilon_p} = m_p e^{-k \epsilon_p} (1 - k \epsilon_p) \quad (9)$$

$$\epsilon_p < \frac{1}{k} \quad \text{で} \quad \frac{d\mu}{d\epsilon_p} > 0$$

$$\epsilon_p > \frac{1}{k} \text{ で } \frac{d\mu}{d\epsilon_p} < 0$$

だから上に凸の図形となる。

$\frac{d\mu}{d\epsilon_p} = 0$ となる点すなわち上記函数がピークを示す歪値は $1/k$ で与えられる。

Dunegan が採用した k の値から A.E. ピーク歪値は 14300×10^{-6} となる。しかし、図13より明らかなように A.E. のピーク歪値は、およそ 2300×10^{-6} 程度の歪の時にある。

Tetelman⁽⁸⁾ も同様な解析を同じ材料について行なった実験結果に加えている。

その結果、彼は次のような式を示している。

$$\mu = 2.08 \times 10^8 \epsilon_p e^{-940 \epsilon_p} \quad \text{⑩}$$

⑩式の場合 k から計算される歪値は、図14に示した A.E. 測定データとのつき合せでうまく合っている。(図14)

本試験において、10回の繰り返しで得られた A.E. 活性時の歪は $2500 \times 10^{-6} \sim 4500 \times 10^{-6}$ であった。

このデータよりおよそ 3500×10^{-6} の歪時にピークがくるよう k の値を調整した結果 $k = 286$ が得られた。

これに基づき A.E. データとのつき合せを行なった。(図15)

図より明らかなように Dunegan 等が得たような明白な一致は見られなかった。

小野⁽¹⁸⁾ や Tetelman⁽⁸⁾ はこの Gilman 理論を A.E. データの整理に用いることの難点を次のように述べている。

- ① Gilman 理論が現象論的仮説であり確立されていない。
- ② m_p は降伏理論では $10^9 \sim 10^{10}$ 程度にあるのに式⑧及式⑩では $10^7 \sim 10^8$ 程度でしかない。
- ③ A.E. 発生数に差がある………Dunegan 等の測定法では数桁多く得られる。(本実験結果に用いたところ実測値にくらべる桁多く得られている。)
- ④ 加工硬化率から予測される値にくらべ k が大きすぎる。
- ⑤ Gilman 理論のような転位の平均的運動をもって A.E. を説明するには説明不能な現象が多くありすぎる。

(例えば、降伏前の A.E. 活性化, A.E. Rate の粒度依存性)

しかし、A.E. の発生源として転位が重要な地位にあることは、充分に示している。

2-2で述べた引張試験機のうち、主として使用したのは島津リーレ型万能試験機 RH-10 である。

この装置は油圧負形式であるため機械の接触による雑音が少ないことを期待して使用した。しかし、そのかわり試験片の伸びに相当するデータが得られないので、歪についてはストレーンゲージを用いることにしたが、歪が大きくなっていった段階で起るストレーンゲージのハクリによる雑音も考えられるので、予備試験を行なった。

ストレーンゲージを使用した場合と、しない場合を図16.17に示す。

図より明らかなようにストレーンゲージを使用した場合は高歪領域においてストレーンゲージのハクリによる雑音とみられる大きな信号が発生していた。

また、ストレーンゲージの端子を固定するために巻いたビニールテープによって信号が大きな影響をうけることがわかった。

図18にストレーンゲージとビニールテープを併用した時のAE活性化領域の信号を示す。

図16のものは、ストレーンゲージだけでビニールテープは使用していない。両図の比較から明らかなように信号の減衰が起っている。恐らくは計測に最も有効な表面波を吸収してしまうためであろう。逆にこの現象を利用することにより外来雑音の減少をはかることが出来る⁽²⁰⁾とも考えられている。

今までの実験において変換子はシリコンラバーを介して圧着してきた。このような粘弾性材料を中間に置くと、100KHz以下の周波数範囲の伝達効率が悪化することが知られている。⁽²¹⁾

使用している試作測定器機の中心周波数がおよそ100KHzであるので、改良をはかるため、ネジ止めと、エポキシ樹脂による接着について検討した。ネジ止めの場合は破断時のショックで変換子を傷めるおそれがあるので、まず取り付け、取りはずしの容易なエポキシ樹脂接着法で実験を進めた。

エポキシのような熱硬化性樹脂は充分な硬化が起るまで時間がかかる。ここで使用しているエポキシ接着剤は、Astro Chemical社の「Barco Bond」MB-165で室温硬化のカタログデータは5分であった。

変換子の接着時にはヘアドライヤーによって5分程加熱し、硬化時間の短縮と“ぬれ性”の改善を計っている。しかし、いくつかの試験結果を比較してみると、AE発生率のパターンは同一でもその大きさに差の出ていることがわかった。確認のため接着後保持時間をおいて引張試験を行なってみた。接着後15分、30分、360分に行なった引張試験結果を図19~21に示す。

これらの図の比較より明らかなように保持時間の長いものほど耐力付近でのAE発生率が小さくなっている。いまのところこの原因としては硬化に伴う樹脂の収縮や熱膨張率の差による空隙の発生が一因と考えられている。これを確認するため、エポキシ製円柱を試片に接着し、10数時間経過後、埋込用樹脂に封入研磨し接着面の顕微鏡観察を行なった。その結

果、エポキシ円柱と試片との間にスキマの生じていることがわかった。これは、おそらく熱膨張率の差に依るものと考えられる。もし、変換子と試料との間にこのような空隙があったとすれば圧力波の伝播は著しく防げられ、感度低下が起るであろうことは容易に想像できる。さらにもう1個の変換子に電気パルスを加え弾性波を発生させる装置⁽²²⁾⁽²³⁾を用いてA.E.疑似信号を試験片の一端に加え、エポキシ樹脂接着の場合の信号ピーク値変化を測定した。その結果を図22に示す。

明らかに図19~21の結果と同様時間の経過とともに受信信号が小さくなっていった。ラバー圧着法との比で示したのは、外来変化による影響を除くためである。また、樹脂の硬さ変化も測定してみた。結果を図23に示す。

図のように硬さは徐々に増加する傾向にあり、A.E.測定に無視できない影響を与える要因のひとつであると考えられる。

3-3 Zr-2.5Nb 平滑材のA.E.

アルミニウム材の結果をもとに圧力管材から切り出したZr-2.5Nb平滑試験片についてA.E.の測定を行なった。

代表的な試験結果を図24~31に示す。

図25, 30で示されたように荷重がおよそ1600Kgの時A.E.Rateのピークがある。これは、応力にして 58 Kg/mm^2 となり、図32に示したZr-2.5Nb合金の応力-歪線図で丁度降伏応力のところに一致する。

図32において引張初期の応力-歪線図が直線状でないのは、曲りの外側へストレーンゲージを貼ったため負荷初期に強い圧縮荷重をうけるためである。

0.2付近でのピークを過ぎてからA.E.の発生はほとんどなくなり、従来行なわれてきた材料と同じ傾向を示した。しかし、図24, 25, 26, 28, 29, 30から読みとれるように300Kg~700Kg付近においてもA.E.のピークがある。この原因として①ピン穴による応力集中、②試験片が曲っているため(図33)引張りに依って真直ぐになる過程で発生する局所的な変形等、が考えられる。

①の影響をのぞくため、ピン部分に予荷重をかけてから、引張試験を行なった。

その結果を図34に示す。

図34より明らかなように、いくぶん軽減されはしたが、まだ完全にとることは出来ず試験片曲りの影響もあることがわかった。

ここで曲げの予荷重を与えてしまうと、A.E.発生初期の状態が変わってしまうのでピン部の予荷重だけを加えることにした。

総体的にZr-2.5Nbでもアルミニウムの場合と変わることはなかったが、A.E.Rate

がアルミニウムに比して高目であった点だけが特筆される。これは後述するように降伏応力の差($\sim \times 10$)によるものと思われる。

A.Eは材料の局所的な変形が原因となっており、その局所的な応力の集中が緩和された時、放出される予分のエネルギーの結果であるとされている。従って材料が不均一な変形をする時にはいつでもA.Eの発生が伴うものと考えられる。すなわち、転位の移動及び集積と崩壊、双晶変形、結晶方位の回転、変態、マイクロクラックの発生と進展等々ある。

A.Eは、連続型と突発型の2種に大別されており、夫々が異なる機構によるものと考えられている。

連続型は、転位の運動等のミクロな変形が原因し、そのエネルギーは $1 \sim 10 \text{ eV}$ と推定されている。

突発型はもっとマクロな変形すなわち微小われ、キレツの発生などが原因するものと考えられ、エネルギーレベルも連続型の $10^{10} \sim 10^{14}$ 倍と推定されている。⁽²⁴⁾

ある原子面上において転位がすべり運動を起す時、正弦関数で近似されるお互いの原子の発振力のポテンシャルエネルギー場を通過せねばならない。

このための応力は

$$\tau_c = \frac{2\mu}{1-\nu} e^{-2\pi/(1-\nu)} \quad (11)$$

μ : 弾性率, ν : ポアソン比

で示され、これをPeierls-Nabarro力という。

転位が運動を続けるためには最小限この力に打ち勝っていかなければならない。

Gillis⁽²⁵⁾に依ると運動が継続することが出来たなら転位のエネルギーは、ポテンシャルの最低位置から最高位置まで上昇し、(このエネルギー供給は、外力によってなされる。) ついで突然解放される。これが格子の振動を引き起し、A.Eとして観察されるのである。

また運動している転位の全エネルギーをEとすると

$$E = \frac{E_0}{\left(1 - \frac{V^2}{C^2}\right)^{\frac{1}{2}}} \quad (12)$$

ここで E_0 : 零点エネルギー, V : 転位の速度, C : 音速

転位の運動エネルギーは $E - E_0$ であるから転位を1個の質量系と考え、その質量をMとすると

$$E - E_0 = \frac{1}{2} M V^2 \quad (13)$$

②, ③より

$$E_0 = MC^2 \quad (14)$$

$$C^2 = \mu / \rho, \quad E_0 \simeq \mu b^2$$

μ : 剛性率, b : バーガースベクトル, ρ : 密度

を式④に代入すると

$$M \simeq \rho b^2 \quad (15)$$

このような質量系が加速度をうける時には, エネルギーの副射を行なうであろうし, それがA.E.の源となると考えられている。(21)

羽田野等(21)はフランク・リード源において1個の新しい転位環が閉じる寸前の加速運動がA.E.の大きな源であるとしている。

大川に依ると初め様な速度で動いていた転位が溶質原子の付近を通るとそのまわりの応力場の影響で転位周囲の速度が変わる。

この結果, 転位回りの弾性場は, 弾性波の形で運動エネルギーを放出する。このように転位がその運動速度に変化をきたすような状態が発生した場合には弾性波の形でエネルギーの放出が行なわれ, それがA.E.として観測できる。

弾性から塑性への変化点すなわち降伏点というものは, それまで動かなかった転位が運動を開始するということによって定義される。それ以前の応力, すなわち弾性領域では格子がゆがんでいるだけで転位の移動ということは起っており, 本質的にA.E.の発生はない。しかし, ひとたび応力が降伏点に達すると運動出来る転位の数は桁ちがいに多くなり, それらが降伏点付近の活性化現象となってあらわれる。

降伏点(明瞭な降伏点がない場合も含む)付近において, 転位がどのような挙動を示しているかは現在まだ明らかにされてはいない。有力な降伏挙動は, コットレル効果と鈴木効果である。両者とも転位が溶質原子の影響によって, その移動に抵抗をうけることが降伏現象を起す原因であるとしている。

アルミニウムは積層欠陥エネルギーが大きいので, 鈴木効果よりコットレル効果が有力であり, ジルコニウムは, C.P.H.の結晶構造で拡張転位をつくる可能性が高いので鈴木効果も考えられる。(27)

いずれにせよ固着されていた転位がひとたび動き出すと, あとは転位自らの応力集中により連鎖的なフランク・リード源の活動となって塑性変形はより低い応力で持続する。

このように降伏応力を決定する要因は多数考えられており, そのどれもが単独で降伏応力を支配しているわけではない。

例えば, もしフランク・リード源が単独に存在し, 発生した転位がなんの妨害も受けずに結晶全体に広がってゆけるとしたら, その結晶の降伏応力はフランク・リード源の働きはじ

める応力だけで決定することができる。(Orowan 1954)

しかし、実際には溶質原子や他の転位などが存在し、フランク・リード源の働きを制限するので転位の張力から理論的に求めたフランク・リード源始動応力だけで働きだすのかまた継続して働くのかどうか明らかではない。現在では発生した転位が障害をのり越えて進展する応力で降伏応力が決まるのではないかと考えられている。

明瞭な降伏点をもたないような材料においても、転位の固着作用は存在する。つまり転位が移動中に固着作用をうけるのである。その場合は、図35に示したような応力-歪線図を示す。⁽²⁸⁾ このような材料において転位の固着-解放はわりあいゆっくりとはじまるはずであるから、降伏点をもつ材料にくらべA.E. Rateの増加率は小さくなる。⁽²⁹⁾

Gilman - Johnston が示した塑性抵抗説⁽²⁷⁾に依ると、転位の運動速度は一定応力の時常に一定となる。さらに高村理論に依ると転位は移動に際して溶質原子等に作用しその原子振動を励起する。その結果、転位は運動エネルギーを失うことになるが単位長さを動く間に失うエネルギー dE/dx は図36に示すように転位の運動速度の関数となっている。すなわち、ある臨界速度 V_c 以上で転位が動く時、エネルギーの損失は、 V^2 に逆比例するのである。

これらの事実から、降伏応力の高いものほど固着からはずれた直後の転位の運動エネルギー損失は大きくなる。

すなわち Tetelman⁽⁸⁾⁽³⁰⁾ のように Ringing 図形のしきい値を越えたパルスがA.E.のカウントとするとしたら1個のA.E.パルスエネルギーが大きくなるのだからカウント数は増加してゆくことになるだろう。これは図10と図24の比較からも明らかである。また、歪速度が増加するとA.E.も増大するという現象⁽³¹⁾も歪速度と転位の運動速度に直接の関係があることから同様に説明することが出来る。

降伏応力を過ぎるあたりから転位密度は増加してゆき相互作用が活発になる。転位はその周囲に応力場をもっているので互いに近づくと引力あるいは斥力をうける。従って、転位密度が高くなり転位どうしが近づくようになると、その引力あるいは斥力に逆らって動かすため、さらに余分の応力が必要になる。また、転位どうしの切り合いもひんぱんとなるが交差したところには、ジョグが出来る。このジョグを作るためにもエネルギーが必要であるし、ジョグをもった転位が非保存運動する時には、通過跡に空孔や格子間原子の列を残してゆくので⁽²⁸⁾⁽³²⁾⁽³³⁾(図37)⁽³³⁾、その時にも空孔や格子間原子の形成エネルギーに相当するだけのエネルギーが余分に必要となる。このような転位の運動に必要な応力が増加する現象を加工硬化といっている。さらに状態が進むと転位どうしの交叉も盛んとなり、不動転位の形成や結晶粒界への集積などが起って、運動可能な転位の数は急激に減少する。

さらに Seeger 等は図38のようにひずみの増大とともにすべり線の長さが短くなるこ

とを示し、これが転位運動に対する障害物の増加に依るものであると考えた。

このような運動可能な転位の密度減少や平均運動距離の減少が起るため加工硬化領域に入るとA.E.は急激に減少することになる。最大抗張力に至るまで材料の変形はマクロ的に均一に進行する。その後はくびれなどが生じる不均一な変形が起るが、この時にはもはや硬化が充分に進んだ状態、すなわち運動可能な転位が少ないためA.E.の発生はみられない。(18)

最終的な破壊がどのようにして起るかは現在でも明らかにはなっていない。最も有力な説は図39に示したように刃状転位が集まってクラックを形成するとの考えである⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾⁽³³⁾⁽³⁴⁾(Zener)。延性破壊でみられるカップコーン破面で中心近くの繊維状に見えるところは空孔が結合して出来たボイドのつながったものであるとされている。実際、破断部分付近の顕微鏡観察で、ボイドの列が見ついている。(図40) これらのボイドが結合する結果破壊が生じ、その破面は電子顕微鏡で見ると多数の丸いくぼみの連続と見ることができる。(図41) ボイド結合時のA.E.を記録しようとの試みが羽田野等によってなされた。(図42)⁽²¹⁾ 本実験においてもアルミニウム試験片について同じような結果が得られた。(図43) しかし、このような結果はアルミニウムのような低強度延性材についてのみ得られるものであって、ジルコニウム合金のように高応力で破断する場合には、蓄積されたエネルギーが大であるため一挙に破壊が進行してしまい、図43のような現象は見られない。

3-4 アルミニウム切欠材のA.E.

CODとA.E.との関係を求めるためアルミニウム製SENBを用いて予備試験を行なった。荷重、時間線図上にA.E.率を重ねて図44に示す。

図上に示したa点は切欠先端の塑性変形が残存部全長にわたって非常にはっきりとなった時、D点は試験片が裂けはじめた時、そしてC点は試験片のピンを中心としての回転が大きくなりはじめた時である。(図45)

図より明らかなように荷重の急激な下落を伴って起る引き裂きは、A.E.カウント率の大きな増加と対応している。a点以降では、塑性変形が充分進んだ状態であるので転位によるA.E.は少なくなり、大部分が引き裂きに伴う機械的な信号である。

SENBでピン負荷の場合切欠先端には単軸引張だけでなく、モーメントも存在している。それは図45のようにキレツの進行とともに試験片が回転することでも明らかである。

Zr-2.5Nb材の試験片は図4のようにDENであるので、ピン負荷の場合でもモーメントはなく一様引張りに近いものと考えられる。切欠先端に単軸引張とモーメントが作用すれば、当然応力集中率は引張だけの場合に比べ増加する。

西田⁽³⁶⁾によると片側に深い双曲線形ノッチを持つ場合、一様引張りに比べ純曲げモーメントは30~40%程応力集中率が高くなる。従って、今回の試験では一様引張りよりも低

い応力で破壊が開始したはずである。これを確認するためチャックを用いて引張試験を行なった。その結果を図46に示す。

図44, 46の比較から明らかなようにチャック負荷の場合は、ビン負荷にくらべおよそ60%ほど高いUTS荷重を示した。応力集中率よりも大きな差となったのは前述の比較が夫々純粋な応力状態についてのものであるためで実際のビン負荷ではモーメントと引張が混在しており、より応力集中が大きくなるので当然と考えられる。

CODを測定するためのクリップゲージを用い、荷重-変位線図を描かせてみた。代表的なチャートを図47に示す。

この実験から荷重-変位線図とA.E.のデータを重ねて示すためには、時間-荷重、変位線図として測定を行ない、時間の関数として得られるA.E.のデータと一定時間ごとのつき合せをしなければならないことがわかった。

すなわち夫々時間送りであるA.E.データと2ペンレコーダーを用いて得た荷重、変位のデータを同一の単位時間ごとにプロットしてゆくのである。精度を上げるため単位時間を短くしてゆくとプロット数は非常に多くなり手間のかかる方法ではあるが、他のより良い整理法が見つかるまで、この方法を採用ことにした。

最も心配であったクリップゲージとそのマウント部での接触による機械的ノイズについても大きな衝撃でも与えない限り、ほとんど発生しないことがわかった。

3-5 Zr-2.5Nb 切欠材のA.E.

これまでの予備試験の結果をふまえて図4に示したような実寸圧力管から切り出したDouble edge notched specimen (以下DEN試験片)を用いてA.E.の測定を行なった。まずKaiser効果を見るため $0 \rightarrow 5.8 \text{ Kg/mm}^2 \rightarrow 0 \rightarrow 5.8 \text{ Kg/mm}^2 \rightarrow 0 \rightarrow 11.6 \text{ Kg/mm}^2 \rightarrow 5.8 \text{ Kg/mm}^2 \rightarrow 11.6 \text{ Kg/mm}^2 \rightarrow 5.8 \text{ Kg/mm}^2 \rightarrow$ 破断という繰り返し荷重を加えてA.E.発生の特性を見た。

図48, 49は横軸を時間、縦軸を荷重及び変位とした線図にA.E.の発生率をかさねて示したもので図48は受け入れ材、図49は300°C 10時間の焼鈍材についての結果である。現在のところA.E.量の絶対測定が困難であるため、総カウント数での比較は大きな意味をもたないが、図48, 49の比較から焼鈍材により多くのA.E.が発生していることがわかる。圧力管が15%程度の冷間加工をうけていることからKaiser効果のためA.E.量の減少は充分考えられることであり、その点からも焼鈍材と受け入れ材の差は理にかなっているものである。

しかし図48, 49からわかるように繰り返し中に相当量のA.E.が見られ、Zr-2.5NbのDEN試験片についてはかならずしもKaiser効果は明瞭ではなかった。

静的引張りにより得られたS-D線図上に総カウント、カウント率を重ねたものを図50, 51に示す。

Dunegran等⁽⁵⁾に示されたように総カウント数は K^4 に比例する。すなわち、切欠先端に発生する塑性変形領域で最もA.E.の多いのは丁度降伏を起している部分である。(図52, 53)

図52の塑性変形領域を円形と考えるとA.E.活性体積 V_p は次式で近似できる。

$$V_p = \pi (\rho_y^2 - \rho_u^2) \cdot t = \pi \cdot \rho^2 \cdot t \quad (6) \quad (t: \text{板厚})$$

ASTM, STP 381より⁽¹²⁾応力拡大係数 K と塑性変形領域長さ ρ は

$$\rho = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (7)$$

(6)(7)より

$$V_p = \frac{t}{4\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^4 \quad (8)$$

A.E.が塑性変形と密接な関係にあることは明らかであるので

$$N \cong V_p \quad (9) \quad \text{を仮定すると}$$

(N: A.E.カウント数)

$$N = \frac{t}{4\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^4 \quad (10)$$

となって、総カウント数は K^4 に比例することになる。

一般に K^m として示され m の値は材料に依って異なっている。(表1)⁽¹⁹⁾

寺田等⁽³⁷⁾は直接貼付けグリッドをもちいたモアレ縞観察法により、塑性域寸法を測定し、同時に測定したA.E.から一定以上の塑性面積とA.E.総カウントに比例関係の成立することを述べている。(図54)

しかし、3-2で示したようにストレインゲージ等がA.E.の測定結果へ大きな影響を及ぼしており、ストレインゲージと同様に試料表面へ貼り付けるグリッドの影響が無視できず、このデータの信頼性はうすい。しかし、何らかの関係をつかむことが、A.E.と破壊力学を結びつける最も有力な方法である。

式(10)より k, G, σ_y は夫々定数であるので

$$\phi = CK^2 \quad (11) \quad (C: \text{定数})$$

従って $\sqrt{\phi}$ を使用することで K 値と同様に整理することができる。

図55~58にA.E.のTotal countと $\sqrt{\phi}$ の関係を示す。

図55と56はエポキシ樹脂接着に依るもので図55は一昼夜経過後試験を行なったもの、

図56は接着後20分以内に試験を行なった結果である。

図56の場合は式④で示された理論値 K^4 にほぼ比例しているがそれ以外は K 値の2乗オーダーでしかない。これは式⑦～⑩の解法において、切欠先端塑性域の形状を円形と仮定したが実際は平面応力状態と平面歪状態によって異なっていることが原因しているのかもしれない。特に平面応力状態では細く長くなることが示されており⁽³⁸⁾⁽³⁹⁾それが今回の解析結果にあらわれたものと思われる。

3-2で実験したようにエポキシ接着の場合は経過時間と共に感度が落ちており図56は感度の高い時に行なわれた結果である。前述の如く経時変化というものが純粋に感度Kのみ影響するものと仮定できるなら、この結果は重大な内容を含んでいることになる。すなわち、感度の低い状態で測定するとA.E.信号をすべてとらえることが出来ないため、理論と異った結果しか得られないことになるのである。

また、図57、58において $\sqrt{\phi}$ が0.3以上(荷重2200Kg)では、傾きが変化してA.E.の発生量が急減したことを示している。これは、試験片の切欠残存部が小さいことから全面降伏を起してしまうので、試験後半では平滑材の塑性変形中と同様にA.E.の発生数が減少するためであると考えられる。東大の行なった有限要素法による解析⁽⁴⁰⁾では、3300Kgあたりで全面降伏となっている。実のところ有限要素法というものは、いまだ開発途上にあり主として等方性の材料についてコードが作られている。従って、異方性の強いZr合金にこれを適用するのは、いささか問題があると思われる。しかし、エポキシ接着とすると、そのような“ダレ”が見られないことからラバーによる、ある周波数成分の減衰という可能性もある。とにかく、これによってエポキシ接着とラバー圧着夫々についての周波数特性を測定する必要のあることが明らかとなった。

図59、60はラバー圧着法により測定した結果をS-D線図にA.E.のカウント率及び総力カウント数を重ねて示したものである。

図59で明らかなようにカウント率には平滑材の場合と同様2つのピークが見られる。第2の山は、当然切欠先端に発生する塑性変形領域からのものであり、第1の山は、ピン欠の応力集中によるA.E.と試験片の湾曲が直される時、切欠先端に作用する曲げモーメントの応力集中によるA.E.が夫々混じったものであると考えられる。ピン欠からのA.E.は事前荷重や前述したビニールテープ処理により、ある程度軽減することはできるが、曲りによる影響は取り除くことはできない。この点が今まで使用してきた試験片での解析を困難にしている。今後は平板より作製したSEN試験片を用いて試験を行なうべきだろう。

4. ま と め

- ① クリップゲージを用いることにより切欠先端に発生する塑性変形領域の長さを測定することが出来る。

ここでは測定により得られたCODをそのまま解析に用いた。

さらにK値との比較においてはK値とCODに直接の相関があることから、やはりCODを用いてA.E.のデータを整理した。

- ② アルミニウム平滑材においてA.E.は弾性域で少なく降伏荷重に達すると急激にカウント率が増加し、加工硬化が始まってからは、ほとんど発生しなくなるというように他文献と同じ傾向を示した。しかし、Dunegan等が示したようなGilmanの可動転位密度との良い一致は見られなかった。
- ③ 変換子をエポキシ樹脂で接着するとラバー圧着法よりも感度は上るが、硬化時間の影響などにより感度に経時変化があらわれ、一昼夜の経過でほぼラバー圧着と同程度の感度となってしまう。
- ④ Zr-2.5Nb平滑材もアルミニウムと同じ傾向を示した。しかし、A.E.率の大きさがアルミニウムにくらべ格段に大きく、転位運動速度の応力依存によるものと考えられた。
- ⑤ アルミニウム切欠材を用いて行なったA.E.測定では荷重の増加と共にカウント率が増加しておりK値と関係づけることの可能性を示した。
- また、クリップゲージの使用に問題のないことがわかった。
- ⑥ Zr-2.5Nb DEN試験片では残存部の寸法が小さすぎるため、全面降伏が起っており、A.E.は平滑材の場合と同様に破壊以前に急激に少なくなってしまう。
- また、曲りの影響によって、A.E.発生開始応力を明らかにすることが出来なかった。
- ⑦ K値との比較においてA.E.累積値の大部分が2～3乗の関係を示したが、変換子の装着法によって結果が影響されるおそれのあることが明らかとなった。

5. 今後の課題

- ① ラバー圧着とエポキシ接着の場合の周波数特性を調べる。
- ② エポキシ接着時の周波数特性の経時変化を測定する。
- ③ DEN試験片の全面降伏時期を調べ、A.E.カウント率の“ダレ”との関係をあきらかにする。
- ④ K値とカウント数との関係について平板SEN試片をもちいた実験を行なう。
- ⑤ データ整理法を改良する。
- ⑥ A.E.波の周波数解析を行なう。

6. 参考文献

- (1) Plane Strain crack toughness testing of high strength metallic materials.

