力 学 的 試 験 Ⅱ

Mechanical test (Part Ⅱ)

牧 清二郎*・新家 光雄*

中村 雅勇*・小林 俊郎*

Seijiro MAKI*, Mitsuo NIINOMI*

Masao NAKAMURA* and Toshiro KOBAYASHI*

5. 計装化衝撃試験

旧来、シャルピー衝撃試験は試験片打撃後のハンマー振上がり角より試験片破断に要するエネルギー値を求め金属材料の靱性評価をしていた。しかし、近年、荷重検出のためにハンマー部にロードセルが、変位検出のためにハンマー回転軸にポテンシオメーターなどが装着され、荷重-変位曲線が記録できるよう計装化されるようになった⁷³⁾。最近では、さらに計装化が進み、マイクロコンピュータの導入によりデータのメモリーおよび解析が可能になっている⁷⁴⁾。

以上のように計装化することで、シャルピー衝撃試験による破壊靱性値の評価も可能となり、最近では特に動的弾塑性破壊靱性値 J_{Ia} の評価に対し精力的に研究が進められている。そのための試験片形状⁷⁵⁾、吸収エネルギー補正法⁷⁴⁾および Low blow test⁷⁴⁾、ストップ・ブロック法⁷⁶⁾あるいは電位差法⁷⁷⁾などの動き裂検出法が提案されている。筆者らの1人が精力的にこの分野の研究を進めているが、詳細は個々の文献に述べているので、ここではこれ以上は述べない。

6. 疲労試験

従来からの基本的な疲労試験法は、JIS Z2273~Z2275^{78)~80)}に規格化されているように平滑試験片を用い S-N 曲線 (S: 応力, N: 破壊までのくり返し数) を求め、疲労限度などの特性を評価することに主眼が置かれてきた。

しかし、最近では破壊力学の導入によつて、疲労き裂伝播特性の解析が行われるようになり、予き裂付 CT あるいは CCT (Center Cracked Tension=中央き裂付引張) 試験片などによる疲労き裂伝播試験が主として行われるようになってきている。疲労き裂伝播試験は荷重振幅を一定あるいは応力拡大係数範囲 ΔK を一定として行

われるが、試験装置の関係上前者が一般的である。この種の試験法として 10^{-8} m/cycle 以上の疲労き裂進展速度での一定荷重振幅試験法が ASTM E647-78T⁸¹⁾に規格案として取入れられている。その場合、疲労き裂進展速度が主として応力拡大係数範囲 ΔK によつて整理され、いわゆる Paris-Erdogan 則⁸²⁾ ($da/dN=C(\Delta K)^m$, da/dN : き裂進展速度, m, C : 定数) (図23) で説明される場合が多い。最近では、弾塑性破壊力学の適用によりくり返し J 積分範囲 ΔJ による da/dN の整理が行われつつある⁸³⁾。したがって、ここでは、これらのパラメーターにより疲労き裂進展速度を評価する上で、最近注目されている問題および手法につき述べる。また、腐食環境の影響、熱疲労 および熱衝撃試験 に関しても言及することにする。

6.1 下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th}

da/dN を ΔK によつて整理すると、一般に ΔK に下限界 (=下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th}) および上限界 (=疲労破壊靱性 K_{fc}) が存在する。前者は、き裂が進展を開始するための最低の応力拡大係数範囲であり、疲労予き裂付試験片の疲労限に対応しているためさかんに研究されている。

ΔK_{th} を求める手法には、 K 漸増試験および K 漸減試験がある。前者は、 ΔK を漸増させると同時にき裂進展の有無を確認しながらき裂が進展を起す直前の ΔK を求め ΔK_{th} とする。後者は、 ΔK を漸減させ、き裂進展が生じなくなるときの ΔK をもつて ΔK_{th} とする。しかし、両者の手法のうち、特に後者に関しては、 K_{op} (き裂開口開始時の応力拡大係数) は一旦上昇すると低下しにくく、 K 減少過程で塑性域寸法の数倍以上の前歴の影響が残るため ΔK_{th} が高く出る傾向を示すことが指摘されている。したがって、できるだけ低い K 値から K を漸減させ荷重前歴の影響を小さくする必要がある。しかし、後述する有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理した場合には、両試

* 豊橋技術科学大学 (豊橋市)。Toyohashi University of Technology (Toyohashi)。

図23 疲労き裂進展過程の模式図 (ΔK_{th} : 下限界応力拡大係数範囲, K_{fc} : 疲労破壊靱性)

験法による結果は同様であり、 $(\Delta K_{eff})_{th}$ はほぼ同値となる⁸⁴⁾。したがって、 ΔK で整理したとき両手法による ΔK_{th} に生じる差は、き裂開閉口挙動の差に原因を求めることができる。なお、き裂開閉口については次節で述べる。

さらに、 ΔK_{th} は結晶粒径⁸⁵⁾、応力比⁸⁶⁾および環境⁸⁷⁾などの影響も受けるため、これらの因子と ΔK_{th} との関係が検討されている。また、貫通き裂だけでなく表面疲労き裂の ΔK_{th} に関する研究も進められている⁸⁸⁾。

6.2 き裂開閉口およびき裂進展量の測定

疲労き裂の進展速度は ΔK ⁸²⁾あるいは ΔJ ⁸³⁾によりよく整理できるが、実際にき裂が開いている間のそれらの値、すなわち有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} あるいは有効くり返しJ積分範囲 ΔJ_{eff} によって、さらに良く整理できるため、き裂開閉口の検出が重要な問題として最近さかんに取上げられている。また、これらの手法はき裂進展量の測定とも共通する場合が多いので共通の話題として取上げることとする。

