

技術資料

UDC 669.14-194 : 539.424 : 534.14

## 鉄鋼材料からの音波発生研究の現状\*

小 野 桓 司\*\*

## Acoustic Emission From Ferrous Materials

Kanji ONO

## 1. は し が き

材料が破断するときにはその際の応力にもよるが、一般に耳に聞こえる音を発生する。脆性破壊のよく知られた例であるが全溶接構造のリバティー船が1943年1月にオレゴンのポートランド港で突如真二つに割れたときには、2キロ離れた地点でも割れる音が聞こえたと報告されている。すず合金などに変形双晶が発生する際の音はすず鳴りとして知られているし、面心立方の鉄・ニッケル合金を冷やしてマルテンサイト変態を起こさせるとやはり可聴音を発生する。金属材料からの音波発生の一系統的研究は約20年前のKAISER<sup>1)</sup>の仕事に緒とするが、とくに最近の数年間の進歩が著しい。現状を知るための解説としてはASTM主催のシンポジウム(1971年12月)の論文集<sup>2)</sup>、日米合同シンポジウム(1972年7月)での論文<sup>3)</sup>、邦文では磯野<sup>4)</sup>、尾上<sup>5)</sup>の解説なども参照されたい\*。

狭義にはAcoustic Emissionは材料が変形または破断するときに解放される弾性エネルギーの一部が可聴周波域の振動となつて耳に聞こえる現象である。材料中にはもつと広い周波数領域の弾性波が発生しているのでStress Wave Emission(応力波の放出)と呼ぶ方が適当とする見方もある。しかしアメリカでは超音波領域をも含めてAcoustic Emissionと呼称する立場が支配的となつており日本でも音波発生と訳すよりも原語の方が一般的のようである。この報告では以下AEと略記する。

KAISER<sup>1)</sup>は鋼、アルミニウム、銅などの金属を塑性変形するときのAEを調べた。最も重要な知見はAE発生と応力を関係づけたこととAE発生の一方向性の発見である。後者はKaiser効果と呼ばれており、ある大きさの応力を加えたのちに再荷重したときは最初の応力以下ではAEが発生しない現象である。これはAEが材料内部の非可逆的な転位運動や割れの発生などに起因することを示す。その後SCHOFIELD<sup>6)</sup>は金属単結晶の

変形時にもAEが発生することをつきとめ、KAISERの考えた結晶粒界からのAE発生モデルが不相当であることを明らかにし、転位運動が重要なAE発生源であることを確立した。またLEAN<sup>7)</sup>は低炭素鋼などを使いリュース帯の伝播、Portevin-Lechaterier現象および破壊時のAEについて報告している。このような不連続変形のときに発生するAEはSCHOFIELD<sup>6)</sup>の観察した突発形AEに相当するものである。これらを含めた初期の研究は音声周波領域で行なわれ、実験装置や外部からの雑音の防止に多大の努力が払われた。

1960年代のDUNEGAN<sup>8)</sup>の研究では100から300KHzの測定周波数帯が使われた。これにより通常の引張試験機を使うことが可能になり、またAEが実験室の学問的対象から実用的な非破壊検査法へと脚光をあびることになった。ちょうど破壊力学の発展と期を同じくしたこともあつてAEの破壊試験への応用が注目され、切欠試験片の引張、疲労、水素脆化、応力腐食割れなどの試験に適用された。現在世界各国ではさらに進んで構造物や圧力容器の破壊の予知へのAEの応用が熱心に研究されている。その他溶接欠陥の検出、ラインパイプのもれの探知などへも適用可能である。現状ではまだ応用例は限られているし、一方理論的解析も不十分であるが鉄鋼材料の製造、利用の各分野で広くAE法が使われる日は間近である。

この報告ではAEの検出法、一般的な性質、応用例などを主に鉄鋼材料での研究結果を例にとつて解説する。AEの計測系は図1に示すように被試験材の機械的振動を電気信号にする変換子、低雑音・高利得の増幅器外部雑音を除くフィルタおよび各種の計数、計量機器から成るので大略を説明する。次に塑性変形、相変態および破壊の際のAE発生について解説する。最後に圧力容器や溶接の検査へのいくつかの応用例を示し、さらに適用可能な分野を検討する。

\* 昭和48年3月12日受付(依頼技術資料)

\*\* カリフォルニア大学ロサンゼルス校 Ph.D.

\* そのほかにも適当な解説としてはRef. 8b, 10a, 34, 70が参考になる。

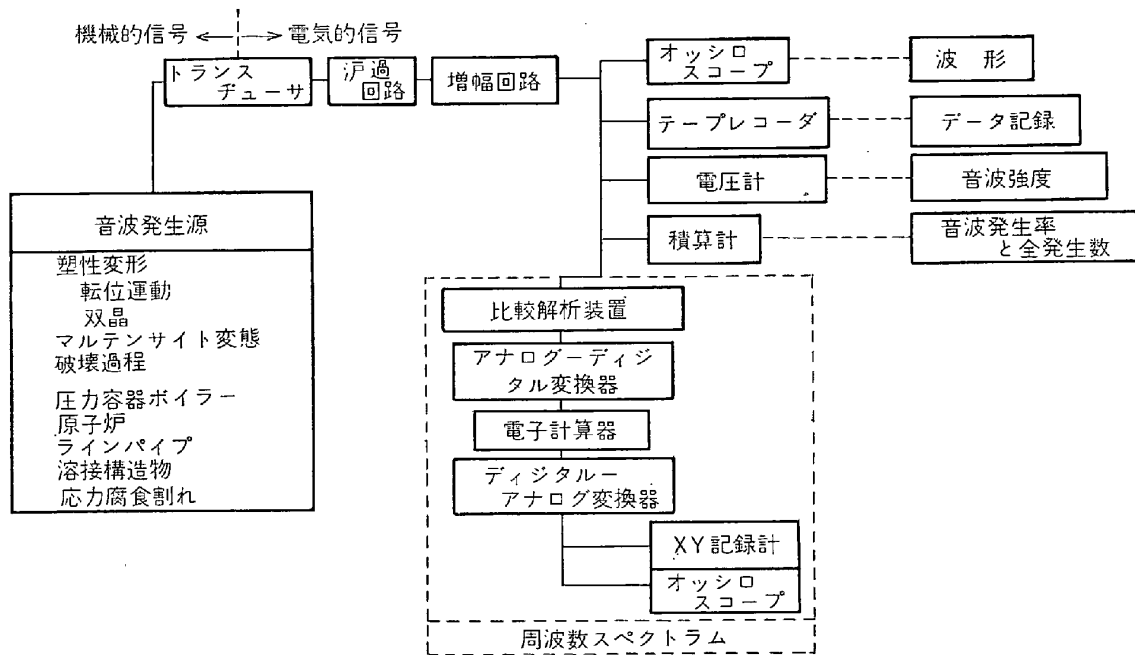


図 1 UCLA における実時間周波数解析装置を備えた AE測定装置のブロック図<sup>12)</sup>

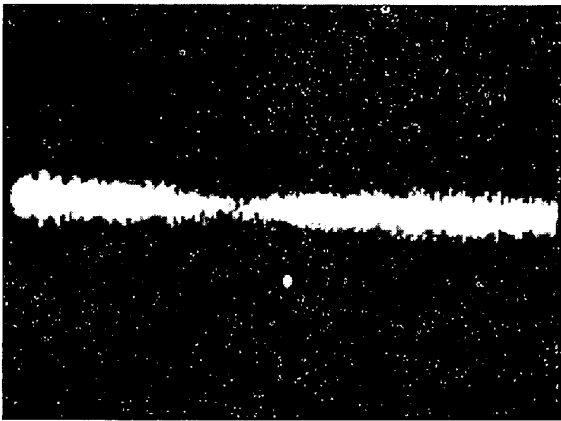


写真 1 連続形 AE 信号の例. 垂直軸  $20\mu\text{V}/\text{div}$ . 水平軸  $100\mu\text{S}/\text{div}$ . Fe31Ni 合金のマルテンサイト変態. (図 7 のうち 80% 前加工ののち焼もどした材料, 低温部) 3MHz Shear 変換子

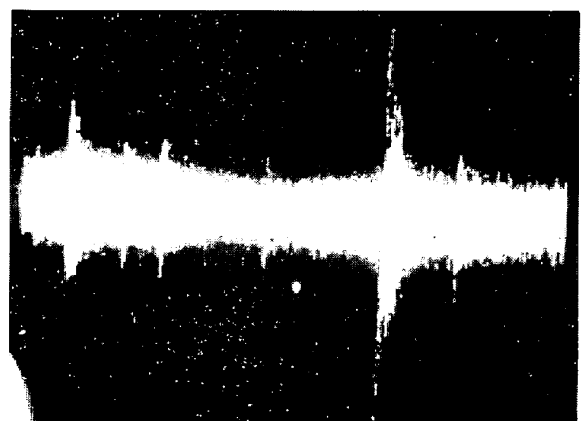


写真 2 突発形 AE 信号の例, 垂直軸  $20\mu\text{V}/\text{div}$ , 水平軸  $1\text{mS}/\text{div}$  上と同じ材料, ただし変態初期 (高温)

## 2. AE の計測

### 2.1 信号の性質

AE 信号の波形は写真 1 のように白色 (乱雑) 雑音に近い場合と振幅の大きいパルス状の信号 (写真 2) が観測されるときとあり, 前者を連続形 AE, 後者を突発形 AE と呼んでいる. 外部雑音や測定系の内部雑音も連続形 AE と同様な波形を持つており区別し難いので, 信号対雑音比は少なくとも 2 (6 dB) 以上あることが望ましい. 連続形と突発形は重畳して発生することも多いしまた連続形 AE は振幅の小さい突発形 AE が多数存在することでもあり, この区分は定性的なものである. ここでとくに注意すべきは, 観測された信号の波形は計測装置全体の周波数特性および試材の形状などに支配され必

ずしも AE 信号の実体を示していない. AE 信号の原波形を知ることは信号源の性質の究明に関連するため, 物性的見地から興味深くまた実用上では外部雑音の弁別に有用である. 今までに 2, 3 の仕事もあり<sup>10)11)13)86)</sup>, 筆者らも周波数特性や振幅分布など検討しているが<sup>12)</sup>, 解決までには多くの問題が残っている.

材料内部のある場所で弾性エネルギーが解放されると, そこから弾性波が拡がってゆき AE として観測される. 信号の強さは耳で聞き得るものから高感度の計測装置にかからない場合に亘り, 音声領域から 50MHz 以上の周波数成分が記録されている. 無限に大きい固体では, 縦波と横波の二種が伝わる. 縦波は空气中を伝わる音波と同じ圧縮波であり, 横波は変位が波の進行方向に直角なせん断波である. ほとんどの鉄鋼材料では縦波の速さは  $5.7 \sim 5.9 \times 10^5 \text{ cm/sec}$ , 横波では  $3.1 \sim 3.2 \times 10^5 \text{ cm/sec}$

であるが、Cr系のステンレス鋼ではそれぞれ  $7.4 \times 10^5$  cm/sec である。多結晶体では一般に速さは方向に無関係であるが、集合組織が存在するときは波の伝播速度も異方性を示す。実際の場合の有限な大きさの材料中では弾性波の挙動は波の干渉と表面など境界面からの反射によって非常に複雑になる。AEではとくに表面を伝播する表面波と板厚が波長程度の板に存在する板波とが重要である。測定されているAE波の伝播速度は横波のものに近いが、多くの場合板波を観測しているものと思われる<sup>14)16)</sup>なお表面波は横波の約90%の速さで伝わる。もちろん材料の厚さが波長に比べて十分大きいときは、縦波や横波も伝播する。この場合は伝播速度の違いから遠くに行くほどAE信号が長くなるし、縦波と横波(または板波)の成分に分離する場合もある<sup>16)</sup>。細い棒は変換子を直接固定できない高温部位からのAEを検出するために導波管として役立つ<sup>17)19)</sup>。棒の直径が波長の程度の場合は棒波(Extensional wave)が伝わり、3m位の延長が可能であった。

AE法を実際に応用するときは変換子までの距離が大きくなるので波の減衰を考慮する必要がある。弾性波は多くの場合ほぼ等方的に拡がるから、波の振幅は距離に逆比例し、板では平面的に拡がるから距離の平方根に逆比例する。拡がりによる減衰のほかに周波数に依存する損失を示す。これは粒界散乱や内部摩擦による減衰で材料にもよるが数MHz以上で急激に増大する<sup>20)</sup>。また1MHzを越えると材料と変換子の結合が重要となり、接着法に余程気をつけないと減衰がはげしくなる。よく使われている粘性率の高い液状結合剤は薄い層にすることが重要であり、また液体であるから横波は伝わらない。横波の検出にはエポキシなどの固体結合剤を使う必要がある。導波管の場合は  $2 \text{ kg/mm}^2$  くらいの圧力結合も使用できる<sup>21)</sup>。

## 2.2 変換子

材料の機械的振動を電気信号にする変換子としては圧電素子が一般的である。水晶、チタン酸バリウム、リチウムナイオベイトなども使えるがAE検出にはPZT-5のようなチタンジルコン酸鉛が最も多く採用されている。歪ゲージ、磁歪形または電磁形変換子などもまれには使われている。圧電形変換子は超音波探傷の探触子と同じ構造で接触板、圧電素子と裏打ち材とから成る(図2)。圧電素子の共振を利用して高感度を得ようとするときには裏打ち材ははぶかれる。研究用には圧電素子を直接試料に接着して用いられることもあるが遮蔽はいずれにしても必要である。探触子では一端接地形が普通であるが、信号レベルの低いAE検出には電気雑音の抑制に効果のある差動形も使用される。もちろん差動形入力回路の増幅器と共用する。これは機械的雑音や増幅器の内部雑音の抑制には無力だが、研究室外で使うときには信号対雑音比の改善に役立つ。また溶接中のAE検出に

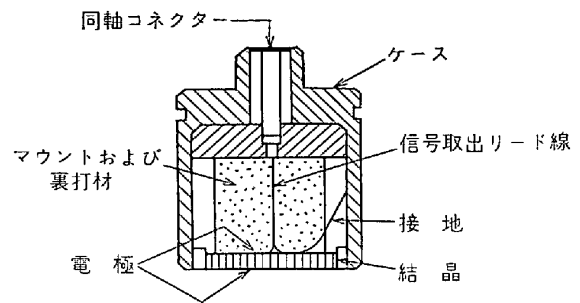


図2 トランスデューサの例

は絶対に必要である。

変換子の特性はAE計測系の性能を支配する最重要因子である。変換能の周波数依存性すなわち感度特性および変換子の振動モードが主として測定結果に影響を及ぼす。変換子の周波数特性の一例を図3aに示す。一般に  $1 \mu \text{ bar}$  ( $1 \text{ dyne/cm}^2$ ) の圧力がかかったときに1Vの出力電圧を基準(0dB)として感度を表わす。図3aの例では163KHzの共振では-75dBなのでこの周波数では  $1 \mu \text{ bar}$  の圧力で  $180 \mu \text{ V}$  の出力がある。共振を外れたところでは出力はさらに1/10程度に低下する。このような共振特性の鋭い変換子を使うと一つの信号が入ったとき共振周波数での振動が長く続き(リングングともいう)突発形信号も連続的なAEに変換され、また次の信号との識別が困難になる。これを防ぐには裏打ち材で共振を押え平坦な周波数特性を持つ変換子が必要であるが、同時に感度の低下はまぬがれない。AE信号の本質を調べるためにも共振を押えた変換子が必要である。もう一つの方法は共振周波数を測定領域より高くすることで、1~10MHzの素子がしばしば使われるL65MHzの水晶素子を使った例もある<sup>11)~13)</sup>。図3bは数種の変換子の特性を示す。

最近開発された変換子では300~700KHzの領域のみ高感度を有し、低周波部分の流体雑音の影響を極力減らす試みがなされた。また長いケーブルによる信号対雑音比の低下も、300mで半減したにとどまった\*。変換子の特性はまだ改善の余地が多く今後用途に応じた設計がされるであろう。