A. S. T. M. STP 410 P. 144

- (2) A bibliographical survey of acoustic emission.

J. F. Chretien, N. chretien.

Non-Destructive Testing Aug 1972 220~

- (3) 種々の材料の引張試験時における音響放出測定

仲 佐 博 裕

電力中研技術第一研究所報告 71069 1972年2月

- (4) Acoustic emission of Zircaloy -2 during testing and fatigue loading.

T. E. Michaels

B. N. W. L. -727 Aug. 1968

- (5) Fracture analysis by use of acoustic emission.

H. L. Dunegan, D. O. Horris, and C. A. Tatro

Eng. Frac. Mechanics 1968 Vol 1 105~122

- (6) Acoustic emission as a technique for nondestructive testing.

Julian, R. Frederick

Materials evaluation 1970 Feb.

- (7) 日本造船学会論文集

越 賀 房 夫 127(1970)

- (8) Acoustic emission and fracture mechanics testing of metal and composites.

A. S. Tetelman

U. S. Japan Joint Symposium on A. E. July 1972.

- (9) モアレ法のぜい性破壊研究への応用

梶 本 勝 也 他

三菱重工技報 Vol 9 No1 1972

- (10) 溶接構造物の脆性破壊

金 沢 武

金属学会会報 11巻4号 275~296

- (1) A. E. C. L - FD - 34 - 19
- (2) Plasticity aspect of fracture mechanics
F. A. McClintock & R. Irwin
Fracture toughness testing and its application
A. S. T. M. STP 381 84-93
- (3) 破壊力学の基本的な考え方
大 路 清 嗣
機械設計 Vol 16 No 9
- (4) 構造材料の強度と破壊
A. S. Tetelman, A. J. McEvily
宮 本 博 訳 培 風 館
- (5) 脆性破壊の問題について
越 賀 房 夫
金属学会会報 Vol 9 No 7
- (6) Flow detection and characterization Using A. E.
Richard R. Corle et al
Materials evaluation June 1973 115~120
- (7) 進展する塑性域からの Acoustic emission (第一報)
寺 田 修
A. E委員会配布資料
- (8) 鉄鋼材料からの音波発生研究の現状
小野田 桓 司
鉄と鋼 1973 9号 132~153
- (9) Acoustic emission - A new nondestructive testing tool.
H. L. Dunegan, D. Harris
UCRL - 70750
- (10) 軟鋼とアルミニウム合金の Stress wave emission 基礎研究
羽田野 甫 他
非破壊検査 Vol 21, No 4 221-
- (11) Acoustic emission Surveillance method
Arved Nielsen
DOC No x - 703 - 73

- 22) アコースティックエミッションの計測
尾上 守 夫
非破壊検査 Vol 21 No 4 207~218
- 23) 引張試験における Stress wave emission 検出の実験的検討
羽田野 甫
非破壊検査 Vol 20 No 11 597~604
- 24) 固体材料の変形および破壊時に発生する音響放出の測定方法
仲 佐 博 裕, 友 田 純 夫
電力中研第一研究所報告 71064
- 25) Dislocation motion and acoustic emission
Acoustic emission A. S. T. M. STP 505 20~29
- 26) 転位論入門 257~269
鈴木 秀 次 著 アグネ
- 27) 金属物理学序論 270
幸 田 成 康 著 コロナ
- 28) 材料強度学 44
横 堀 武 夫 著 技報堂
- 29) 新しい非破壊検査法 Acoustic emission について
その歴史と現状
磯 野 英 二
非破壊検査 Vol 19 No 11 579~598
- 30) Acoustic emission testing and microcracking processes.
A. S. Tetelman and R. chow
Acoustic emission A. S. T. M STP 505 30~40
- 31) "Acoustic emission" の測定と最近の傾向-実験的研究における問題点-
今 中 拓 一, 佐 藤 謙 一, 清 水 真 人
日本金属学会会報 Vol 12 No 12 1973 871~881
- 32) 金属材料の強度と破壊 107
日本金属学会強度委員会編 丸 善
- 33) 格子欠陥と金属の機械的性質 81
日本金属学会編 丸 善

- (4) 若い技術者のための機械金属材料 64
矢島悦次郎 丸善
- (5) 破壊の原因をさぐる—フラクトグラフィ(破面解析) I
飯田国広
金属材料 Vol 12 No 3 93~
- (6) 応力集中 566~568
西田正孝著 森北出版
- (7) モアレ法計測による塑性域とA Eの関係
寺田修, 田中昇 三井造船玉野研究所
A. E 委員会配布資料
- (8) Critical appraisal of fracture mechanics
V. Weiss, S. Yukawa
Fracture toughness testing and its applications
A. S. T. M. STD 381 1~23
- (9) 応力強度係数(K_{IC}とK_{ISEC})について
三村宏
防蝕技術 Vol 20 No 11/12 13~22
- (10) 脆性破壊感知技術の開発に伴う解析評価に関する研究
東大工学部 飯田国広, 尾上守夫 他
PNC社内資料 ST 360 72-01

図1. アルミニウム製平滑試験片

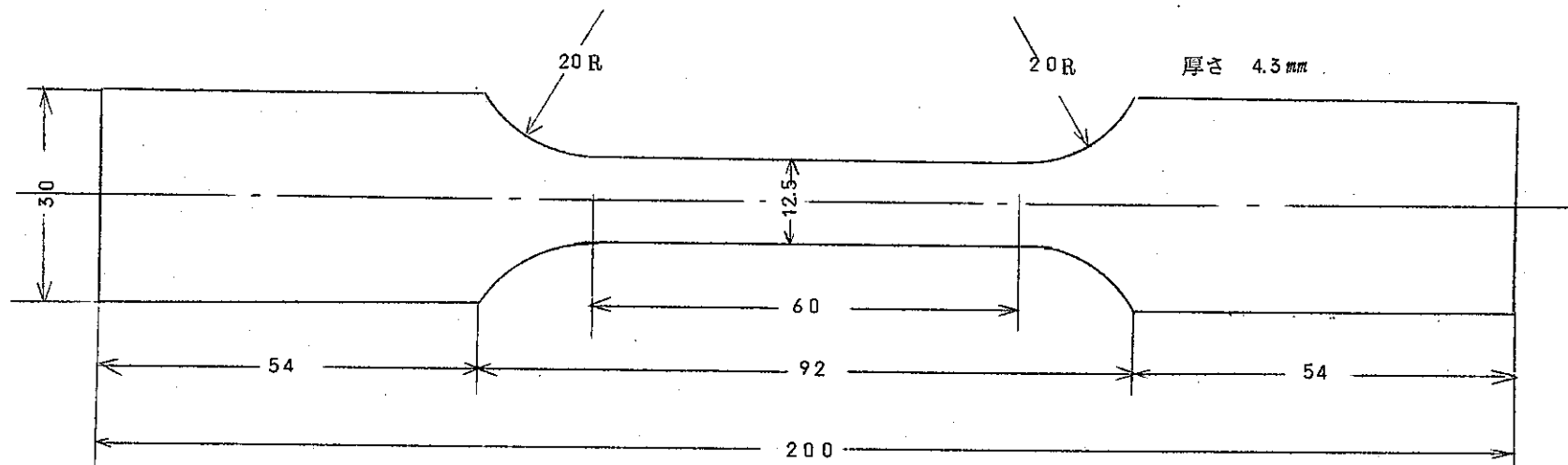


図2. ジルコニウム合金製平滑試験片

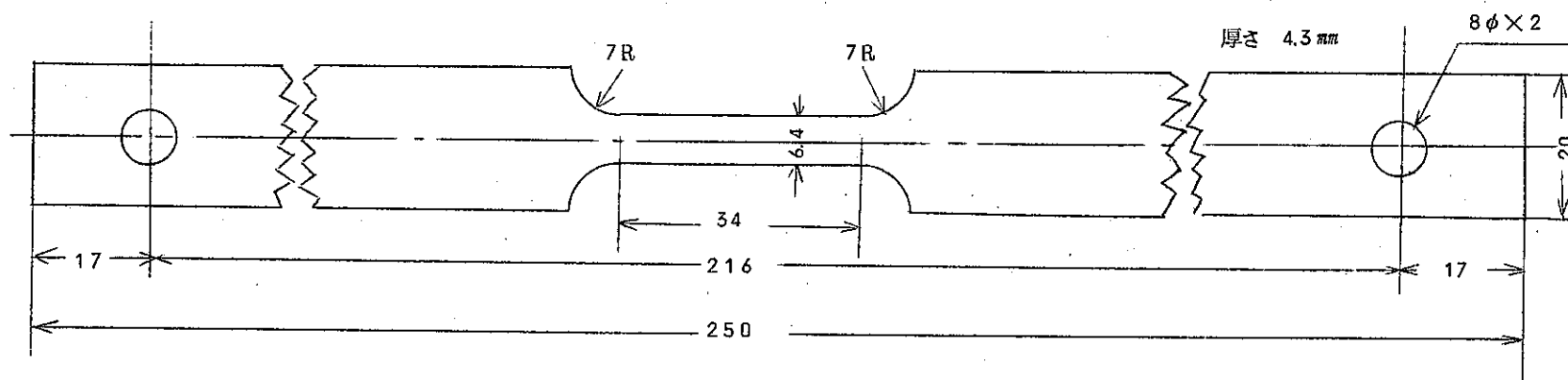


図3. アルミニウム製 S. E. N. S.

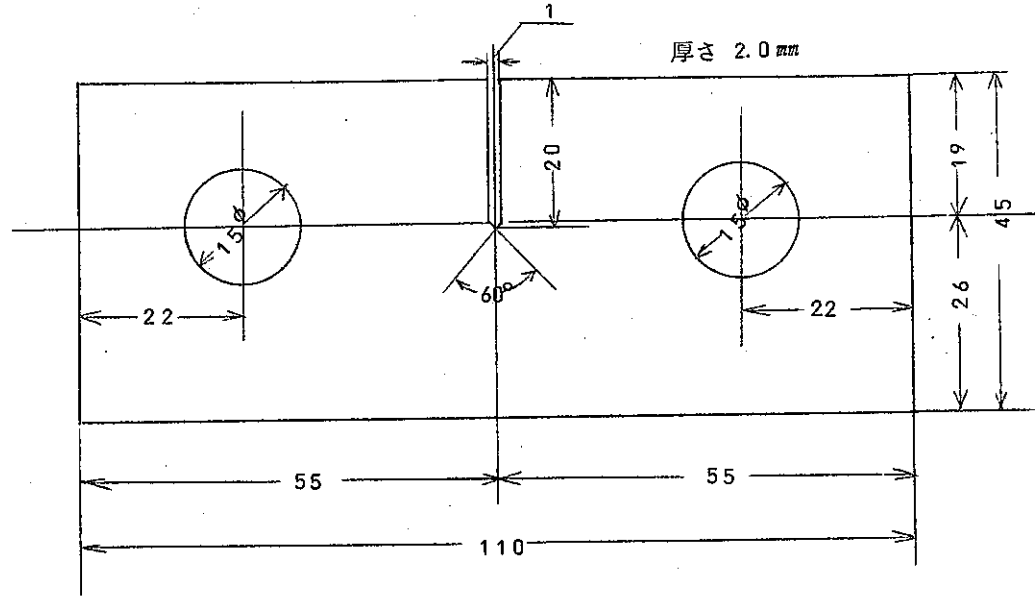
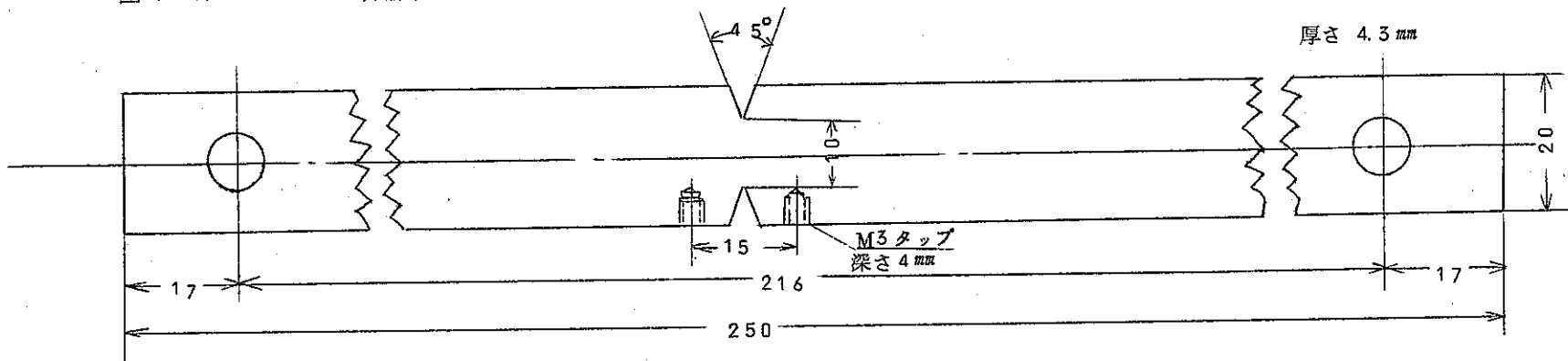


図4. ジルコニウム合金製 D. E. N. S.



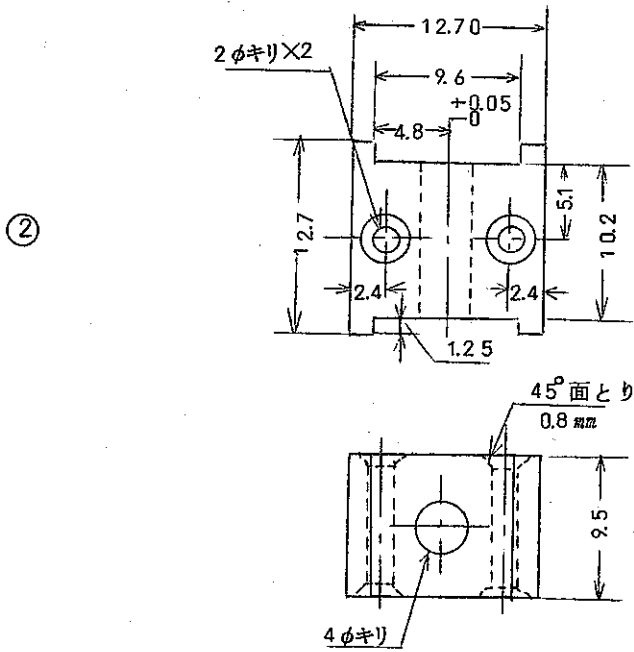
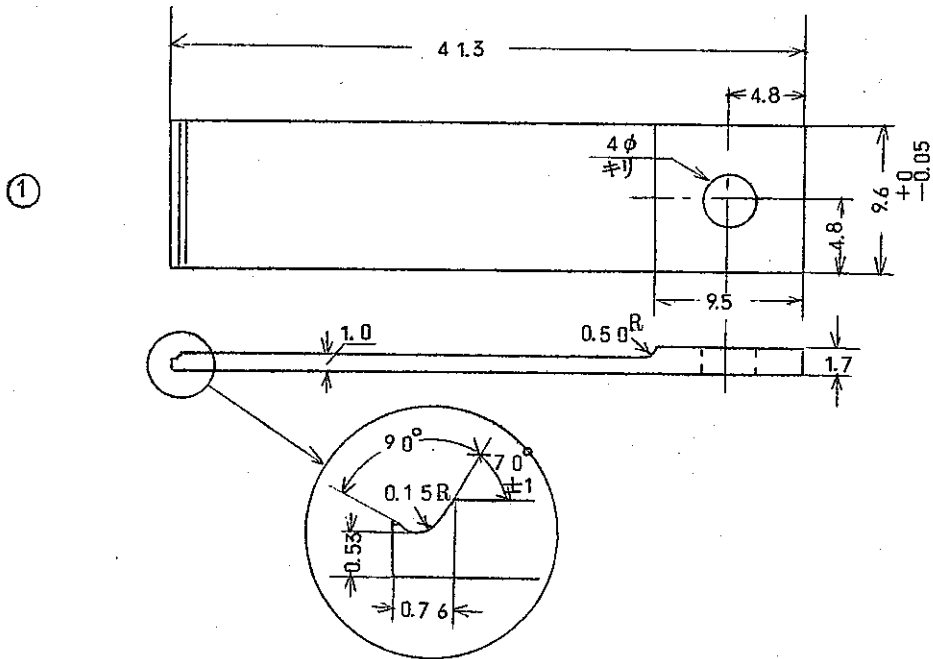


