

# 特別講演

□第157回春季講演大会西山賞受賞記念特別講演  
(平成21年3月28日)

## 変形、破壊、非破壊評価

Deformation, Fracture and Non-Destructive Evaluation

岸 輝雄

Teruo Kishi

独立行政法人物質・材料研究機構  
理事長



\*脚注に略歴

### 1 はじめに

私の材料の研究歴は1962年に遡ります。東京大学工学部を卒業後、古河電工に就職したのち東京大学工学部に戻り、バウシinger効果の研究を行いました。その後1970年に東京大学宇宙航空研究所に移り、破壊の研究、そして1980年代はAE逆問題解析、1990年から高靱性材料の開発、工技院融合領域研究所ではSmart Materialsの研究を行いました、そして2001年より、日本で最初の独立行政法人として発足した物質・材料研究所機構(NIMS)に移り理事長として研究所のマネジメントを行っています。

これまでの私の研究の流れと今後の材料研究における自分の考えを、NIMSで研究のマネジメントを行った立場から本稿でまとめてみます。

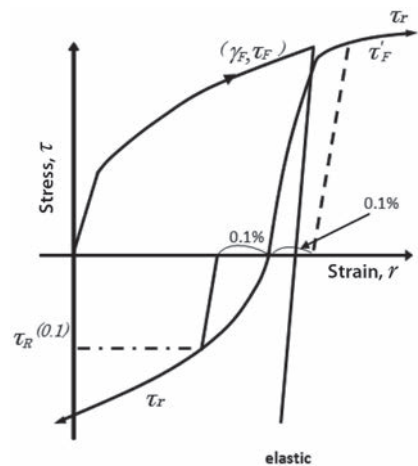


図1 バウシinger効果

### 2 塑性変形・加工 ーバウシinger効果と異方性ー

鉄鋼材料の研究に関しては、オースフォーミングの研究で卒論を書きました。そして、博士課程・助手時代ではバウシinger効果と異方性の研究に従事しました。

バウシinger効果とは、図1に示すように、金属に予ひずみを与えると逆方向の降伏応力が非常に低くなるという現象です。バウシinger効果の研究に関しては、図2に示すように、予ひずみとバウシinger応力(降伏応力の低下)の関係を対数スケールでプロットとすると非常に良い相関が得られることを見出しました。これらは粒径、固溶原子、析出物、積層欠陥エネルギー、双晶、結晶系の違いなどであっても多くの材料に共通するものであることを見出し、これらの関係

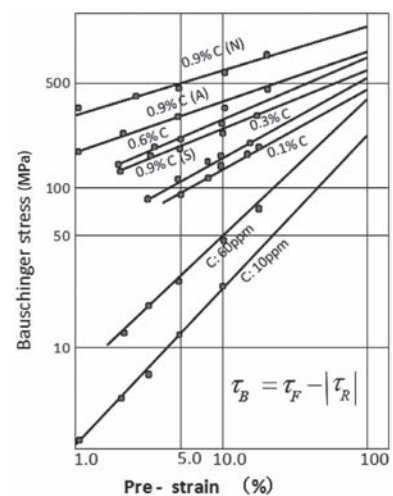


図2 鉄鋼材料の予ひずみとバウシingerストレスの関係

\* 昭和44年東大大学院工学部博士課程修了。47年西ドイツゲッテンゲン大学。49年東大助教授、63年同教授。平成7年先端科学技術研究センター長。9年産業技術融合領域研究所所長。13年より物質・材料研究機構理事長、現在に至る。

を以下の (1)、(2) 式として整理しました。

$$\tau_B = \tau_{xy}^F - |\tau_{xy}^R| = k \cdot \gamma_{xy}^m \dots\dots\dots (1)$$

$$f = \sigma'_{ij} \sigma'_{ij} - 2k (2\epsilon_{ij} \epsilon_{ij})^{(m-1)/2} \epsilon'_{ij} \epsilon_{ij} \dots\dots\dots (2)$$