増幅回路に送られるAE信号は、変換子の特性のほかに試料自体の共振特性で変調されており、試料の振動をゴム粘土、シリコン・ラバーなどで押えないとAE測定が不可能な場合もある<sup>25)</sup>。また変換子を試料に結合すると共振特性が変化することも知られている。したがって現状では真のAE信号を規定することは困難で、また定量的な結果の比較もこの事情からむずかしい。試料の共振の問題はレールの検査の際敷設してあるか否かで検出されたAE信号に大きな差のあることが認められた<sup>9d)</sup>。現状ではこの点にあまり注意が払われていないが、広帯

\* R. Bell, 10th AEWG meeting, Pasadena, Calif, Dec. 1972

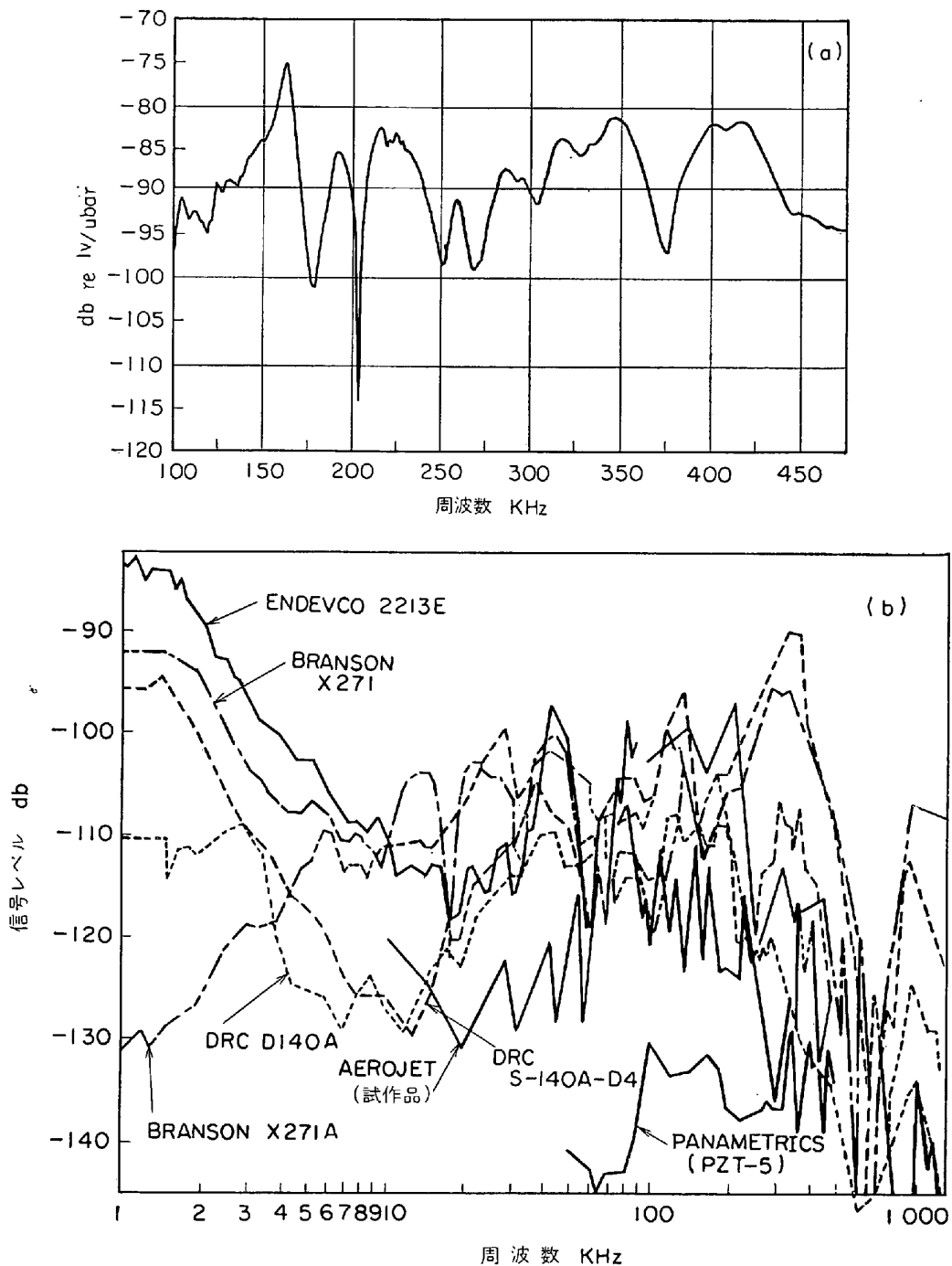


図 3 a : 市販トランスデューサの周波数スペクトラム (DRC-S140B)  
 b : 7 個のトランスデューサの周波数応答特性の比較<sup>9b)</sup>

域の変換子が広く応用されるようになると当然材料の共振が重要となる。

### 2.3 増幅器とフィルタ

変換子からの電気信号は電圧増幅されて計数計量回路に送られる。入力信号は  $\mu\text{V}$  から  $\text{mV}$  程度なので  $10^3$  から  $10^5$  倍 (60~100 dB) の増幅度を要し、信号対雑音比を良くするために増幅器の入力雑音は数  $\mu\text{V}$  からせいぜい  $20 \mu\text{V}$  くらいに押える。また差動形入力回路は外部雑音の多い場所で A E を検出するのに適している。入

力信号電圧は圧電素子に発生した電荷を変換子、ケーブルおよび増幅器入力回路のそれぞれの容量の和で割った値であるから、ケーブルの長さが数 m 以上になると信号対雑音比が悪化する。前置増幅器を変換子の近くにおくことで防げるが、周囲の条件からケーブルがやむを得ず長くなるときは電荷増幅回路が採用されることもある。しかし長いケーブルを使うと信号対雑音比の劣化は防げないので微小 A E 信号の検出は困難である。入力回路以後の増幅は信号の振幅が増幅器の非直線領域にかからな

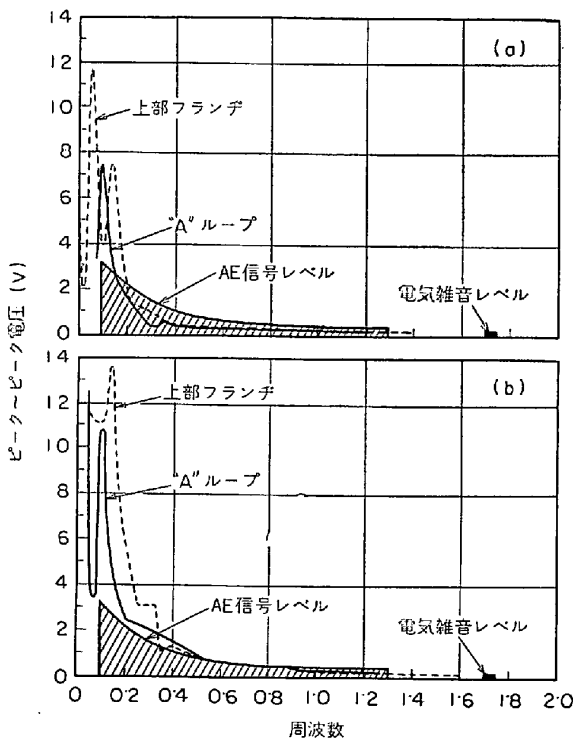


図 4 San Onofre 原子動力炉の平均雑音レベル<sup>10b)</sup>  
 a : 低温, 最大流量時の記録 (175°F)  
 b : 高温, 最大流量時の記録 (540~568°F)

いよう注意するほかはとりたててむずかしいことはない。また大振幅の信号が入ると増幅器が飽和することがあり、その直後はしばらく増幅機能が停止するので AE 信号の波形を常時オシロスコープで監視することが望ましい。

増幅器の入力雑音は広い周波数にわたっているのでフィルタで除去できない。外部からの電気的誘導や機械的な雑音は低い周波数領域に片よつていて AE 信号と分離できるものがある。このため 50~500 KHz の遮断周波数を持つハイパスフィルタが使われる。50 KHz 以下の領域は初期の研究に使われたが、試験機各部からのこすり合わせ雑音が 50 KHz 前後まで、また油圧式サーボコントロール形試験機では数百 KHz まで雑音の周波数成分が延びている\*。原子炉やボイラなどの応用例ではキャビテーションによる流体力学的雑音があり、700 KHz までの成分を含むので AE の検出には 1 MHz 以上が使われた。図 4 は HUTTON らのサンオノフレ動力炉での雑音測定の結果を示す。この原子炉は加圧軽水炉で 450 MW の電力出力が得られる。図は変換子を冷却水注入口のパイプにつけ流量約 260m<sup>3</sup>/min のときの雑音のスペクトラムを示す。水温が高いと水の粘性が低く雑音レベルも低下するが、いずれの場合も AE の検出に使える周波数領域が限られていることが知られる\*\*。さき

\* この雑音の低減法については(22)を参照されたい。

\*\* AE と雑音の周波数成分が同じであるという報告 (Ref. 82) もあるがこれらの場合の周波数成分測定法はいずれもおよそのものである。

に述べたが高周波側は実用には数 MHz が限度でありまた増幅器、変換子なども高い周波数では感度が落ちるのが普通なので必ずしもバンドパスフィルタの使用を要しないが電気的雑音を減らすためにローパスフィルタが有効な場合もある。

#### 2.4 計数計量法

AE 信号の波形、発生率などの諸特性は信号源により大きく変わるのですべての場合に適用可能な定量法はまだ確立されてない。現在最も普及している方法はカウンタを用いて信号がある設定値を越える回数を計る<sup>9)</sup>。これは原理的には X 線ディフラクトメータで使われているパルスの弁別計数装置と同じである。カウンタの出力は直接印字器に入れるか計数に比例する電圧に変えて X Y レコーダなどに記録する。後者では応力または歪の信号を X 軸に入れる。引張試験などで歪や応力が時間に比例しているときはペンレコーダでも間にあう。このように発生総数(または累積総数)の記録のほかに発生率を測ることも多い。これはカウンタを一定時間ごとにリセットしてもよいし、発生総数の時間微分をとつてもよい。またアナログ的にレート計を使つても求まる。この方法で問題なのは振幅レベルをどの程度に設定するかにより結果に影響することである。通常は雑音レベルより 3~6 dB 高い値に選ぶが、当然設定値が高ければ振幅の大きい信号だけが数えられるから発生総数は少なくなる。雑音レベルは環境や装置で変わるから発生総数の結果を定量的に規定比較するのは困難である。また発生数自体の定義がこの場合は振幅に依存しており、原 AE 信号数と必ずしも対応していない。これは大振幅信号のときはカウントされ方が多いので、振幅による重味づけと考えられる<sup>86)</sup>。一定の条件の下で比較するには支障はないが較正が困難なことは明らかであり、変換子の接着法、試料の形状なども結果にひびいてくる。とくに測定周波数領域が異なると同じ材料を同一条件で試験しても発生総数は数桁も違うことがあり、文献に報告されている発生総数や発生率を直接比較するのはほとんど意味がない。発生数のデータは現在のところ相対的なものとして取扱う必要がある。

原 AE 信号の発生率が低いときは、信号を検波し高周波分を除去したのちカウンタに入れる方法がある<sup>23)</sup>。これは突発形の信号に有効でありこの場合は入力パルスの数を計ることができる。これはまた信号を直接オシログラフで記録し突発形 AE を数える方法と同等である<sup>24)</sup>。同様な効果が得られる方法としては、信号が設定値を越えたのち一定時間ゲートを閉じてその間に入ってくる信号を無視する<sup>25)</sup>。この停止時間は 100~200 μ sec が使われているが、信号が数十 msec にわたつて続く場合があつたりまた発生率が 1000/sec 以上となるときには数え落しが無視できなくなる。また 2 つの変換子に同時に入った信号のみを測定するコインシデンスゲート法

は変換子から同距離の場所で発生したAEを測れる<sup>26)</sup>。雑音防止の一法としては主変換子の周囲に配置した副変換子により外部から入った信号をゲートを閉じて計数しない計測系もあり、これは大きな構造物の試験に使用されて監視部位からのAEの識別に効果的であつたという報告がある<sup>26)</sup>。

信号の平均振幅は発生率があまり変わらなければ平均形電圧計で測定できる。簡単には検波してRC回路で積分してもよい。もつと正確に振幅またはその自乗を測定するには電圧-周波数変換器を使い、さらにカウンタで振幅に比例したパルス数の積分を求める方法がある<sup>27)</sup>。振幅の自乗について同様な結果を得るとこれはAE信号のエネルギーの積分と同等であり、時間平均した振幅より物理的に意味があると思われる。振幅分布は波高分析器で得られる訳であるが、信号の共振によつて尾を引く部分(リングダウン)があるため特別の工夫が必要である。検波出力をゲート回路を通してAEパルスの最大値に比例した鋭いパルス(5  $\mu$  sec)を使う方法<sup>18)106)</sup>や一定時間ゲートを閉じその間の信号の最大値を分析する方法<sup>26)</sup>がありまた詳細はわからないがRADONとPOLLACK<sup>98)</sup>も波高分析法を使つた結果を報告している。いずれの場合も試材、変換子の共振周波数が低かつたり、周波数帯域が狭い場合には突発形から連続形に波形が変換されるから、振幅分布の意義が失われる。この意味でも計測系の広帯域化が重要である。波形のフーリエ変換、周波数分析は現在研究が進められているが、いろいろ難しい問題がありここでは省略する。AEの計測については文献5, 8b, 10, 28, 29, 104, 106などを参照されたい。

### 3. 相変態と塑性変形によるAE

#### 3.1 マルテンサイト変態

マルテンサイトはせん断変形で結晶格子が変換されたものの総称で、拡散を伴わないので変態速度は一般に大きい。高炭素鋼や高Niの鉄・ニッケル合金ではマルテンサイト板は音速の1/3ぐらいで成長し、非常に短時間のうちに変態が進む。また爆発形成と呼ばれる過程では数百枚のマルテンサイト葉が連鎖反動的に形成される(auto catalytic effect)。これらの変態は大きな局部的歪を生じ、AEの発生を伴う。鉄・ニッケル合金が変態するときの可聴音の発生はよく知られているし、コバルトや成長速度のずつと遅い金・カドミウムやインジウム・タリウム合金などでのAEも研究された<sup>30)~32)</sup>。

Fe-28Ni-0.11C合金のマルテンサイト変態に伴うAEを図5に示す<sup>30)</sup>。発生総数、発生率および電気抵抗の変化と温度の関係から、この合金の $M_s$ 温度(+3°C)で突発形AEが発生しはじめることが知られる。発生率は-8°C付近で再び急上昇し、以後は発生総数はゆつくと増加してゆく。図6はマルテンサイトの容積比、 $f_v$ と単位容積あたりのAE発生数、 $N_v$ を示し、 $M_s$ 点近

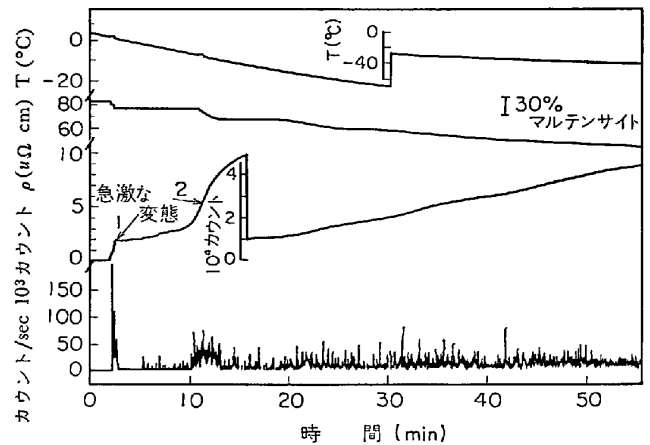


図5 マルテンサイト変態中のAE発生率、総発生数、電気抵抗( $\rho$ )と温度( $T$ )の変化<sup>30)</sup>

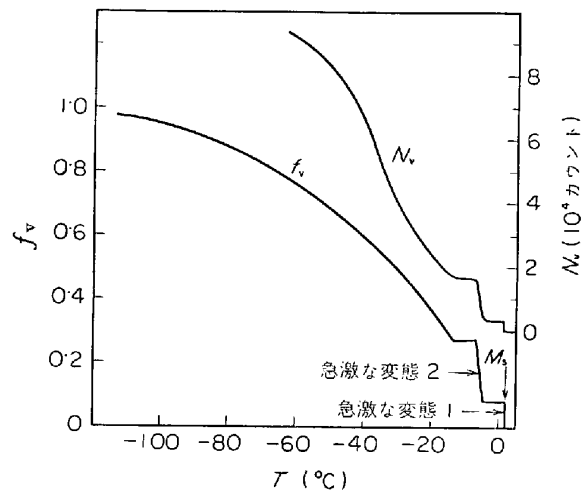


図6 変態中に発生したマルテンサイトの全容積率( $f_v$ )、単位体積中の総発生数( $N_v$ )<sup>30)</sup>

くでの爆発形成の過程と $f_v$ - $N_v$ の対応状態がみられる。-30°C以下では $N_v$ の変化は $f_v$ のそれに比べて大きく、マルテンサイトの微細化によるものと考えられている。