図 5. クリップゲージ部品形状寸法

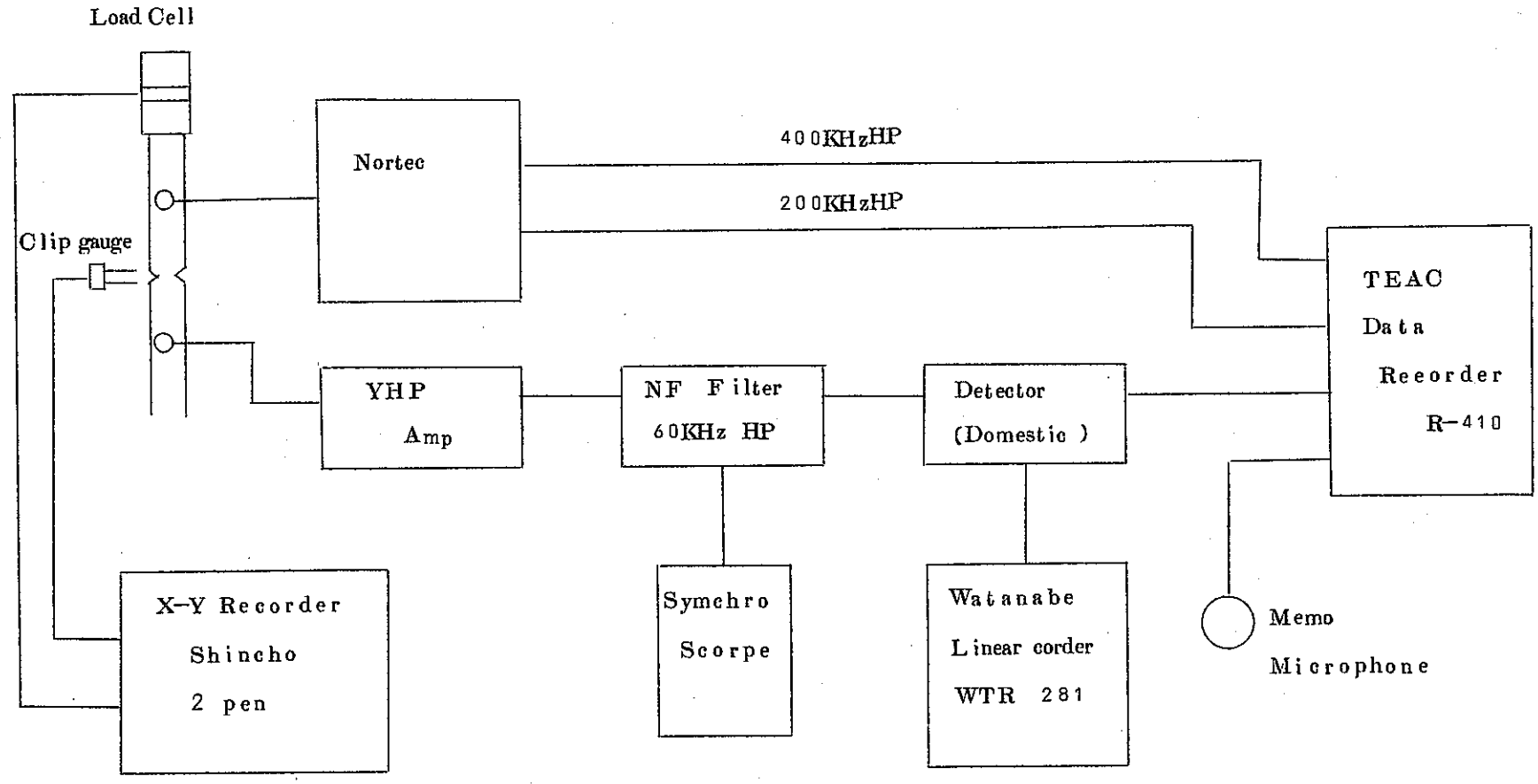


図6. 測定装置, ブロックダイヤグラム

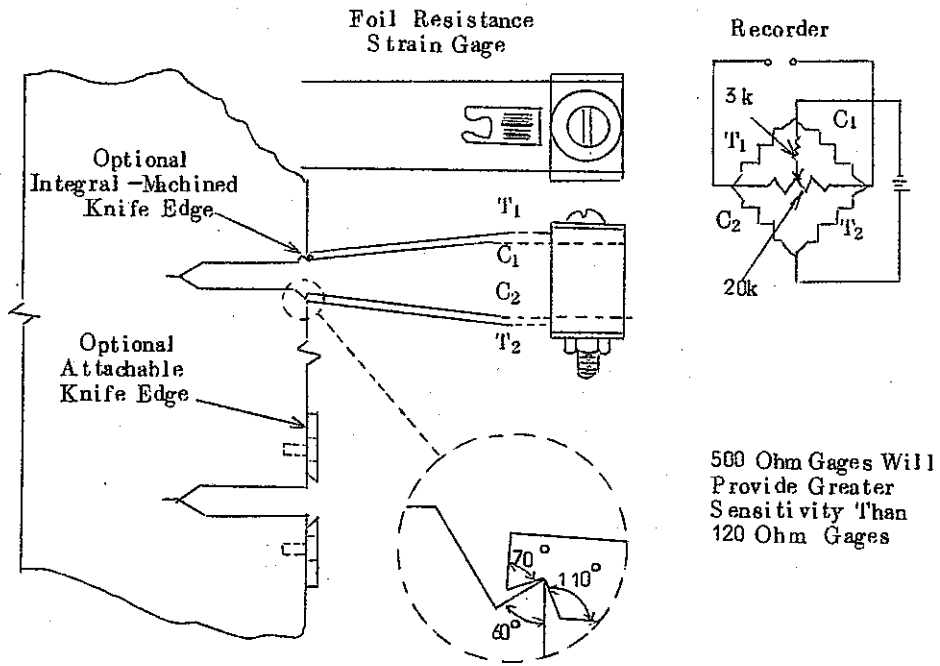


図7. クリップゲージ装着法

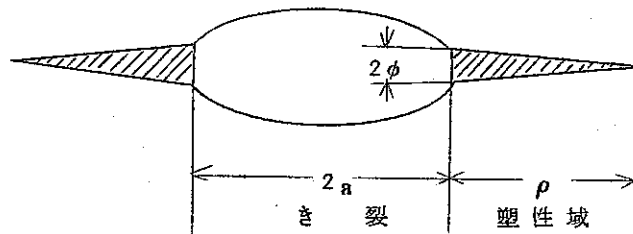
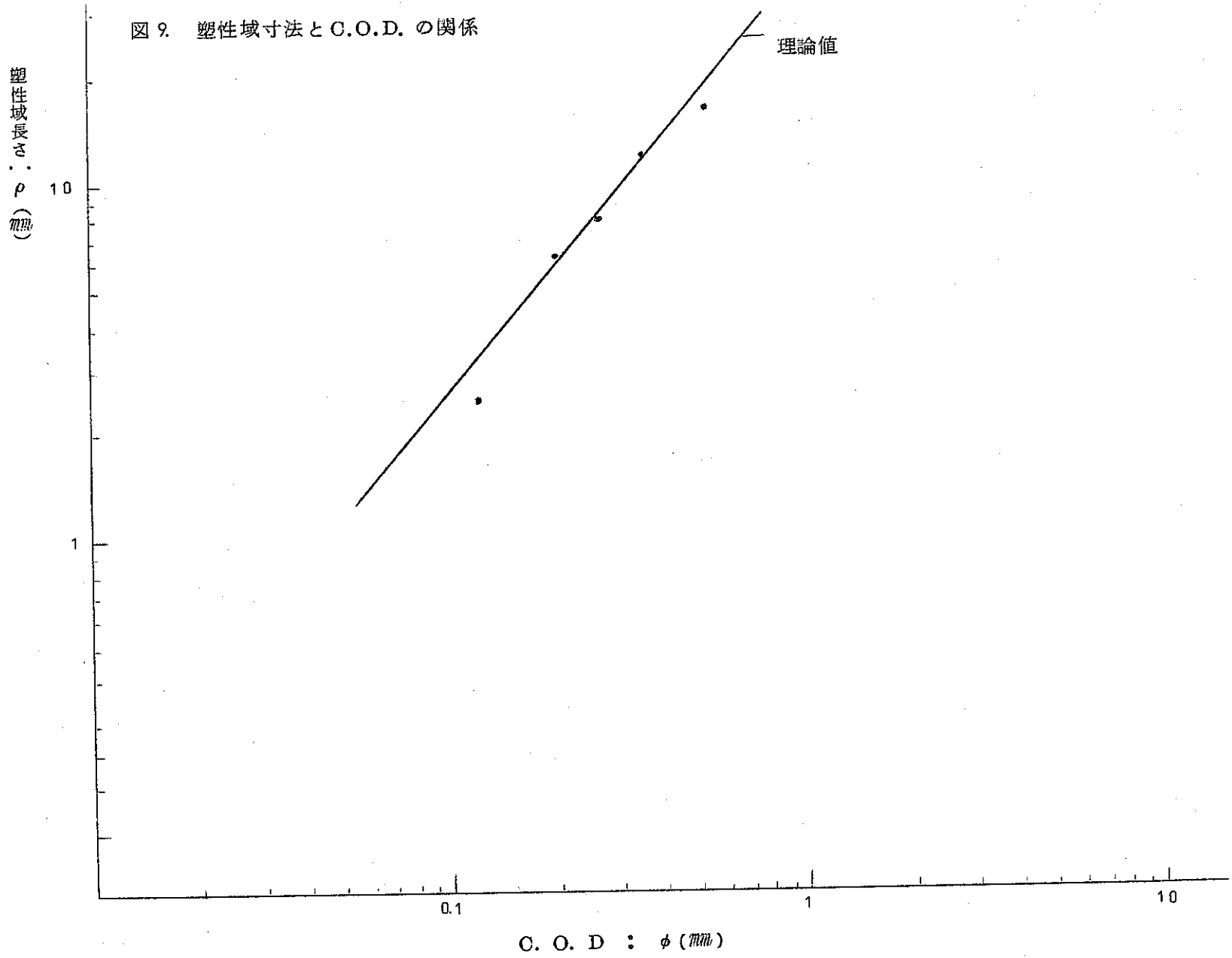


図8. 切欠先端の塑性域

図 9. 塑性域寸法と C.O.D. の関係



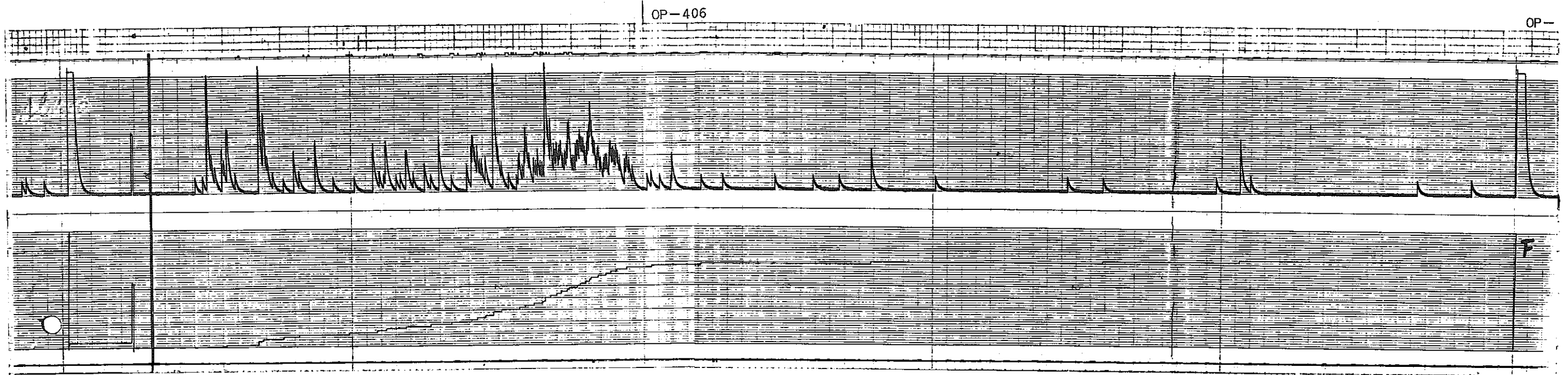


図 10. アルミニウム平滑材の A.E.

上段：カウント率

下段：総カウント

図 11. アルミニウム平滑材の総カウント

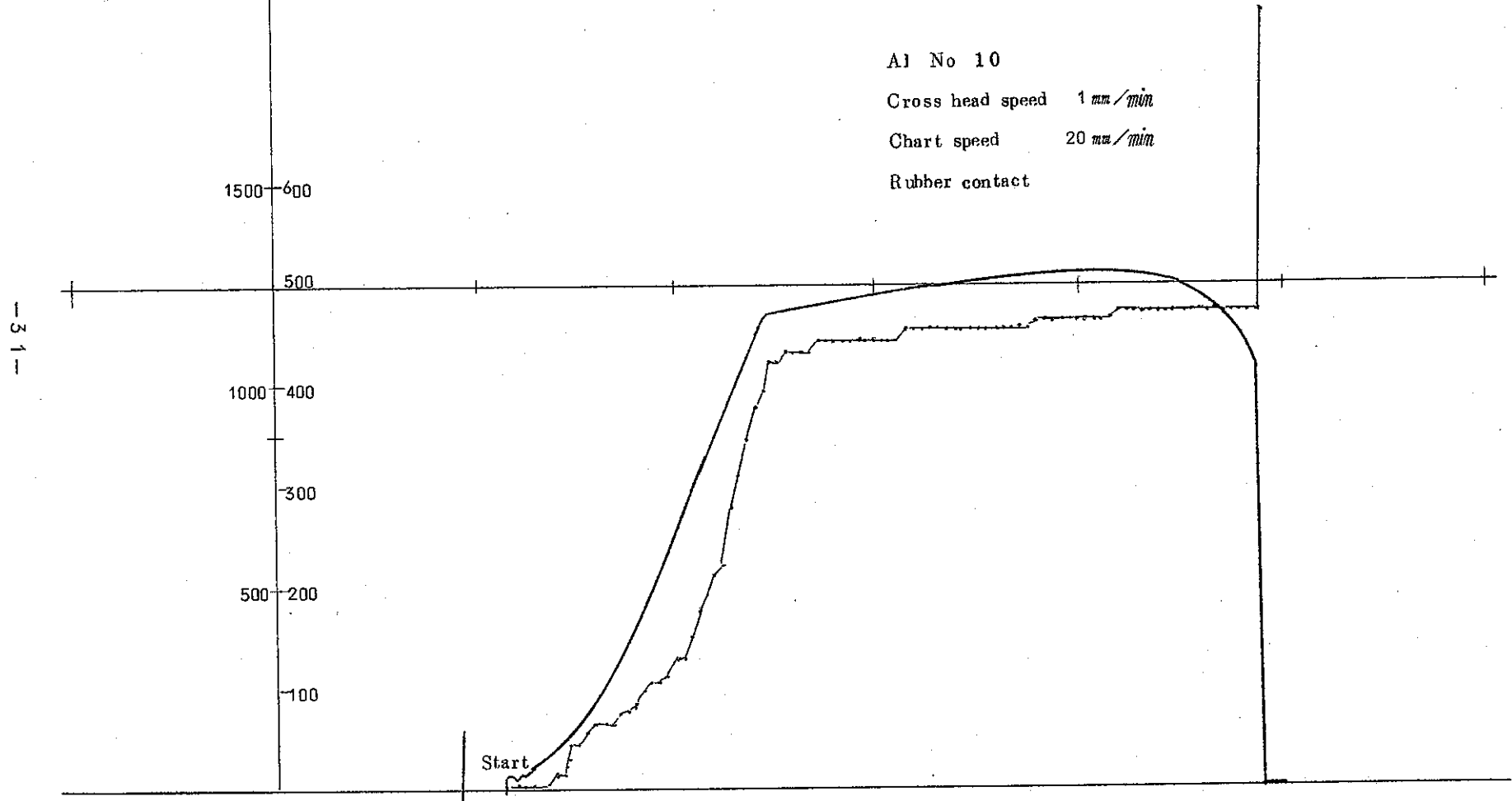
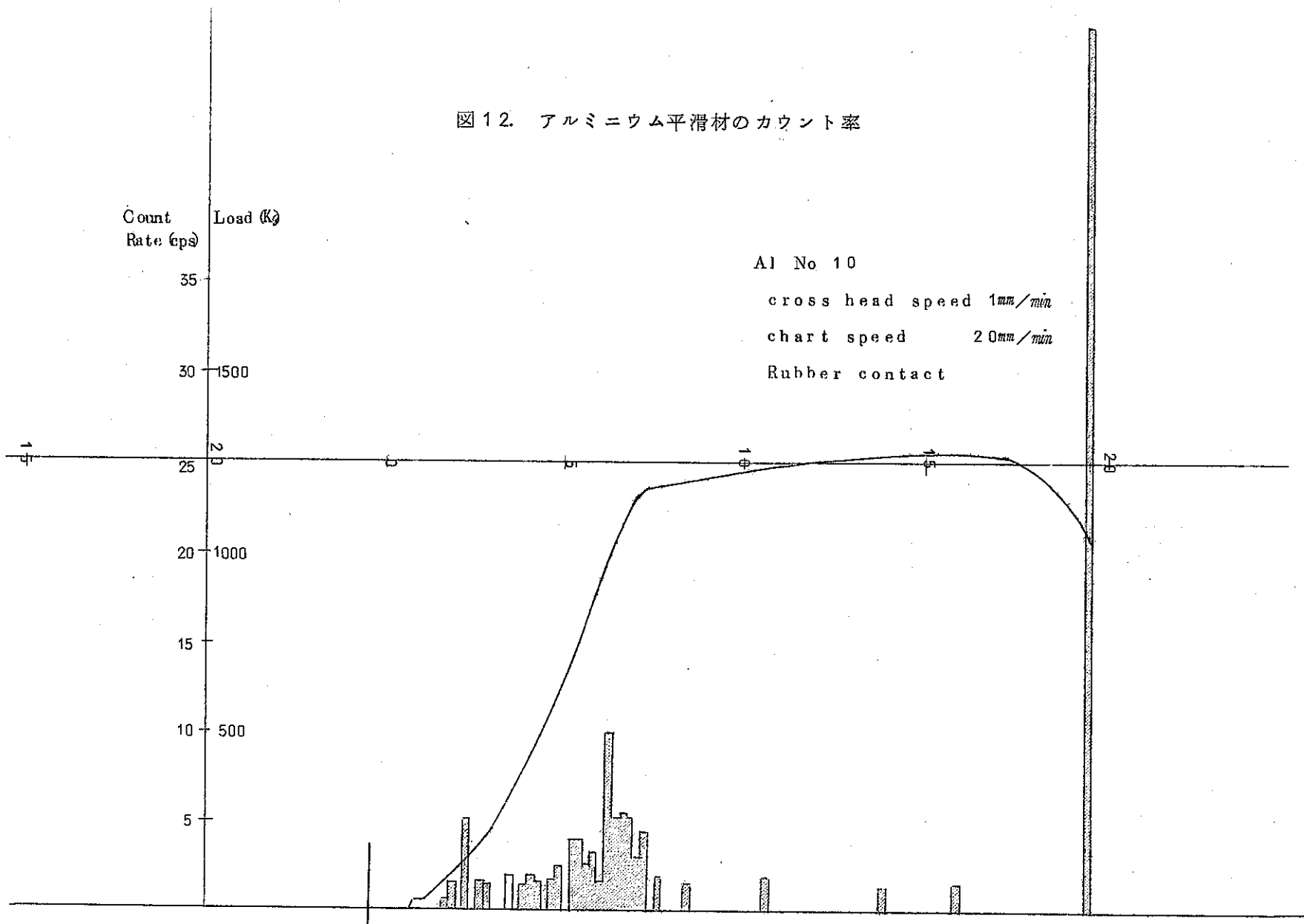


図12. アルミニウム平滑材のカウント率



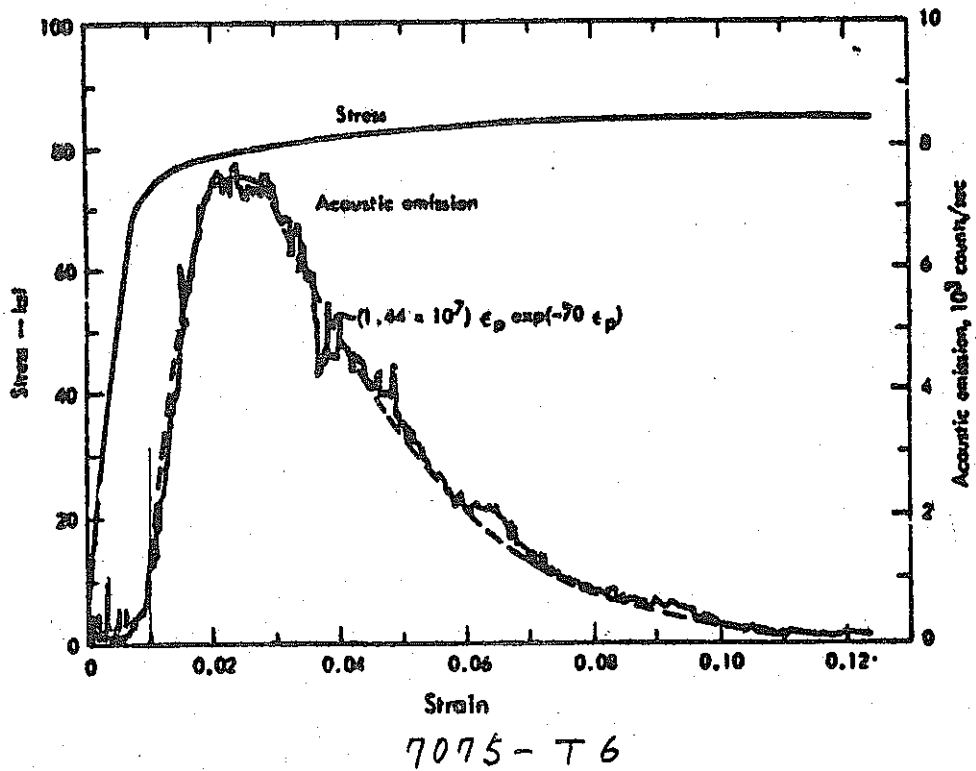


図13. アルミニウム合金におけるA. E. カウント率と Gillman 可動転位密度との関係 (Danegan)

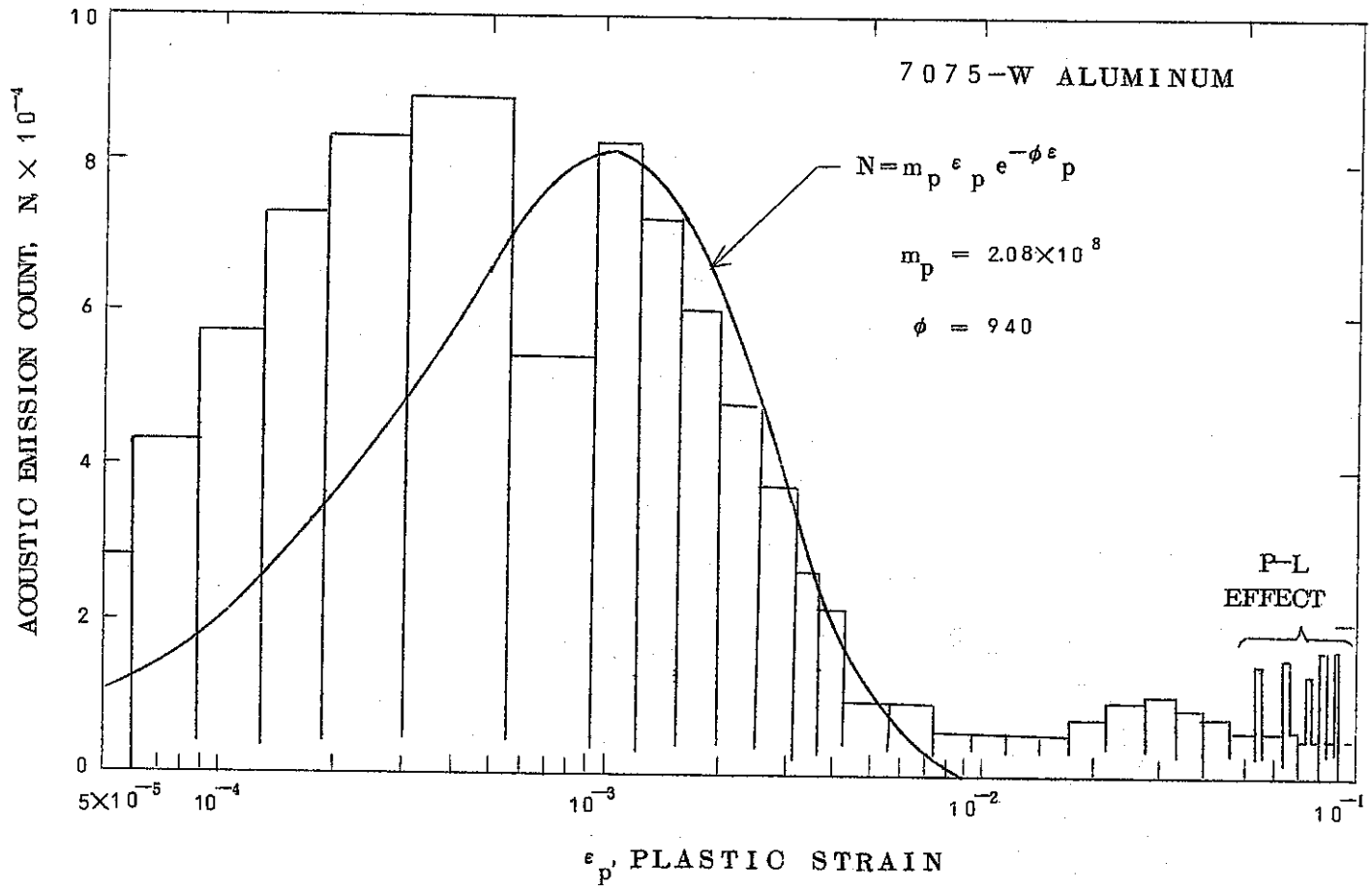


図14. アルミニウム合金におけるA.Eカウントと,
Gillman可動転位密度との関係(Tetelman)