き裂開閉口およびき裂進展量を測定するためには、主として変位計⁸⁹⁾、歪ゲージ⁹⁰⁾、読取顕微鏡⁹¹⁾、高速カメラ⁹²⁾あるいはビデオ装置⁹³⁾などによる手法が極めて基本的な方法として用いられる。これらのうち、表面き裂を光学的に観察する場合には試料表面を予め研磨しておく必要がある。最近では、除荷弾性コンプライアンス法⁹⁴⁾、電位差法⁹⁵⁾、AE法⁹⁶⁾、超音波法⁹⁷⁾あるいはフラクログラフィ法⁹⁸⁾などがよく取入れられている。これらの手法

は、試験片内部からの情報を精度よく検出できるので、これらの手法についてやや詳しく述べることにする。

除荷弾性コンプライアンス法は、菊川ら⁹⁴⁾により精力的に研究されており、ミニコンピュータを援用することによりき裂開口点およびき裂進展長さをさらに精度よく求めることができる。この手法は、最近頻繁に用いられるようになってきており、その概略は以下に述べるようである。

ロードセルよりの荷重出力 P に対し、試験片の変位 δ をCOD (Crack Opening Displacement) メーターあるいは試験片切欠きと反対側の背面に取付けた箔歪ゲージなどにより検出し、さらに精度を上げるため変位に対し電気的変換を加える。すると、図24-(a)に示すようなヒステリシスループが得られる。このヒステリシスループは除荷弾性線がY軸に対し傾きを有しているため、引算回路を用いて除荷弾性変形分を引取り、除荷弾性線がY軸に対し平行となるようにする(図24-(b))。次いで、除荷弾性線と平行に線分 LL' とヒステリシスループとの交点Cを求めればこの点がき裂開口点となる。また、き裂長さは除荷弾性線のコンプライアンス変化、すなわち上述の引算量の変化より計算する。

電位差法⁹⁵⁾によるき裂進展およびき裂開閉口挙動の測定は、破壊靱性試験で述べた方法⁹⁹⁾と同様といえる。き裂開閉口に対しては、例えばDC電流を試験片に流しき裂をはさむ2点間で電位差を測定すると図25のようにある荷重値 P_{op}^E で電位差が一定になるので、この点をもつてき裂開口点とすることができる。しかし、真空中で電位差法によつて得られるき裂開口荷重 P_{op}^E は、コンプライアンス法によるその値 P_{op}^E に比較して著しく大きく検出される傾向にある(図25)。すなわち、 P_{op}^E よりのき裂開口応力拡大係数 K_{op}^E が P_{op}^E よりのき裂開口応力拡大係数 K_{op}^E に比較して著しく大きい。一方、大気中での K_{op}^E は K_{op}^E にほぼ一致する。この事実は、真空中では酸化物が形成されないためき裂面の粗さが電気的接触を保ち、大気中では逆に酸化物により電気的接触抵抗が生じるためと考えられ注意を要する。

超音波法⁹⁷⁾では、図26に示すようにEnd-On超音波法を用いるときき裂進展に伴い欠陥エコーが横軸上を移動するのを捕えることができる。したがって、この移動量を測定することによりき裂進展量を評価できる。本法では、探傷領域が試験片厚さ中央部で直径約6～9mmの範囲であり、約±0.1mmの測定精度で試験片内部でのき裂進展量を連続して計測可能である。き裂開閉口の検出はTop-On超音波法を用いると、き裂開閉口がない場合には荷重に対しエコー出力が直線的变化を示すが、き

10

図24 除荷弾性コンプライアンス法における除荷弾性線のY軸への平行化⁹⁴⁾ 図25 荷重—COD および荷重— ΔU (電位差) 曲線の模式図 (真空中, P_{op}^p : 電位差法による開口荷重, P_{op}^E : コンプライアンス法による開口荷重)⁹⁵⁾ 図26 超音波法による疲労き裂進展量の測定 (Δa : き裂進展量)⁹⁷⁾

裂開閉口があると変曲点が見れるのでこれをもつてき裂開口点とすることができる。

フラクトグラフィ法⁹⁸⁾では

CTOD_{eff} (Effective Crack Tip Opening Displacement)

$$= \alpha (da/dN) = \beta (\Delta K_{eff}/2\sigma_f E)^2 \quad (6.1)$$

$$U = (K_{max} - K_{op}) / (K_{max} - K_{min}) \quad (6.2)$$

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad (6.3)$$

$$\Delta K_{eff} = U \cdot \Delta K \quad (K_{op} > K_{min}) \quad (6.4)$$

$$\Delta K_{eff} = \Delta K \quad (K_{op} < K_{min}) \quad (6.5)$$

(U : 開口比, K_{max} : 最大応力拡大係数, K_{min} : 最小応力拡大係数, K_{op} : き裂開口応力拡大係数, E : ヤング率, σ_f : 流動応力 ($= (\sigma_y + \sigma_B)/2$, σ_y : 降伏応力, σ_B : 引張強さ, α, β : 定数)

であるので, $(da/dN) \propto$ (ストライエーション間隔) の関係を利用し, 疲労破面より (da/dN) を求め K_{op} を決定できる。例えば図27に示すような荷重ブロックを組めば

$$\begin{aligned} (CTOD)_A / (CTOD)_B &= (da/dN)_A / (da/dN)_B \\ &= X = (\Delta K_{effA})^2 / (\Delta K_B)^2 \\ &= (K_{max} - K_{op})^2 / (K_{max} - K'_{min})^2 \end{aligned} \quad (6.6)$$