$\sigma'_{ij}$  は偏差応力 (deviatoric stress) を表します。

(1) 式で与えられるこれらの関係は、多軸応力化の降伏条件である移動硬化 (Kinematic Hardening) の関係式として (2) 式で整理できます。 $m$  値を Bauschinger effect exponent、 $k$  値を Bauschinger effect constant というように命名しました。バウシンガー効果というのは引張りと圧縮だけが問題であるのではなく、全体に降伏応力の楕円がどう移動するかということで、力学的には移動硬化といわれているものでもあります。この次元を六次元に拡張すると、(2) 式に示す降伏条件式が得られることを提案したもので、現在でも使われている関係式ではないかと思います。

次にミクロ的にバウシンガー効果を見ると、(3) 式に示すように変形抵抗  $\sigma_F$  は frictional stress  $\sigma_f$  と、転位が切り合う Forest Stress  $\sigma_{for}$ 、そして転位が移動することにより生ずる Back Stress  $\sigma_b$  などから構成されるという合意は一応できていたと考えております。

$$\sigma_F = \sigma_f + \sigma_{for} + \sigma_b \dots\dots\dots (3)$$

$$|\sigma_R| = \sigma_f + \sigma_{for} - \sigma_b$$

ただ、各々の成分を測定する方法がなかったのですが、Acoustic Emission (AE) を計測すると図 3 に示すように圧縮応力下でピークを見つけることができました。これをバウシンガー AE ピークと呼んでいます。このピークの高さと範囲を解析することによって、Back Stress を求めることが可能になってきました。

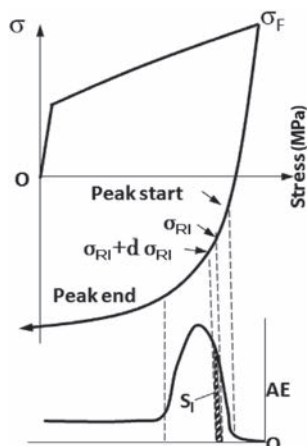


図3 バウシンガー AE ピーク挙動

一例として、アルミニウムの変形抵抗に占める  $\sigma_b$ 、それから  $\sigma_{for}$  の余ひずみとの関係を図 4 に示します。表 1 にいくつかの材料の  $\sigma_b / \sigma_F$  を示しますが、多結晶も単結晶も材料によってかなり違いがあることがわかり、 $\sigma_b$  の値をこのように定量的に求めることができました。この大きさの比が積層欠陥エネルギーの大小に非常によく対応し、転位のパイルアップの数で説明できるということもわかってきました。

このように若いころは寝ても覚めても塑性変形の研究でした。

### 3 破壊とマイクロクラック — AE の逆問題解析 —

その後、東大の宇宙研に移り、多種の材料の信頼性を評価して材料を使う立場から仕事を進めました。そこでは、堀内教授が塑性変形をやるから私は破壊を研究するよう指示を頂き、塑性加工学会もやめて破壊の方に研究をシフトしました。そのころ破壊の研究はすでに毎年、多くの論文数が世界中で報告されている領域でした。

破壊力学では、応力拡大係数がある一定値、すなわち平面ひずみ破壊靱性  $K_{IC}$  値に達すると破壊が進展する (き裂が進

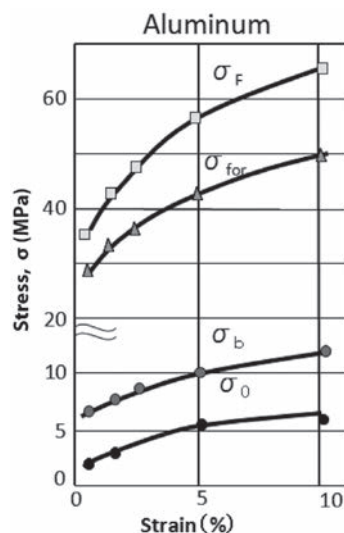


図4 アルミニウムの変形抵抗  $\sigma_F$  に占める  $\sigma_b$ 、 $\sigma_{for}$  の余ひずみの効果

表1 いくつかの材料の変形抵抗に占めるバックストレスの比 ( $\sigma_b / \sigma_F$ )

| Polycrystal    | Aluminum | 16(%) |
|----------------|----------|-------|
|                | Copper   | 15    |
|                | α-Brass  | 22    |
|                | SUS 304  | 37    |
| Single crystal | Aluminum | 15~19 |