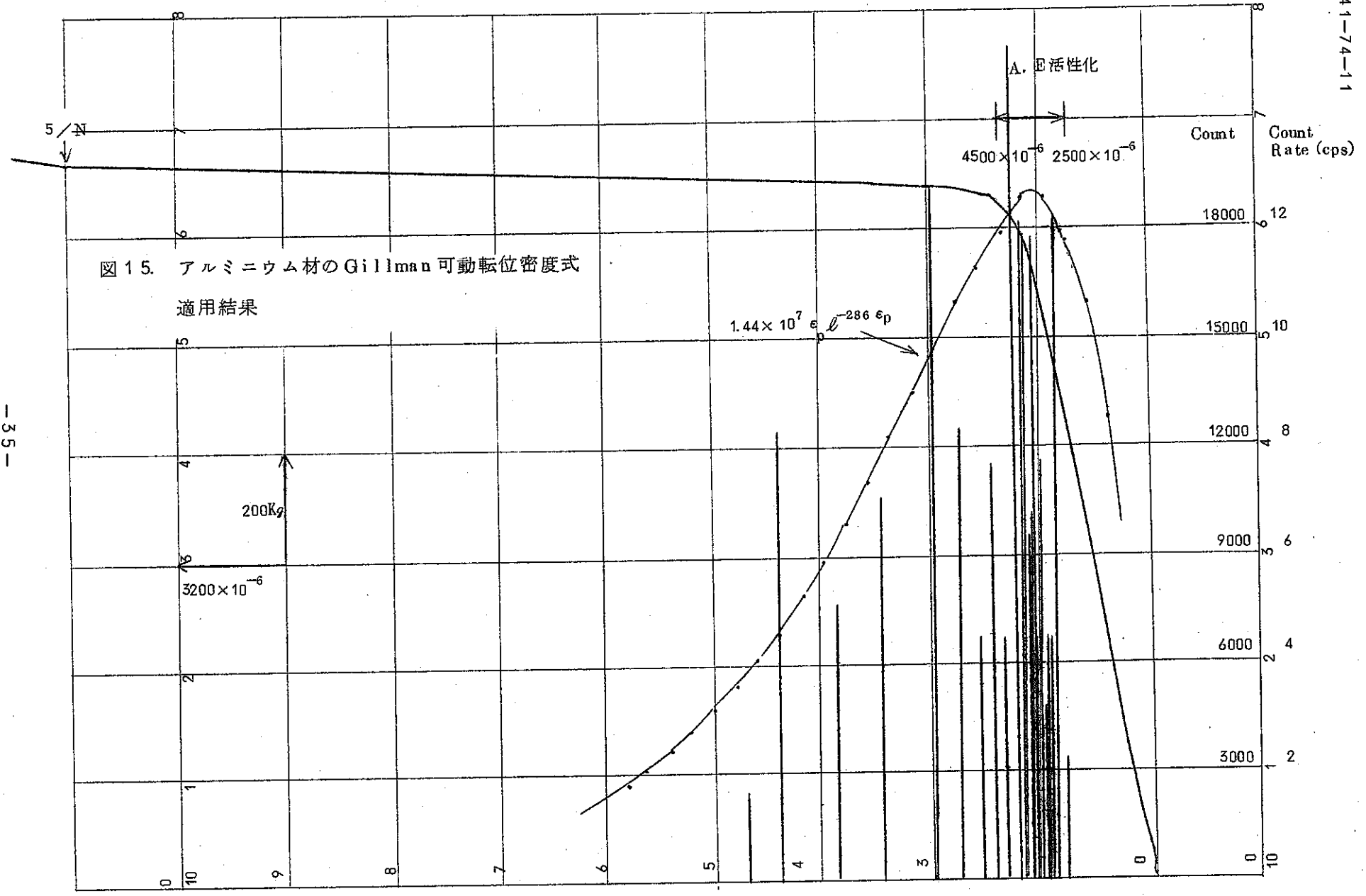


図 15. アルミニウム材の Gillman 可動転位密度式
適用結果

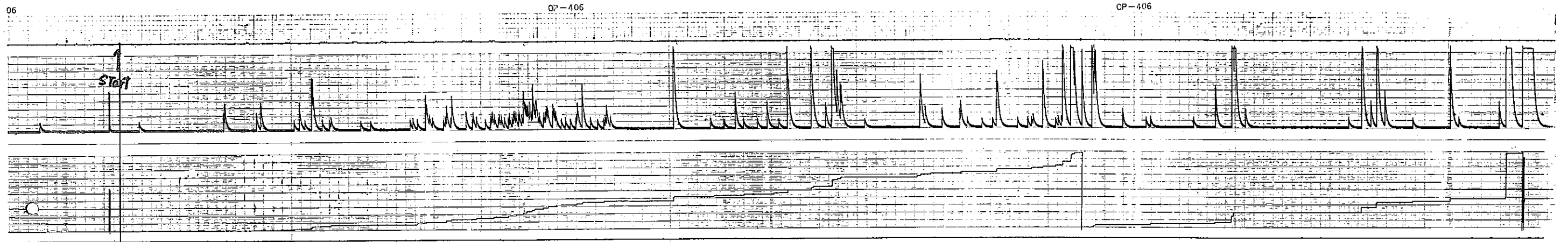


図16. アルミニウム材において、ストレインゲージを使用した場合
上段：カウント率
下段：総カウント

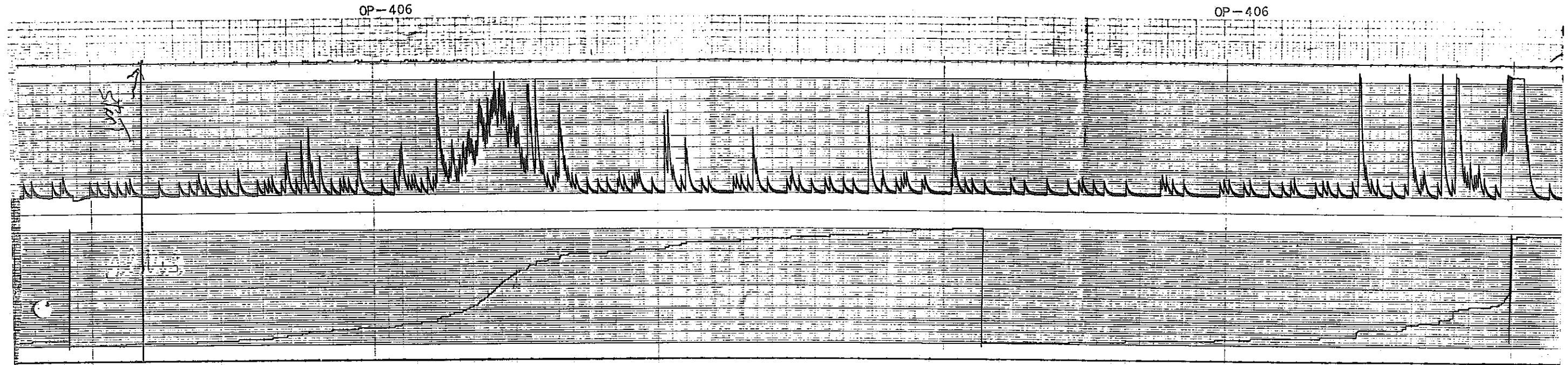


図17 アルミニウム材, ストレインゲージ使用せず

上段: カウント率

下段: 総カウント

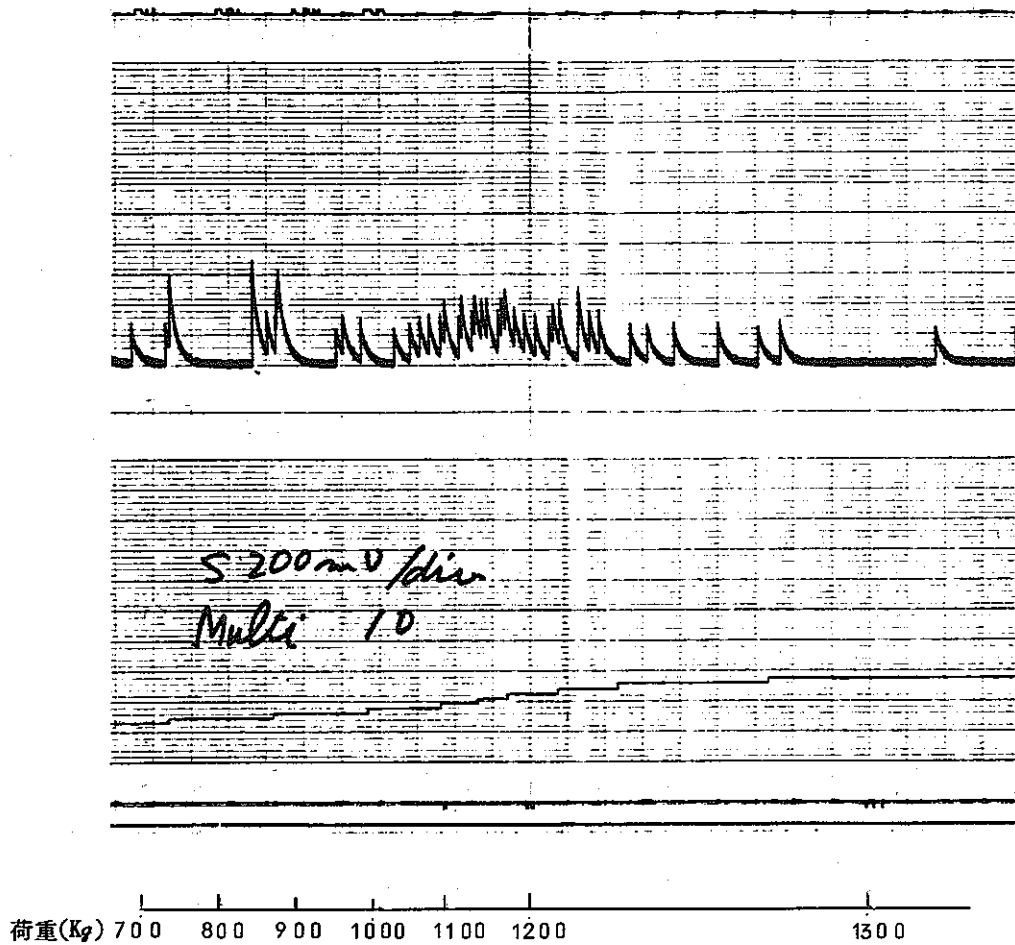


図18 アルミニウム平滑材にビニールテープを巻いた時

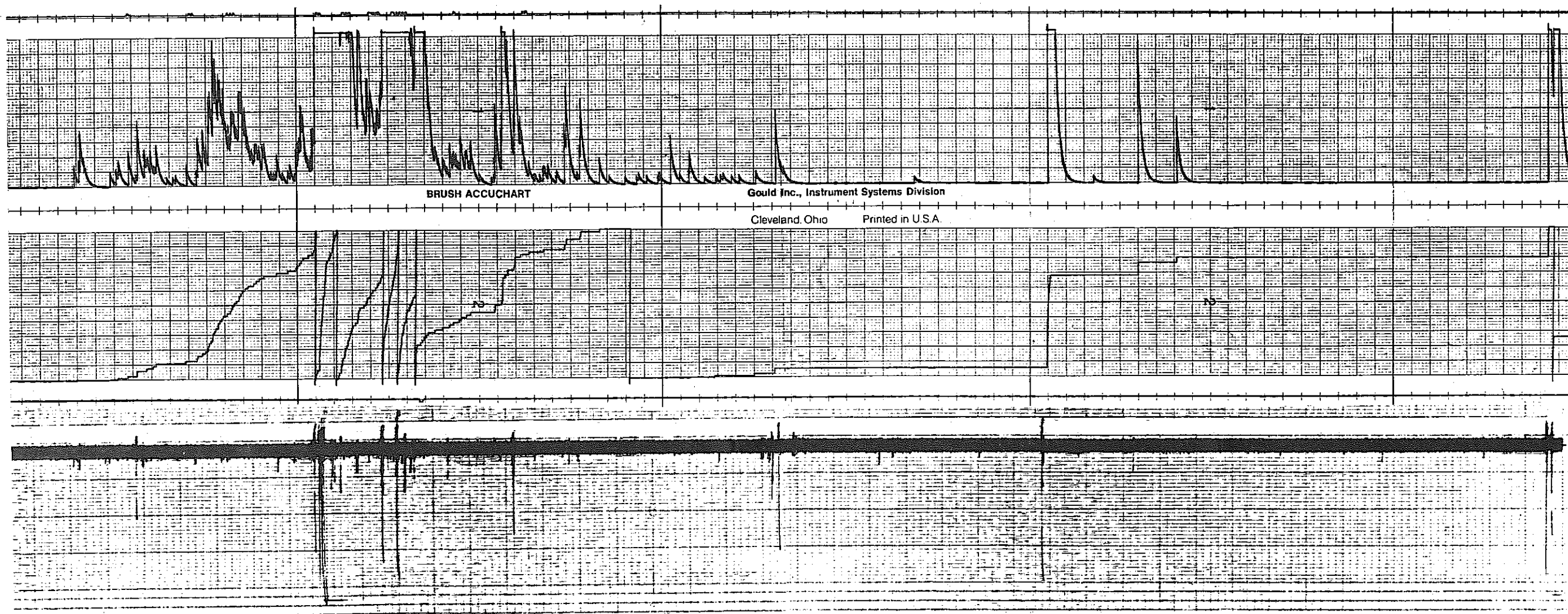


図 19. エポキシ接着30分後

上段：カウント率

中段：総カウント

下段：試作装置

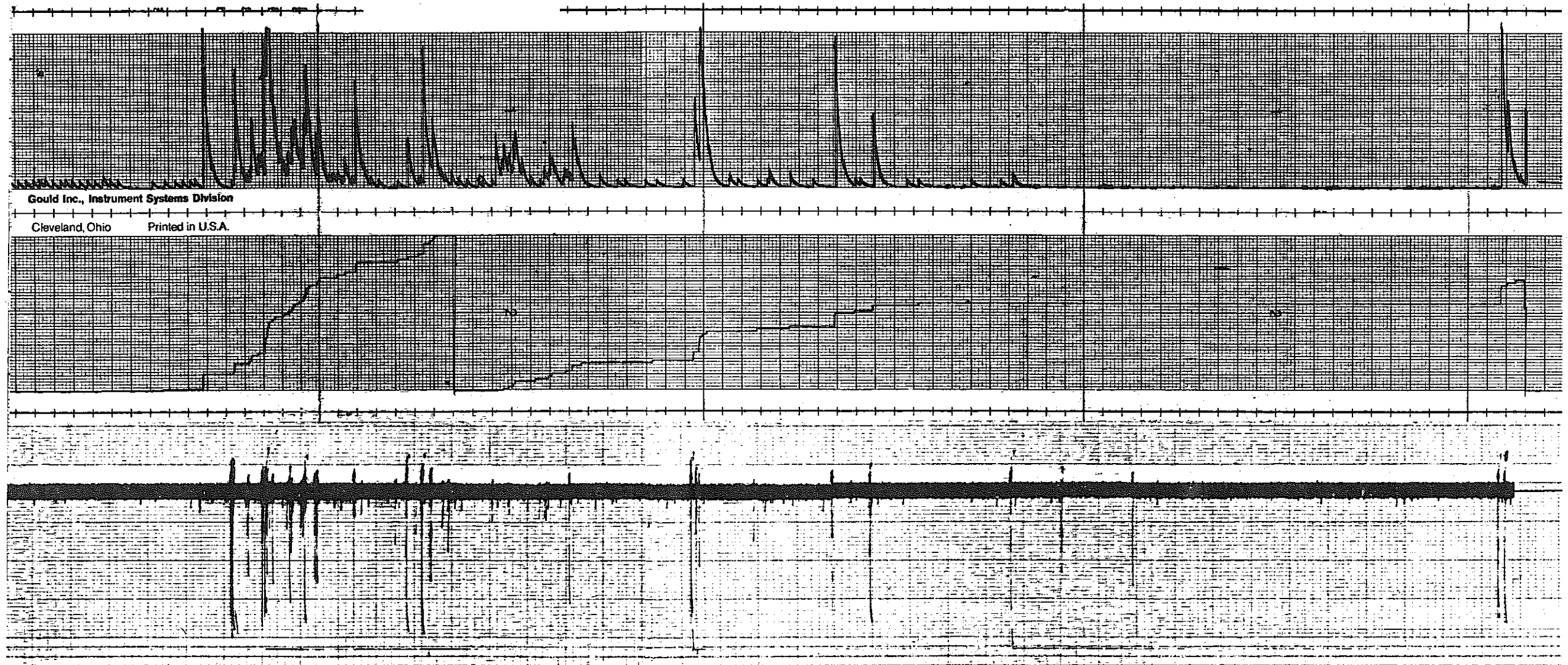


図 20. エポキシ接着 60 分後
上段：カウント率
中段：総カウント
下段：試作装置

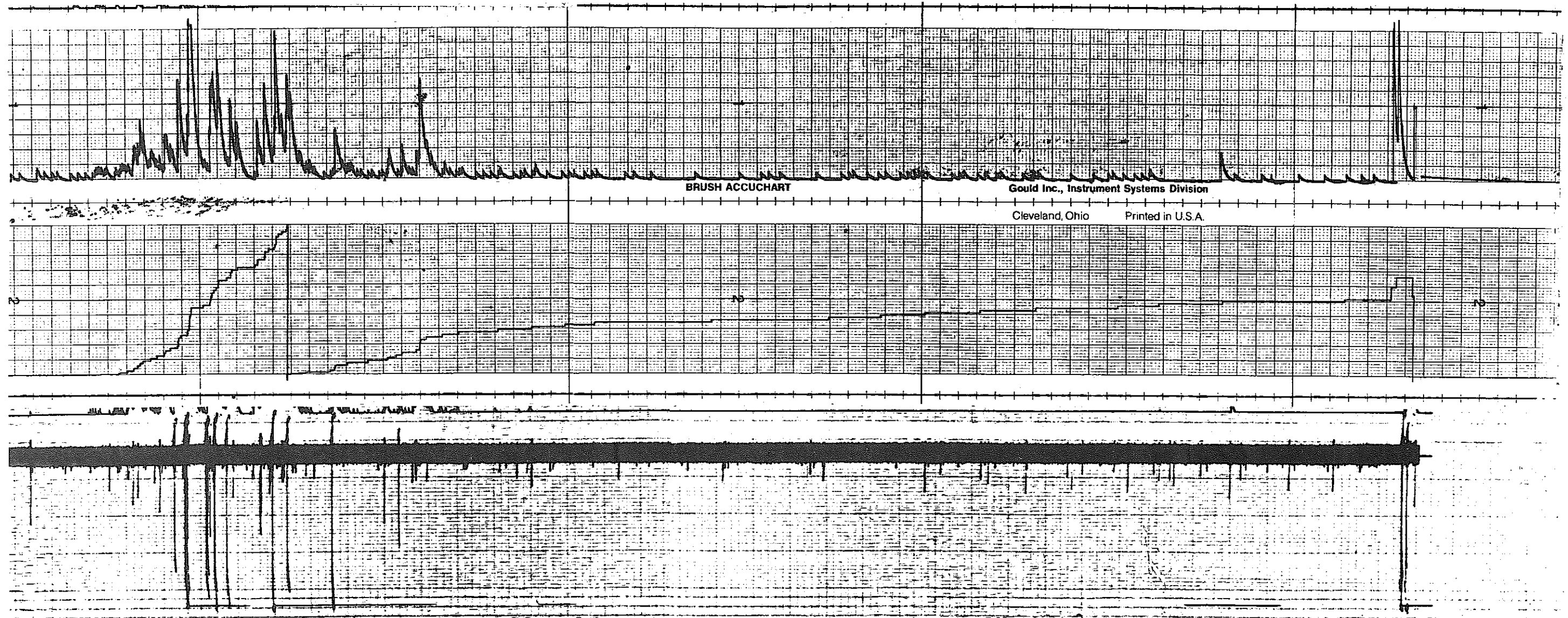


図 2 1. エポキシ接着 360 分後

上段：カウント率

中段：総カウント

図2.2 エポキシ接着時の経時変化

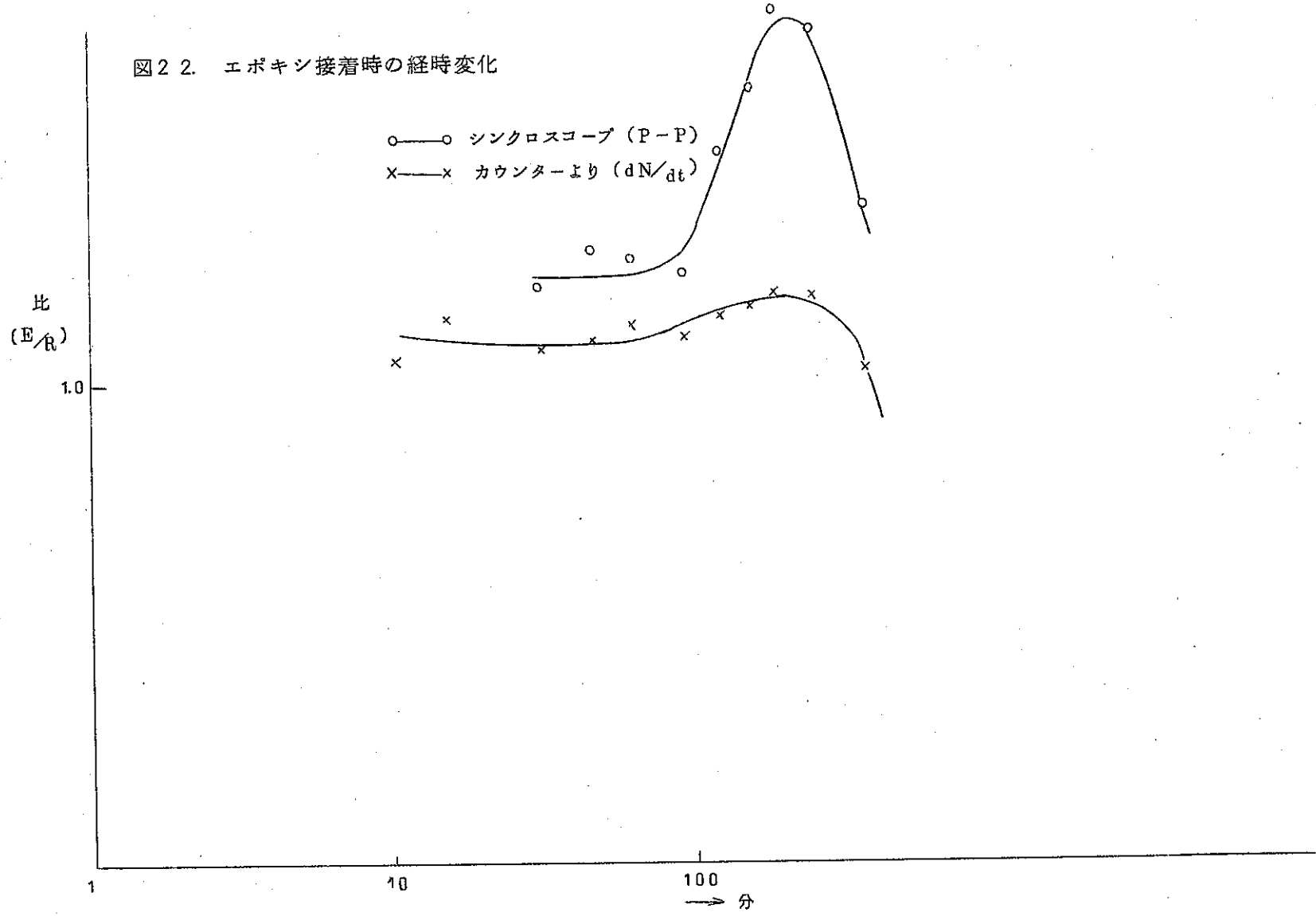
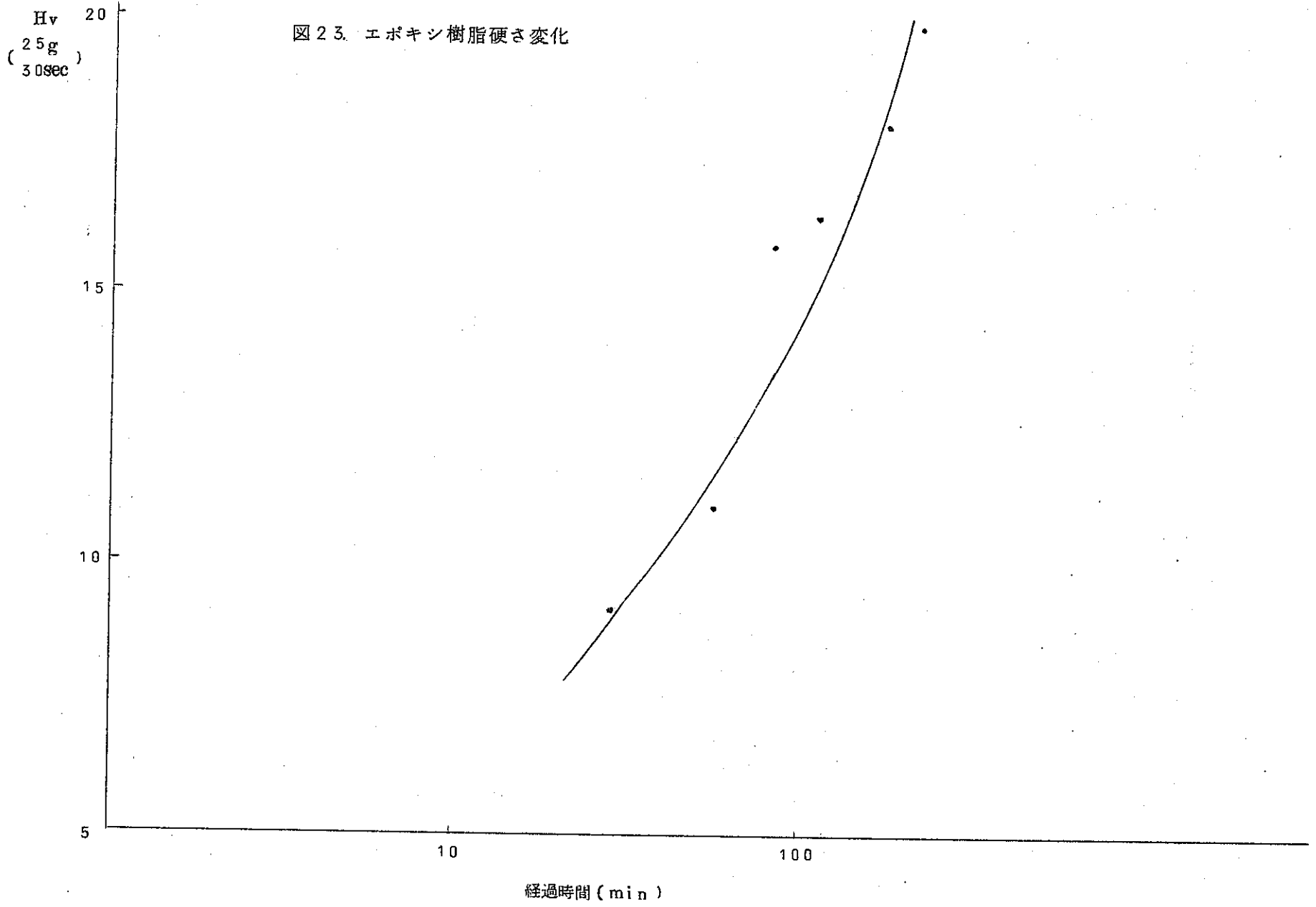