(A, B: ブロック A, B を示す)

であるから

$$K_{op}/K_{max} = 1 - \sqrt{X(1-R)} \quad (R: \text{応力比}) \quad (6.7)$$

となる。すなわち, X はフラクトグラフィ的に評価できるから K_{op} が求まる。また, ブロック B および F で K_{min} をブロック A と同一にして K_{max} を変化させる方法がある。ここで注意しなければならないのは, 前者の場合, 実際には K_{cl} (き裂閉口応力拡大係数) を測定していることである。なぜなら, 厳密には $K_{op} \neq K_{cl}$ となるためである。

フラクトグラフィでは, き裂の進展段階 (第1段階, 第2段階 (2a, 2b, 2c 段階からなる) (図23)) に応じて

図5 フラクトグラフィ法によるき裂開閉挙動の評価 (R2~R7: R の変化を示す, N=くり返し数)⁹⁸⁾

破面構造 (粒界ファセット, ストライエーション, 粒内ファセットおよびディンプルなど) に変化が生じるので, その破面占有率によりき裂の進展状況を知ることもある¹⁰⁰⁾。また, アルミニウム合金薄板材などの疲労破面では, 静的負荷での破面同様, 破面形態が引張りからせん断破壊様式へ移行するに従ってシェア・リップが形成されるようになる。この点に注目してシェア・リップ幅あるいは引張りからせん断破壊へ移行するときのき裂長さ a_{tr} および ΔK_{eff} 間に相関性を見いだした報告¹⁰¹⁾ も見られる。

AE 法については岸の詳細な解説⁹⁹⁾があるので参照されたい。

以上の他, き裂開閉挙動の情報を含めて, き裂進展量を塑性歪から求める手法もある。その場合, da/dN が $da/dN = A' \Delta K^4 / \mu \sigma_y U_S = B' \Delta K^2 / \mu \sigma_y \epsilon_c$ (6.8) (A', B' : 定数, μ : せん断係数, U_S : 単位疲労き裂面を形成するのに必要な塑性仕事, ϵ_c : 臨界歪)

で示される¹⁰²⁾ことに基礎を置いている。すなわち, 塑性変形により発生する熱量を測定し U_S に変換する¹⁰³⁾か, あるいは ϵ_c を前報⁹⁹⁾で述べた歪ゲージを代表とする種々の歪測定法により測定することで da/dN を決定できる。

ところで, き裂開閉現象に影響を及ぼす因子としては, 塑性変形¹⁰⁴⁾, 酸化物⁸⁶⁾, 破面の粗さ¹⁰⁵⁾, 残留応力¹⁰⁶⁾, 腐食生成物¹⁰⁷⁾ および気体分子の吸着¹⁰⁸⁾などが挙げられる。現在, き裂開閉現象に及ぼすこれらの因子の影響について精力的に研究が進められている。

なお, き裂開閉挙動およびき裂進展量を電気信号に変換し測定する手法では, いずれもマイクロコンピュータによる測定の自動化が進んでいる。

6.3 腐食環境の影響

腐食環境としては, ガスおよび水溶液環境が考えられ, 前者では, N_2 , Ar , H_2 , O_2 , 大気および真空中などが, 後者では $NaCl$, KCl , KBr および KI 水溶液, 温水および常温水中などがある^{109), 110) etc.}。腐食環境中での金属材料の疲労としては, 応力腐食割れ ($SCC = Stress Corrosion Cracking$) および腐食疲労 ($CF = Corrosion Fatigue$) が挙げられ, 両者のき裂進展挙動には線型破壊力学が適用される。アルミニウム合金では, 特に強力アルミニウム合金で問題になるが, SCC が研究対象とされる場合が多い。アルミニウム合金の SCC に対し, ガス環境中で問題となるのは水蒸気であり¹¹⁰⁾, 水素原子の材料中への拡散・集積により, き裂進展速度が助長される。上記ハロゲンイオンを含有する水溶液中ではこれがき裂成長に大きな影響を及ぼすが酸性水溶液中では水素の影響が見られる¹¹¹⁾。

水素の影響を検討するためには, 陰極チャージ¹¹²⁾あるいは熱処理¹¹³⁾により試験片中の水素量を変化させて試験すればよい。最も有効に水素チャージ量をコントロールできるのは前者の手法であろう。これは, 試験片を陰極, 白金を陽極とし, 電解液中で電気分解により達成される。水素チャージ直後では水素の散逸が生じるので, ある時間放置して飽和させることが必要であり, 厚い試験片では, 試験片内部に水素濃度勾配が生じる点を考慮しなければならない。最近では, 動荷重下の SCC が大きな注目を集めるようになってきており, これに関しては駒井の詳細な解説¹¹⁴⁾があるので参照されたい。

SCC のき裂伝播の解析に破壊力学を適用する場合に は予き裂付 CT 試験片などの他に, サイドグループ付

10

T-DCB (Tapered-Double Cantilever Beam=テーパ付二重片持ちはり) 試験片¹¹⁵⁾, ボルト荷重式の DCB 試験片¹¹⁶⁾ および WOL (Wedge Opening Loading) 試験片¹¹⁷⁾などが有効である。なお, SCC 試験用の平滑試験片に関しては, 同試験法同様, ASTM G30-72, G38-73, G39-79および G47-76に標準規格あるいは推奨規格がある¹¹⁸⁾。