展する)と考えられます。図5は破壊靱性値 $K_{IC}$ をいろいろな材料でプロットしたものです。破壊力学の関係式で見ると、材料を安全に使うには、 $K_{IC}$ を上げるかまたはき裂を検出してき裂を除去して使うかは、同じ意味となります。この破壊が生ずる臨界クラックサイズは材料の靱性に依存することから、セラミックスでは小さな欠陥検出が必要になります。100  $\mu\text{m}$ 以下の小さな欠陥を通常の方法で見つけることはできません。それゆえに脆性的な材料を使うにはなんとか欠陥検出の感度を上げなければならない状況でした。当時は丁度AEの導入時期でもあったため、これが欠陥検出に使えるのではないかと考えました。一方、当時 $K_{IC}$ を上げようと考え、大きな科研費のプロジェクトを立ち上げ、36種類、865本の金属材料の試料を作って多様な熱処理を行い、組織を制御して強度や延性を変えて $K_{IC}$ を求めました。その結果、ほとんど $K_{IC}$ は上がりませんでした。破壊靱性が強度と延性の増加と共に上がったという報告がありますが、破壊靱性をシャルピー値と混同している場合が多く、シャルピー値と破壊靱性はかなり違うものです。

もうひとつ非常に面白い現象が見つかりました。破壊靱性試験で最初に巨視的き裂が進む破壊の前に、小さなマイクロクラックがたくさん観察される方が破壊靱性が高いという予想されないような結果がAEを計ることにより得られました。主き裂周りにマイクロクラックを入れておいて靱性を上げるというマイクロクラックタフニングという考え方がもともとありましたが、動的に小さなき裂を入れてき裂先端の応力集中を緩和し靱性を上げることができるといことが、このAEを使うことによって初めて見出すことができたと考えています。こういう材料を「フェールセーフな材料」と名付けております。

AEで見いだされたマイクロクラックがどれくらいの大きさでどういう性質を持っているか関心を持ち深入りした結果、それを求めるのに長い時間がかかってしまいました。

まず、マイクロクラックの性質を表すパラメーターを求め

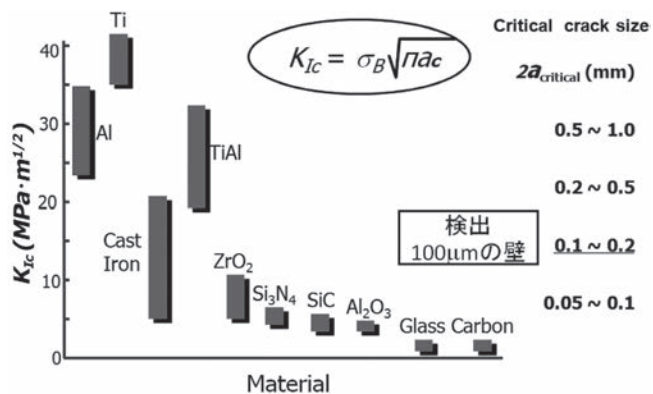


図5 各材料の破壊靱性 ( $K_{IC}$ ) と臨界欠陥寸法

ました。それが図6に示すものであり、AE源の発生位置と同時に、平均直径 $2a$ 、き裂の進展面に対するマイクロクラックの傾き $\theta$ 、クラックのモードを決める面の傾き $\phi$  (引張り型 (Tensile) なのかせん断型 (Shear) なのか)、そしてマイクロクラックの生成時間 ( $\Delta t$ ) によりマイクロクラックが脆性的にできたのか、延性的にできたのかがわかります。いずれにせよ、ある割れ面積がどのような変位を起こすかということが大きな課題です。