図 23. エポキシ樹脂硬さ変化



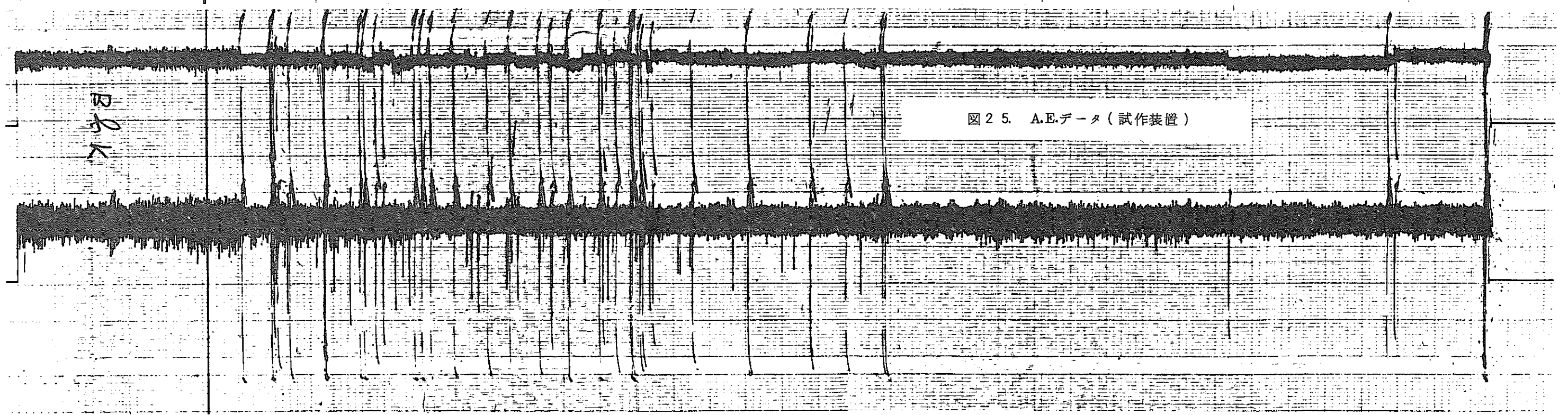
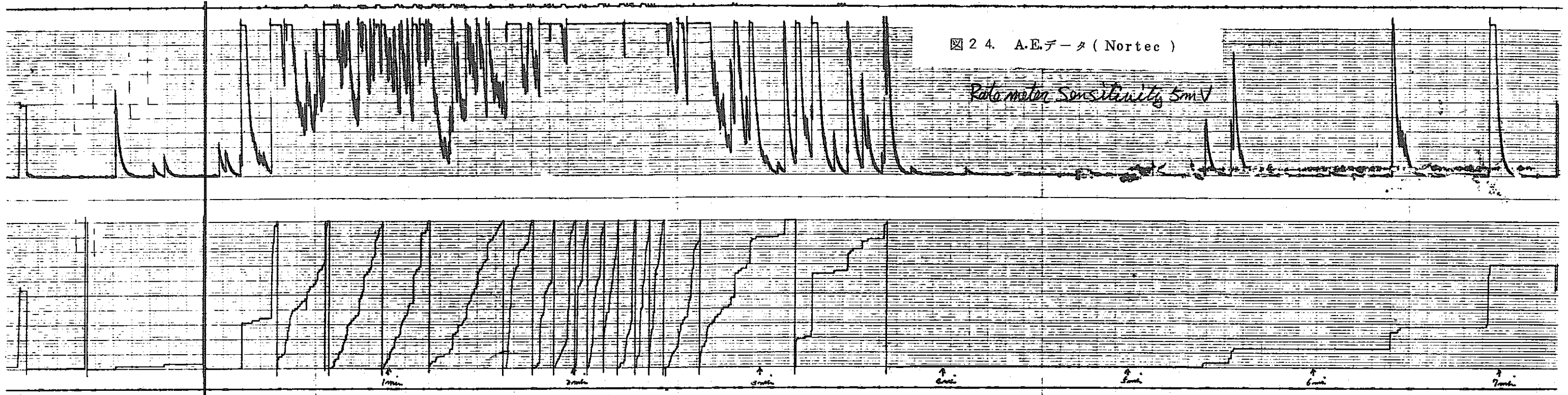
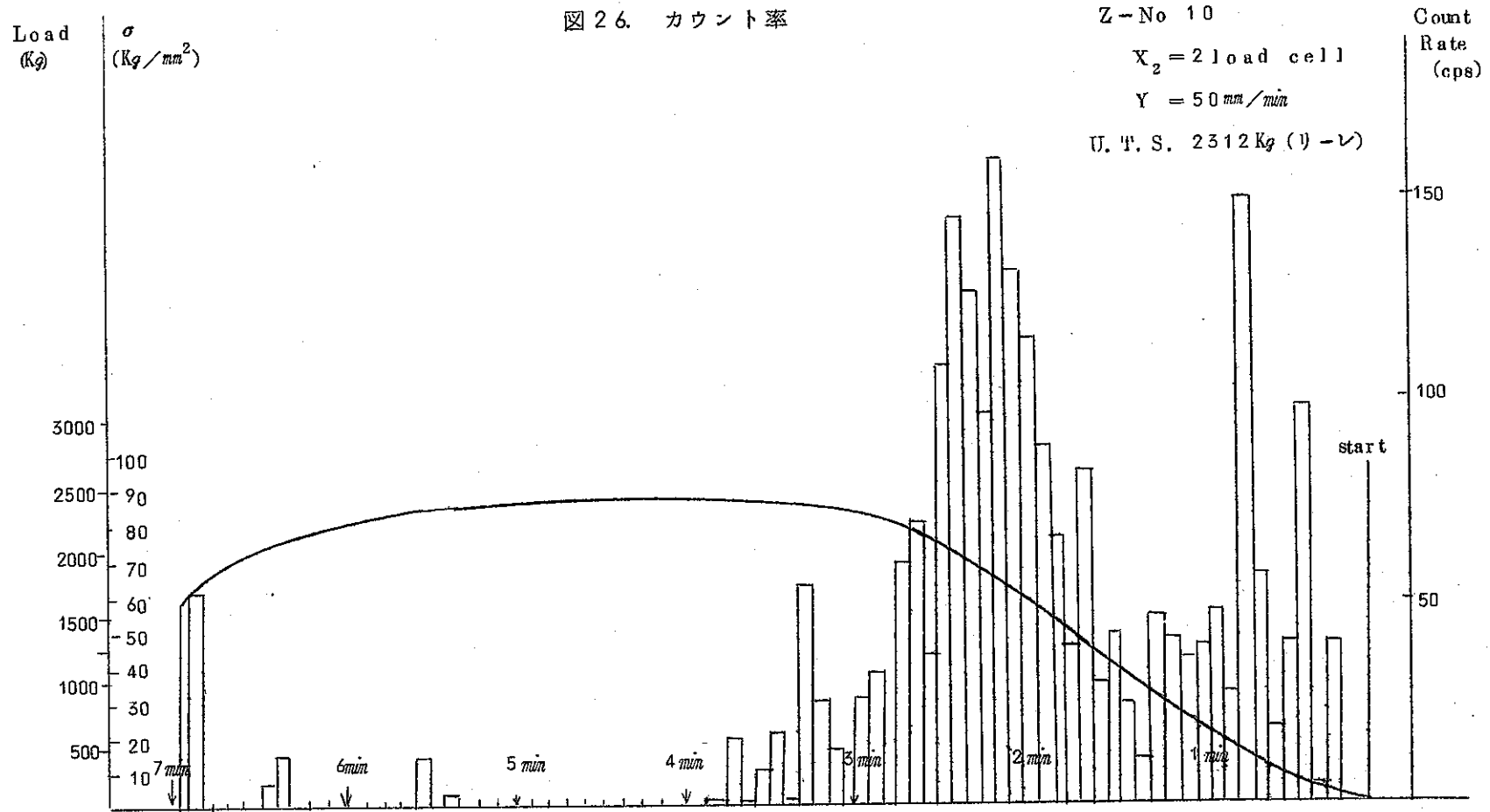
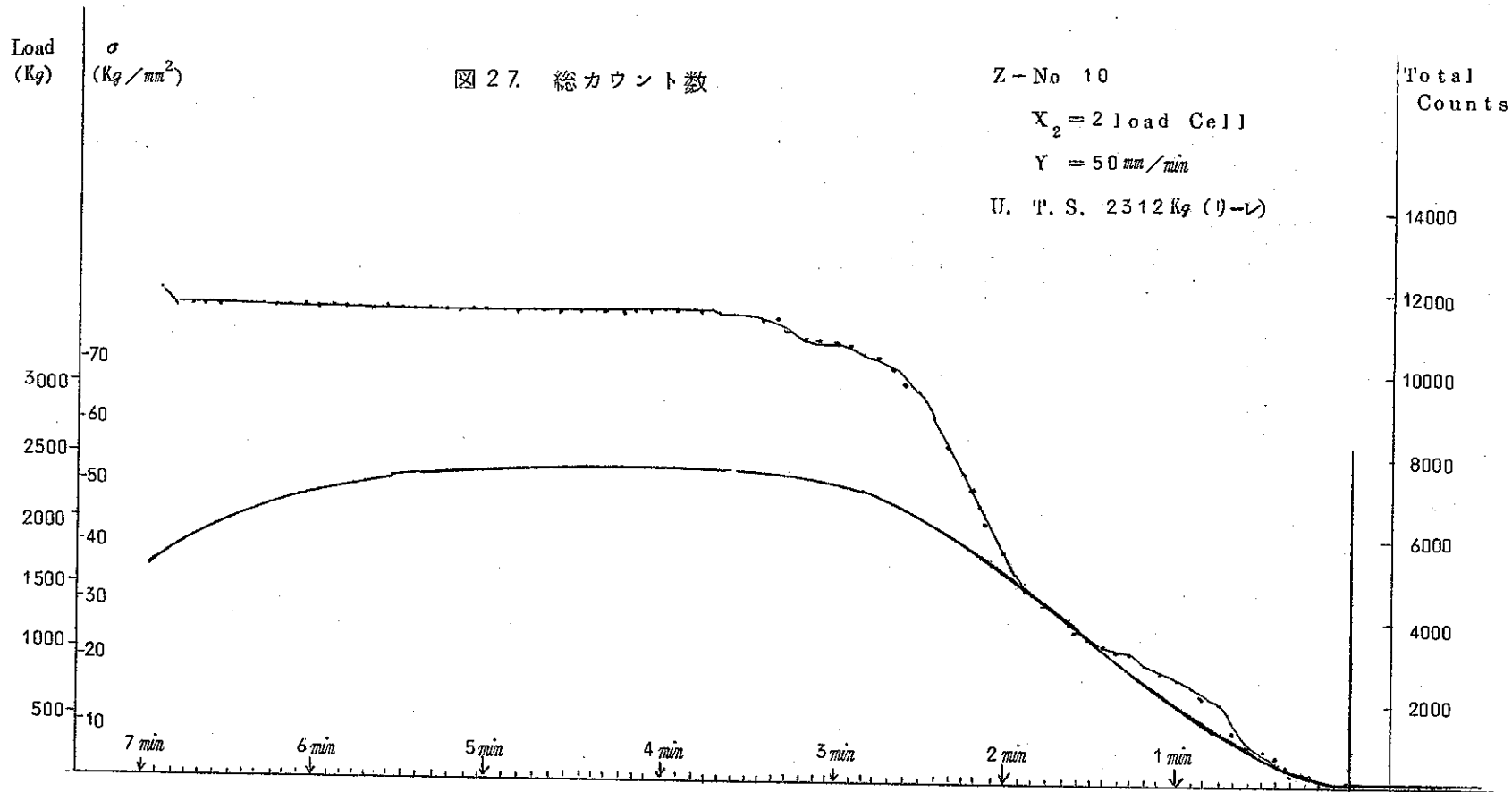


図 26. カウント率





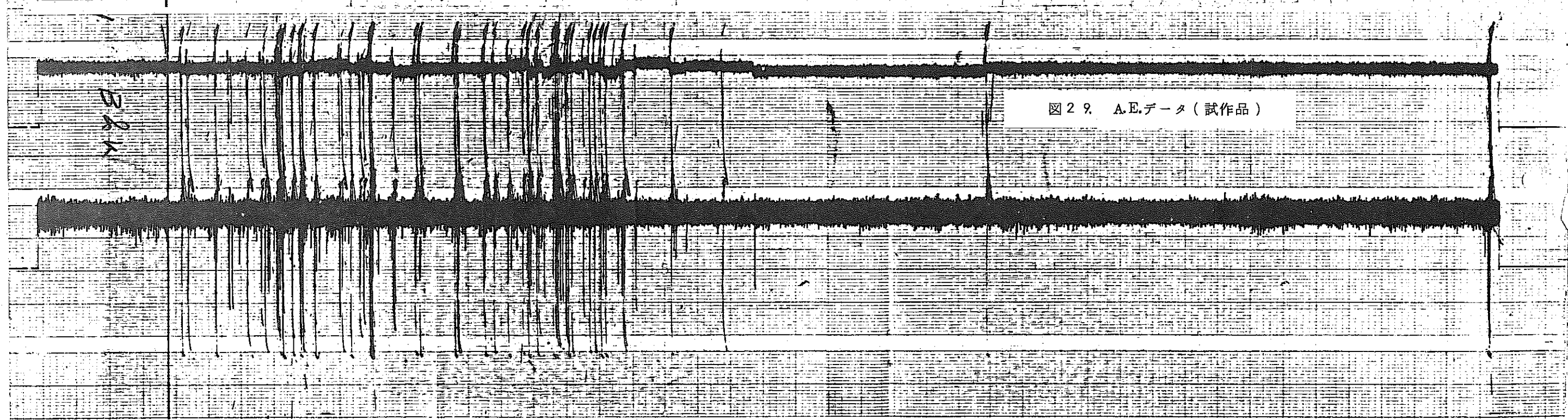
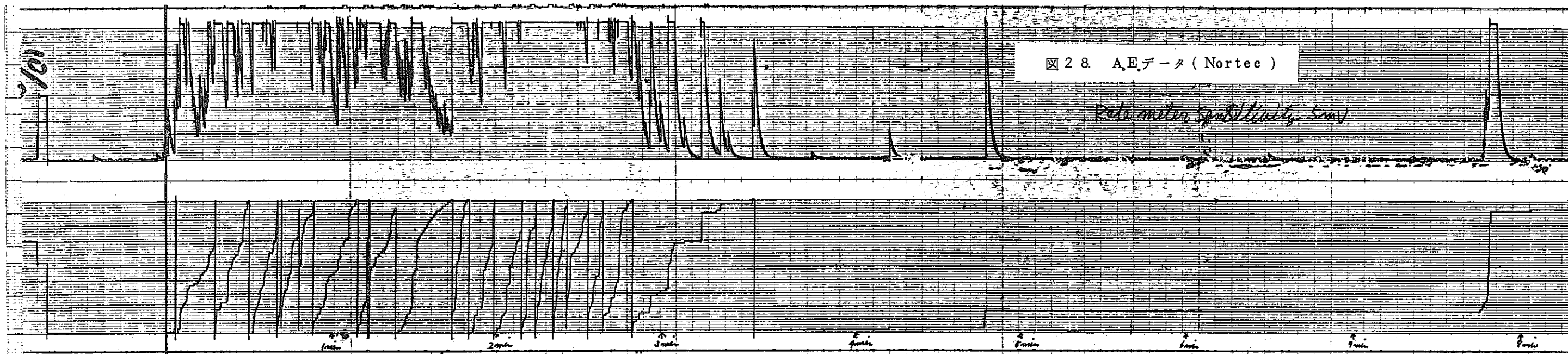


図 30. カウント率

Z-No 11

$\gamma = 50 \text{ mm/min}$

U. T. S. 2315 Kg (I-L)

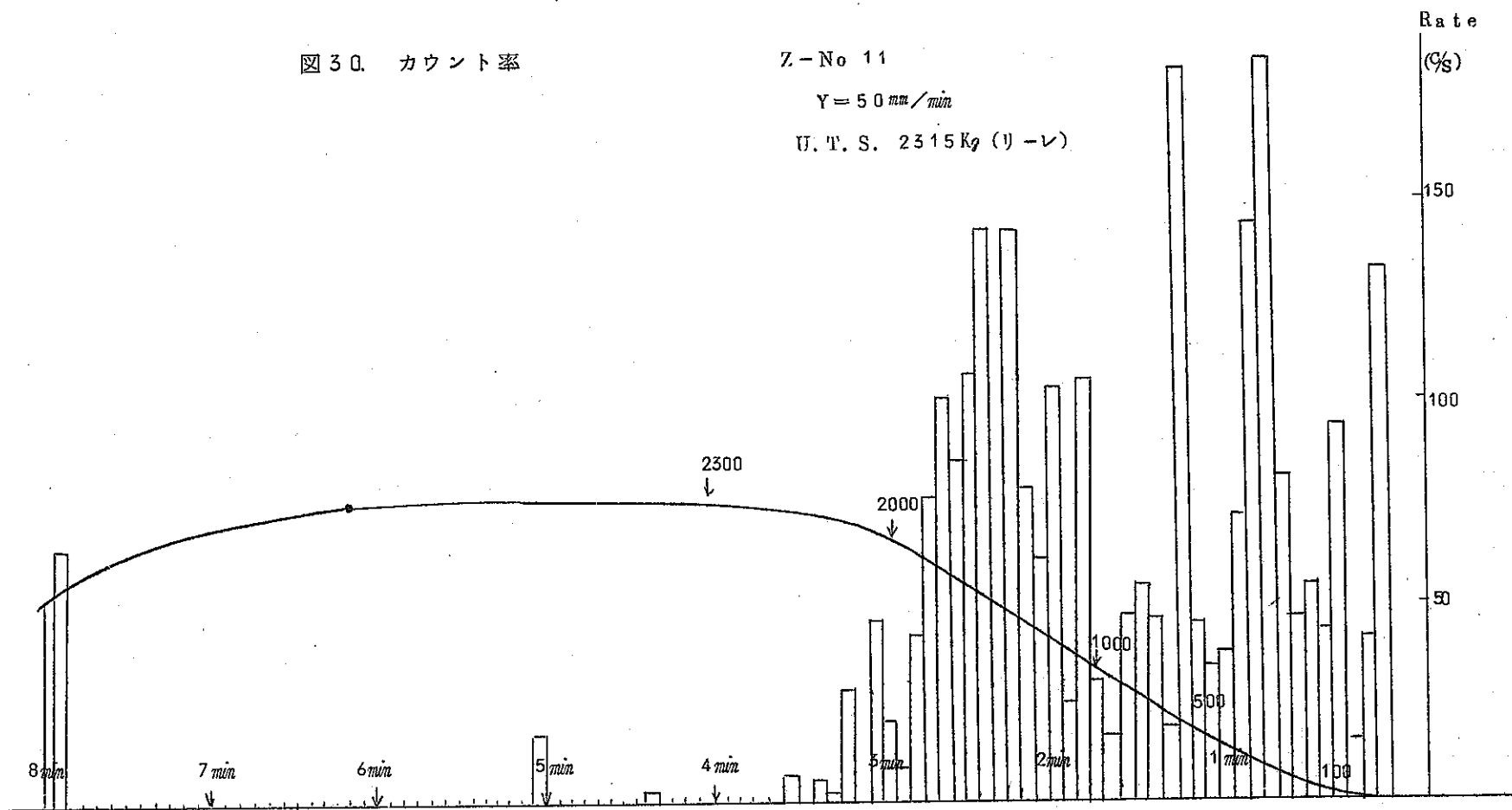
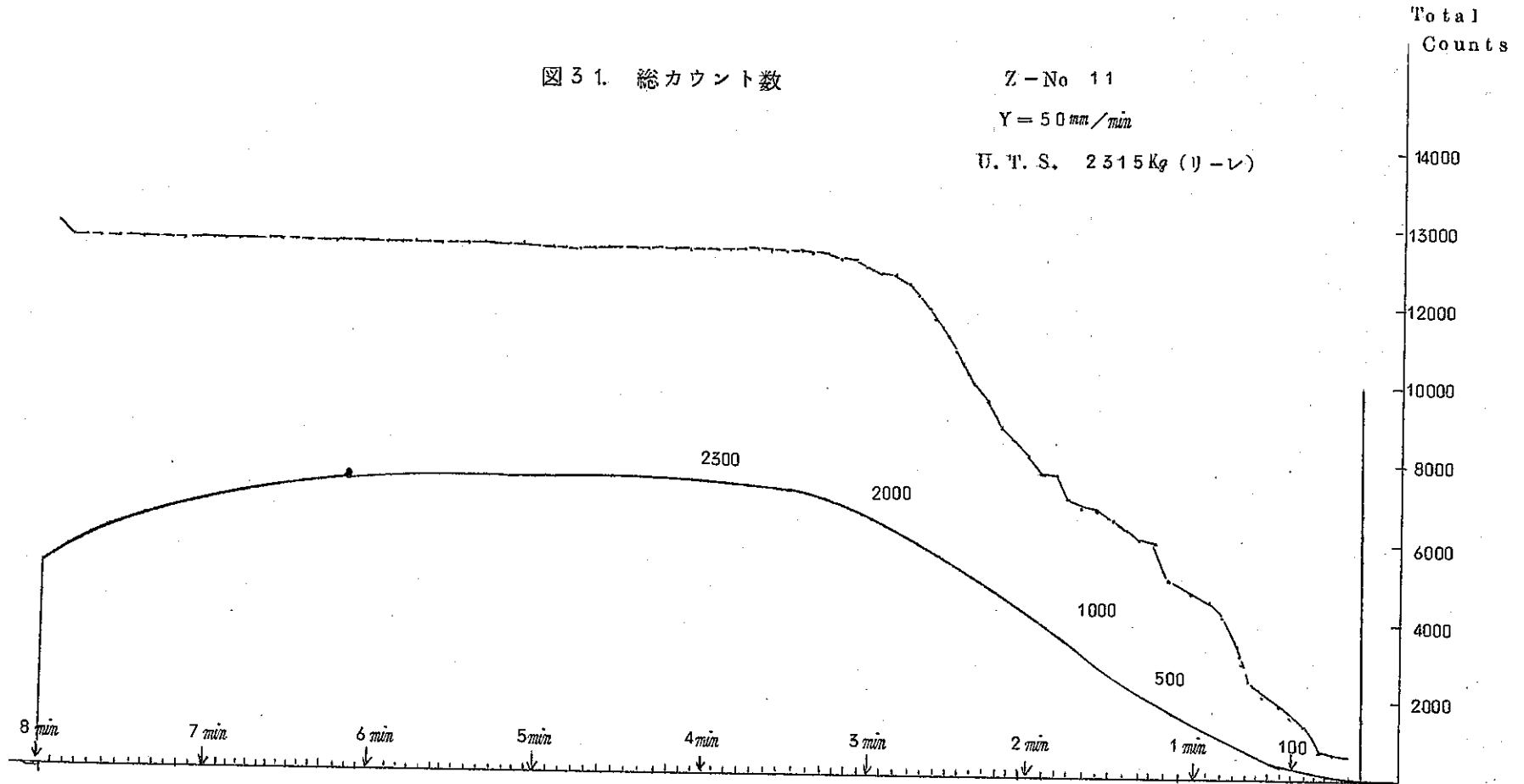


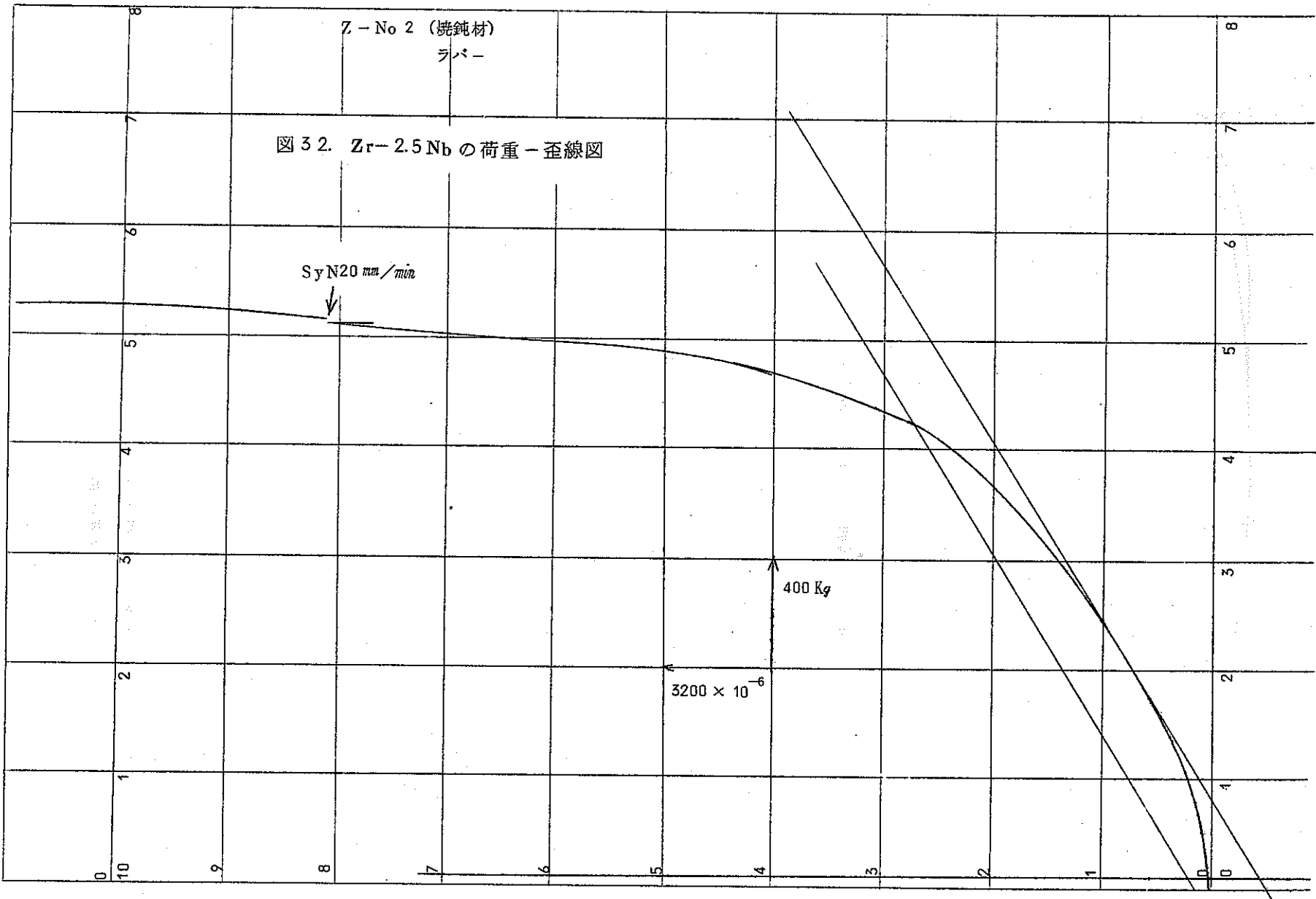
図 3.1. 総カウント数

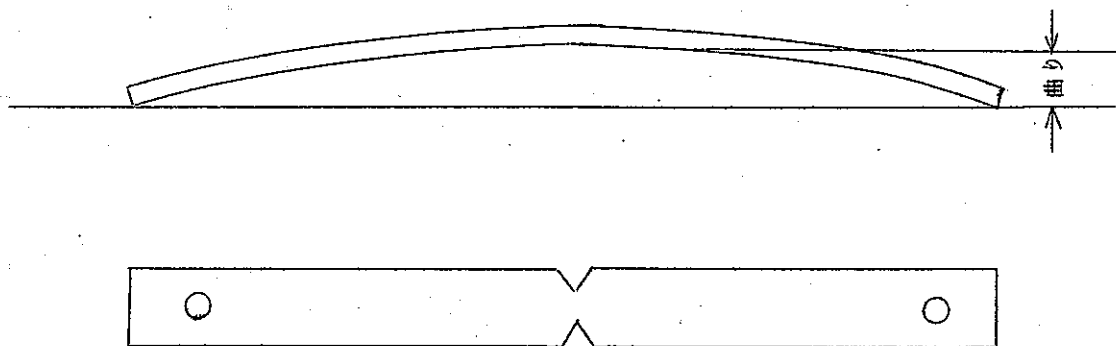
Z-No 11
Y = 50 mm/min
U. T. S. 2315 Kg (I) -レ