AE法によるマルテンサイトの検出は雑音が少ないから簡単な装置で可能であり、試料も特別な形状を要しないので $M_s$ の測定に適している。とくに磁氣的または電磁的方法を応用することが困難な鋼種で $M_s$ の変化を調べたいときは有用である<sup>33)</sup>。また他の測定技術と組合せて、マルテンサイトの核生成、成長過程の研究に有力な手段となるであろう。前処理が異なると同一材料でもマルテンサイト変態の挙動は大きく変わる。この場合もAE法が応用できる。図7に冷間加工したマルテンサイトを低温(480~520°C)でオーステナイト化したFe-31.7Niの再冷却時のAEを示す。 $M_s$ 点の低下と $N_v$ の減少とともに $N_v$ と温度の関係も加工度の増加で変化していることが知られる。AEと電子顕微鏡観察の相関は近く別に報告するが<sup>33)</sup>、前加工で-30~-100°Cで起こる

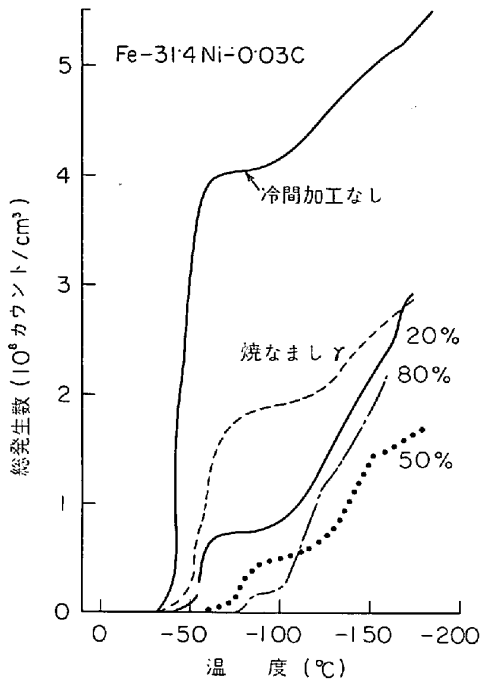


図7 Fe-31.4Ni-0.03C鋼の焼なまし(1000°C)オーステナイトおよび低温焼もどしオーステナイト(520°C)を冷却したときのマルテンサイト化による総発生数と冷却温度の関係、焼もどしオーステナイト化の場合、冷間加工を焼もどしまえに行なうと総発生数の低下がある<sup>33)</sup>。

変態が抑制された。これは1 $\mu$ m以上のマルテンサイト板の数の減少と対応している。

### 3.2 塑性変形

鉄鋼材料は転位の迂りまたは低温あるいは高速変形時に双晶の発生によって塑性的に変形する。一般に金属材料を引張変形すると、降伏応力の付近でAE発生が最も著しい。そして加工硬化するにつれて信号は微弱になり発生率も減少する。図8はシリコン鉄を室温で引張変形したときのAE発生率と応力-歪曲線を示す<sup>34)</sup>。降伏伸びを示さない材料でもこの傾向は同じである。弾性域でもAEは観察されているが、マイクロ歪測定から知られているように転位運動は始まっているので弾性変形によるものではない。変形が進行する過程で発生するAE信号の波形も歪とともに変化してゆく。溶接構造用圧延鋼で得られた結果(図9)ではおもに連続形信号が見られている<sup>102)</sup>。写真A-Fはこの場合の波形を示し、写真Fは加工硬化領域で観測された突発形信号の波形である。この図でははつきりしないが降伏期にも突発形信号は見られる。図9の出力電圧は増幅された信号の正の部分を取り出し(検波)、一定時間(数m sec~数sec)平均した値で、AEの発生率と似た傾向を示すことが多い。図8、図9から知れるように加工硬化に伴いAEの発生が減少する。したがってKaiser効果により冷間圧延された鋼材では降伏時にもAEがほとんど発生しないことが多いが

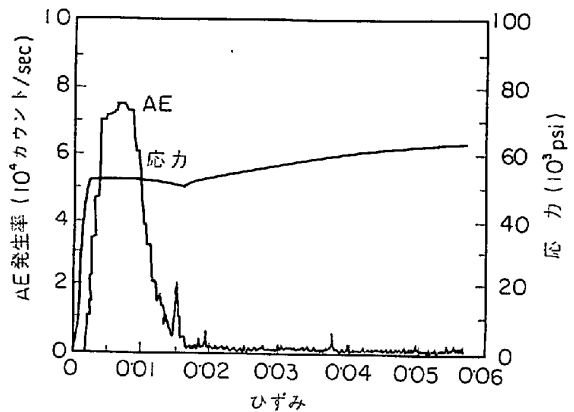


図8 Fe-3%Si鋼の引張変形におけるAE発生率、応力とひずみの関係<sup>34)</sup>

鋼種および前処理によつては加工硬化域でも著しいAE発生が見られる<sup>35)36)</sup>。

AE発生は材料およびその微細構造により大きく変化する。この点についての系統的研究はないが種々の材料での結果は差違を示すに十分である。図10はAISI 4340鋼を焼入、焼戻して降伏強度を変え、AE発生総数と応力の関係を示す<sup>8b)37)</sup>、降伏強度の増加とともにAE発生総数が上昇しているが、降伏応力に達するまでに発生するAEの数は降伏強度が108 kg/mm<sup>2</sup>のときは全体の70%に達するのに対し、153 kg/mm<sup>2</sup>では30%にすぎない。このような変化は他の鋼種や非鉄合金でも見られる。ASTM A302B鋼では降伏伸びが始まる前に90%のAE発生が終わっている<sup>38)</sup>。一方2024や7075のアルミ合金では歪が数%のときにAE発生率が最大になる。(図11)。歪速度を増加させると、AE発生に寄与する変形過程が増えるはずで、実際にもAE発生率も比例的に増加する<sup>23)37)</sup>。アルミニウム合金では動的歪時効を起こすことがよく知られており降伏応力を越えてから観察されるAE発生率の極大はこの現象によるものと考えられる。50キロ高張力鋼でもAEの発生は加工硬化域に最も顕著であり<sup>36)</sup>、同じ機構と見られる。軟鋼での類似の挙動を図13に示す<sup>19)</sup>。

一方静的歪時効または焼入後の時効により降伏点現象が見られるときは、加工硬化あるいは焼入れにより低減したAE発生はかなり回復する<sup>18)35)</sup>(図12)。しかし歪時効の進行とともにAE発生は漸減し<sup>18)61)66)</sup>(図13)、鋼種によつてはKaiser効果の消失が見られないという報告もある<sup>36)85)</sup>。焼鈍状態でのAE挙動、AE検出レベルの設定などに関連してさらに研究が必要である。

以上の例では転位の上りによる変形であつたが、機械双晶で変形するときはAE発生率は桁違いに大きくなる。チタンやマグネシウム合金の例は報告されている<sup>12)</sup>、鉄鋼材料でも低温で見られるであろう。188系

\* K. ONO, 10th AEWG meeting, Pasadena, Calif. Dec. 1972

写真(A)~(F)は連続信号の波形, 時間 100 $\mu$ S/div AE0.2V/div

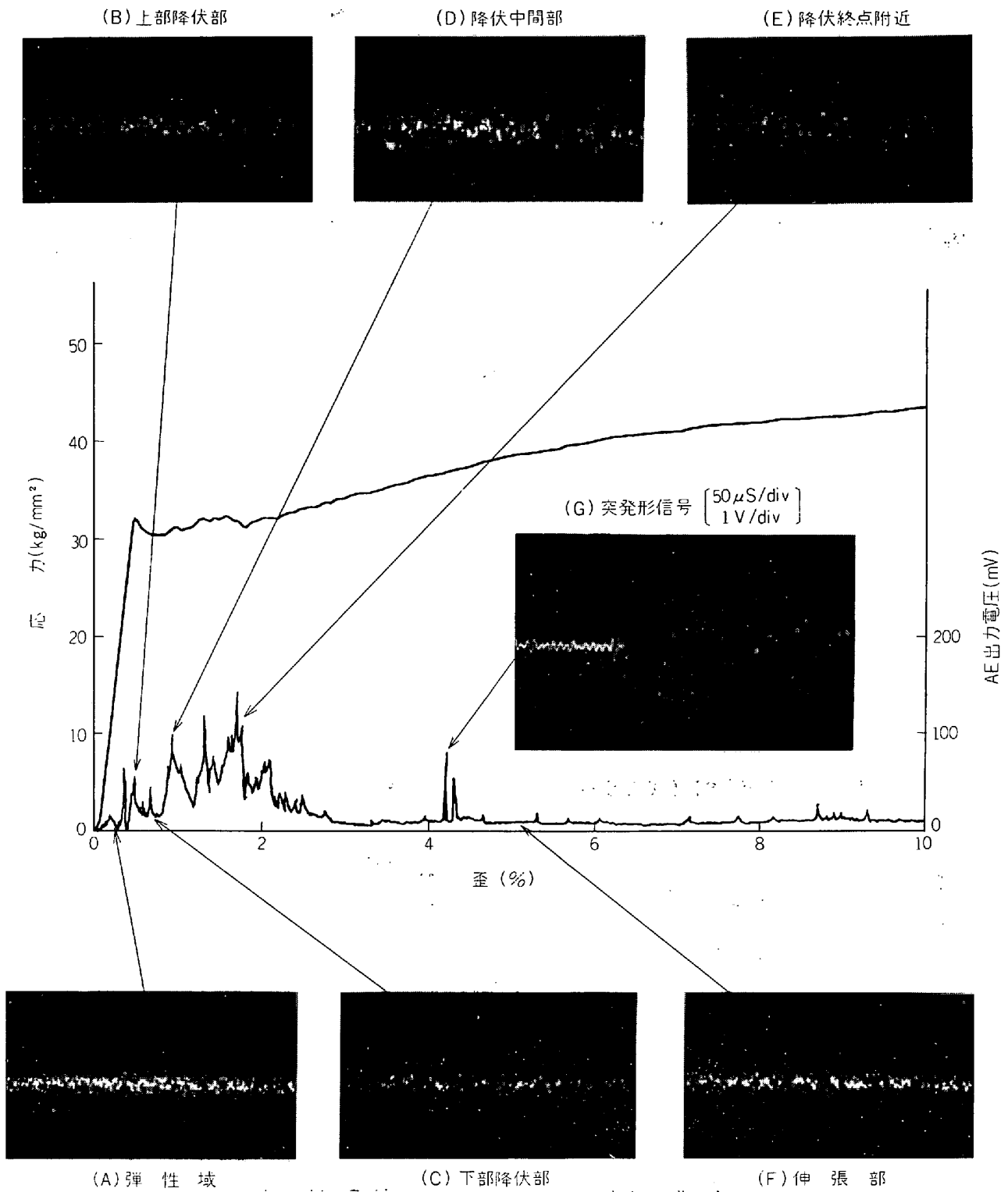


図 9 SM41 鋼における AE 信号の波形, 応力-ひずみ曲線と AE 信号強度の関係<sup>102)</sup>



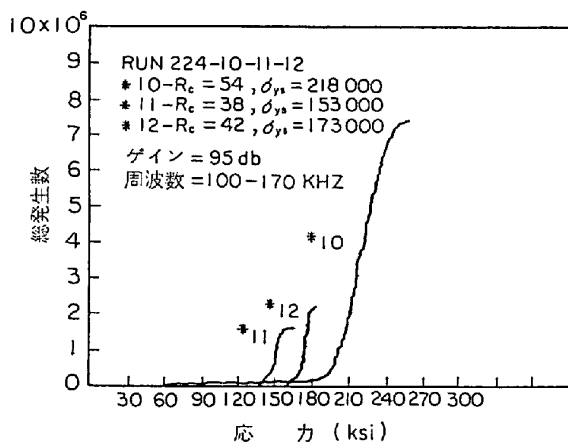


図10 熱処理によつて降伏強度を3段階に変化させた4340鋼の総発生数と応力の関係<sup>8b)37)</sup>

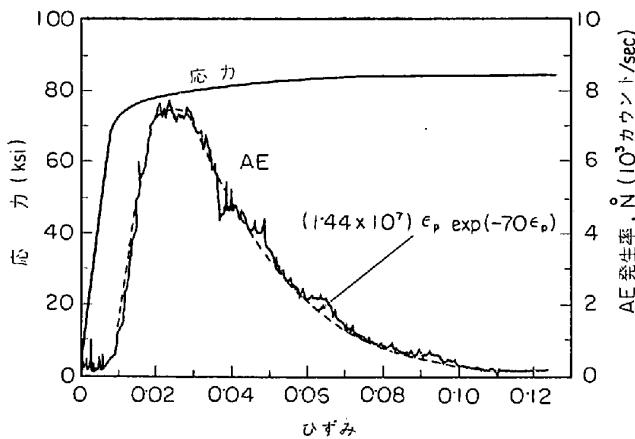


図11 7075-T6アルミニウム合金引張変形におけるAE, 応力とひずみ. 点線は Gilman の理論による可動転位密度と塑性ひずみ(ε<sub>p</sub>)の関係を示す<sup>34)</sup>

ステンレス鋼などの不安定なオーステナイトの変形時にはマルテンサイトが形成される。変形によるマルテンサイト発生も双晶と同じく多くのAEを発生する。このため AISI 304 鋼では 316 鋼の場合に比べて数十倍も多くのAEが発生する<sup>35)</sup>。TRIP 鋼の場合も同様である。

さて塑性変形によるAEはどのような機構で発生するのであろうか。通常の塑性変形の場合はじり転位の運動また双晶やマルテンサイト形成の場合は双晶転位、相境界転位の運動が関係しているのは確かであるが、いくつかの定性的な発生機構が検討されているにすぎない。これは一つには真のAE波形を知ることがむずかしいためでありまた材料の微細構造との対応が不十分なためでもある。ここでは今までに議論されたモデルを簡単に紹介することとしよう。

FISHER と LALLY<sup>23)</sup>は銅とマグネシウム単結晶の場合にAEカウントあたりの塑性歪を計算して  $5 \sim 8 \times 10^{-7}$  という値を得た。純鉄の場合は発生率が半分以下なので

カウントあたり歪量は  $10^{-6}$  程度となろう。じり線の観察からこれらの結晶での初期の変形は約 40 の転位ループが 0.1 mm 動きこれが塑性歪の一つの単位となっているので、この歪量は  $10^{-11}$  程度となりAEカウントあたり歪量より  $10^4 \sim 10^5$  も少ない。この結果からはAEとじり線の発生が対応しているとはいえないが、実験的には低エネルギーAEの数え落としや変換子の共振周波数が 100 KHZ と低いので突発形AEの数を低くカウントしている可能性も否定できない要素である。FISHERとLALLY<sup>23)</sup>はある転位源の活動により近傍のじりも誘起されかなり大きな歪量のじり帯の発生過程を考えて、これがAEに対応するものとした。TETELMAN<sup>39)</sup>はこの考え方を多結晶の変形に拡張し、結晶粒度、降伏応力、堆積転位などの影響を検討した。ある結晶粒が変形して降伏応力  $\sigma$  から結晶の摩擦応力  $\sigma_1$  まで下がったときの解放エネルギーは近似的に  $d^3(\sigma^2 - \sigma_1^2)/2E$  とおける。ここで  $d$  は結晶粒の大きさ、 $E$  はヤング率である。応力低下を  $n$  個の堆積転位による集中応力と等しいとおいて  $\sigma - \sigma_1 = nbE/d$  の程度となりさらに  $\sigma \approx \sigma_1$  として解放エネルギーが  $nbd^2\sigma_1$  で与えられるとした。この TETELMAN<sup>39)</sup>の解析は降伏強度または結晶粒径が大きいほどAEエネルギーの大なることを示したがAE発生数も多くなると予測している。以上のような考えは最近の降伏理論\*と相容れない点が多く仮定にも無理がある。また結果的に見ても  $n=40$ ,  $b=3 \times 10^{-8}$  cm,  $d=20 \mu\text{m}$  とおくと、塑性歪量 ( $nbd^2$ ) は  $10^{-12}$  の程度となり FISHER と LALLY<sup>23)</sup>のモデルと同じ不一致を生ずる。しかしながら転位群の運動による塑性歪の段階的増加はAE発生源として最も有力であり、今後の研究が待たれる。なお加工硬化領域でのAEの減少は容易に動き始める転位源が少なくなるためと考え、これよりAEの非可逆性も説明している。やはりこの流れを汲む考え方にフランクリード源から作られる転位数を堆積転位の理論から計算して塑性歪量を求めているが<sup>40)41)</sup>、転位の発生源を簡単なフランクリード源と考える無理があり転位の発生の時間的拡がりや考慮していないのでAE発生機構としては意義が薄い。