そのようなパラメーターは地震学の世界にすでに存在しておりまして、サイスミックモーメントテンソル (Seismic Moment Tensor)  $D_{jk}$  で表示され、以下の (4) 式で表されます。

$$D_{jk} = C_{jklm} \phi_l \Delta A_m \dots\dots\dots (4)$$

またはマイクロメカニックスの分野ではこの $D_{jk}$ をアイゲンストレイン (Eigen Strain) といいます。我々のAEの世界では原波形 (AE Source) というような言い方をします。これは弾性定数 $C_{jklm}$ と不連続変形の大きさ $\phi_l$ と面積 $\Delta A_m$ で決まるテンソルの成分だとお考え下さい。

このテンソルの成分は図7に示すように、引張り割れ

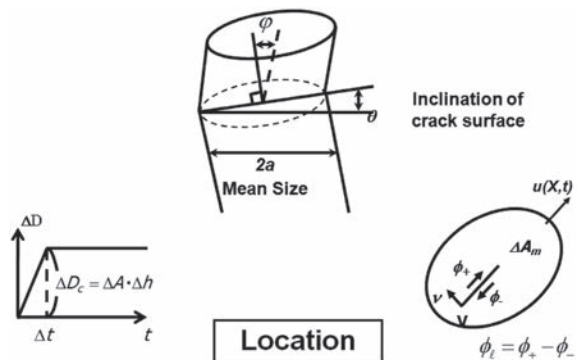


図6 マイクロクラックの特性を示すパラメータ

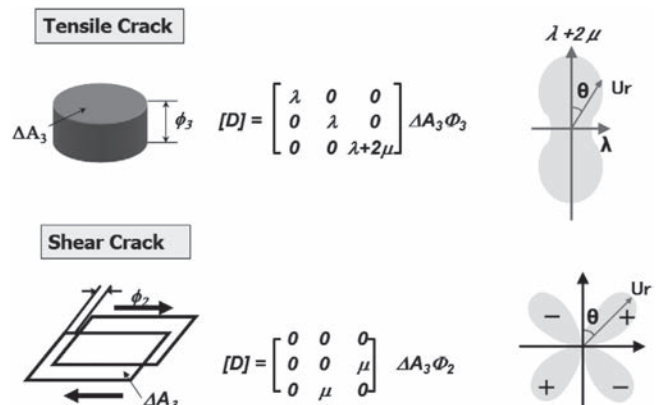


図7 引張り、せん断クラックのテンソル成分とAEの放射形式

(Tensile Crack) の時は、 $\Delta A_3$  と  $\phi_3$  に弾性定数 ( $\lambda$ ,  $\mu$ ) を掛け合わせたもの、せん断破壊 (Shear Crack) の時は  $\Delta A_3$  とすべり量  $\phi_2$  に剛性率  $\mu$  を掛けたマトリックスとなります。そして引張り割れが起きた時に発生する弾性波は三次元的に広がり、その変位  $u_r$  は、どの位置で検出しても変位の位相は同じ (+) です。せん断破壊の場合は転位の動力学に出てくるように、検出位置が 90 度ずれると弾性波の変位の位相の (+) と (-) が逆転するということが大きな特徴です。

実際の計測では、試験片表面で検出した波形信号  $V(t)$  から内部の割れ一つ一つのモーメントテンソル (Moment Tensor)  $D(t)$  そのものを求めたいわけですから、図 8 に示すように現象のサイズは異なりますが地震との同類性を考えることで、以下に示す (5) 式の形で表されます。

$$V(t) = S(t) \otimes G(t) \otimes D(t) \dots\dots\dots (5)$$

ものが割れて弾性波が伝播する状況はグリーン関数  $G(t)$  で表示されます。後は計測系の応答関数  $S(t)$  です。 $\otimes$  は掛け算ではなく、時間と場所に依存するたたみ込み積分です。難しい数式のことは除いて、 $V(t)$  からこのような  $G(t)$ ,  $S(t)$  を用いて、 $D(t)$  を求めることを逆問題解析と呼んでおります。逆問題解析はいろいろなところでやられていますが、私たちが研究を始めた 20 年前は逆問題解析の教科書などなく、私たちの研究は最も早くこうしたものを解析した例として、現在の教科書に引用されています。