Z - No 2 (焼鈍材)
ラバー

図 3.2. Zr-2.5Nb の荷重 - 歪線図





平滑材 7.7 mm

切欠材 7.4 mm

図 3.3. 試験片の曲り (図は切欠材)

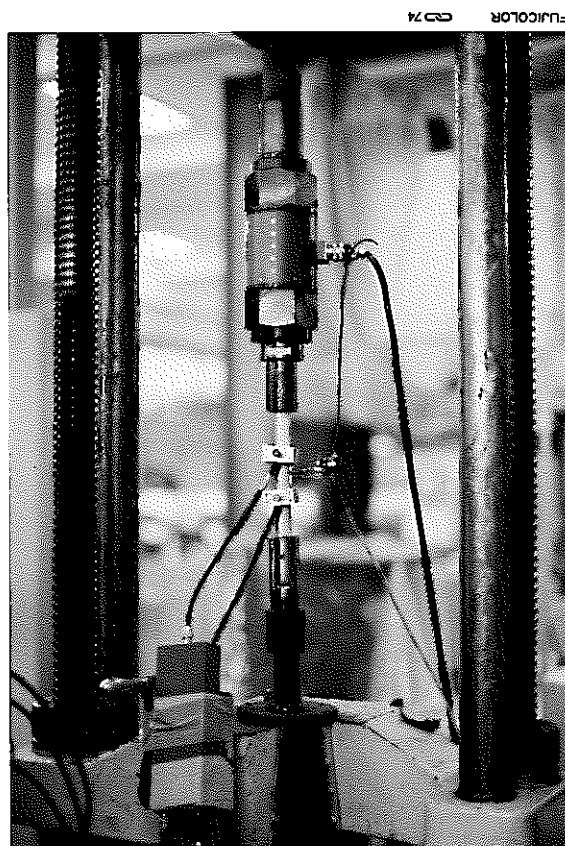


写真 1. 試験片及びクリップゲージ
の装着状態

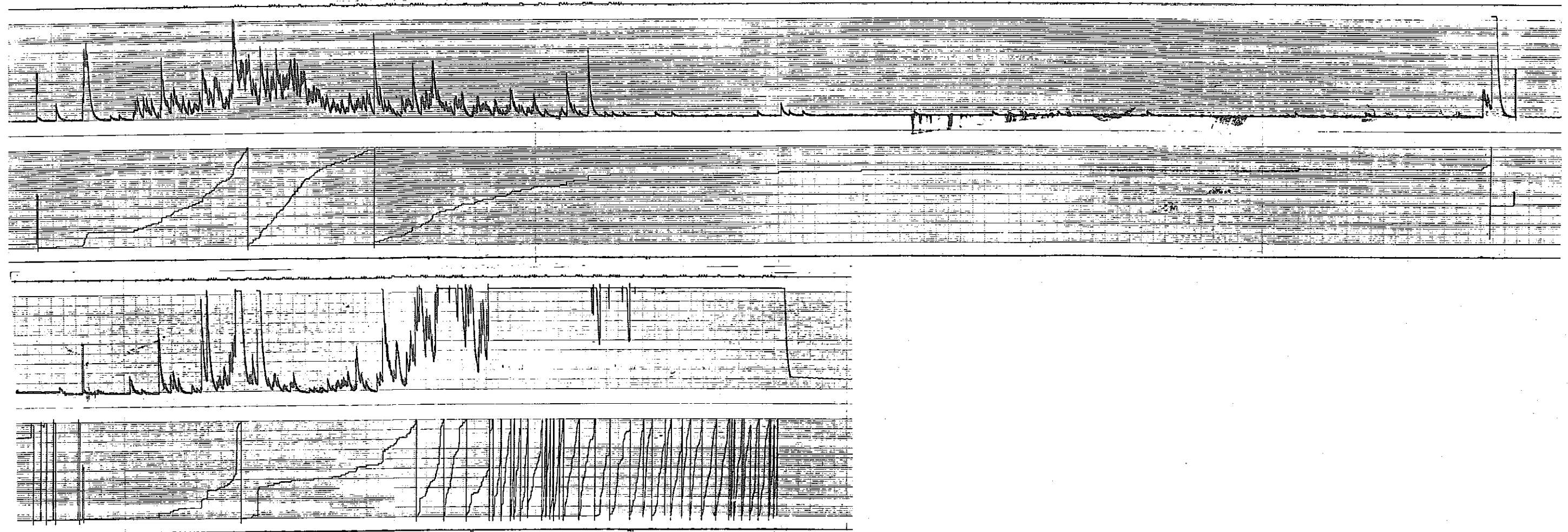


図3 4. 予荷重試験片の A.E結果 (Nortec)

上：平滑材
下：切欠材

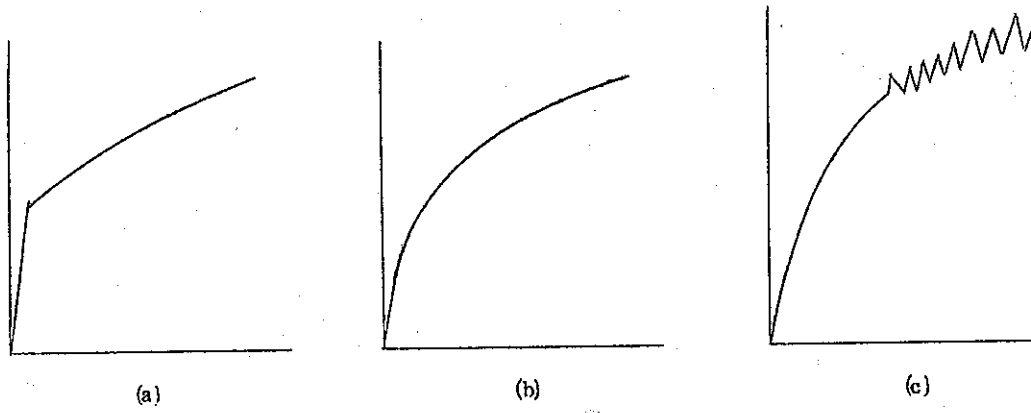


図 3 5. 降伏点を示さない流動応力対・歪曲線

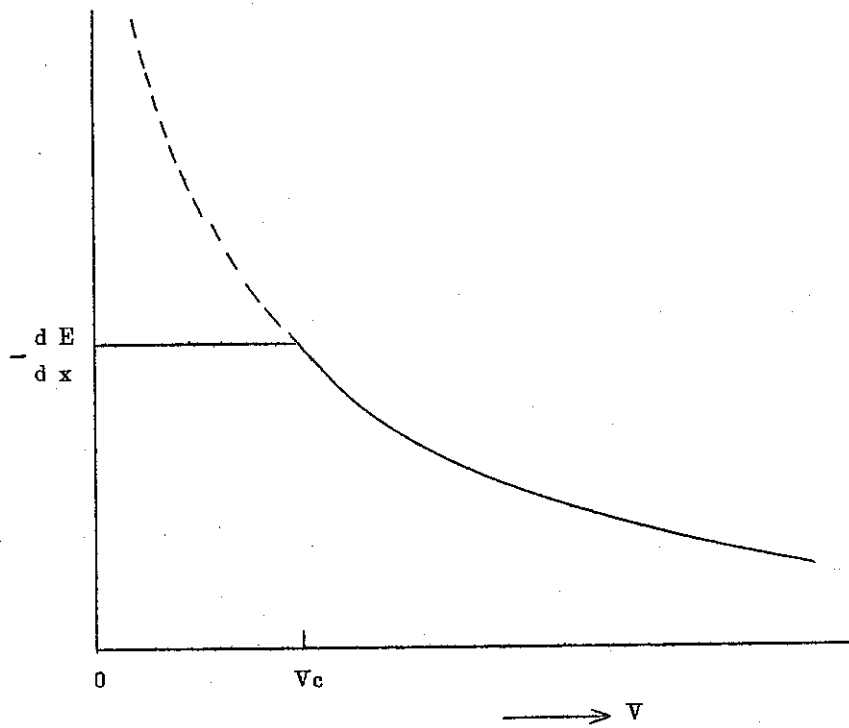


図 3 6. 刃状転位の運動速度(v)と
エネルギー損失 ($-\frac{dE}{dx}$) の関係。(高村)

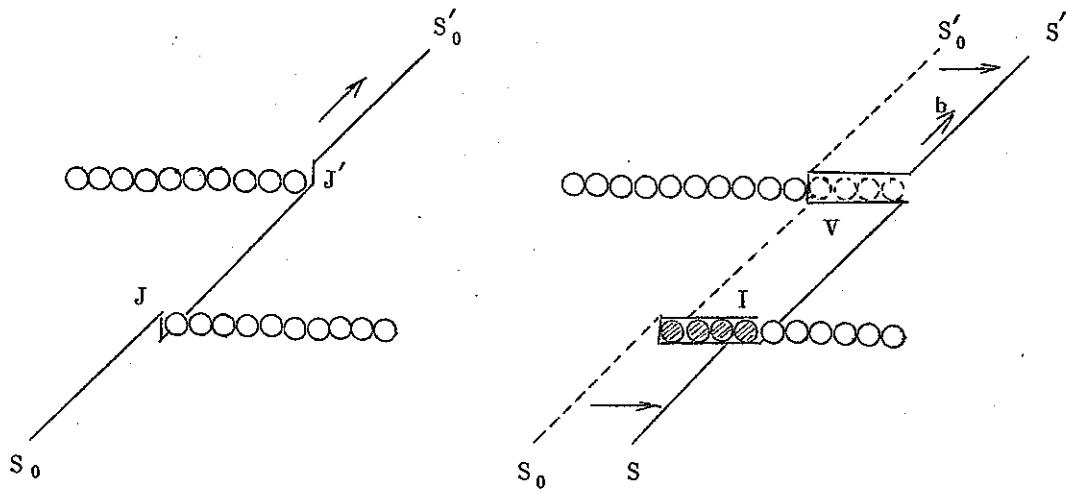


図37. らせん転位上のジョグとその移動により形成される点欠陥，らせん転位 $S_0 - S_0'$ が右に動けば，ジョグ J は格子間原子(I)を，J' は原子空孔(V)を作る。

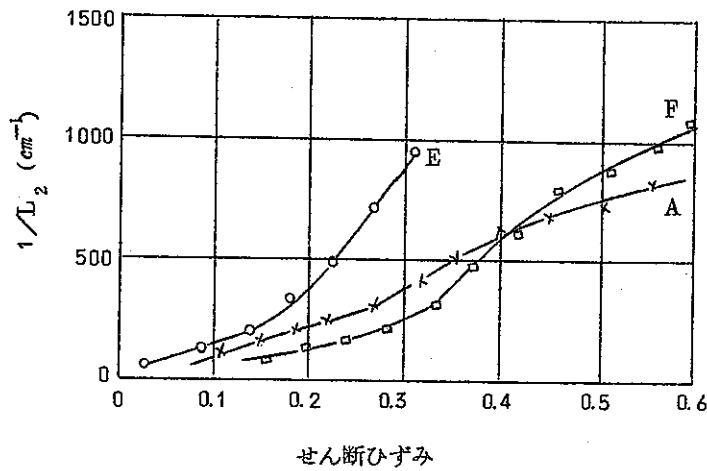


図38. Cu 単位結晶における，すべり線の長さ，歪の関係。(seeger)

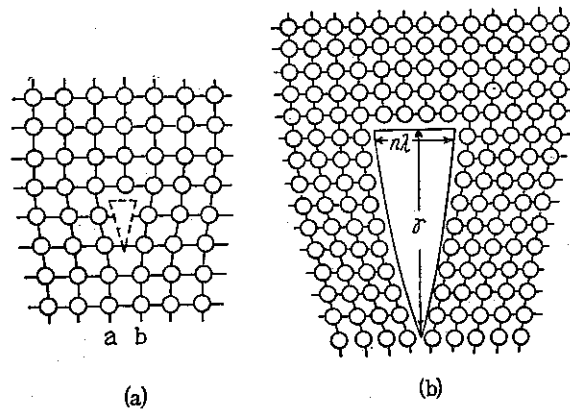


図 3 9. クラック源としての転位
a : 1 個の転位 (刃状)
b : 集合した転位

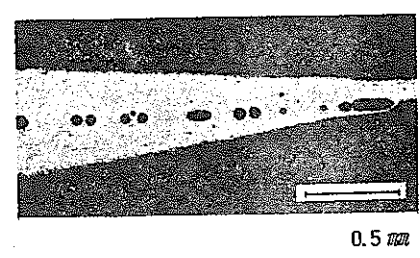


図 4 0. 室温で 5×10^{-5} /sec で引張った Cu-0.1% Al 合金の
破断部分近傍に現われた孔 (Void)

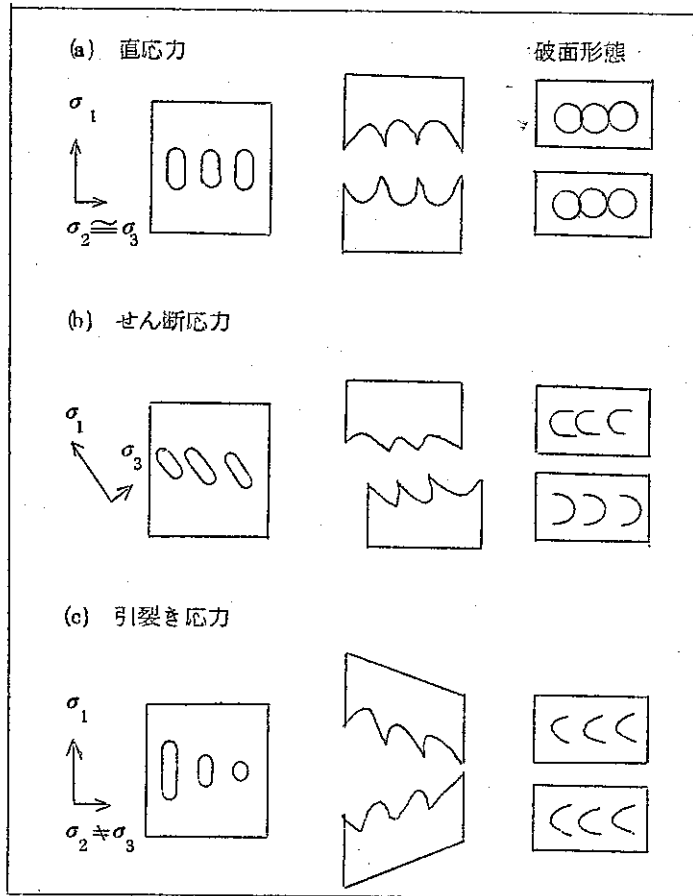


図 4 1. Microvoid Coalescence による Dimple の生成機構 [Beachem]

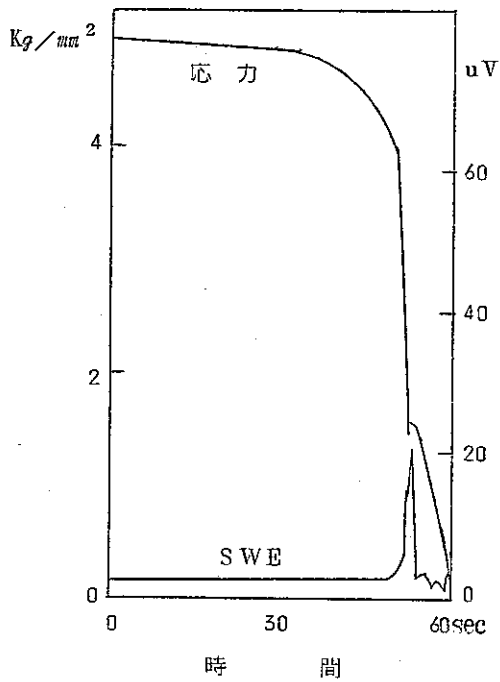


図 4 2. 純アルミニウムの破断に伴う A. E.

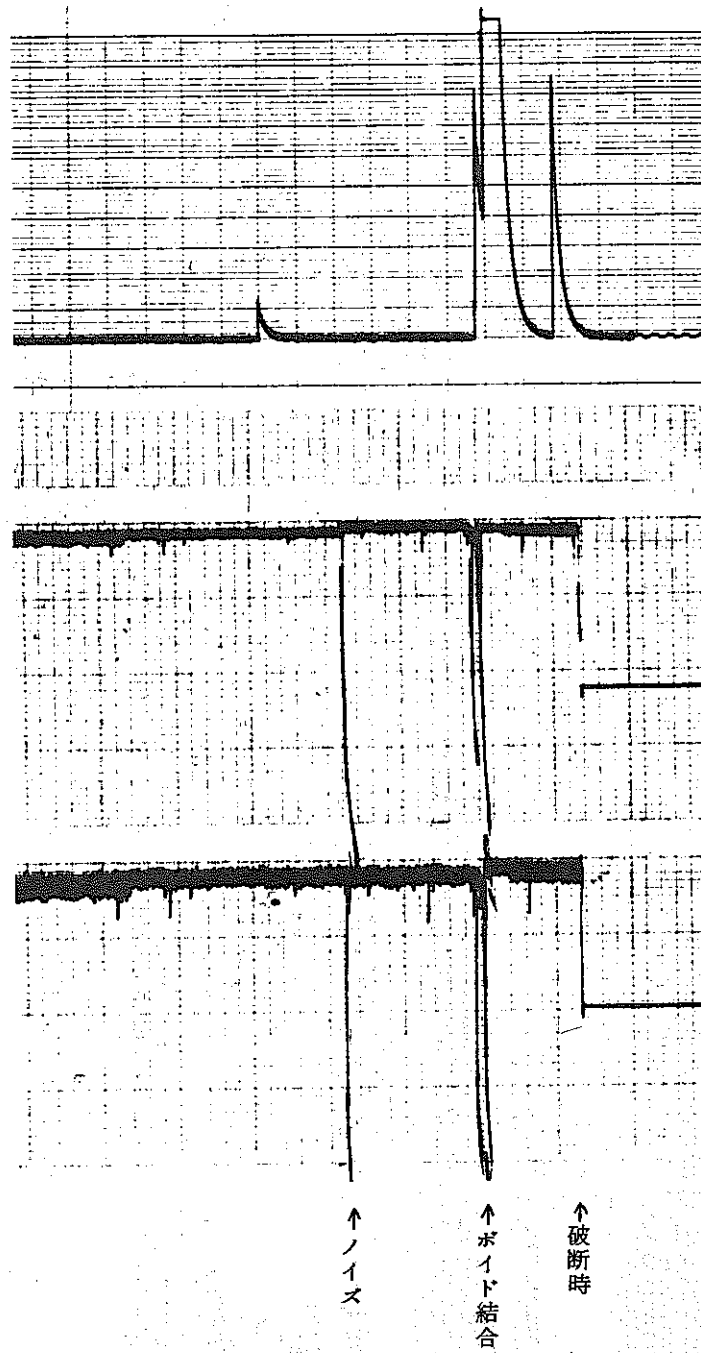


図 4.3. アルミニウム平滑材破断時の A.E.

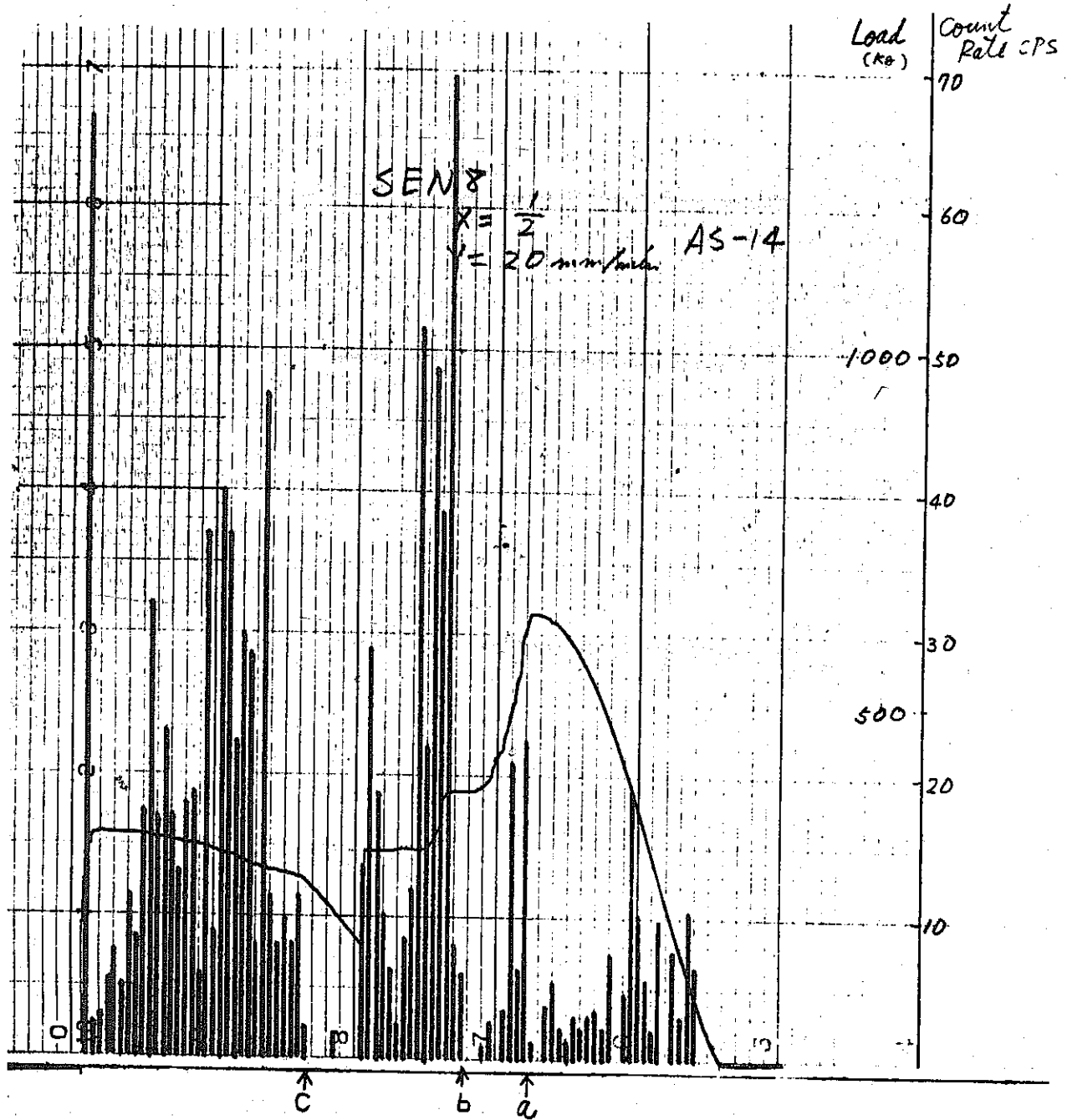


図 4 4. アルミニウム製 S.E.N.
 試験片の A.E. (ピン)