6.4 熱疲労および熱衝撃試験

熱疲労試験法に関する規格は現在のところないが, 試験方法の標準化が材料学会において検討され, 熱疲労試験方法案¹¹⁹⁾が提出されている。

最近の熱疲労き裂の解析には弾塑性破壊力学による J 積分が用いられるようになってきている。しかし, 熱応力場では Rice¹²⁰⁾ の J 積分は径路独立性を失うため修正が加えられ Blackburn ら¹²¹⁾ によって J^* が, Ainsworth ら¹²²⁾ により J_0 が, また Kishimoto ら¹²³⁾ により $\hat{J}$ が提案され, それぞれ有効性が確認されている。これらのうち最も適用範囲の広いと思われるのが $\hat{J}$ であり次式で定義される。

$$J = - \int_{\Gamma} T_i (\partial u_i / \partial X) d\Gamma + \iint_A \sigma_{ij} / (\partial \varepsilon_{ij} / \partial X) dA \quad (6.9)$$

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^t + \varepsilon_{ij}^p \quad (6.10)$$

$r \rightarrow 0$ では

$$\hat{J} = \lim_{r \rightarrow 0} J \quad (6.11)$$

(Γ : き裂先端を囲む経路, A : Γ で囲まれる面積, T_i : 表面力, u_i : 変位, σ_{ij} : 応力テンソル, ε_{ij} : 歪テンソル, ε_{ij}^e : 弾性歪, ε_{ij}^t : 熱歪, ε_{ij}^p : 塑性歪, J : Rice の J 積分, r : Γ の半径)

上式により熱応力場のき裂成長開始を評価することができ, 安定き裂成長に関しても $\hat{J}$ - R 曲線から情報を得ることができる。また, 線型弾性解析が適用可能な材料では $\hat{J} = (1-\nu^2)/K_I^2/E$ (ν : ポアソン比) より熱応力拡大係数 K_I を求めることができる。

熱衝撃試験法の規格も現在のところないが, 一般に試験片の急熱急冷をくり返し, 表面き裂の発生時のくり返し数および熱衝撃強度などにより材料の熱衝撃特性を評価する。一方, 熱衝撃試験に対しても K_{Ic} 概念の適用を仮定し熱衝撃破壊靱性値 K_{Isc} を取入れる試み, あるいは熱衝撃破面における SZWC (限界ストレッチ・ゾーン幅) から K_{Isc} を求める試みがなされ, 熱衝撃破壊靱性評価に準静的な熱応力拡大係数の解析および J_{Ic} 試験方法の概念が適用可能であることが確認されている¹²⁴⁾。現在のところ, 熱衝撃への破壊力学概念の適用は非常に少なく, 今後の発展が期待される。なお, 熱疲労および熱衝撃試験での上記評価に対しては, 熱応力解析が不可欠であり

その評価法も種々ある¹²⁵⁾ が, コンピュータ利用による有限要素法あるいは差分法などによる数値解法がよく用いられる。

7. 硬 さ 試 験

硬さ試験は, 試験方法が簡便で非破壊的であること, 試料の形状や寸法に対する制約が少ないことなどの利点があるため, 広い分野で多く利用されている。しかし硬さの絶対値そのものを求めるために試験することは少なく, 比較試験としての利用が一般的で, 降伏点¹²⁶⁾ や引張強さ^{127), 128)}, 疲れ強さ¹²⁹⁾などを推定する手段として用いられている。

硬さ試験は, ロックウェル硬さやビッカース硬さ試験に代表される押込み硬さ試験, ショア硬さ試験に代表される反発硬さ試験, それに引付き硬さ試験の3つに大別される。ここでは, 硬さ値が応力と同じ単位で評価される押込み硬さ試験に限って, その試験から求めることのできる材料特性について述べ, 最近の話題として, 新しい硬さ試験法について簡単に紹介する。個々の硬さ試験における具体的な試験方法や硬さの評価方法については, 詳細な解説書¹³⁰⁾もあるのでそれらを参照されたい。

7.1 硬さ試験によって求められる材料の性質

7.1.1 変形抵抗

図28に示すようにビッカース硬さ¹³¹⁾に限らず, ブリネル硬さやヌープ硬さも引張試験または圧縮試験での歪 $\varepsilon = 0.08$ における変形抵抗とほぼ比例関係にある¹³²⁾。すなわち両者の関係は次式で近似的に表せる。

$$H = C\sigma \quad (7.1)$$

図28 硬さと変形抵抗 ($\varepsilon = 0.08$) の関係¹³²⁾

図29 定数 C と n 値の関係

ここで H は硬さ値 (HV , HK , HB), σ は $\varepsilon=0.08$ のときの变形抵抗, C は定数 ($HV: 2.7$, $HK: 3.0$, $HB: 2.6$). 式(7.1)より硬さから $\varepsilon=0.08$ における变形抵抗を概略求めることができるが, 硬さの意味を理解すればより信頼度の高い变形抵抗が求まる。

(1) ビッカース硬さ

式(7.1)における定数 C を n 値で整理した結果を図7に示す。 C 値は n 値に関係なく一定になっている。ステンレス鋼のように静水圧効果を示すものは静水圧がより近い圧縮試験での变形抵抗と相関が強い。図7で C 値が低いアルミニウム合金の降伏曲線はトレスカ形に近い(図30)。図31は平面歪变形抵抗 σ_p と1軸引張变形抵抗 σ_u の比 σ_p/σ_u と定数 $C(HV/\sigma_{0.08})$ の関係¹³³⁾を示したものである。降伏条件がミゼス形の場合 ($\sigma_p/\sigma_u=2/\sqrt{3}$) は $C=2.8$, トレスカ形の場合 ($\sigma_p/\sigma_u=1$) は $C=2.5$ である。この結果から, 定数 C でその材料の降伏条件の様子が想像できる。