Cr-Mo 鋼の破壊靱性試験で求めたモーメントテンソルの一例を、図 9 に示します。0.1  $\mu$ s で平均の割れ半径 30  $\mu$ m の割れが、クラック面から 15 度傾いて、58 度ずれるという引張りとせん断の両方が入った混合モード (Mixed Mode) で発生しています。平均クラック生成速度は、形成時間が 0.1  $\mu$ s であったため 300m/s になります。弾性的なき裂進展速度の最大値が 1500m/s ですから、この微視割れはかなり脆性的な

割れであることがわかります。

## 4 複合材料のマイクロクラックと靱性向上

繊維強化複合材料では、図 10 に示すようにいろいろなマイクロクラックがあり、マトリックス割れ (Matrix Crack) は引張り型、層間剥離 (Delamination) はせん断型であることが知られています。破壊といってもミクロな破壊に注目して、AE 逆問題解析では 10  $\mu$ m 位の欠陥を定量的に評価することが可能になり、複合材料等では微視割れのモードから欠陥のキャラクタライゼーションが可能になりました。特に小さい割れのせん断破壊とか引張り破壊は外から見てもわからず、AE 解析により内部でできたマイクロクラックの分類ができたといえます。

次に材料屋としてはどうしたら靱性が上げられるかということですが、図 11 に示すように、主き裂の前のまず脆いところに引張り型の微視割れができ、それがせん断で繋がって初めて靱性向上が可能になることがわかりました。そのとき非常に重要なのは、ある特性距離 (Characteristic Distance)  $X_0$  において、不連続にき裂が進むということです。せん断型の微視割れが入ってき裂が進むということは、二次元ではな