DUNEGAN と HARRIS<sup>8b)34)</sup>は 7075-T6 アルミ合金のAE発生率と歪の関係が GILMAN<sup>42)</sup>理論の可動転位密度  $D$  と同じ式で表わされることを見出した。 $D$  は  $m\epsilon_{\text{exp}}(-\phi\epsilon)$  で与えられ、 $m$  は単位歪あたりの総転位密度、 $\epsilon$  は塑性歪量、 $\phi$  は転位の阻止係数である。一方AE発生率は図12に点線で示すように  $\dot{N} = (1.44 \times 10^7) \epsilon_p \times \exp(-70\epsilon_p)$  で表わせる。このみかけ上の一致からDUNEGAN と HARRIS は AE の発生が個々の転位の運動によるとした。軟鋼や Si-Fe のように降伏伸びのある材

\* たとえば J. C. M. Li and Y. T. Chou, Met. Trans. 1(1970) 5, p. 1145

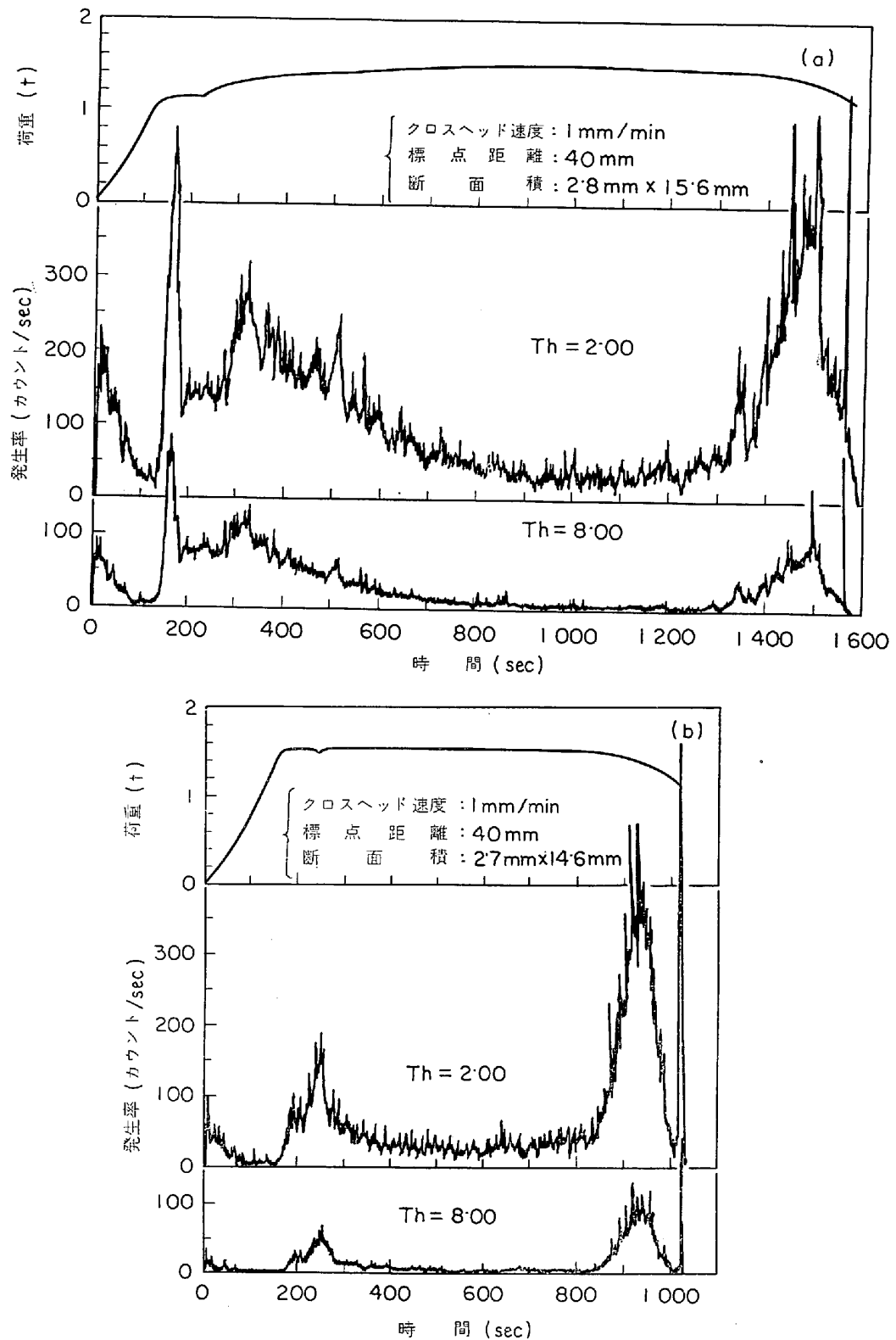


図12 低炭素鋼におけるAE発生率、応力とクロスヘッド変位(時間)の関係, a: 受入状態を110°C, 3.5hr 時効, b: 7.4% 変形後110°C, 3hr 時効. Thはカウンタの設定値を示す<sup>18)</sup>

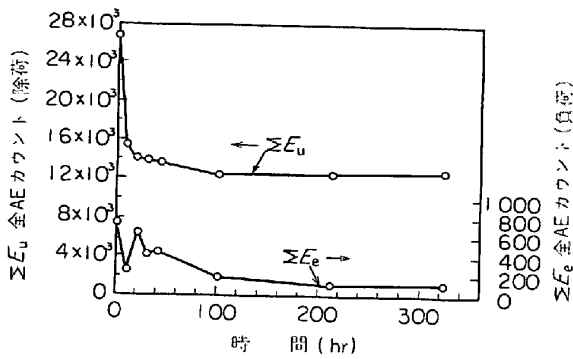


図13 熱間圧延した1045鋼の室温ひずみ時効において、負荷状態のまま( $\Sigma E_e$ )、負荷後除荷( $\Sigma E_u$ )の時間の経過にともなうAE発生量の減少<sup>61)</sup>

料では上式はもちろん成立しないが、これは初期の変形が均一でないから当然といえる。GILMAN理論を局部的変形にあてはめるよう修正すれば、 $D$ は降伏伸びの間一定になるであろうし、これに近いAE発生率のデータもある<sup>41)</sup>。このような解釈は一見妥当であるが、第一にGILMAN理論自体が現象論的な仮説であり確立されていない。第二には $m$ は降伏理論では $10^9$ から $10^{10}$ の程度であるのに対し、AE発生率を表わす式では $10^6$ の桁であり、さらにAE発生数がDUNEGANらの測定法では数桁実際のAEの数より多くなるので<sup>8b)9b)</sup>両者の間には大きな隔りがある。第三に転位の平均速度を計算すると $10^{-4}$ cm/sec以下となり、解放エネルギーは非常に低いものであるからAE発生源とは考え難い。第四に降伏伸びを示さないベリリウム<sup>34)</sup>、またHP9-4-20やAL-MAR362のような高張力鋼では降伏直後にAE発生が急減する<sup>35)</sup>。DUNEGANとHARRIS<sup>34)</sup>はこれを $D$ の減少あるいは転位速度の急減から説明を試みたが、この観察をGILMAN理論に合わせようとする $\phi$ が加工硬化率から予測される値に比べて大きくなり過ぎる。これらの反証からおのおのの転位の平均的挙動からAE発生を説明することは不可能であることが結論できる。

上記の2つの機構のほかにはエッチピット法で転位速度測定時に見られた小数の高速転位の運動<sup>43)</sup>もAE源として可能性があるが、迂り帯やエッチピットの観察などを併用したAEの研究が発生機構を明確にするために必要であろう。鉄鋼材料ではリュウダス帯の伝播<sup>44)</sup>炭化物の破壊<sup>45)</sup>双晶発生<sup>46)</sup>などと関連づけたAEの研究が望まれる。

#### 4. 破壊によるAE\*

##### 4.1 平滑材の破壊

一般に切欠きのない材料を単軸応力下で引張るときには加工硬化領域ではAEの発生が非常に少ない。同様に

引張強度に達したのちくびれを示しているときにもAEの発生は少ないが最終的に破断するときは大きな弾性エネルギーの解放が起こるので耳で聞こえるほどのAEが発生する。軟鋼での一例が図12に見られるが<sup>18)</sup>、純鉄、高張力鋼およびステンレス鋼などでの室温の引張試験では破断時にのみAEが見られ、局部変形が起こっているときは発生が少ない<sup>23)35)38)47)</sup>。これらの場合破壊は塑性的に発生しき裂が安定に進展する。このき裂は塑性変形が炭化物や非金属介在物など第二相の近傍に集中してボイドを形成し、さらにそれらが合体することで巨視的な割れに成長し破断にいたる。延性の著しい軟鋼や不銹鋼ではカップコーン形の破断面が普通であるが、中央の平坦部ではボイドの合体がせん断破断で進行し繊維状破壊が生じる。引続いて外側の材料が引張軸に $45^\circ$ 傾いた面上でせん断破断して破壊が完了する。このときボイドの発生は徐々に進行するため、観測にかかるAEの発生は小さくまたせん断破断は加工硬化の進んだ状態であるからやはりAE発生が少ない。これは単相低強度の純鉄などに見られる純粋なせん断破断でも同じで、やはりAE発生はほとんど見られない。

全体としての延性を示す材料でも硬い第二相にき裂が生じたりパーライト鋼のパーライトコロニー内部にせん断により微視的き裂が発生し繊維状き裂に発達したりする場合などAEの発生が予測される。組織的な対応は十分とはいえないが、軟鋼、低合金鋼などで破断直前にAE発生率が増加するのは炭化物の割れとされている<sup>18)47)</sup>。図13で歪量が50~60% (1300~1570sec)で見られるAEがこれに相当する。また靱性の低いベリリウムや7075-T6アルミ合金などでも破断前にAE発生率が増加するが<sup>38a)37)</sup>、これは不安定な割れの進行によるものであろう。

軟鋼のような低強度材料では試験温度を下げると転位のパイエル力が増加し塑性変形に較べてへき開き裂の発生伝播が容易になる(もちろん体心立方結晶に限る)。同時に破壊様式は延性から脆性へと変化する。温度が非常に低い場合( $-196^\circ\text{C}$ )にはへき開き裂は連続的に高速で進展する。やや高い温度では、不連続的なへき開き裂伝播が起こる。このときは主き裂の前方に粒径程度のき裂が発生しついでこの微小へき開き裂と主き裂の間に引裂破壊が起こり主き裂が成長する。一定の温度では微小き裂の密度は応力の9乗に依存することが実験で確かめられている<sup>48)</sup>。TETELMAN<sup>49)</sup>は微小き裂の形成をAE発生源としてAE発生率にも同様の応力依存性があると示唆したがまだ実験的裏付けはない。

材料の強度が増すと低エネルギー引裂の破壊様式が現われてくる。この破壊は不安定であり巨視的割れの前方の塑性域の大きさが限界値に達すると伝播し始める。すなわち応力が大きくなるとともに多数のボイドが割れの前方に形成され、それらボイド間の材料が破断するときで

\* 材料の破壊についての詳細はA. S. TETELMAN, A. J. McEVILY 共著、宮本博訳『構造材料の強度と破壊』1, 2, 培風館(1970), を参照されたい。

ある。これは多数の微小引張試験片が破断するのと同様である。とくに応力レベルが高いので多数のAEが発生しそうであり、事実 4340 鋼などでくびれ発生後AEが見られるが、ここに述べた機構によるものか否かはまだ確認されていない<sup>47)</sup>。

#### 4.2 切欠つき材料の破壊

鋭い切欠のついたガラスのような完全脆性体ではGriffith条件を満たす引張応力をかけると不安定なき裂伝播が起こり破断にいたる。この応力値は長さ  $2l$  の貫通割れを含む無限板では  $(2E\gamma_s/\pi l)^{1/2}$  で  $\gamma_s$  は表面エネルギーである。ガラスほどでないとしても延性脆性遷移温度以下では鉄鋼材料は非常に脆く、連続的なき裂伝播が起こる。この場合はIrwin-Orowan条件がき裂伝播の限界応力を決定する。 $G_c$  をき裂抵抗力とするとこの値は  $(EG_c/\pi l)^{1/2}$  となり、限界応力拡大係数  $K_c$  で表わすとこの破壊条件は  $K_c = (G_c E)^{1/2}$  となる。また平面応力条件の代わりに切欠つき厚板のように平面歪条件を満たすときは  $G_{Ic}$  (または  $K_{Ic}$ ) が  $G_c$  (または  $K_c$ ) に相当する。厚板の場合歪が表面で緩和されないので一般に  $G_c > G_{Ic}$  となる。すなわち厚板の方が低い応力でき裂の成長が始まる。このような靱性の低い材料では最終的破断に伴ってAEが発生する。一例として図14に溶液化処理の不十分なD6ac鋼のAE発生を示す<sup>50)</sup>。この鋼を840°C (1550°F)より急冷427°C (800°F)で焼戻した状態では未固溶炭化物のため室温でも脆く、破壊応力がかかったときによくAEが観測された。したがって

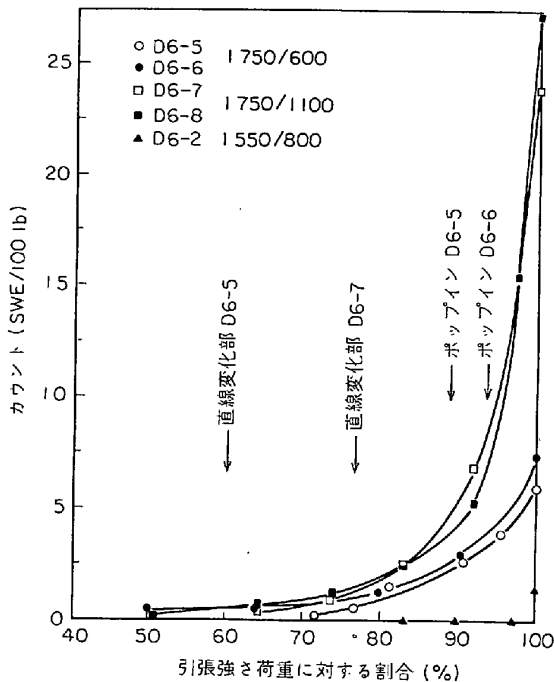


図14 D6ac 鋼 (0.5C, 0.55Ni, 1Cr, 1Mo, 0.1V) における 100 lbs の荷重の増加に対する AE 発生数と引張強さの百分率との関係。1750°, 1550°F オーステナイト化後 600°, 1100°, 800°F に焼もどし<sup>50)</sup>