圧子下には種類の異なる変形が共存しており, 硬さにはこれらの変形に対する变形抵抗が影響する。したがって硬さに対応する变形抵抗は単純な引張変形や圧縮変形でのものではなく, π 平面で表現した降伏曲線の平均半径的な变形抵抗 $\bar{\sigma}$ と考える方が適当である。降伏曲線の平均半径的な变形抵抗から定数 C を求めると, その値は材料によらず2.8になる。

予変形によつて異方性を示す材料についても降伏曲線の平均半径を求め, それを变形抵抗として C 値を求めると, その値は2.8である。これを利用すると硬さ試験から材料の応力・歪曲線が求められる。その方法は, 予歪量 ε_{pre} の異なる試料の硬さ HV から次式で応力 σ と歪 ε を求める。

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= HV/2.8 \\ \varepsilon &= \varepsilon_{pre} + 0.08 \end{aligned} \right\} (7.2)$$

このようにして得られた結果の一例を図32に示す。圧縮試験の結果とほぼ一致しているが少し異なっている。その理由は硬さから求めた变形抵抗が各種変形での变形抵

図30 π 平面で表した降伏曲線 図31 降伏条件の定数 C に及ぼす影響¹³³⁾

図32 硬さ試験から求めた応力・歪曲線

抗の平均値となるためである。塑性加工は単純な変形のみで成形することは少なく一般に複雑であるから, その加工力を予測するような場合には, 硬さから求まるような平均的变形抵抗を用いる方が実際に良く合うことが多いと考える。

10

(2) ブリネル硬さ

ブリネル硬さは押込み荷重, すなわち押込み深さによつて変化する。これはビッカース硬さのように圧子下の材料流れが擬定常でなく, 圧痕直径 d と圧子直径 D の比 d/D によつて変わるからである。したがつてブリネル硬さは厳密には一定の d/D で議論しなければならない。先に示した図28の関係は $d/D=0.3\sim0.6$ で求めたものである。 d/D の影響を考慮すると変形抵抗との関係は式(7.1)に代つて次式で表せる¹³⁴⁾。

$$HB=2.75\{1-|d/D-0.465|^{1.9}\}\sigma_e \quad (7.3)$$

ここで $\sigma_e = \varepsilon=0.195(d/D)^3 + 0.067$ における変形抵抗。この関係を用いれば, 押込み荷重を変えて測定した d/D (0.25~0.75) および HB から $\varepsilon=0.07\sim0.15$ での応力・歪曲線が求められる。

7.1.2 異方性

測定面内に異方性が存在する場合, その影響が硬さに現れ, 圧痕寸法が方向によつて変化する。このことを利用すると硬さから材料の面内異方性を測定することができる。

図33のように測定面の基準方向に対して θ 方向の硬さ値 H_θ を寸法 d_θ あるいは L_θ から計算されるものとして定義すると, 板面内の r 値の方向性と硬さの方向性との間には強い相関関係があり, 両者の関係は次式で表現できる¹³⁴⁾。

$$H_\theta/H_0 = A(r_\theta/r_0)^N \quad (7.4)$$

図34にブリネル硬さの例を示す。 N は両対数表示したグラフ上での直線の勾配に相当し, r 値の硬さへの寄与の程度を示す値である。この関係は n 値によつても変化する。 n 値の小さな場合には図(b)のように45°方向の硬さが回帰曲線からずれている。図34(b)に示した材料の円錐硬さによる結果を図35に示す。円錐硬さの場合はブリネル硬さの場合より硬さの異方性が顕著であり, 頂角の小

さな場合 (90°) は n 値の小さな材料でも45°方向を含めて r 値との相関が良い。このように板面内の硬さの異方性から r 値の方向性を求めることができる。なお式(7.4)の A は回帰曲線が両軸とも1の点を通るようにしたので $A=1$ である。

図34 ブリネル硬さと r 値の面内方向性の関係¹³⁴⁾

図33 θ 方向の硬さ H_θ に対する圧痕寸法

図35 円錐硬さと r 値の面内方向性の関係¹³⁵⁾

板厚断面の硬さ試験によつて r 値が求まる。板厚断面の板厚方向の硬さ H_t と板面方向の硬さ H_w とから得られる比 $rH = H_t/H_w$ と板の種々の方向に対する r 値との間には図36に示すような関係があり、両者の関係は次式で表現できる¹³⁶⁾。

$$rH = Br^M \quad (B, M: \text{材料による定数}) \quad (7.5)$$

図36はブリネル硬さの例である。 M 値は n 値の小さい材料の方が大きく、 r 値による rH 値の変化が大きい。このように式 (7.5) を用いると、板厚断面の硬さ試験から

図36 rH 値と r 値の関係¹³⁶⁾

r 値が推定でき、 r 値の方向性も求めることができる。

圧延板は一般に板厚方向で性質が一樣でなく、したがつて r 値も一定ではない。図37は r 値の分布をビッカース硬さ試験で求めた結果である。

7.1.3 曲げ加工性

引張力 T の加わつた板をダイスによつて曲げる加工 (図38) において、曲げ角度 θ を大きくしていくと、ある角度 θ_c で引張歪を受ける表面で割れが生じる。割れ発生の過程は、一樣曲げ変形、その後のくびれ、そして割れる。したがつて曲げ加工性はくびれ発生までの一樣曲げ変形を大きくするため n 値は大きい方がよい。またくびれが発生すると (図(b)), その付近に必然的にせん断変形が生ずるので、せん断変形抵抗が大きければ、くびれ