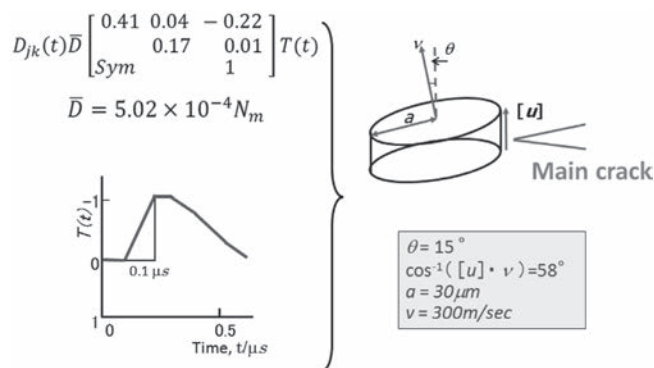


図 9 Cr-Mo 鋼の破壊靱性試験におけるマイクロクラックのモーメントテンソル

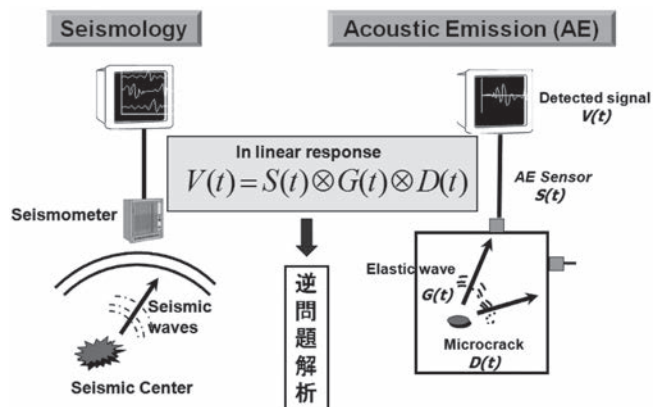


図 8 地震学とアコースティック・エミッション (AE) の類似性

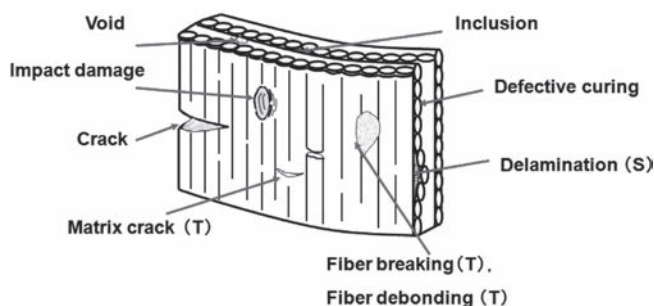


図 10 繊維強化複合材料の各種マイクロクラックの分類

く板厚方向を考慮した三次元でなければ破壊のモデルは描けず、「破壊モデルは三次元で理解すべし」というのも私の研究の大事な知見だと考えます。

そのときの破壊靱性  $K_{IC}$  は、延性破壊では (6) 式、脆性破壊では (7) 式で表されます。

$$K_{IC} = \sqrt{\pi E \sigma_y \epsilon_f X_0} \dots\dots\dots (6)$$

$$K_{IC} = \sigma_c \sqrt{\pi X_0} \dots\dots\dots (7)$$

すなわち、延性破壊の  $K_{IC}$  は、降伏応力  $\sigma_y$  とひずみ  $\epsilon_f$ 、ヤング率  $E$  及び  $X_0$  で決まり、脆性破壊の  $K_{IC}$  の方は破断応力  $\sigma_c$  と  $X_0$  を用いて各々 (6)、(7) 式の形となります。一番重要なことは、延性破壊の (6) 式では、右辺を二乗して  $E$  で割るとエネルギーの次元になって、エネルギー解放率となります。  $\sigma_y \epsilon_f$  は応力歪み曲線の面積に対応しますが、大事なことはそれに壊れ方を表すパラメーターである  $X_0$  が含まれ、さらに引張り型、せん断型という壊れ方が加わって初めて破壊靱性が定義できます。破壊靱性は、強度と延性をしっかり区別しなければなりません。シャルピー値は破壊靱性に近いところはありますが、主き裂が生成するまでの塑性変形のエネルギーが入っていますので、やはり別ものと考えるべきです。それから重要なことは  $K_{IC}$  がわからなければ使われている材料の寿命予測ができません。シャルピー値、疲労限などでは、使っている材料の寿命が非破壊的にはわからないのです。ところが破壊の研究が盛んな時代は皆さんが破壊靱性を求めたのですが、最近、どうもあまり破壊靱性を熱心に求めない風潮になってきていることを若干危惧しております。

図 11 に示した原理などを用いてうまく組織制御することによりセラミックス等の破壊靱性を上げることは可能です。図 12 に、アルミナ複合材の曲げ強度と破壊靱性の結果を示します。針状の組織を導入するなどの複合材料化によって、各々の材料で強度を落とすことなく破壊靱性が上がるという結果は得られております。今後は破壊靱性の向上にとっては複合化が大きな役割を果たすと言えます。そこで、私たちの研究

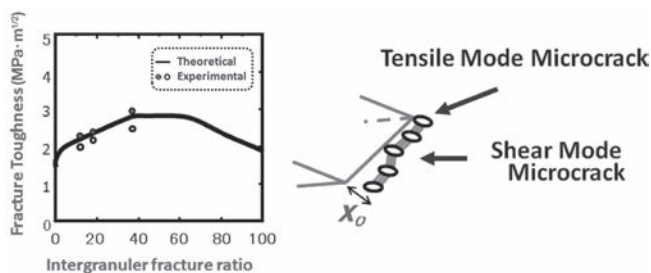


図 11 せん断モードによる破壊靱性の向上の実験と計算結果

で得られた材料の破壊靱性向上のメカニズムを図 13 にまとめて示します。ここでは、主き裂がジグザグに進むか、マイクロクラックが主き裂先端の特定域に発生して主き裂に圧縮応力が掛かるのか、または複合材料の粒子とか繊維がブリッジング、または抜けてしまうプルアウトという現象により靱性が上昇するかのメカニズムが働いています。従って、延性の違いが加工硬化性 (加工硬化指数  $n$  値) の差に支配されるのに対して、き裂が進むときの抵抗である靱性の違いはこのような微視破壊のメカニズムの差に支配されるとお考えいただきたいのです。靱性が強度や延性では上がらないと言いましたが、粒子の分散、連続繊維をうまく使うことによって必ずや将来、高強度で破壊靱性の高い材料の開発が可能になると確信しております。