このような材料の場合はAEを破壊予知の手段とすることはできない。

上に述べた破壊条件は弾性応力場の計算から得られたが、靱性の高い材料ではき裂先端での塑性変形が著しくなり応力集中が減少する。このため破壊条件が異なるからそれぞれ材料の特性、切欠の形状などに応じて弾塑性計算の種々な方法で切欠先端近傍の応力場を求める必要が生じる<sup>51)52)</sup>。こうした計算から近傍的であるが応力拡大係数  $K$  は  $(\alpha\sigma^2\pi l)^{1/2}$  として得られる。ここで  $\alpha$  は試験材とき裂の形状による係数、 $\sigma$  は応力である。全面降伏応力以下でき裂が不安定に進展する場合は上記の関係で  $G_c$  を定義できるから破壊応力の計算が可能となる。すなわち実験的にある切欠つきの材料での破壊応力を測定しその  $G_c$  値を決めると異つた形状、大きさのき裂が存在するときの破壊応力が求められる。また切欠先端での応力も  $K$  から得られる。要するにこれが破壊力学的な手段であるが、さて切欠のある材料からのAE発生を検討しよう。最初に4340鋼で<sup>87)</sup>、ついでベリリウム、アルミ合金<sup>8a)</sup>について報告されている。その後軟鋼, Mn/C鋼, A302B, D6ac, HY80~150, 60キロ級高張力鋼などの低合金鋼それにマレージング鋼などでのAEが調べられた<sup>9b)25)38)50)57)58)63)85)</sup>。一般に切欠先端の曲率半径が約0.1mm以下では材料の  $G_c$  値がほぼ一定となるから、疲労き裂の進展で得られた鋭い切欠のついた試験片が使用されている。中高強度材で延性の比較的限られている場合は図14に示されているごとく、AE発生は負荷応力とともに増加し、破壊直前でAE発生率が最大となる。また同一の  $\sigma$  値ではき裂の長さ  $l$  の大きいほどAE発生も顕著であるが、複数のき裂が存在する場合も

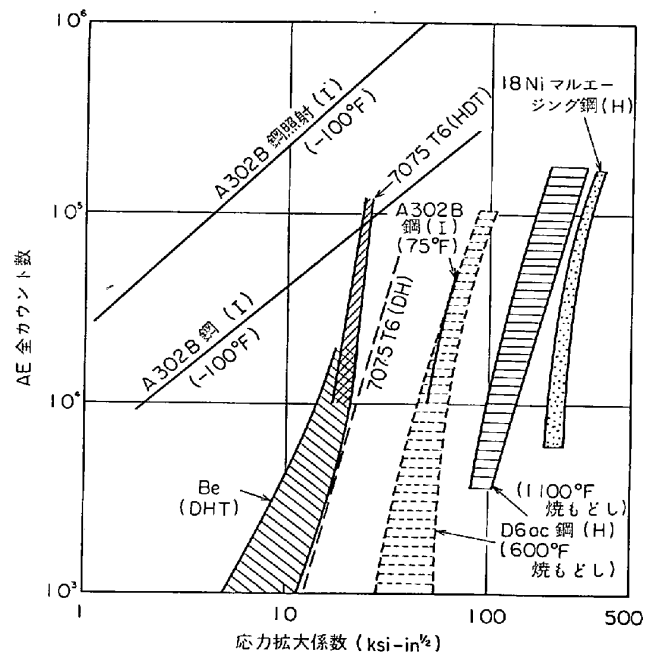


図15 種々な材料の全AE発生数対応力拡大係数の関係。DH<sup>34)</sup>, DHT<sup>8a)</sup>, H<sup>9b)53)</sup>, HDT<sup>69)</sup>, I<sup>38)</sup>

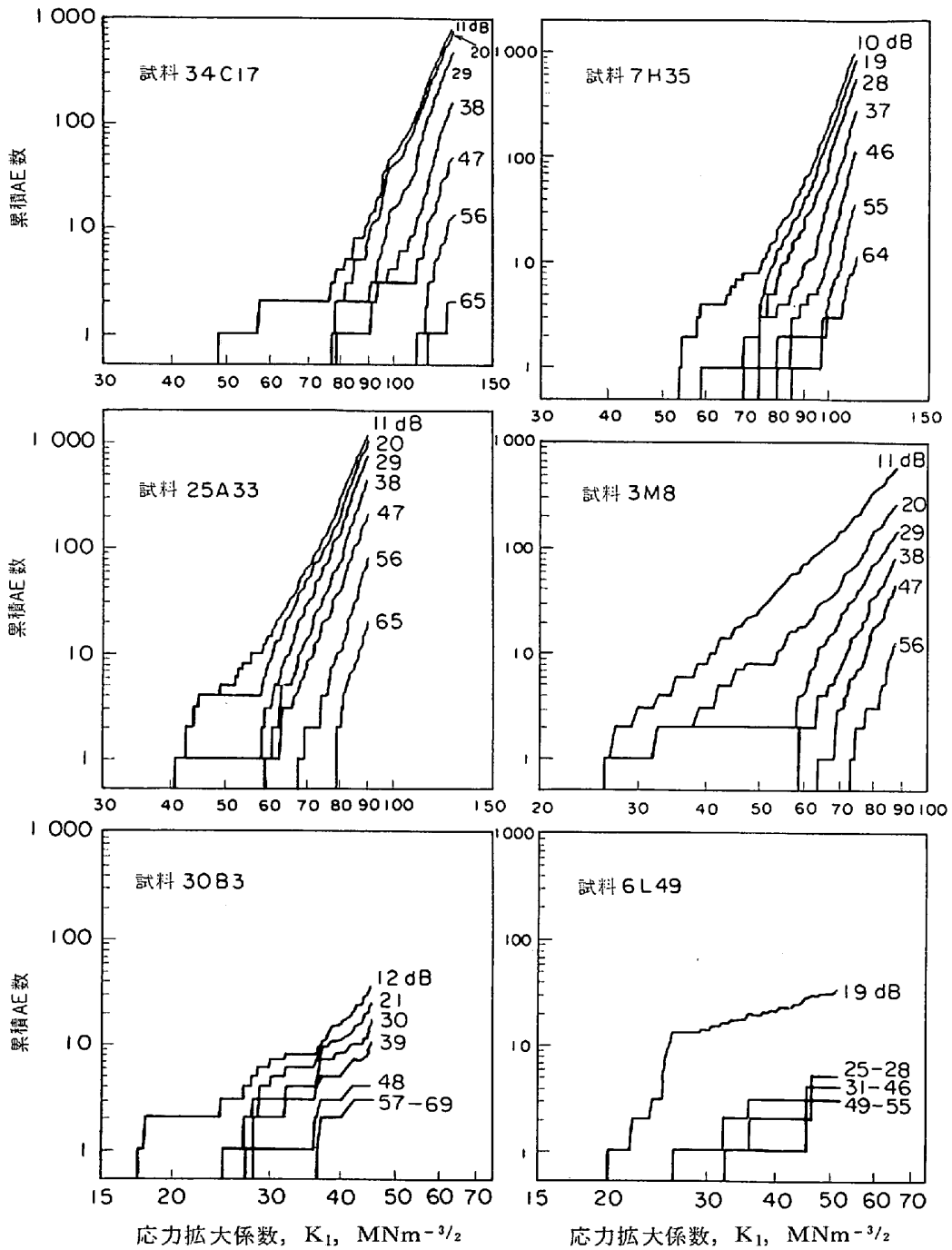


図16 いろいろの熱処理をした D6ac 鋼における全 AE 発生数と応力拡大係数の関係. 前置増幅器入力  
が  $10\mu\text{V}$  以上を示す場合を検出点としてそれ以上の AE 波高を dB で表わしたパラメータごとに  
累積カウント数として示す<sup>25)</sup>

含めて多くの実験では応力拡大係数  $K$  で AE 発生数を整理できる<sup>8a)</sup>. 図15, 16は  $N$  と  $K$  (または  $K_I$ ) の関係を示している. 両対数プロットであるからこれらの図で直線関係があると次の指数関数で  $N$  と  $K$  を表わせる.

$$N = AK^m$$

ここで  $A$  と  $m$  は定数である. 図から知られるように, いくつかの材料ではこの指数関係が成立する, また限られた  $K$  の範囲では近似的に  $m$  を決めることもできる (もちろん

ここ

この場合  $m$  は一定ではない). 表1は  $m$  値を集めてみたが, 材料によつて大きな拡がりが見られる. また  $m$  は  $K$  の増大とともに増加する場合 (Bc, D6ac 鋼) と逆に減少する場合 (マレージング鋼, D6ac 鋼) とありはつきりした傾向は出ていない. 図16<sup>25)</sup>はまたみかけ上の  $m$  値が AE 信号の振幅にも依存することを示す. すなわち大振幅信号ほど同一の  $K$  値までに発生する AE 数が少なく,  $m$  値も大きくなっている. D6ac 鋼の靱性を熱処理

表 1 各種材料での  $m$  と  $A$  の観測値

材 料	A	$m$	文 献
ベリリウム	—	7~12	8 a
7075-T6	$3.8 \times 10^{-2}$	4.0	34
7075-T6	$2.5 \times 10^{-5}$	7.0	69
D6 a c 鋼			25
$K_{IC} = 109 \text{ MN/m}^{3/2}$		12~20	
98		14~20	
86		5~15	
78		12~20	
52		~3	
40		~4	
1 100°F Temper		4~5	9 b
600°F Temper		4~17	9 b
マレージング鋼		4~32	53
A 302 B 鋼			38
室 温	$1.1 \times 10^{-6}$	2.2	
-100°F	$1.5 \times 10^{-6}$	0.85	
-100°F (照射材)	$2.0 \times 10^{-6}$	1.0 ( $2 \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$ 速中性子照射)	

で増加させるとみかけ上の  $m$  値も増加したその範囲も拡がっている。上の指数関係のほか、マレージング鋼、D6ac 鋼<sup>9b)53)</sup> などでは  $N$  は  $K_I$  の一次関係でも表わせる。前者では  $K_I$  を  $\text{ksi} \sqrt{\text{in}}$  で表わして次の結果が得られた。

$$N = 1660(K_I - 190)$$

同じデータでも図 15 ではかなり直線に近いことと  $K_I$  の限界値以下では A E が発生しない点に注意されたい。図 16 でも限界値以下の  $K_I$  では A E が見られない。もちろん Kaiser 効果のため鋭いき裂を得る目的でかけた疲労荷重以下で A E は発生しないが、以上のどちらの場合もこれより大きい限界値であるから発生機構によるものと見られる。一方 Aerojet のグループは  $N$  と  $G$  が比例関係にあるべきとの考えから D6ac 鋼とマレージング鋼からの  $N$  を  $K^2/E$  で整理しようと試みたが<sup>9b)24)53)</sup>、両者の間には予想された関連はみられなかつた。

さきに示した  $N$  と  $K$  の指数関係を DUNEGAN<sup>8a)</sup> は次の機構で説明しようとした。すなわち A E の発生数がき裂先端の塑性域の体積に比例すると考える。塑性変形時の A E 発生は降伏応力付近で最大となり加工硬化域で急減するから、切欠材でも A E 発生数を降伏応力に達した材料の体積の関数として表わせる。簡単に比例関係と考えれば  $N$  は塑性域の体積 (近似的に塑性域の長さ  $r_p$  の二乗となる) に比例し、弾性的き裂の近似で  $r_p = K^2/2\pi\sigma_y^2$  であるから  $N \propto K^4$  の関係を得る。図 15 からわかるとおりこの関係はあまり一般的ではなく、2, 3 の材料で観察されているにすぎない。また材料によつてはこの指数関係という仮定すら満足できない状態である。

さて負荷応力を増加させてゆくと軟鋼のような低強度材料では全面降伏が起こりさらに切欠先端でき裂の成長が始まる。この破壊は安定でき裂は塑性変形によつて生じたボイドの合体によつて進展する。軟鋼<sup>57)58)85)</sup> や同様のき裂成長を示す HY80 鋼<sup>50)</sup> では、延性破壊による A E は振幅が小さくまた発生率も低いことが報告されてい

る。これは前述した引張試験の結果からも予想されることであるが、解放される弾性エネルギーが雑音レベルと大差なく、測定にかからないためであろう。このような材料では平面歪条件での試験は限られておりまた応力拡大係数の計算は非常に困難である。延性の著しい材料では  $N$  をき裂先端変位 (COD) または  $r_p$  で整理するほうが  $K$  ( $K_I$ ) を使う方法に比べて妥当であろう。これらの材料では A E 発生率は全面降伏直後で最大となり延性き裂成長は A E 発生が非常に低い。むしろこのときは塑性域の加工硬化と考える方がよさそうである。PALMER と HEALD<sup>54)</sup> は軟鋼での  $N$  と負荷応力の関係を  $r_p$  の理論式を用いて解析した。 $r_p$  の計算結果は  $r_p = l \{ \sec(\pi\sigma/2\sigma_1) - 1 \}$  で表わされる<sup>55)56)</sup>。ここで  $\sigma_1$  は材料の強度を表わすパラメータ、 $\sigma$  は応力である、彼らは  $N$  と  $r_p$  が比例すると仮定して実験で得られた  $N - \sigma$  関係が上の理論式に合うことを示した。しかし  $N$  と  $r_p$  の比例関係の根拠は与えられずまた  $\sigma_1$  の選択も物理的な基礎がない。一方上式からみかけ上の  $m$  値を求めると ( $m = d \log N/d \log \sigma$ )、 $\sigma/\sigma_1 = 0.5$  では  $m = 2.5$ 、 $\sigma/\sigma_1 = 0.85$  では  $m = 8$  が得られ、 $\sigma$  の増加とともに  $m$  も増大しておりまた  $m$  の範囲も妥当なものである。

これらの  $N$  と塑性域を関係づける試みの観測結果との対応は現在のところ定量的に満足できるものではない。しかしき裂の進展にいたるまでの段階で延性の大きい材料では  $N$  は塑性変形によるものと考えてよさそうである。事実 PALMER<sup>57)</sup> は 10% 冷間圧延した軟鋼では WOL 試験時の A E 発生がほとんど見られないことを示した (図 17)。これは Kaiser 効果で  $r_p$  が拡大されても A E の発生にいたらないためである。

以上のほかにどのような A E 発生源が考えられるであろうか。まず不連続的にへき開き裂の進展する低靱性材料をとりあげよう。負荷応力の増大とともにき裂先端近くの結晶粒が局部的破壊応力 (この場合は降伏応力に相当する) に達すると結晶粒径程度の微小き裂が発生す

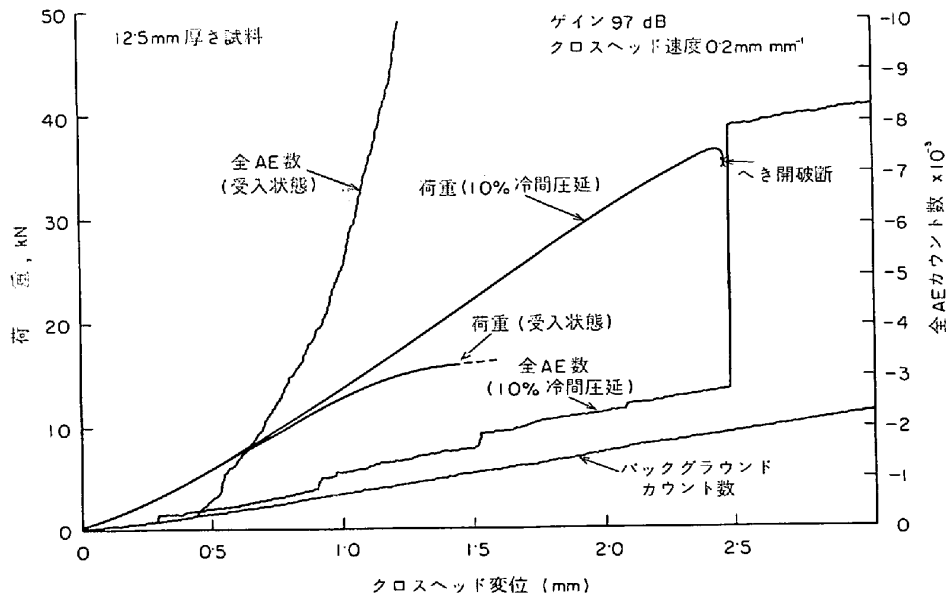


図17 軟鋼 12.5 mm 厚さの試料における全 AE 発生数と荷重の関係。  
受入状態と 10% 冷間圧延のもの<sup>57)</sup>

る。ここでは巨視的き裂の延長面にある微小き裂のみが強度に関係する。これらの微小き裂の数、すなわち AE の発生数は塑性域の大きさ  $r_p$  に比例すると考えるのが自然であり、この場合は  $r_p \propto K^2$  であるから  $N \propto K^2$  の結果を得る。これは形式的には PALMER と HEALD<sup>54)</sup> の式と同じである。しかし現在の場合にはさらにゆるい  $K$  の依存性を示すと思われる。塑性域内に最初の微小き裂が発生するとその周辺で弾性エネルギーが緩和され、塑性域先端または次の微小き裂発生個所での  $K$  が低下する。次次に微小き裂が発生するごとに  $K$  の減少を伴うから、 $N$  または  $r_p$  は  $K$  の二乗よりゆるく  $K$  程度の依存性を示すものと考えられる。したがってへき開き裂が不連続的に形成され合体してゆく破壊過程では  $N \propto K^{1-2}$  の関係が予想される。このようなへき開き裂モデルではまた AE 信号の振幅が塑性変形による AE より大きいと思われる。これらの裏付けとなる実験報告はまだ系統的なものはないが、低い  $m$  の値は IRELAND<sup>38)</sup> らの低温での A302 B 鋼の結果に現われている。表 1 に示されているようにこの場合  $m$  は 0.7~0.9 となつており、この鋼種では微小へき開き裂の存在が十分予測される。一方軟鋼を 208°K で破断させたときは<sup>57)</sup>、大振幅信号の発生が認められた。 $m$  の値は得られていないが、塑性変形による信号とともにへき開き裂の AE が観測されていると思われる。また図 16 の D6ac 鋼では  $K_{Ic}$  値の低い 6L49 試料で  $N$  と  $K_I$  の比例関係が  $K_I > 20 \text{ MN/m}^{3/2}$  で認められる。この試料の破断面は室温での試験であつたが、へき開破断が見られる<sup>25)</sup>。したがってこの観察も現モデルに相当するようであるが今後振幅分布、周波数特性などの解析および組織学的手段の併用を行ないさらに確実な同