図37 板厚断面内での異方性の分布¹³⁷⁾

図38 引張曲げ加工における変形

10

図39 曲げ加工性 θ_c と αH 値, n 値との関係¹³⁷⁾

の発生が阻止され一様曲げ変形が続くので曲げ加工性は良くなる。曲げ変形における変形挙動を 図(c) で考えると、一様曲げは平面歪変形であり、その変形抵抗は $\tau_{(tw)(tw)}$ に対応する。一方、くびれ変形に対応するせん断変形での変形抵抗は τ_{tw} に対応する。したがって $\tau_{tw} > \tau_{(tw)(tw)}$ ほど曲げ加工性は良くなる。

せん断変形抵抗の方向性は、板厚断面での板厚方向の硬さ H_t 、板面方向の硬さ H_w および 45° 方向の硬さ $H_{(tw)}$ から次式で評価できる¹³⁷⁾。

$$\alpha H = \frac{H_t + H_w - 2H_{(tw)}}{H_t + H_w} = f \left(\frac{\tau_{tw} - \tau_{(tw)(tw)}}{\tau_{tw}} \right) \quad (7.6)$$

αH 値が大きいほど曲げ加工性が良いことを示唆する。図39は曲げ加工性 θ_c と αH 値, n 値の方向性を示す。 n 値と θ_c の方向性は一致していないのに対して、 αH 値と θ_c の方向性は良く一致している。このことから αH 値が曲げ加工性の判定に有効であることがわかる。 αH 値は他の試験では得られない板厚断面内の性質である。引張試験のような単純な変形からは得られない材料の特性値をこのように硬さ試験では求めることができる。

7.2 新しい押込み硬さ試験法

荷重を規定する従来の押込み硬さ試験では押込み荷重の負荷方法、荷重保持時間によって硬さ値が変化する。この問題の解消と材料の速度効果の評価を目的として動的押込み硬さ試験が提案された¹³⁸⁾。この試験法では、圧子の押込み速度の様子を規定して、圧子の押込み過程での時々刻々の押込み力と押込み深さを測定し硬さを評価する。圧子の押込みの方法が従来の硬さ試験法と異なり、引張試験や圧縮試験などに近いので、信頼性のある材料特性を求めるのに適している。

7.2.1 試験装置および試験方法

図40は動的押込み硬さ試験機¹³⁹⁾の構造の概略図である。圧子②の試料③への押込みはカム⑧の回転によるアーム⑥を介した主スピンドル④の下降によって行われ

る。そして圧子の押込み過程での押込み力と押込み深さは、ロードセル①と差動トランス⑤でそれぞれ測定される。なお、圧子の押込みの様子はカムの形状によって変えられ、押込み速度はカムの回転速度で変えられる。

図19はこの試験法で得られた結果の例である。押込み荷重 P と押込み深さ x の関係は指数近似でき、速度効果の大きい Sn-Pb 共晶合金では押込み速度の速い方が押込み荷重が大きくなっている。

7.2.2 求まる硬さの特徴

圧子には特に制限はないが²⁾、ビッカース圧子や円錐圧子など圧子下の材料流れが擬定常になるものが適当である。動的押込み硬さ DH は押込み荷重 P を押込み深さ x から幾何学的に算出される圧痕の表面積 A で除して求める。すなわち

$$DH = P/A \quad (7.7)$$

特に頂角 2θ の円錐圧子を用いた場合は

$$DH_c = P/\pi x^2 \sec \theta \tan \theta \quad (7.8)$$

押込み速度 v を変えて得られた硬さは、図20のように圧痕拡大速度 v/x で整理する。速度効果の小さいアルミニウムの場合は v/x に対して硬さがほぼ一定であるが、Sn-Pb 合金の場合は v/x の増加とともに硬さが高くなっている。圧痕拡大速度 v/x は至速度 ϵ と比例関係にある ($\epsilon = (0.1 \sim 0.15) v/x$)。したがって図20から得られる曲線の勾配より、材料の速度効果を評価できる。つまり従来の試験による硬さと違い、材料の速度効果を分離して測定できる。また図19の指数近似した指数にも材料の速度効果が反映され、指数が小さいものほど速度効果が大きい。なお動的押込み硬さ試験では、硬さを圧子の押込み深さから求めるので、ビッカース硬さやブリネル硬さのような圧痕付近の盛り上りや沈降の影響を受けない。

8. 塑性加工性試験

塑性加工は種類によって材料が受ける変形が異なるだ

項目	仕様, 性能
変位制御	カム機構
押込み速度制御	サーボ・モータによる回転数制御
変位検出	差動トランス
荷重検出	半導体ロードセル
最大押込み量	1mm
押込み速度	0.008~45mm/sec
最大押込み力	75kgf

図40 動的押込み硬さ試験機の構造と性能

図41 押込み深さによる押込み荷重の変化

けでなく、対象とする加工に限っても型や製品の形状が多少変わただけで材料の変形が大きく変化する。したがって塑性加工性の評価には、加工中の変形状態や応力状態の理解、ならびにそれらに対応した材料挙動の理解が必要である。そしてその両者を総合して、より適切な材料試験法を選択しなければならない。したがって塑性