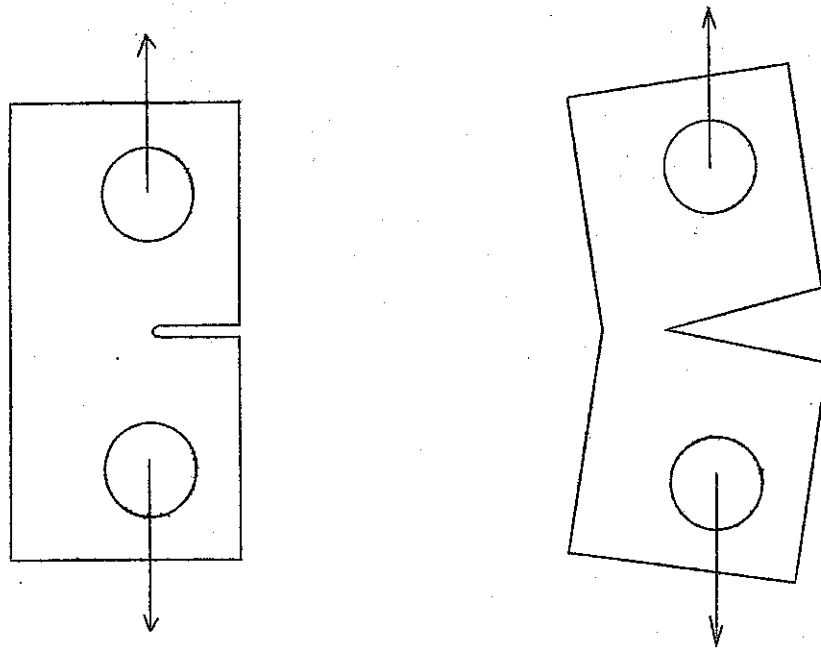


図45. アルミニウム製S.E.N. 試験片における
破壊直前の試験片の回転

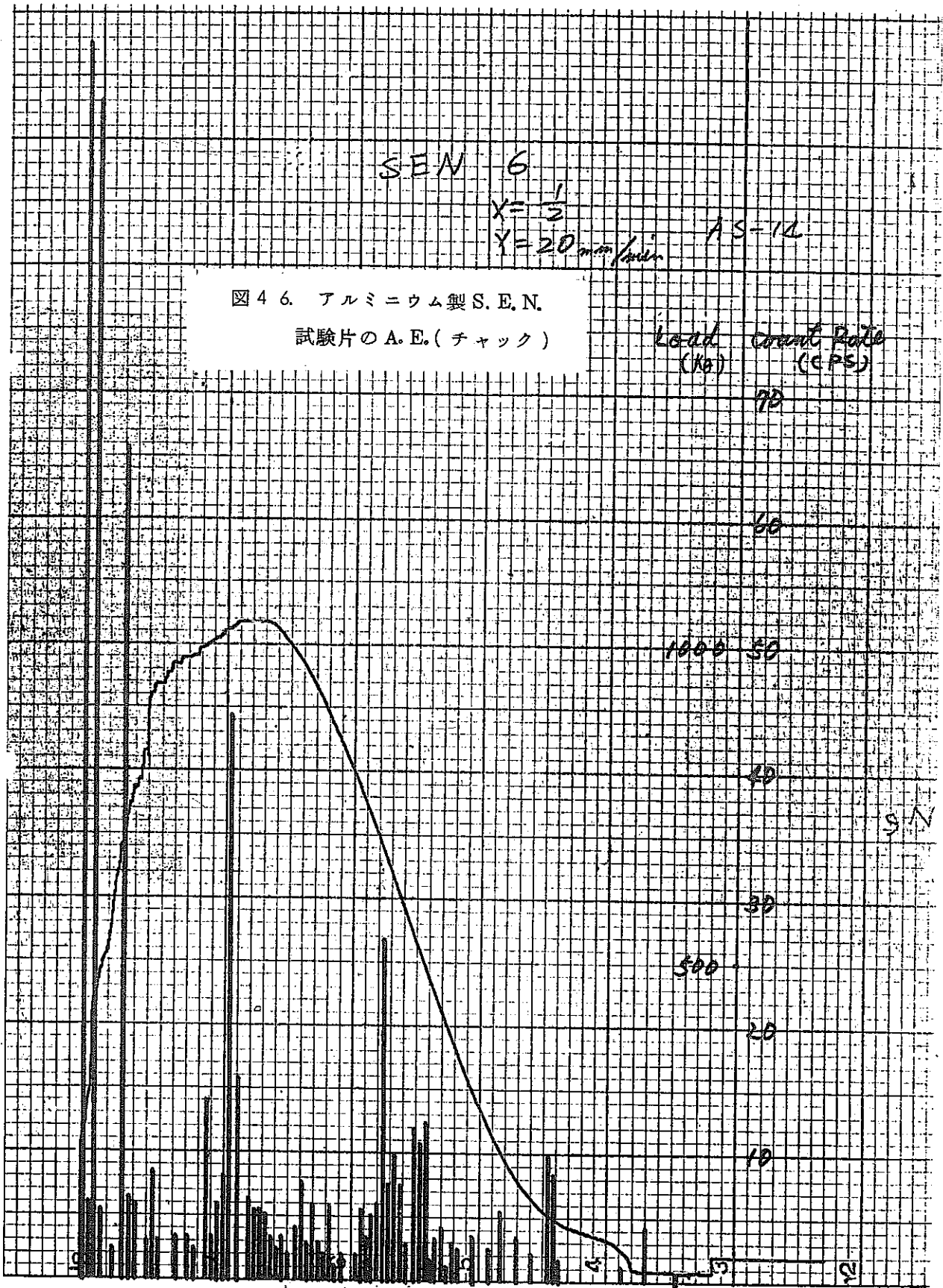


図 47. アルミニウム製 S.E.N.
試験片の荷重-変位線図
S. E. N. A. 9

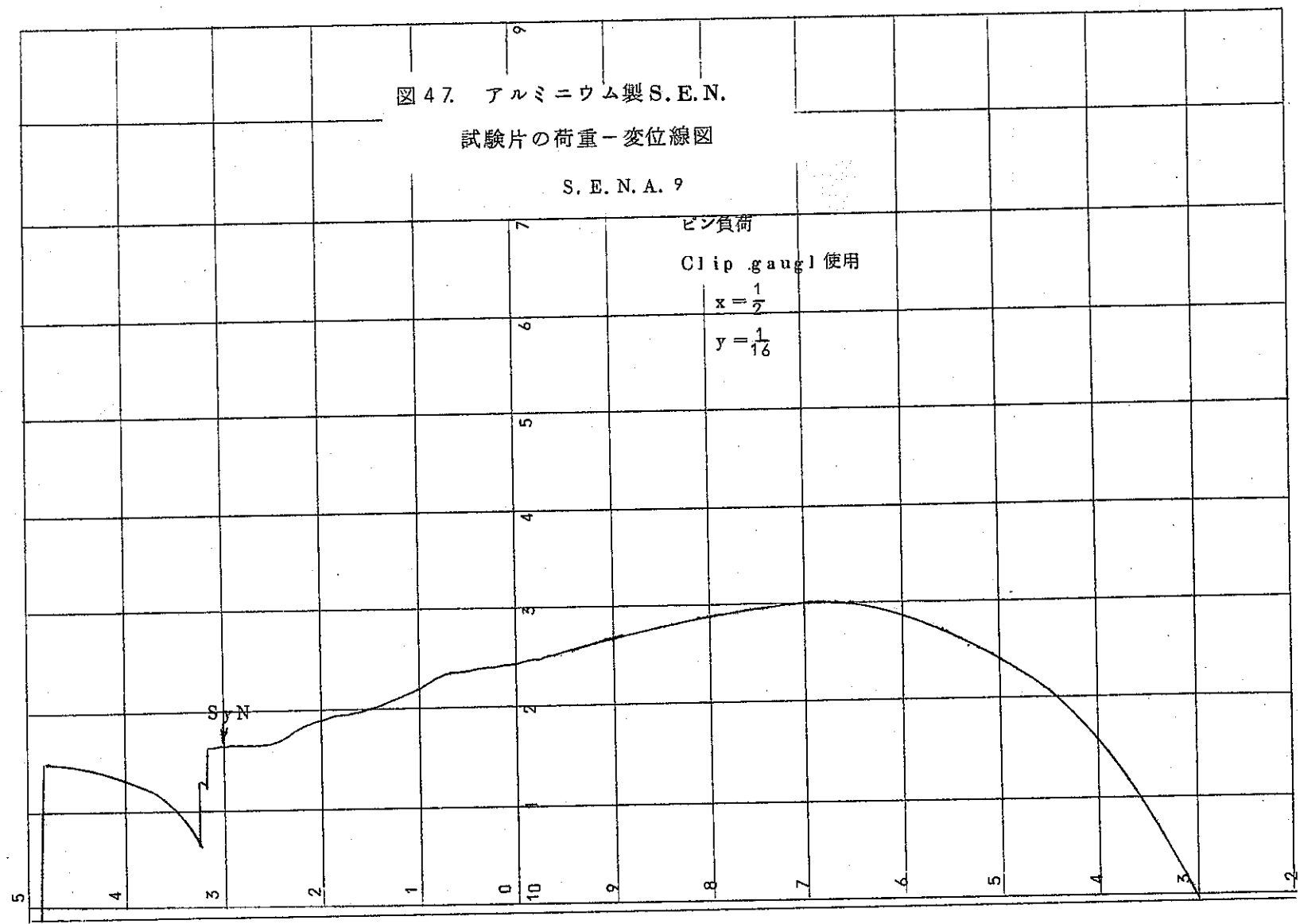


図 4 8. ジルコニウム合金製 D. E. N,
試験片の繰り返し引張時の
A. E. (受け入れ材)

DEN-7-2
 $X_1 = 5 \text{ and } 2$
 Range $X_2 = 2$
 $Y = \text{time } 30 \text{ mm/min}$

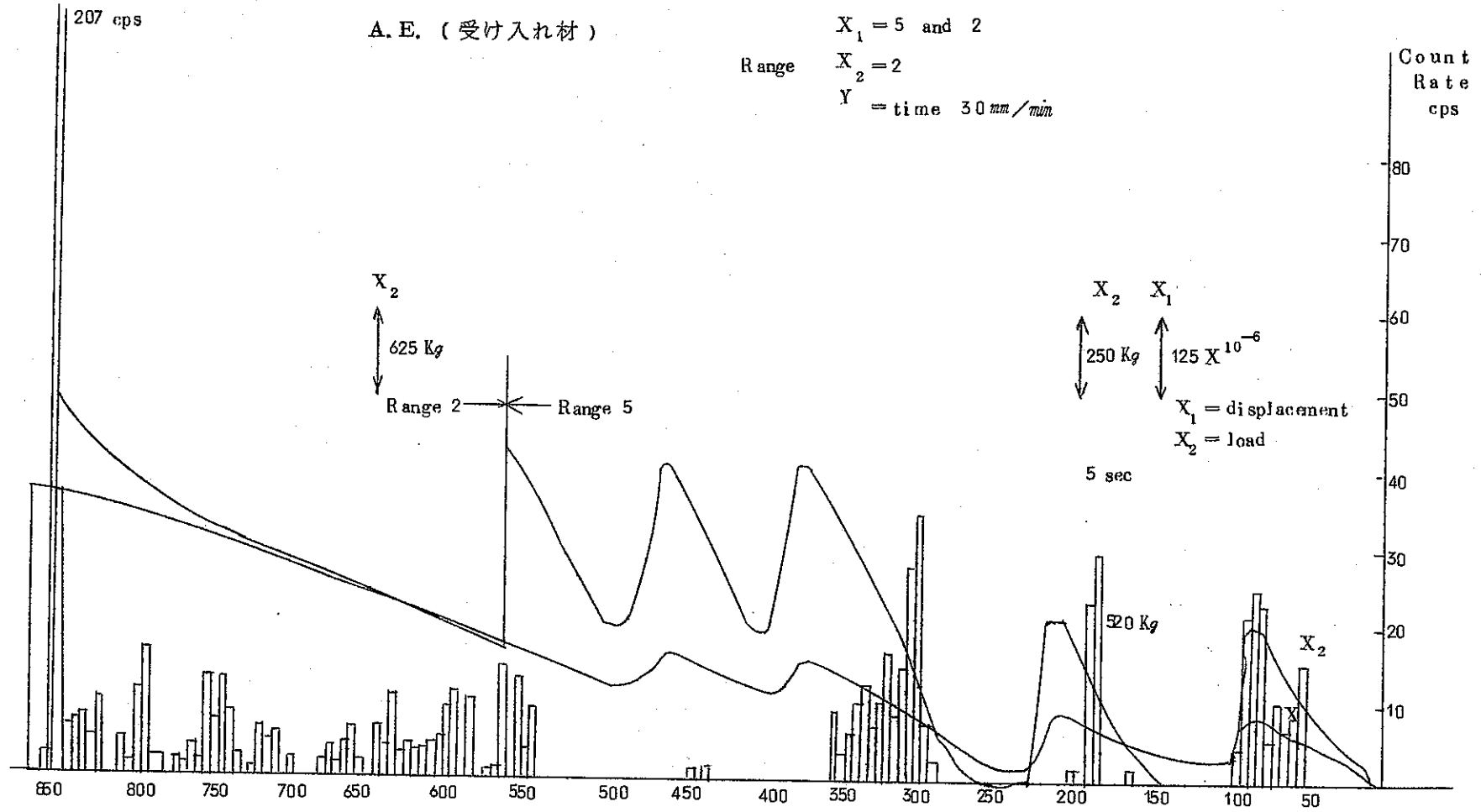


図49. ジルコニウム合金製

D.E.N. 試験片の繰り

返し引張時の A.E.

(焼鈍材)

DEN-Z-5

$X_1 = 2 \text{ cly g}$

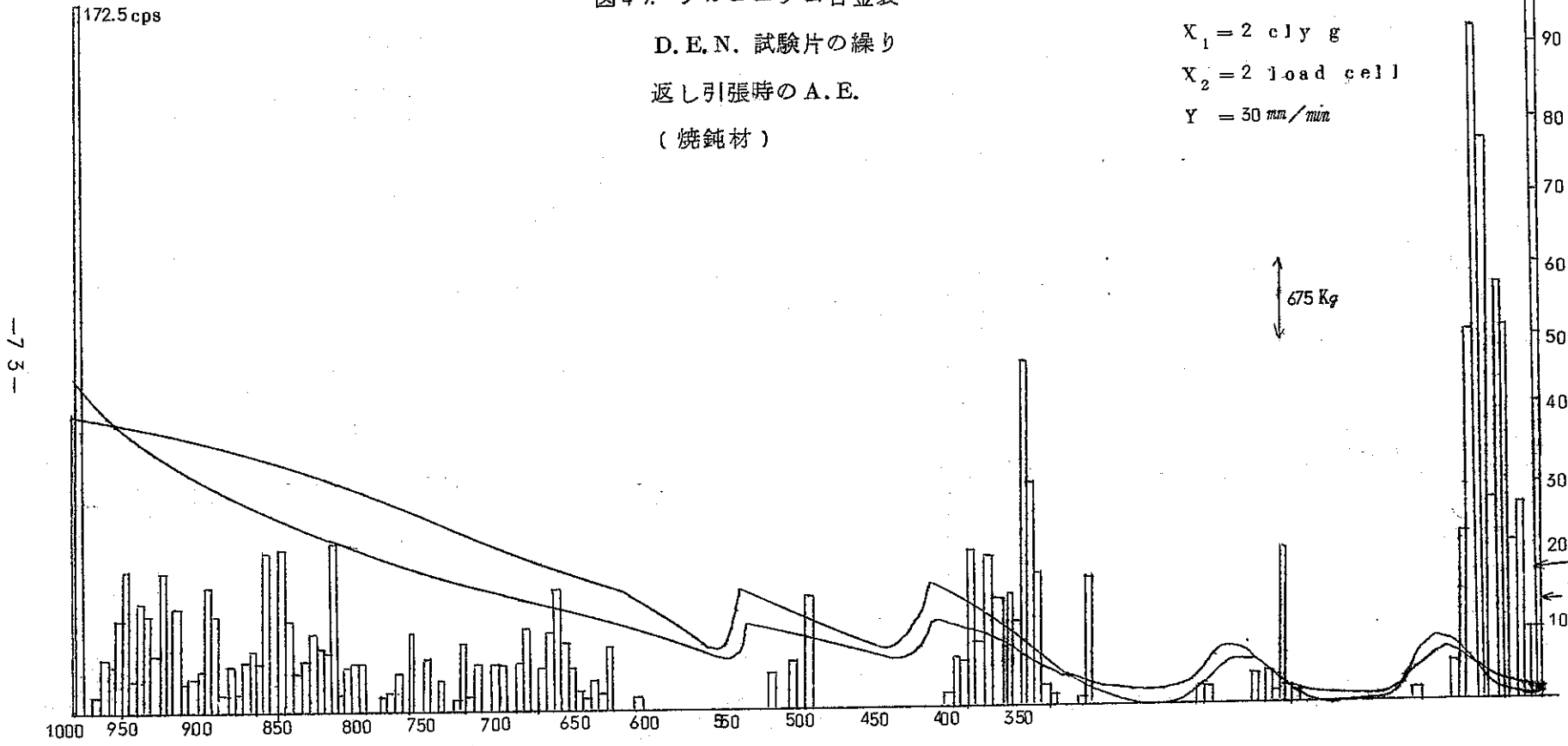
$X_2 = 2 \text{ load cell}$

$Y = 30 \text{ mm/min}$

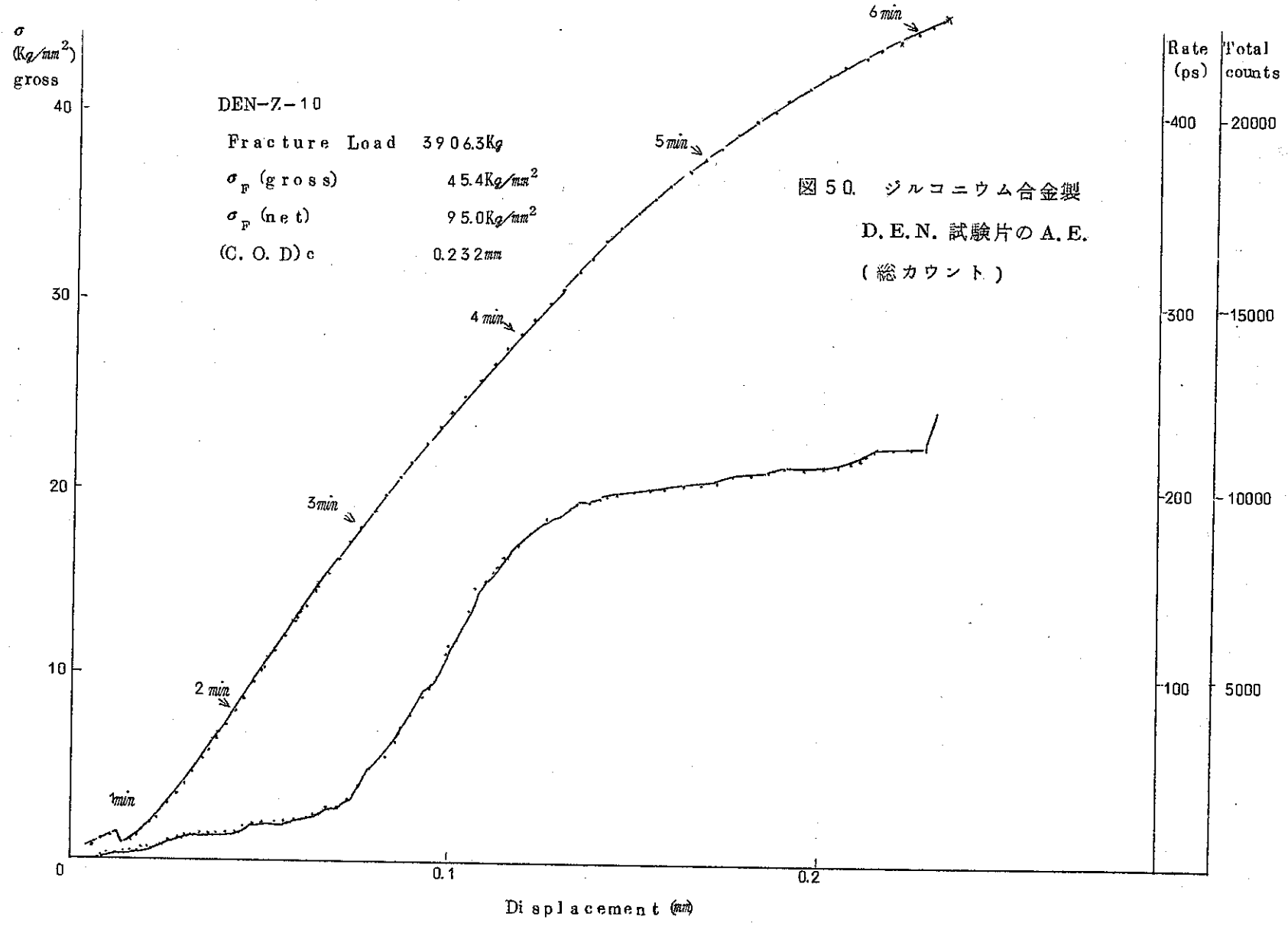
Count
Rate
(cps)

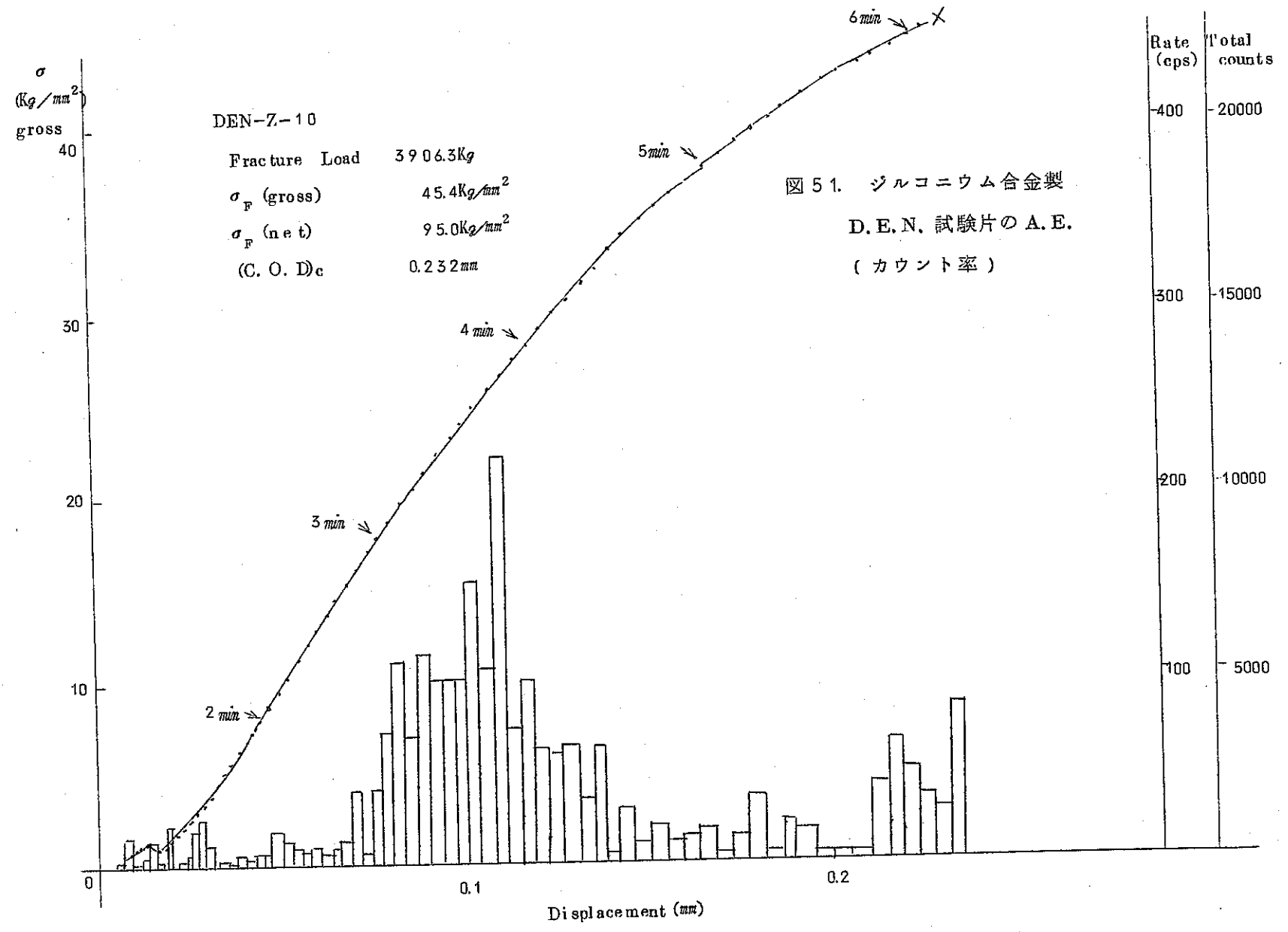
675 Kg

20 X_2
10 X_1



73





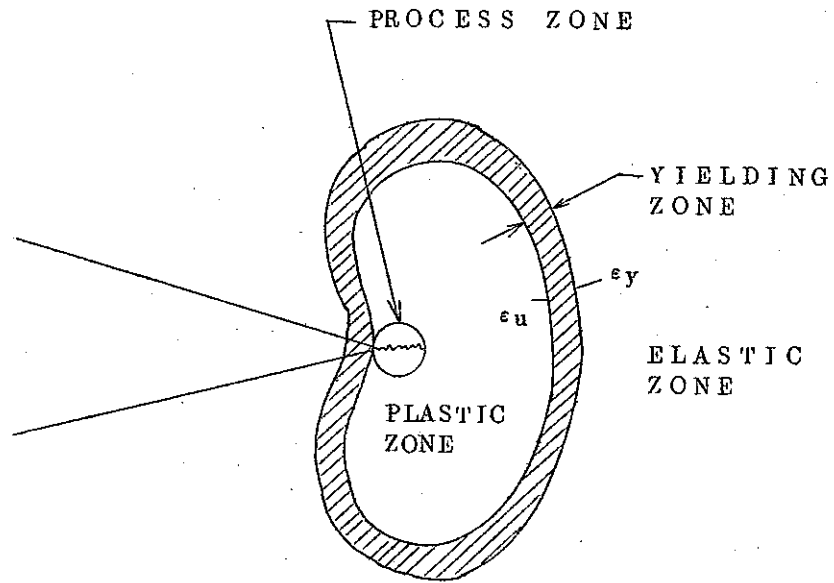


図 5.2. 切欠先端の A. E. 活性化領域 (Tetelman)