定が必要である。

上記へき開き裂モデルに近い考えとしては、脆い第二相の割れによる AE がある。これは引張試験の場合に少し触れたが塑性変形の一つの結果として表われるから、き裂先端の塑性域内でも当然起こつてはいるはずである。炭化物などの割れの数へき開き裂の場合と同じく  $r_p$  に比例する可能性が高い。これは PALMER と HEALD<sup>54)</sup> の提案した関係の説明となりうる。事実 PALMER<sup>57)</sup> は炭化物を球状化させた場合はパーライトの混在する軟鋼に比べて AE の発生数が 1/5 となることを報告している。さらに詳しい実験を必要とするが、この観測は一つの例証となろう。また大気中で溶解した 4335 鋼を真空溶解材と比べると AE 発生数は再溶解で急減することが知られており\*、これも同様な説明が可能であろう。

つぎに靱性が高く低エネルギー引裂破壊が起こる高強度材料について検討しよう。熱処理をした 4340 鋼、D6ac 鋼、マレージング鋼などがこの部類に入る。板厚がき裂先端で平面歪条件を満たす値以上となると、応力の増加とともに遅い微視的なき裂成長が起こる。 $K = K_{Ic}$  のとき不安定破壊を起こすことももあるが、多くの構造物では巨視的な遅いき裂成長過程が  $K_{Ic} < K < K_C$  の範囲で起こる。 $K \leq K_{Ic}$  の場合に見られる遅いき裂成長は、負荷応力で切欠前方の塑性域が限界値に達しき裂先端に限界引張変位を生ずると始まる。き裂先端には多数のボイドが作られ、ボイド間の材料がくびれを起こして破損する。この過程は低強度材料の繊維状破断と類似であるが、き裂先端変位はずつと小さくまたくびれが破断する際に

\* R. R. Corle and J. A. Schliessmann, Mat. Eval., 31(1973)6, p. 115.

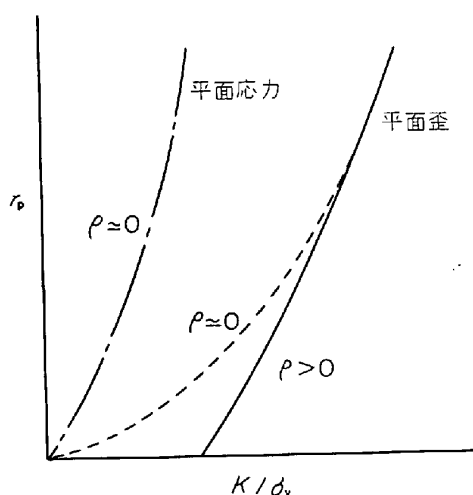


図18 いろいろな先端半径を有する切欠きについて  $K/\sigma_y$  に対する  $r_p$  の変化<sup>52)</sup>

解放される弾性エネルギーも微視的破断強度の2乗に比例して増大する。したがって観測にかかるAEの発生源となることが十分期待できる。ポイド間のくびれの数もAEの発生を支配するし、またポイドの発生は大きな塑性歪のある破壊面上の領域に限られているからこの場合も  $N$  は塑性域の大きさによつて決まる ( $N \propto r_p$ )。この  $r_p$  を計算で得ることは切欠先端の変形のため困難であるが定性的には図18のようになる<sup>52)</sup>。この図で点線は先端の塑性歪の影響のない鋭い切欠の場合で  $r_p \propto K_1^2$  となる。先端の塑性変形を考慮に入れると実質的には鈍い切欠と同等となり図18の実線が  $r_p$  と  $K_1$  の関係を示す。これはまた  $N$  と  $K_1$  との関係とも考えられる。この引裂破壊モデルによる  $N$  と  $K_1$  の関係の定量化は加工硬化する実用材料では弾塑性解析による  $r_p$  の計算自体が困難なので、なかなかむずかしい。定性的な比較ではさきに検討したD6ac<sup>25)</sup> やマレージング鋼<sup>53)</sup> の結果をよく説明している。すなわち図16に示された  $N-K_1$  関係は  $K_{IC}$  値の高い材料では予測されたものと一致しており、またポイド間の材料がくびれて破断するまでAEを発生しないから  $K_1$  の限界値以下でAEの見られない事実<sup>53)</sup> と合致している。AEの発生数と破断面のディンプルの関係は詳しい研究はないが、ここではD6ac鋼の結果<sup>25)</sup> を検討してみよう。図16の  $K_{IC} \geq 78 \text{ MN/m}^{3/2}$  の材料では最も高感度の条件で  $N$  は約1000、また遅いき裂成長のみかけ上の面積は  $20 \text{ mm}^2$  程度であるから、一つのAE発生は  $2 \times 10^4 \mu\text{m}^2$  のき裂に対応している。ディンプルは大きいものでも数  $\mu$ 、平均直径は  $1 \mu$  ぐらいであつたから、AEは  $10^3 \sim 10^4$  のディンプルに一つの割で発生したことになる。この比率は観測にかからない低エネルギーのAEが多数存在することを示唆している。

#### 4.3 疲労と遅れ破壊

繰返し荷重によつて起こる疲労破壊は使用中におこるもつとも一般的な破損の原因である。疲労に伴うAEの

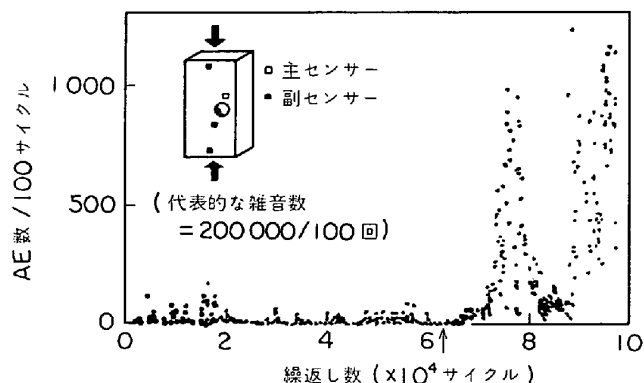


図19 小型D6ac鋼試験片の圧縮荷重で行なつた疲れ試験におけるAE発生数と繰返し数の関係<sup>26)</sup>

発生はかなり以前から研究されているが<sup>9b)10)59)~61)</sup>、系統だつた理解は今後待つところが多い。ふつう切欠のない材料では低サイクル高応力の条件では疲労寿命の1~30%が表面き裂の発生に費される。き裂成長は初期には迂り面に沿つて進む(第一段階)が、その後方向を変え巨視的に主応力に直角な面に沿つて進行する(第二段階)。繰返し応力範囲が低くなり疲労寿命が  $10^5$  サイクル以上となると平滑材の寿命の大半はき裂発生と第一段階のき裂成長とで占められる。一方鋭いき裂の存在する材料では第二段階のき裂成長のみが見られ、疲労寿命もしたがつて短くなる。

切欠なしの材料では、き裂発生の過程では散発的にAEが発生するが、き裂成長が始まるとAE発生が著しくなる<sup>10)18)24)26)62)64)~66)</sup>。図19は一例としてD6ac鋼の圧縮疲労に伴うAE発生率をサイクル数に対応させたものである<sup>26)</sup>。  $6.3 \times 10^4$  サイクルまでは入力換算で100  $\mu$  V位の弱いAE信号が見られたが以後は発生率の急増とともに信号強度もmV程度に上昇している。この変化は  $6.6 \times 10^4$  サイクルで認められた主応力方向に直角に走るき裂の成長と思われAEは応力が減少するときに発生している。この形の信号の発生率は  $7.5 \times 10^4$  サイクルで最大となり、それ以後は減少している。  $7.7 \times 10^4$  サイクルあたりから今度は最大応力時に発生するAEが多くなりこれは圧縮応力方向に平行なき裂の成長に対応している。この例では2種のき裂成長によるAEが区別されているが、一般に疲労寿命に近づくと発生率の増大する傾向を示す。引張疲労の場合もやはりき裂発生期にはあまりAEは見られず、き裂成長に伴うAEが主となつている。このときは最大荷重時にAE発生が認められる<sup>24)</sup>。(最初の数サイクルでは塑性変形によるAEがよく観測されるがKaiser効果のため以後急減する。)

切欠のある試材では疲労の初期から第二段階のき裂伝播が始まり、AEもそれに伴つて発生する<sup>10)24)62)</sup>。AE発生率はき裂成長速度にほぼ比例しており、図20は2種のD6ac鋼の結果を示している<sup>64)</sup>。常にこのような比例関係が成立するかははつきりしていないが、HY80鋼、



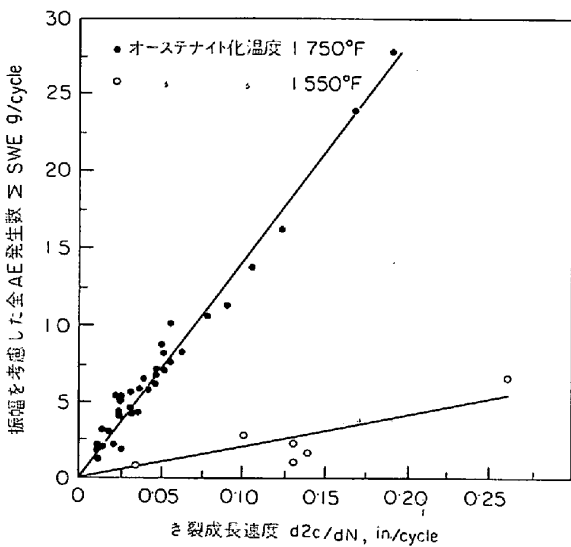


図20 D6ac 鋼の2熱処理条件の疲れ試験における1サイクルあたりの累積AE振幅とき裂成長速度の関係<sup>64)</sup>

数種のマレージング鋼, アルミ合金(2024 および 7075) Ti-6Al-4V などでも同種の関係が得られている<sup>6b)24)64)67)68)</sup>. 図 20 から知られるようにき裂成長速度が高サイクル低応力疲労で見られる  $10^{-5} \sim 10^{-6}$  cm/サイクル以下になると AE の検出は困難が予想される<sup>69)</sup>. この限界値は計測系や外部雑音に依存するはずであり, 今後の研究を要する. き裂成長速度は普通応力拡大係数の変化範囲,  $\Delta K$  の 4 乗に比例するから, 一定の繰返し荷重下で

の疲労では AE 発生は破断直前に急増する. この事実は疲労寿命の予知に AE を応用する根拠となつている<sup>69)</sup>. 図 21 は A212B 鋼の曲げ疲労試験での AE 発生数, 発生率を示している<sup>10)</sup>.  $4 \times 10^5$  サイクルで微小き裂の発生による発生率の増加が見られ  $7 \times 10^5$  サイクルで巨視的き裂の発生に伴う AE の急増が認められている. 低靱性材ではき裂成長範囲は限られておりき裂先端の変位が限界値に達すると不安定成長が起こり破断する. 上記の場合と異なりこのような材料では破断直前には AE 発生がむしろ減少するので疲労寿命の予知は非常に困難である.

疲労過程を連続的に監視するのは構造物などでは困難が多く, 定期的な検査で材質劣化を知ることができると安全性の確保に役立つ<sup>69)~71)</sup>. AE の発生はき裂の進展の場合も塑性変形で見られた Kaiser 効果と同じく不可逆的である. したがって AE 法を使い周期的に設計応力を越えた値まで荷重試験を行なうことにより前回の試験を行なったとき以後の材料の健全性を評価できる<sup>107)</sup>. たとえば構造物が  $\sigma_c$  の繰返し応力を受けているとする. これを周期的に  $\sigma_P > \sigma_c$  まで荷重し AE を測定すると, 前回の試験時に存在した欠陥が成長しているときは  $\sigma_P$  に達したとき欠端での応力拡大係数  $K_P$  は前回より高くなり AE を検出する. もし欠陥の大きさが同じであれば  $K_P$  も同じであるから AE の発生がない. 前節で見たとおり  $N$  と  $K$  の間には材料によつて決まる関係があるからそれを使えば定量的に欠陥の成長を AE 法で追跡でき

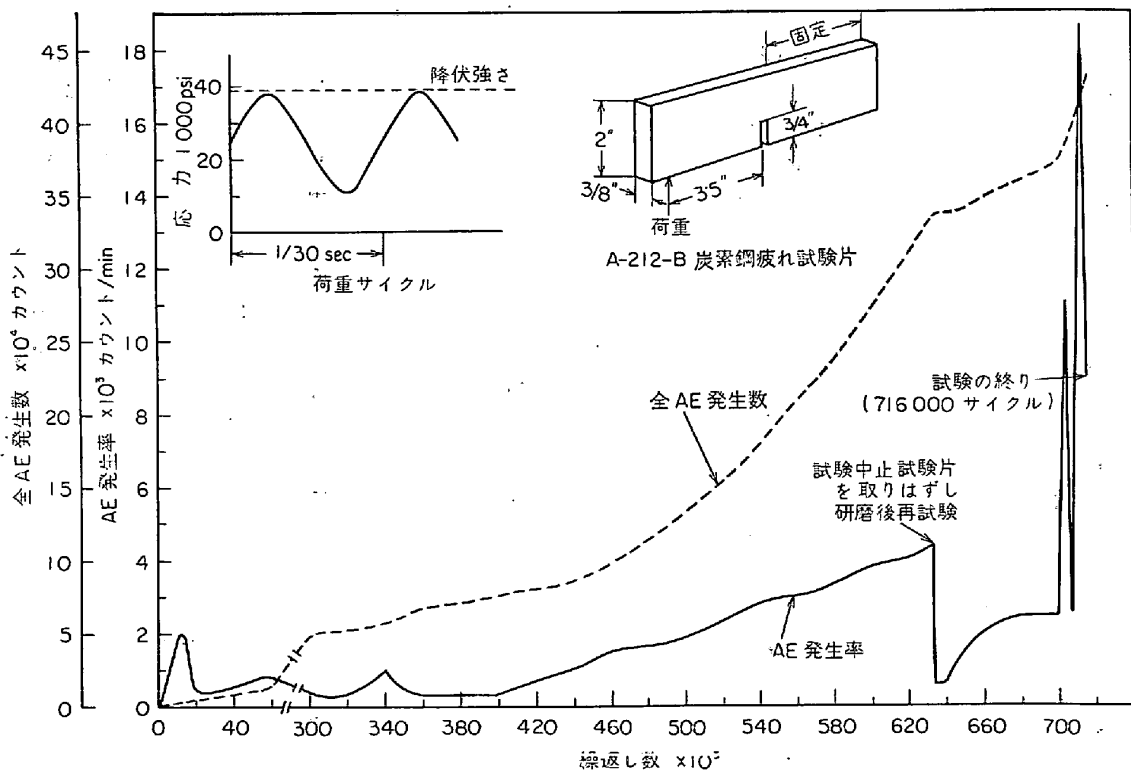


図21 炭素鋼の疲れ試験におけるAE発生<sup>10)</sup>

る。無限の板に貫通われがあるときと WOL 試験の場合についてはこの関係が計算で得られており、実際結果とかなりよい一致を示している<sup>69)</sup>。図 22 に周期的荷重の際の A E 発生状況を示す。図中の数字は荷重後のき裂の長さで、き裂成長とともに低荷重で A E の発生が始まることが知られる。