加工性（成形性）試験の結果を十分活用するためには、7章までの基本的な材料試験とは異なり、単に試験方法に関する詳細な知識だけでは十分でなく、塑性加工に関する幅広い知識が必要である。

塑性加工に利用される素材を形状で分けると板材と丸棒などのバルク材である。板材の多くはプレス加工され

10

図42 圧痕拡大速度による動的押込み硬さの変化

るので、材料特性の中でもプレス成形性が重要である。一方、バルク材は鍛造加工が主体になるので、鍛造性に関心もたれる。いずれもその成形の成否は潤滑条件によつて著しく左右されるが、ここではこの問題には触れない。成形加工での問題点は大きく3つに分けられる。すなわち、スプリング・バックに代表される成形精度、破断やしわ、肌あれなど材料の変形能に関する成形限界、それに変形抵抗と関係する加工力である。

これらの加工性を評価する材料試験の種類は多いが、対象とする製品形状に成形して評価する直接試験と実際の加工より単純な変形によつて評価する間接試験に大別

される。直接試験は対象とする加工を直接行うので測定結果の信頼度は高く、スクライブド・サークル法による歪分布の測定結果を組み合わせると適切な加工に対する情報も得られる。しかし、製品形状が多少変化しただけでも適用できないので、一般性のある材料試験として適当でない。一方間接試験は、対象とする加工を支配していると思われる変形によつて加工性を評価する直接的な試験と、その加工とは全く異なった変形から評価する間接的な試験に分類できる。

加工性試験の範囲は広すぎるので、ここでは直接試験と組み合わせると有効なスクライブド・サークル法の利

(a) (b) (c)

図43 スクライブド・サークルパターンの例

図44 アルミニウム板 (A1100-O, A1100-H24) の成形限界曲線¹⁴²⁾

用と間接試験法の考え方について説明する。

8.1 スクライブド・サークル法

この方法は図43のようなパターンを電解腐食^{140), 141)}や感光焼付けによってあらかじめ試験片表面に転写する。このサークルは加工における材料の変形によって楕円になる。そして楕円の長軸と短軸から主歪方向と歪量を知ることができる。

この方法を用いると材料の成形限界が求まる¹⁾。図44は板幅を変えたアルミニウム板 (A 1100) のポンチ張出しによって得られた成形限界曲線を示す。成形限界曲線は破断点付近の局所的な歪 (長軸方向とそれに直角方向の歪) の測定によって得られ、通常くびれ限界が示されるが、肌あれの限界で示すものもある。

一方、対象とする加工における各部の変形状態を詳細に測定する (図45)。この結果と成形限界曲線とを比較することにより、限界歪に近い危険個所がわかる。したがって、より厳しい成形を可能にするためには、限界歪に近い個所の歪を小さくするような型の修正や潤滑の工夫を行ったり、危険個所の変形に対応する歪状態での限界歪が大きな材料に変えればよい。

図44の成形限界曲線は比例荷重で変形経路が変化しない場合の限界歪であるが、前加工も含めて変形経路の影響は大きい。その例を図46に示す。図(a)は等2軸引張変形を与えた後に1軸引張変形を与えたもので、図(b)は1

図45 円筒深絞り容器の変形状態図 (吉田)

(a)

(b)

図46 変形経路の成形限界曲線への影響¹⁴²⁾

軸引張変形を与えた後に2軸引張変形を与えたものである。いずれも破線で示される変形経路が変化しない場合の成形限界と比較すると、変形経路の変化の相違によって著しく成形限界が変わることがわかる。したがって成形性を正確に評価するためには変形経路の変化の様子を

10

表 1 成形性評価試験¹⁴⁸⁾

種 類	成 形 性 試 験
深 絞 り 性	Swift 深絞り試験
張 出 し 性	エリクセン試験 (JIS Z 2247), 純粹張出し試験, 液圧バルジ試験
伸びフランジ性	穴ひろげ試験
曲 げ 性	曲げ試験 (JIS Z 2204)
複 合 成 形 性 (深絞り, 張出 し複合成形)	コニカルカップ試験 (JIS Z 2249)

考慮しなければならない。

8.2 直接的な試験

板加工は, その変形様式から深絞り (縮みフランジ), 張出し, 伸びフランジ, 曲げ加工の 4 つに分けられる。それらに対応した板材の試験がある。

深絞りはフランジ部や側壁部のしわ発生とカップ底部の破断によつて加工限界が決まり, フランジ部の変形が容易でかつカップ底部の強度が強いほど成形性は良い。

張出しはフランジ部を縮ませることなく表面積を増加させる加工であり, 板厚減少による破断で加工限界が決まるので, 変形部の板厚が均一に減少するほど良い。

伸びフランジは引張応力下で変形する穴縁部の破断で決まるので, 穴縁部の変形能の大きい材料が良い。

曲げは変形部の外表面の引張変形による破断で限界が決まるので, 引張りでの延性が大きいほど良い。

これらの成形性を調べるための代表的な試験を表 1 に示す。個々の試験に関する試験方法と成形性の評価方法については解説¹⁴⁴⁾があるのでそれらを参照されたい。なお絞りと張出しの複合変形であるコニカルカップ試験は, 多くの板成形が絞りと張出しの組み合わせだったので, 成形性の評価として利用価値が高い。またこれらの試験は型を用いるので, 型の形状や材料と型との間の摩擦の影響を受けるので十分な注意が必要である。

8.3 間接的な試験

間接的な試験は成形加工での変形とは関係なく, 材料特性の評価試験として一般性の高い試験 (引張試験, 硬さ試験など) を用いる。硬さ試験による成形性の評価については先に述べた。