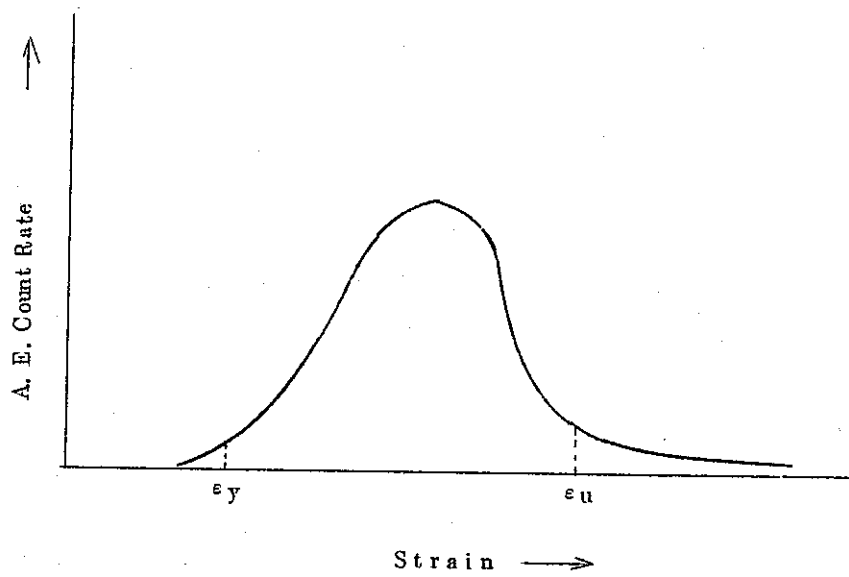


図 5.3. 歪の関数としての A. E. カウント率 (Dunegan)

材 料	m
ベリウム	7~12
7075-T6	4.0
7075-T6	7.0
D6ac鋼	
$K_{Ic} = 109MN/m^{3/2}$	12~20
98	14~20
86	5~15
78	12~20
52	~3
40	~4
1100°F Temper	4~5
600°F Temper	4~17
マレージング鋼	4~32
A302鋼	
室温	2.2
-100°F	0.85
-100°F (照射材)	1.0 ($2 \times 10^{18} n/cm^2$ 速中性子照射)

表 1. 各材料での m の観測値

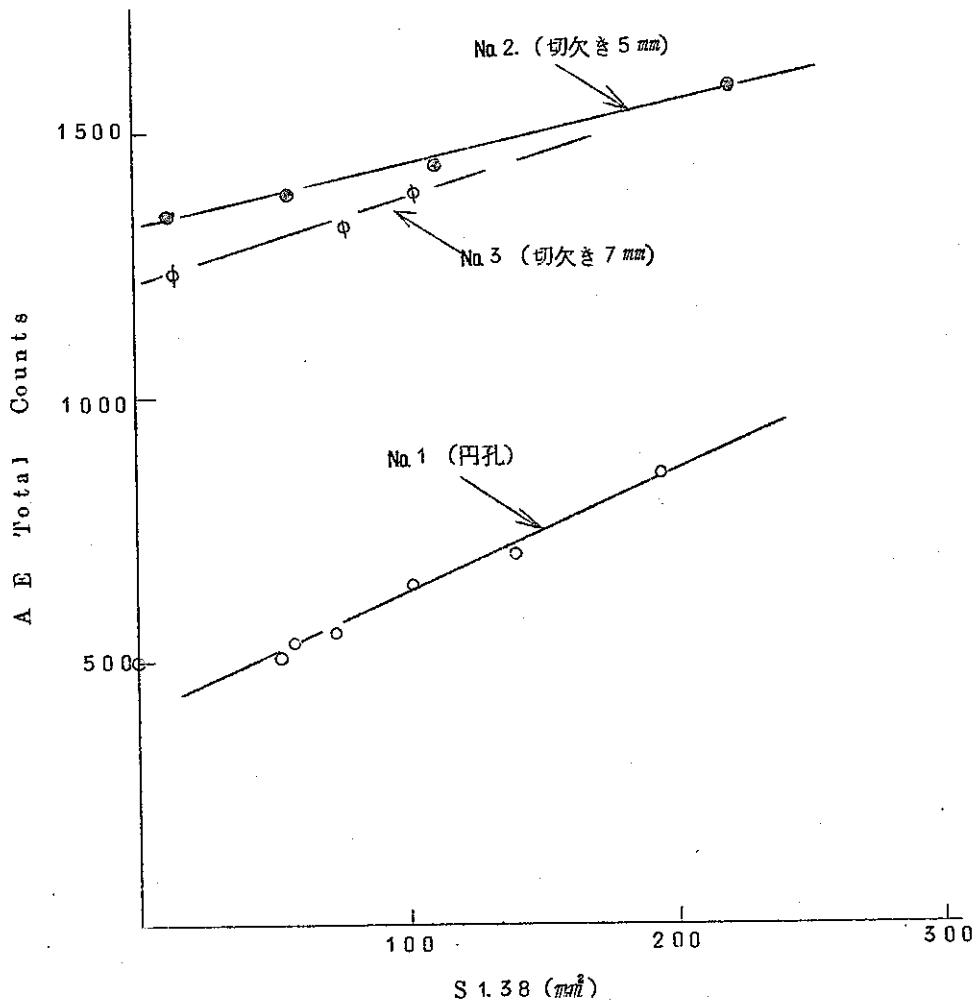
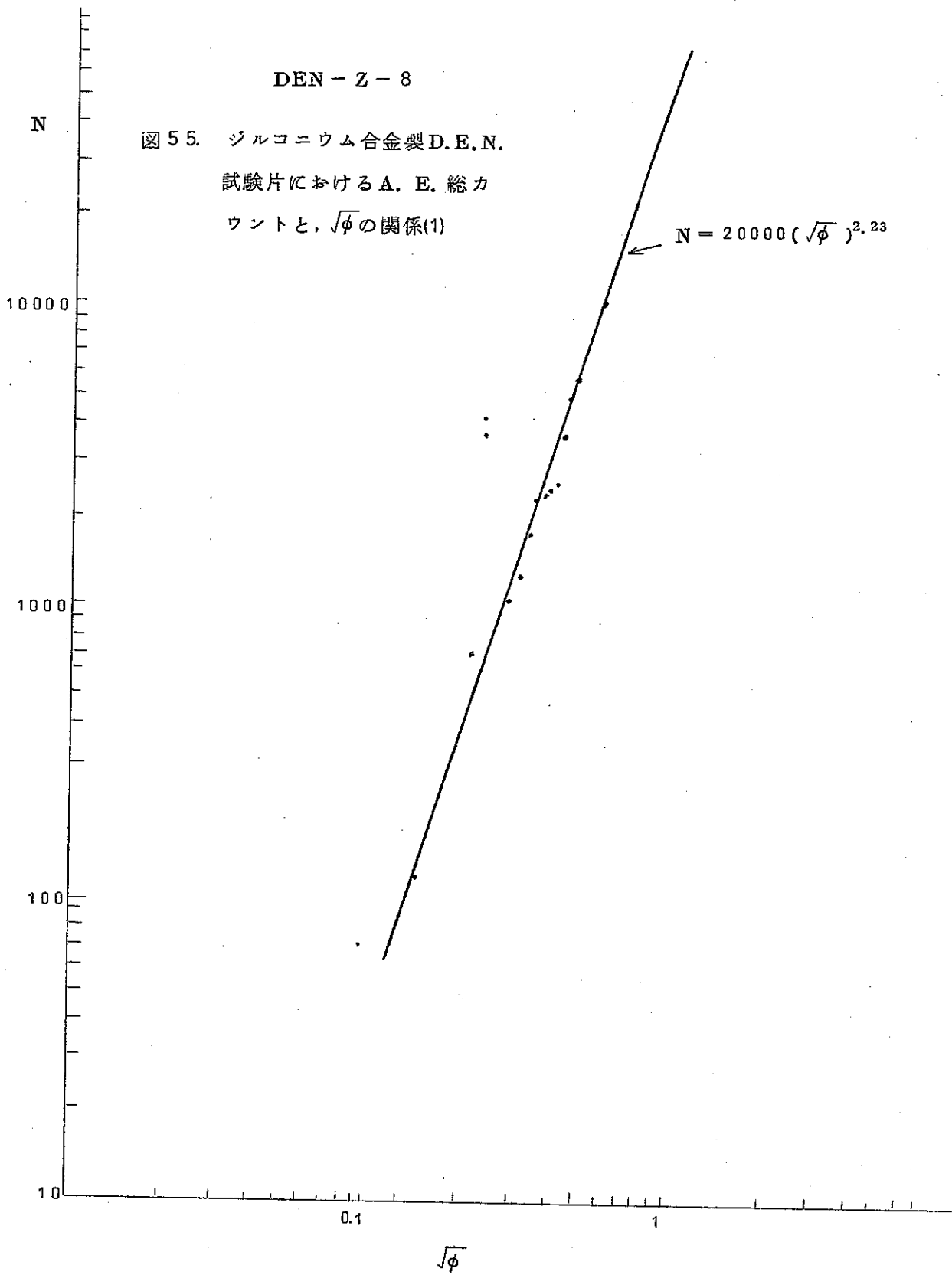
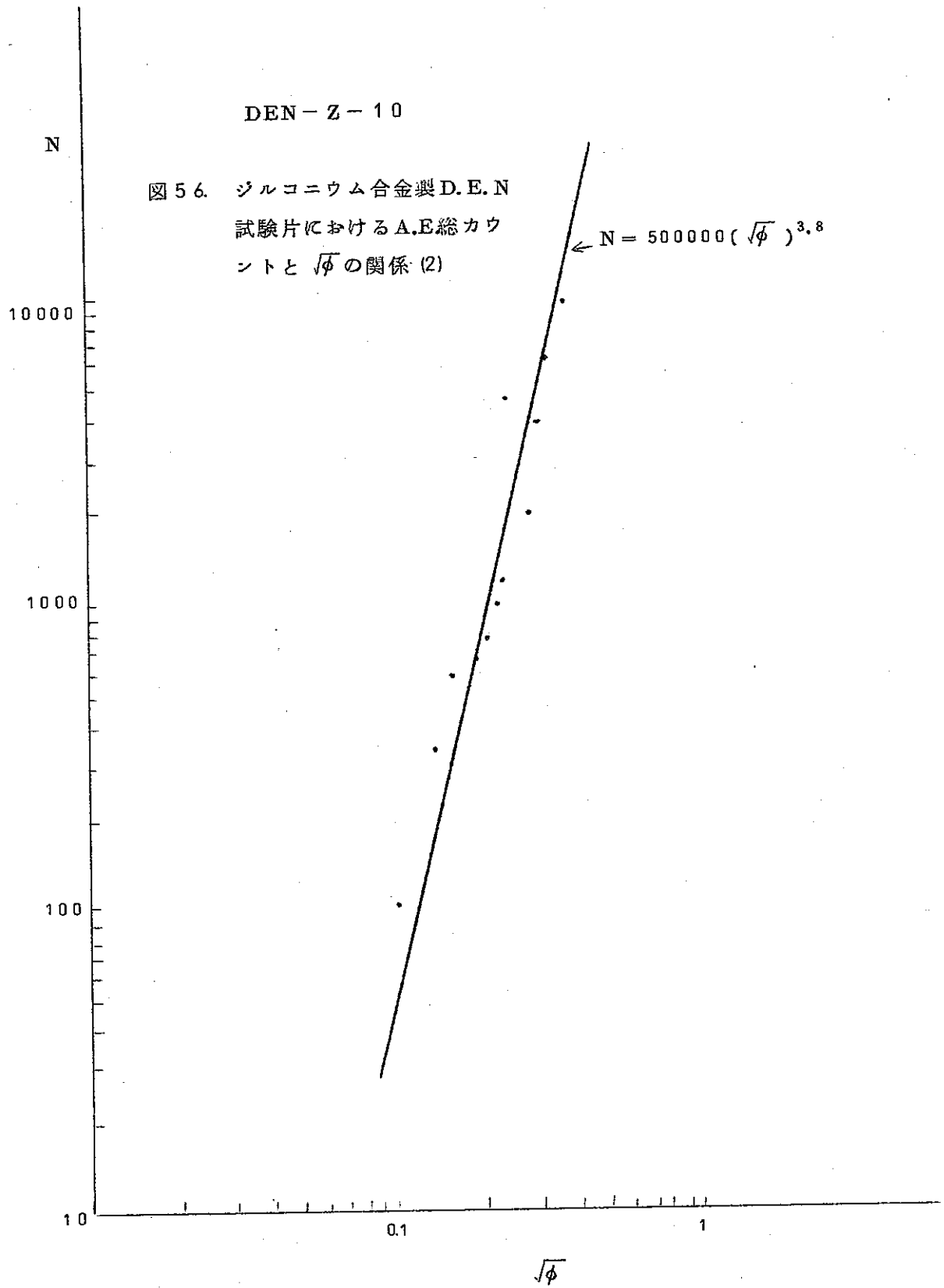
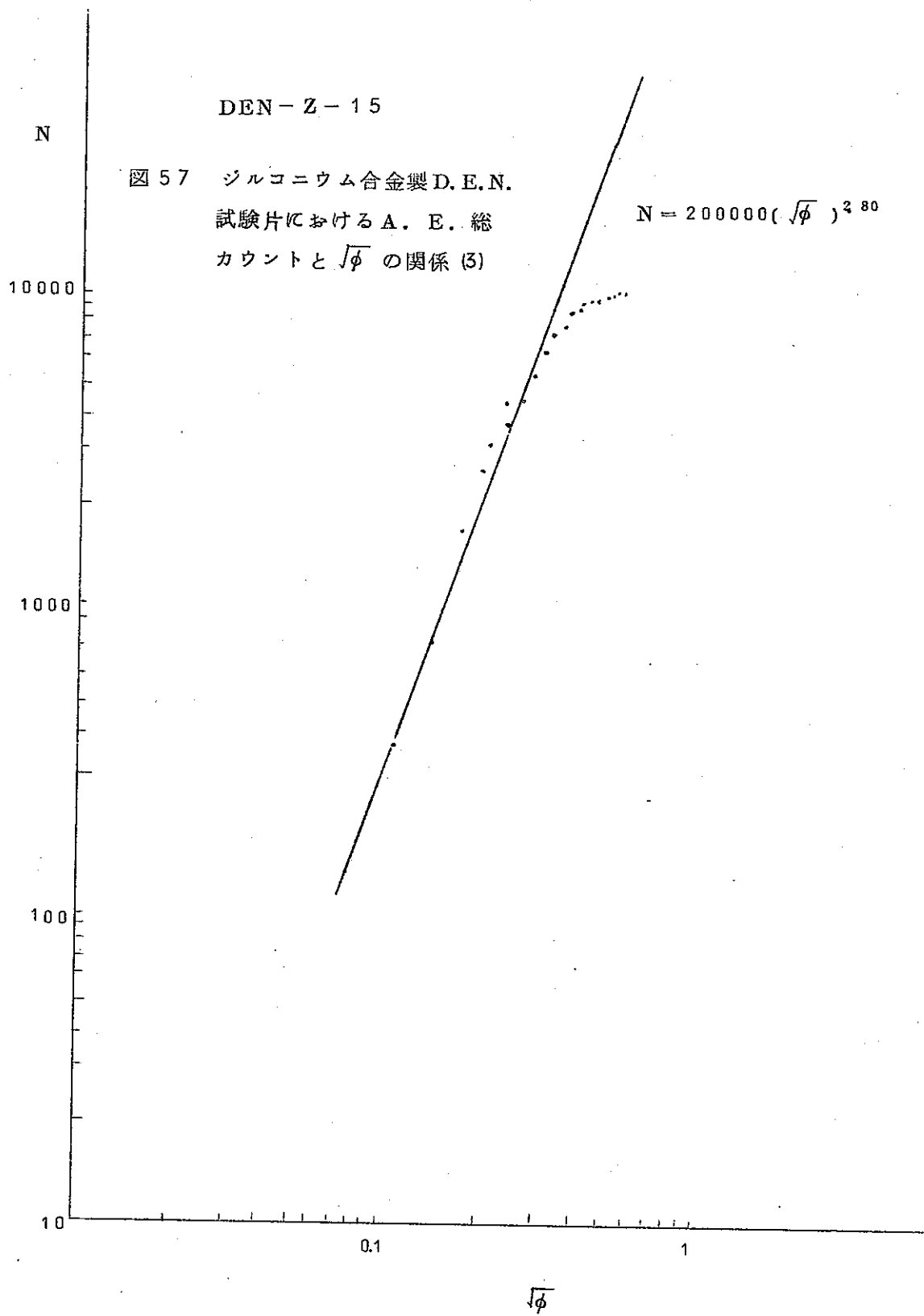
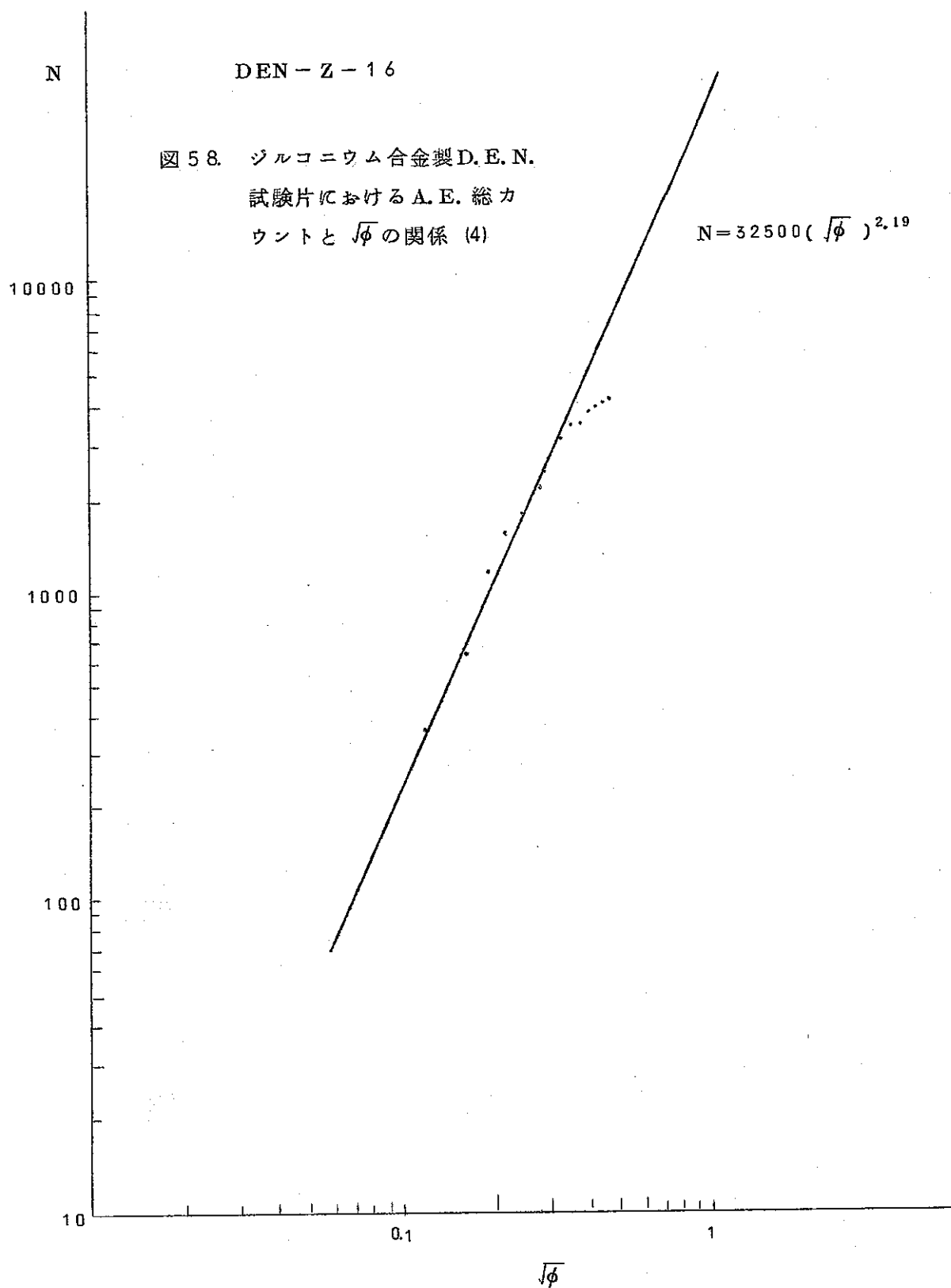


図 5.4. 塑性面積と A.E. の関係 ($\epsilon = 1.38\%$ 以上)









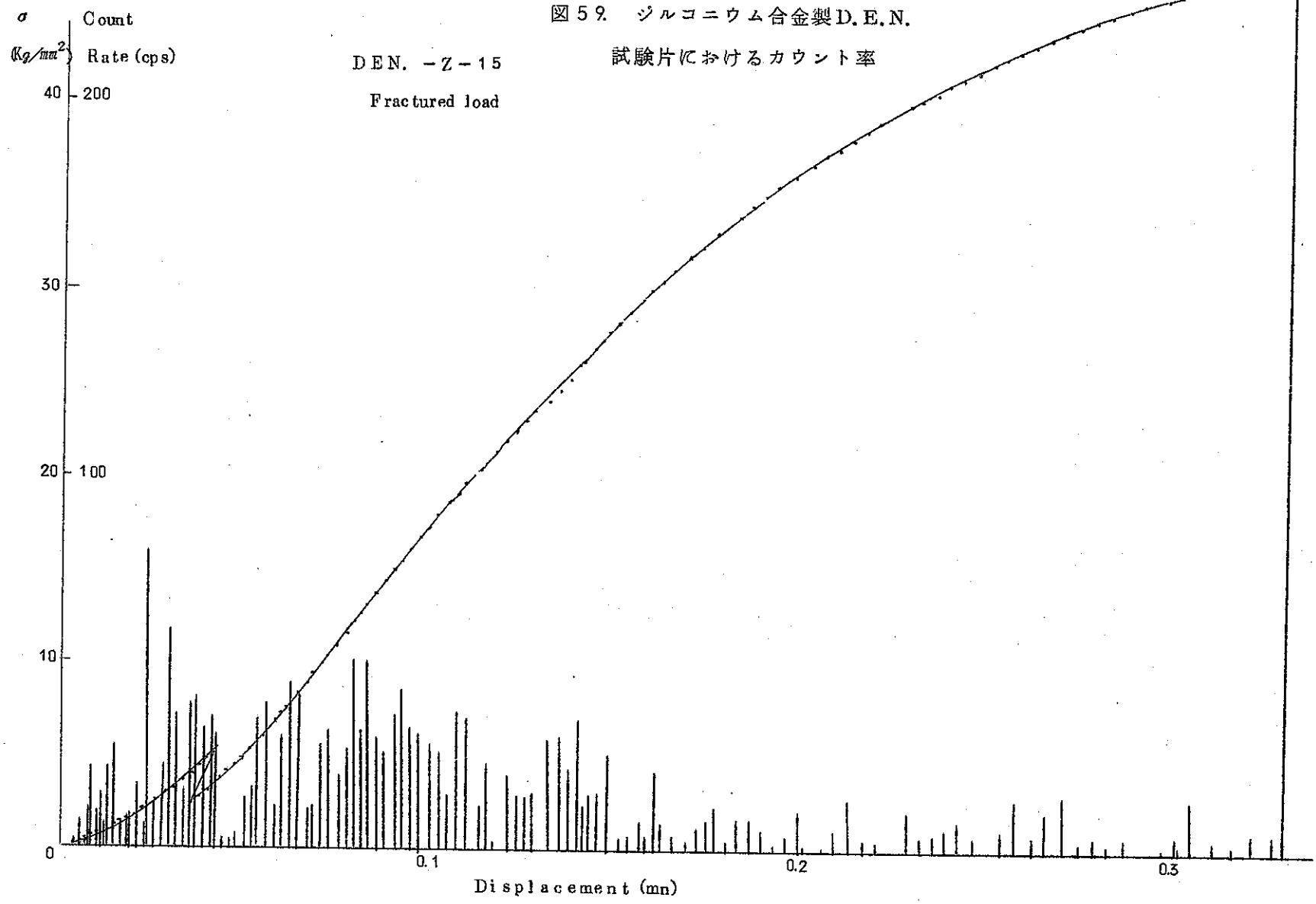


図 59. ジルコニウム合金製 D. E. N.
試験片におけるカウント率

図 60. ジルコニウム合金製 D.E.N.
試験片における総カウント