き裂の発生、成長は定荷重下でも起こり、応力腐食をもたらす環境ではとくに著しい。遅れ破壊は空気中の水蒸気、水素ガス、海水などによる切欠脆性や機構的に異なるが溶接部や鍛造材での固溶水素による脆化などによつて起こる。き裂成長速度は同一条件下では  $K_I$  によつて支配されており<sup>72)~75)</sup>、この関係が知られると応力腐食条件での遅れ破壊時間、歪速度の影響などが予測できる<sup>76)77)</sup>。これらの場合の A E 発生はかなりの鋼種で調べられているが、A E 発生率の増加とき裂成長速度のそれは対応しており(図 23)、また  $K_I$  値の高いほど A E 発生も多い<sup>24)103)</sup>。18Ni マレージング鋼を  $K/K_C=0.7$  に保持し蒸留水中に浸したときは  $10^{-5}$  cm 程度のき裂成長と A E 発生が対応していた<sup>59)</sup>。固溶水素により脆化している D6ac や 4340 鋼の場合も同様で、図 23 は  $K$  値の増加とともにき裂成長に伴う A E の発生数も大きくなっている状態を示す<sup>78)103)</sup>。これらのデータから得られた単位き裂成長に対する A E 発生数は  $K$  から  $K^4$  に比例している。

遅れ破壊の場合もき裂の不連続進展が A E の直接の原因であるから、前述の発生機構が応用できるものと思われる。現在のところ、脆化した状態では破断面が引裂破断のデンプルから粒界破断に移行する結果など報告されているが<sup>79)</sup>これを A E 発生機構に関連づける試みはない。この方面でもまだ基本的な実験事実が不足しており今後の努力が望まれる。

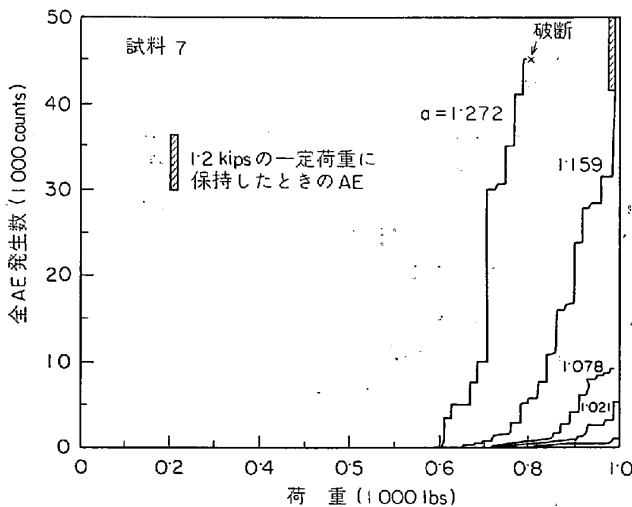


図 22 7075-T6 アルミニウム合金試験片に段階的に変化する繰返荷重を負荷したときの全 A E 発生数と荷重との関係<sup>69)</sup>

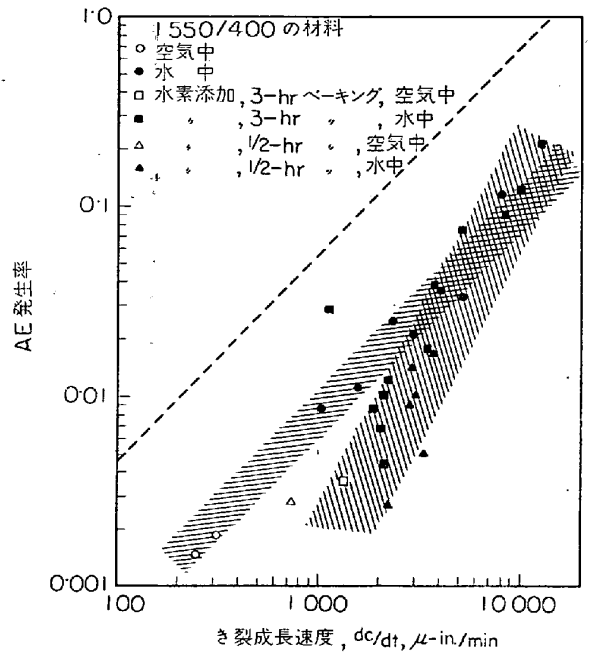


図 23 低靱性の D6ac 鋼 (1550°F オーステナイト化、400°F 焼もどし) に水素添加したとき、および水素添加しないときのき裂成長速度と A E 発生率との関係。点線は靱性が高い状態 (1750°F/1100°F) の同一材料の結果<sup>103)</sup>

## 5. AE の工学的応用

### 5.1 压力容器の破壊予知

発電用ボイラや原子炉などの压力容器の健全性監視方法として A E は世界的に注目されており、最近研究が進んでいる<sup>9a)10)17)18)21)58)80)~83)</sup>。大きく分けて 3 つの検査法が考えられており、第 1 は使用開始前の水圧試験や定期検査時の構造物からの A E による欠陥の検出、第 2 には構造物の連続監視、第 3 は小形の代表試片の定期的なサーベイランス検査による材質変化の判定などである。最初の 2 つの検査法では A E 源の位置標定から欠陥部位を知ることが可能で、これが A E 法の最大の利点である。現状では A E 法のみでは欠陥の種類、形状などはわからないが超音波探傷法などを併用するとしても健全性の判定に有用である。欠陥部の位置標定には弾性波の速度が一定である性質を利用し多数の A E 変換子を構造物上に配置させて、同一の信号が複数の変換子に達する時間差から発生源を決定する<sup>99)</sup>。当然変換子の数を増すと精度はあがるが、装置は複雑化した高価になる。研究用としては最低 4 チャンネルのシステムが、また実用には 24~32 チャンネルシステムが稼動している。これらはそれぞれミニコンで精報処理をしつつ磁気テープなどにデータを蓄積するようになっており<sup>58)80)81)83)</sup>、最終処理は大容量の電子計算機を使う場合もある<sup>82)</sup>。このような応用での問題点はボルト締め付け部などでのすり合わせによる雑音、液体のもれや流動雑音などが A E 信号

の検出を困難にすることである。今までに報告された数多くの大規模試験ではこれらの環境雑音が主に検出されている<sup>10)82)83)</sup>。この一つの原因は材質がAEをあまり発生しない軟鋼であつたことも考えられる。現在到達可能なシステムの性能を調べるために EBOR 原子炉を使つて行なわれた試験では<sup>80)</sup> AE 信号と流動雑音の振幅比が一定程度まで AE 検出が可能であつたとされている。また  $10^5/\text{sec}$  の信号の位置標定も処理できるので、AE による監視システムはかなり実用の域に近づいたと考えられる。実用上でのもう一つの問題は AE 変換子が高温や放射線に曝されることで、温度の問題はジルコニウム、アルミまたは鋼の導波棒を使うことで解決できる<sup>17)18)21)81)</sup>。PZT 5 の使用温度は約 200 度で<sup>9b)81)</sup>これより高温では特殊の変換子の設計を要する<sup>19)</sup>、圧電素子自体はトマーリンなどキュリー温度が  $1000^\circ\text{C}$  近いものがあるが、電極への接続法、絶縁物などに問題が生ずる。放射線損傷は総中性子束が  $10^{17}\text{cm}^{-2}$  程度ではあまり影響はないが<sup>19)</sup>、 $10^{19}\text{cm}^{-2}$  あたりから水晶などのガラス質化が見られるから圧電係数への影響も無視できないであろう<sup>84)</sup>しかし他の高分子材料の劣化から比べると結晶体の放射線損傷は僅少といえる。

## 5.2 溶接われの検出

溶接により発生するわれは種類も多く、その原因も異なっているが AE 法による検出の試みはほぼ実用の域に達している<sup>88)~94)53a)100)63)</sup>。溶接作業中に発生する AE の計測は電氣的雑音が激しいため、差動形変換子とそれに適合した前置増幅器を必要とする<sup>10)29)</sup>。また変換子の温度上昇についても導波棒などの考慮を要する。これらを解決すればこの方法は高温われの検出<sup>88)90)91)94)</sup>溶接棒選択の適否<sup>92)63)94a, b)</sup>、不純物による汚染<sup>93)93)</sup>、被覆ガス中の水蒸気による欠陥<sup>90)92)</sup>などの応用に有効である。また溶接技術により AE 発生率は大きく変わるので別の有用な面があるであろう<sup>92)100)</sup>。一方製造工程への応用としては最近開発された超音波探触子の乾式接着法\*などを使つて変換子の接合の問題点を解決できれば、電縫管の溶接工程のオンライン検査も近い将来可能となろう。溶接の場合の AE は軟鋼、高張力鋼、D6ac、ステンレス鋼、TC128 鋼など<sup>53a)88)~93)94a)</sup>で調べられており、われの大きさと AE 発生数は図 24 に示すように関連がある<sup>92)</sup>。鋼種によつてはマルテンサイト変態による AE と酸化膜やスラグの割れによる雑音も同時に検出されるから注意を要する。D6ac 鋼ではマルテンサイト変態が高温われの要因となつて、溶接後数 min 以内に  $M_s$  温度に達すると AE の発生が著しくまた残留応力によつて短時間内に溶接部が破断した<sup>88)</sup>。一方予熱および溶接後の加熱で冷却速度を押しえベイナイト変態を完了させると、AE は検出されずまた割れも見られない。AE

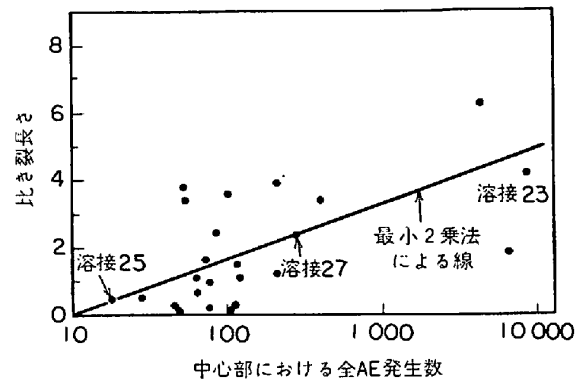


図24 ステンレス鋼溶接部のAEとさ裂長さの関係<sup>92)</sup>

はわれ以外の原因でも発生するが、AE が検出されない溶接条件では割れもないと判断され、これは Titan ロケットの溶接施工に応用された<sup>88)</sup>。スポット溶接の場合もナゲットの大きさと AE の関連が見られ、またマルテンサイト変態が起こつて靱性低下が生じているときはやはり AE の発生が著しくなつた<sup>100)\*</sup>。

被覆アーク溶接ではスラグ割れによる雑音のため、溶接中あるいは直後の割れの検出は AE 法では非常に困難である。溶接後 5 min でスラグを取り去つた実験では<sup>53a)</sup>スラグつきのときは  $3 \times 10^5/\text{min}$ 、スラグなしでは  $5 \times 10^3/\text{min}$  の AE 発生が見られた。軟鋼での試験ではスラグ割れによる雑音は一例では数 min 以内で終了するようであつたが<sup>63)</sup>、30 min 程度続くという報告もある<sup>94c)</sup>。

サブマージアーク溶接では滑らかなビードが置かれる場合はガラス状のスラグが溶接部からきれいに離れるのでスラグ割れはあまり問題にならず、高温われが検出されている。スラグ巻込みを起こしやすいローブビードの形成時はスラグ離脱時に割れを生じ AE として検出されるから、サブマージアーク溶接の適否の判定に役立つ。多層溶接の場合には不良部位の早期発見法として有用である<sup>92)</sup>。

溶接部位の低温われ、熱処理や使用中の割れなどの検出は AE 法の適用が容易である。とくに構造用鋼の遅れわれの検出への応用は報告もかなりある<sup>53a)63)90)~94)100)</sup>、雑音が少ないから他の方法に比べて感度が優れている。AE とビードわれの対応が調べられた例としては 70 キロ級高張力鋼の十字形拘束われ試験の研究がある。MIG 溶接後の AE がモニターされたが、2 hr までは連続的に大振幅信号が見られた。それ以後は突発形 AE がしだいに時間をおいて観測された。500hr の試験終了時にもまだかなりの AE が見られた<sup>53a)</sup>。一方遅れわれの発生しない鋼種の溶接後には AE の発生しないことも確認されている。

\* E. L. Caustin, AFML-TR-73-69, p.198 (April 1973).

\* K. NOTVEST, 10th AEWG Weeting, Pasadena, Calif, Dec. 1972 (to be published)

## 5.3 その他の応用

A Eの解説を長文にわたり試みた応用面での経験の乏しさから基礎に偏ってしまったきらいがあるが、以上の現象の解説を参考としてA E法を実際面に活用していただきたいものである。次に実地使用例を一つとりあげよう。ワイアーロープの試験へのA E法応用は2, 3知られているが<sup>95)96)</sup>, HARRISとDUNEGANはサンフランシスコ湾に架っているダンバートン橋のケーブル試験を実施した<sup>97)</sup>。この吊橋は1920年竣工し1980年が使用期限となつている。現在使用中のケーブルの安全性を確認するためにA E法が採用された。すなわちケーブルが疲労限に近づいていなければ多大な懸けかえの費用が節約できるわけである。ここで試験された鋼索はRRW410の支様により径6ミリで引張試験では破断荷重の50%からA Eが観測され、大振幅のA E発生数は破断した鋼線の数に比例していた。損傷鋼索は同じ荷重でのA E発生数が多くとくに破断荷重の60~80%では数倍に達し容易に健全なケーブルと区別ができた。疲労試験では最初の数サイクル以後は寿命の50%までA E発生は少ないがそれ以後はだいに増加し寿命の90%以後のA E発生が著しい。また周期的プルーフ試験でも寿命の90~95%を決めることができた。この試験結果を橋の懸垂に使われていた鋼索の結果と比較したところ、施工時に生じた不平衡のため振動の大きい南西端のケーブルを含めて疲労損傷は軽微なことが知られた。このため現在使用中のケーブルはダンバートン橋の耐用年限にいたるまでの寿命があると結論された。

現在まで主な応用は宇宙航空および原子力関係であつたが、A E機器の普及とともにさらに広い分野での応用が予期される。A E法の活用はこれからは実際の問題点を熟知している技術者の創造力にかかつているといえよう。A E法の応用可能分野について言及した文献をあげて<sup>1)2)8b)10a)34)70)</sup>, この稿を終えることとする。