8.3.1 引張試験によるプレス成形性の評価

引張試験から得られる材料特性値としては, 弾性係数 E , 降伏点あるいは耐力 σ_y , 引張強さ σ_B , 一様伸び e_u , 全伸び e_t , 塑性係数 (F 値), 加工硬化指数 (n 値), 塑性歪比 (r 値) などがある。板成形において特に重要なのが, 伸び (一様伸び, 全伸び) と n 値, r 値である。これらの材料特性値と基本的な 4 つの成形性との間の一般的な関係

表 2 主な材料特性値と成形性との関係¹⁴³⁾

材料特性値	成 形 性 と の 関 係
伸 び	張出し性, 伸びフランジ性, 曲げ性と強い正の相関
n 値	張出し性, 曲げ性, 伸びフランジ性と強い正の相関, 深絞り性とも相関あり
r 値	深絞り性と強い正の相関, 伸びフランジ性とも相関あり

を表 2 に示す。深絞り性と r 値の関係については, 鋼板に対しては良い相関があるが, アルミニウム板については相関があるとは言い難い^{145), 146)}。なおアルミニウムの深絞り性は r_{min} と相関があるという報告¹⁴⁷⁾もある。

8.3.2 鍛造加工性の評価

鍛造加工で要求される材料特性は低い変形抵抗と高い延性である。鍛造加工における変形は大きく, 大きな歪での変形抵抗は圧縮試験から求まる。加工エネルギーの大部分が熱に変化し, 材料の温度が上昇する¹⁴⁸⁾。この温度上昇が材料の変形抵抗に影響することに注意しなければならない。さらに熱間加工では材料に大きな速度効果が現れるので, 正確な変形抵抗を求めるには歪速度一定での試験ができるカムプラストメータの使用が適当である。一方, 材料の延性は引張試験による伸びや絞りからある程度判断ができるが, 鍛造における材料の延性特性に対応する限界据込み率と引張試験での伸びや絞りとの相関は悪い。そこで拘束圧板や円筒工具¹⁴⁹⁾を用いて圧縮を行い, 試料側面に割れが生じたときの歪から材料の延性特性 (限界据込み率) を求める方法が提案されている。

8.3.3 間接的な試験で評価する場合の注意

実際の加工での変形と異なる試験から加工性を評価するためには, その加工性を支配している因子の理解が必要である。例えばスプリング・バックを支配しているのは変形抵抗 σ と弾性係数 E の比 σ/E であるから, 引張試験から求めて評価できる。

張出しは表面積の増加が大きいほど良いので, 変形部が均一に変形することが望ましい。したがって均一変形に寄与する加工硬化性, すなわち n 値で評価できる。

深絞りは図 47 のように降伏曲線上に側壁部とフランジ部の代表的な変形を表せる。一方 Hill の異方性理論を用いると r 値による降伏曲線の変化の様子がわかる。そして r 値による降伏曲線の変化と絞り加工中の各部での変形の関係を考えると, r 値の大きいほど絞り性が良いことがわかる。しかし図 48 の軟鋼板の実験結果¹⁵¹⁾からわかるように, 実際の降伏条件は r 値による Hill の理論結果と一致しない。さらに Hill の異方性理論はミゼ

図47 深絞りにおける代表的な変形（側壁部，フランジ部）と降伏曲線との関係¹⁵⁰⁾

図48 異方性材料の降伏曲線¹⁵¹⁾

ス形の降伏条件（図30）を發展させたものなので，図49のアルミニウム（A 1100）のようにトレスカ形（図8）の材料に適用するのは適当でない。アルミニウムの深絞り性と r 値の相関が悪いのは，これらのことが原因と考える。

以上のことからわかるように，材料が予測どおりに挙動する場合は成形性評価の信頼度は高いが，予測からずれるに従って信頼度は低下する。したがって間接試験によって信頼度の高い成形性評価を行うには，成形加工に関する力学および材料学的な双方の知識が必要であり，それらに基づいた試験結果の解釈が要求される。

図49 アルミニウム（A1100-O）の降伏曲線¹⁵²⁾

9. おわりに

以上2回にわたって，力学的試験に関して概括した。筆者らの専門もあるので，かなり片寄った内容のものになったのではないかと反省している。記述の内容も，必ずしも実験技術の手ほどきとはいえないかもしれない。しかもかなり長編となったことをお詫し頂きたい。

力学的試験は実用上極めて基本的かつ重要な試験法で，初歩的なことについては多くの参考書も出ているので，本講座でもれているような点はこれによって補なつて頂ければ幸いである。拙著が何らかのお役に立てば望外の喜びである。

参考文献

- 73) 小林：日本金属学会報，**12**（1973），546.
- 74) 小林，松原，上田：鉄と鋼，**67**（1981），2216.
- 75) 小林，橘，八木，上田：日本金属学会誌，**46**（1982），433.
- 76) 小林，松原，藤井，上田：鉄と鋼，**68**（1982），1839.
- 77) 小林：鉄と鋼，**65**（1979），1460.
- 78) JIS Z 2273，“金属材料の疲れ試験方法通則”（1978）.
- 79) JIS Z 2274，“金属材料の回転曲げ疲れ試験方法”（1978）.
- 80) JIS Z 2275，“金属平板の平面曲げ疲れ試験方法”（1978）.
- 81) ASTM E647-78T，“Tentative Test Method for Constant-Load-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates above 10^{-8} m/cycle”.
- 82) P. C. Paris and F. Erdogan: *Trans. ASME*,