## 文 献

- 1) J. KAISER: Untersuchungen über das auftreten Gerauschen beim Zugversuch, Ph.D. Thesis, Technische Hochschule, Munich (1950); see also *Arkiv Eisenhüttenw.*, 24 (1953), p. 43
- 2) "Acoustic Emission", Proceedings of symposium at Bal Harbour, Florida, December 1971, Lip-tai, R. G., Harris, D. O., and Tatro, C. A., Symposium Chairman, ASTM Special Technical Publication 505, Philadelphia, Pennsylvania (1972)
- 3) Proceedings of "U.S.-Japan Joint Symposium on Acoustic Emission", Tokyo, Japan, July 1972, JIPA, Tokyo (1972)
- 4) 磯野: 非破壊検査, 19 (1970) 11, p. 579; または "Applications of Acoustic Emission Techniques to Steels" Nippon Steel Corporation (1972), p. 1
- 5) 尾上: 非破壊検査, 21 (1972) 4, p. 207
- 6) a. B. H. SCHOFIELD: "Acoustic Emissions Under Applied Stress", Aeronautical Research Laboratory, Office of Technical Services, U.S. Dept. of Commerce, Washington, D.C., Report ARL-150 (1961)  
b. B. H. SCHOFIELD, R. A. BARRESS, and A. A. KYROLA: "Acoustic Emission Under Applied Stress, ASTTA Document No. AD155674, WADC Technical Report 58-194 (1958)  
c. B. H. SCHOFIELD: "Acoustic Emission Under Applied Stress", Aeronautical Research Laboratory, Wright-Patterson AFB, Ohio, Contract No. AF33(616)-5640, Project No. 7021, Task No. 70663, Final Report (1964)
- 7) a. J. B. LEAN, J. PLATEAU, C. BACHET, and C. CRUSSARD: *Compt. Rend. Acad. Sci.* 246 (1958), p. 2845  
b. J. B. LEAN and J. PLATEAU: *Rev. Met.*, 56 (1959) 1, p. 91
- 8) a. H. L. DUNEGAN, D. O. HARRIS, and C. A. TATRO: *Eng. Fract. Mech.* 1 (1968) 1, p. 105  
b. \* H. L. DUNEGAN and D. O. HARRIS: "Acoustic Emission Techniques", in *Experimental Techniques in Fracture Mechanics*, A. S. KOBAYASHI (ed.) (Society for Experimental Stress Analysis)
- 9) a. A. T. GREEN: "Stress Wave Detection, Saturn II" NASA Report CR 55472 (1966). See also *Modern Plastics*, 41 (1964), p. 137  
b. C. E. HARTBOWER, C. F. MORAIS, and W. G. REUTER, et al.: "Development of a NDT Technique to Determine Flaws Critically", AFML-TR-71-218, January, 1972
- 10) a. \* P. H. HUTTON and R. N. ORD: "Acoustic Emission" in *Research Techniques in NDT*. R. S. SHARPE, (ed.) Academic Press, New York (1970), p. 1  
b. P. H. HUTTON, W. D. JOLLY, and J. B. VETRANO: *Ref. 3)*, p. 47  
c. P. H. HUTTON: *Mat. Eval.* 26 (1968) 7, p. 125
- 11) L. J. GRAHAM and G. A. ALERS: 1972 Ultrasonics Symposium Proceedings, 72CH0708-8 SU, IEEE, New York (1972), p. 18
- 12) K. ONO, R. STERN, and M. LONG: *Ref. 2)*, p. 152
- 13) R. H. CHAMBERS and S. A. HOENIG: Semiannual Progress Report, ARPA Contract F33615-68-6-1707, August, 1969
- 14) K. A. FOWLER and E. P. PAPADARIS: *Ref. 2)*, p. 222
- 15) 尾上, 山田: 非破壊検査, 20 (1971) 2, p. 99
- 16) C. E. FITCH, Jr.: BNWL 1008, April, 1966
- 17) W. D. JOLLY: "Inservice Inspection Program for Nuclear Reactor Vessels" SWRI Proj. 17-2440, Report No. 4, January 1971, p. 25
- 18) H. NAKASA: "IAEA Symposium on Nuclear Power Plant Control and Inst." Prague, Czech., January 1973 (in press); see also *Ref. 3)*.
- 19) T. T. ANDERSON, et al.: *Ref. 2)*, p. 250
- 20) 非破壊検査便覧, 日刊工業, (1967), p. 521
- 21) J. B. VETRANO and P. A. WITT: BNWL-SA-

- 3750, February 1971
- 22) D. R. JAMES, D. A. BENSON, and R. E. BELLAND: *Rev. Sci. Inst.*, 43 (1972) 4, p. 694
  - 23) R. M. FISHER and J. S. LALLY: *Can. J. Phys.*, 45 (1967) 2, p. 1147
  - 24) A. T. GREEN and C. E. HARTBOWER: "Stress-Wave Analysis Technique for Detection of Incipient Failure", Aerojet General Report RA/FA-DSR, November 1967
  - 25) Y. NAKAMURA, C. L. VEACH, and B. O. McCAULEY: *Ref.*, 2), p. 164
  - 26) Y. NAKAMURA: *Mat. Eval.*, 29 (1971) 1, p. 8
  - 27) A. G. BEATTIE and R. A. JARAMILLO: *Rev. Sci. Inst.* (to be published), Sandia Corporation, Albuquerque, New Mexico (1972)
  - 28) C. A. TATRO: *Ref.* 2), p. 84
  - 29) A. T. GREEN and W. CARVER: *Ref.*, 3), p. 201
  - 30) G. R. SPEICH and R. M. FISHER: *Ref.*, 2), p. 140
  - 31) R. G. LIPTAI, H. L. DUNEGAN, and C. A. TATRO: *Int. J. Non-Dest. Testing* 1 (1969), p. 213
  - 32) a. A. E. BROWN and R. G. LIPTAI: *Ref.*, 2) p. 318  
b. B. W. MAXFIELD and R. COCHRAN: *Mat. Eval.*, 31 (1973) 2, p. 17  
c. A. G. BEATTIE: same proc. as *Ref.*, 11), p. 13
  - 33) K. ONO, T. C. SCHLOTTHAUER, and T. J. KOPENAAL: "Ninth Symposium on Non-Destructive Evaluation" San Antonio, Texas April 1973 (to be published)
  - 34) \* H. L. DUNEGAN and D. O. HARRIS: "Acoustic Emission—A New Non-Destructive Testing Tool", *Ultrasonics*, 7 (1969) 3, p. 160
  - 35) B. R. SCHUYLER and T. H. FEIERTAG: "Acoustic Emission Progress Report Through October 1970", LA4724MS Los Alamos Sci. Lab. Los Alamos, New Mexico, (1972)
  - 36) E. ISONO, T. UDAGAWA and M. OGASAWARA: *Ref.* 3)
  - 37) H. L. DUNEGAN and A. T. GREEN: *Ref.* 2), p. 100
  - 38) D. R. IRELAND, R. A. WULLAERT, A. S. TETELMAN, and H. L. DUNEGAN: the same report as *Ref.*, 17), p. 46
  - 39) A. S. TETELMAN: *Ref.*, 3) p. 1
  - 40) A. B. L. AGARWAL, J. R. FREDERICK, and D. K. FELBECK: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 1069
  - 41) 秦野, 丹羽, 岸, 堀内: 非破壊検査, 21 (1972) 4, p. 219
  - 42) J. J. GILMAN: *Micromechanics and Flow in Solids*, McGraw-Hill, New York (1969), p. 201
  - 43) 鈴木: 金属の物理的性質, 日本物理学会, (1968), p. 491
  - 44) J. IMAMURA, H. HAYAKAWA, and T. TAOKA: *Trans. ISI, Japan* 11 (1971), p. 191
  - 45) C. J. McMAHON and M. COHEN: *Acta Met.*, 13 (1965) 6, p. 591
  - 46) R. PRIESTNER: "Deformation Twinning" AIME Conference, No. 25, Gordon and Breach, (1964), p. 321
  - 47) H. L. BALDERSTONE: *Ref.*, 2) p. 297
  - 48) L. KEACHELE and A. S. TETELMAN: *Acta Met.*, 17 (1969) 4, p. 463
  - 49) A. S. TETELMAN: *Mat. Res. Std.*, 11 (1971) 3, p. 30; also see *Ref.*, 2), p. 30
  - 50) C. E. HARTBOWER, et al.: *Engr. Fracture Mech.* 1 (1968) 2, p. 291; see also "Stress-Wave Characteristics of Fracture Instability in Construction, Alloys" ONR Report N00014-66-C0340, Aerojet General Corporation, July 1968
  - 51) E. SMITH: *Proc. Roy. Soc. A* 299 (1967), p. 455
  - 52) T. R. WILSHAW, C. A. RAU, and A. S. TETELMAN: *Engr. Fract. Mech.* 1 (1968), p. 191
  - 53) a. C. E. HARTBOWER, et al.: *Ref.*, 2), p. 187  
b. HARTBOWER, et al.: "Stress-Wave Analysis Technique Study on Thick-walled Type A302B Steel Pressure Vessels" NAS9-7759, July 1969
  - 54) I. G. PALMER and P. T. HEALD: *Materials Sci. & Engr.* 11 (1973) p. 181
  - 55) D. S. DUGDALE: *J. Mech. Phys. Solids*, 8 (1960), p. 100
  - 56) P. M. VITVITSKII and M. Ya. LEONOV: *Vses. Inst. Nauch-Tekhn. inform. Akad. Nauk., USSR R.*, Pt. 1 (1960), p. 14
  - 57) I. G. PALMER: *Materials Sci. & Engr.* 11 (1973) p. 227
  - 58) P. G. BENTLEY, et al.: "Periodic Inspection of Pressure Vessels" *Inst. Mech. Engrs., London* (1972), p. 54
  - 59) R. H. CHRISTENSEN: "Proceedings of the Crack Propagation Symposium" Cranfield, England, September 1961, 2, p. 326
  - 60) B. H. SCHOFIELD: *Space/Aeronautics*, 43 (1965) 4, p. 63
  - 61) J. R. FREDERICK: *Mat. Eval.*, 28 (1970), p. 43
  - 62) H. L. DUNEGAN, D. O. HARRIS, and A. S. TETELMAN: *Mat. Eval.*, 28 (1970), p. 221
  - 63) 磯野, 宇田川, 谷口: 非破壊検査, 21 (1972) 4, p. 226
  - 64) C. E. HARTBOWER, W. W. GERBERICH, and P. P. CRIMMINS: *Weld Imperfections A. R. Pfluger and R. E. Lewis (eds.), Addison Wesley, Reading, Mass., (1968), p. 371*
  - 65) L. D. MITCHELL and J. R. FREDERICK: *Exp. Mech.*, 10 (1970), p. 328
  - 66) J. N. KERAWALLA: Ph. D. Thesis, University of Michigan (1965), University Microfilms, Inc., Ann Arbor, Michigan, Abst. No. 66-6632
  - 67) J. J. SINGH: *IEEE Trans. SU-19* (1972), p. 392
  - 68) W. W. GERBERICH and C. E. HARTBOWER: USN-N600(167)-64934(X) FBM, Aerojet General Corporation, July 1966
  - 69) D. O. HARRIS, H. L. DUNEGAN, and A. S. TETELMAN: "Prediction of Fatigue Lifetime by Combined Fracture Mechanics and Acoustic Emission Techniques", in *Proc. A. F. Conference Fatigue Fracture Aircr. Struct. Mater.* (Miami Beach, Florida, 1969)
  - 70) \* R. G. LIPTAI, D. O. HARRIS, R. B. ENGLE, and C. A. TATRO: *Int. J. NDT*, 3 (1971), p. 215

- 71) C. L. FORMBY: the same book as Ref., 58), p. 185
- 72) C. S. CARTER: *Corrosion*, 27 (1971), p. 471
- 73) S. MOSTOVOY, H. R. SMITH, R. G. LINGWALL, and E. J. RIFLING: *Engr. Fracture Mech.*, 3 (1971), p. 291
- 74) H. G. NELSON, A. S. TETELMAN, and D. P. WILLIAMS: "Proc. International Conf. on Corrosion Fatigue", Storrs, Connecticut, June 1971
- 75) S. M. WIEDERHORN: *J. Fracture Mech.*, 4 (1968), p. 171
- 76) S. M. WIEDERHORN and L. H. BOLZ: *J. Amer. Ceram. Soc.*, 53 (1970), p. 543
- 77) A. G. EVANS: *J. Mat. Sci.*, 7 (1972), p. 1137
- 78) H. L. DUNEGAN and A. S. TETELMAN: *Engr. Fracture Mech.*, 2 (1970) 4, p. 387
- 79) H. G. NELSON, D. P. WILLIAMS and A. S. TETELMAN: *Met. Trans.*, 2 (1971), p. 953
- 80) SWRI Project 17-2440 Report "Inservice Inspection Program for Nuclear Reactor Vessels" (1972)
- 81) B. H. SCHOFIELD: the same book as Ref., 58), p. 76
- 82) E. V. WAITE and D. L. PARRY: *Mat. Eva.*, 29 (1971), p. 117
- 83) N. O. GROSS, L. L. LOUSHIN, and J. L. THOMPSON: Ref. 2) p. 270
- 84) D. S. BILLINGTON and J. H. CRAWFORD: "Radiation Damage in Solids", Princeton University Press (1961), p. 249
- 85) B. J. BRINDLEY and R. P. HARRISON: "Acoustic Emission Characteristics of a Mild Steel" RD/L/N137/72, Central Electricity Generating Board, June 1972
- 86) R.W.B. STEPHENS and A. A. POLLOCK: *J. Acoust. Soc. Amer.*, 50 (1971), p. 904
- 87) M. H. JONES and A. A. POLLOCK: *J. Acoust. Soc. Amer.*, 50 (1971), p. 904
- 87) M. H. JONES and W. F. BROWN: *Mat. Res. Std.*, 4 (1964), p. 120
- 88) K. NOTVEST: *Weld. J. (New York)*, 45 (1966) 4, p. 173S
- 89) C. K. DAY: "An Investigation of Acoustic Emission from Defect Formation in Stainless Steel Weld Coupons", Battelle Northwest Rept., BNWL-902 (1969)
- 90) a. W. D. JOLLY: "An In-Situ Weld Defect Detector-ACOUSTIC Emission", Battelle Northwest, Rept., BNWL-817 (1968)  
 b. W. D. JOLLY: *Weld. J. (New York)*, 48 (1969), p. 21  
 c. W. D. JOLLY: "The Application of Acoustic Emission to In-Process Weld Inspection", Battelle Northwest Rept., BNWL-SA 2212 (1969)  
 b. W. D. JOLLY: "The Use of Acoustic Emission as a Weld Quality Monitor", Battelle Northwest Rept., BNWL-SA-2727 (1969)
- 91) C. E. HARTBOWER: *Weld. J. (New York)*, 49 (1970) 2, 54S
- 92) W. D. JOLLY: *Mat. Eval.*, 28 (1970) 6, p. 135
- 93) J. C. CROWE: *Mat. Eval.*, 30 (1972) 5, p. 93
- 94) a. D. W. PRINCE: Ref. 3) 171  
 b. T. FUJI and T. MORI: *ibid*  
 c. M. ARII, H. KASUYA, and K. UCHIDA: *ibid*  
 d. M. MIYAIRI, et al.: *ibid*
- 95) P. A. LAURA, H. VANDERVELDT, and P. GAGGNEY: *J. Acoust. Soc. Amer.*, 45 (1969) 3, p. 791; *Marine Tech. Soc. J.* 4 (1970) 3, p. 19
- 96) H. VANDERVELDT and O. TRAN: *Naval Engr. J.*, 83 (1971) 12, p. 65
- 97) D. O. HARRIS and H. L. DUNEGAN: Dunegan Corporation, Tech. Rep., DC72-3A, October 1972
- 98) J. C. RADON and A. A. POLLOCK: *Engr. Fracture Mech.*, 4 (1972) 2, p. 295
- 99) R. K. STEELE, A. T. GREEN, and C. S. LOCKMAN: *Weld Imperfections*, Pflugger, A. R. and Lewis, R. E. (eds), Addison-Wesley, Reading, Massachusetts (1968), p. 361
- 100) C. L. FREDERICK: "Acoustic Emission Monitoring of Welds" presented at the U.S.-Japan Symposium, Ref. 3)
- 101) A. T. GREEN: *Nuclear Safety*, 10 (1969) 1, p. 4
- 102) T. SUZUKI, et al.: Ref. 3)
- 103) C. E. HARTBOWER, W. W. GERBERICH, and P. P. CRIMMINS: *Weld J. (New York)*, 47 (1968) 1, p. 1S
- 104) D. R. JAMES and S. H. CARPENTER: *Rev. Sci. Inst.*, 42 (1971) 8, p. 1131
- 105) M. HOFF: same proc. as Ref. 11) p. 8
- 106) H. NAKASA and Y. TOMODA: *Central Res. Inst. of Electric Power Ind Tech. Rep.*, No. 71064, February 1972
- 107) D. O. HARRIS and H. L. DUNEGAN: "Verification of Structural Integrity of Pressure Vessels by Acoustic Emission and Periodic Proof Testing", American Society for Testing and Materials STP No. 515, Testing for Prediction of Material Performance in Structures and Components, ASTM, Philadelphia, Pennsylvania, pp. 158-170, 1972