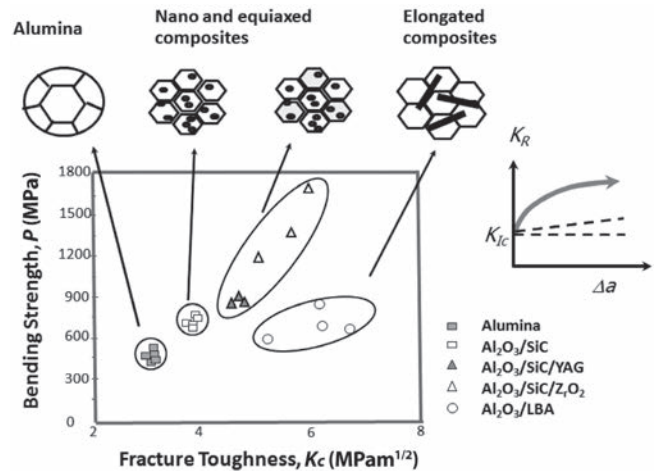


図 12 アルミナ複合材の曲げ強度と破壊靱性

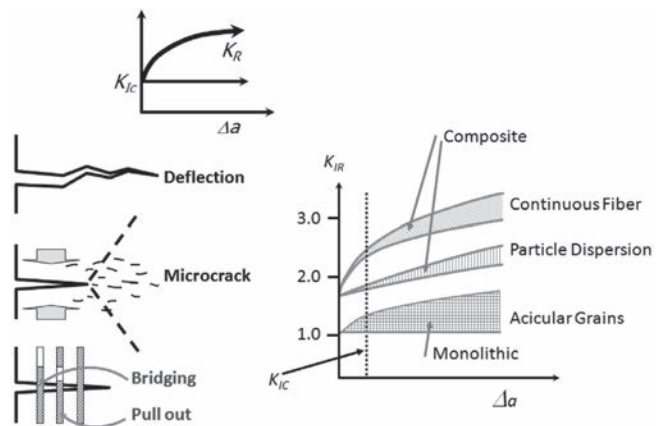


図 13 材料の破壊靱性向上のメカニズム

## 6 独立行政法人物質・材料研究機構（NIMS）の現状と期待

Diagram illustrating the layered structure of the smart structure, showing the following components from top to bottom:

- Mother Structure (CFRP)
- Optical Fiber Sensor
- Piezoelectric Ceramic
- Electronic Control Circuit
- Shape-memory Alloy
- Mother Structure (CFRP)

Figure 10 consists of four grayscale images showing crack propagation in different materials under various strain levels. The images are arranged in a 2x2 grid. The top row shows 'Conventional Area (CFRP Only)' and the bottom row shows 'Smart Area (CF/SMA)'. The left column shows results at 'Applied strain : 2500µ' and the right column shows results at 'Applied strain : 3200µ'. In the top-left image, a bracket labeled 'T/P' indicates the thickness in the evaluation area, and the text 'Cracks: None' is present. In the top-right image, a bracket labeled 'T/P' indicates the thickness in the evaluation area, and the text 'Cracks: 4' is present. In the bottom-left image, a bracket labeled 'T/P' indicates the thickness in the evaluation area, and the text 'Cracks: None' is present. In the bottom-right image, a bracket labeled 'T/P' indicates the thickness in the evaluation area, and the text 'Cracks: 1' is present. A legend at the bottom explains the symbols: '※ "T/P" means thickness in evaluation area. "SMA" means thickness of SMA'.

Conventional Area (CFRP Only)

Smart Area (CF/SMA)

Cracks: None

Cracks: 4

Cracks: None

Cracks: 1

Applied strain : 2500µ

Applied strain : 3200µ

※ "T/P" means thickness in evaluation area. "SMA" means thickness of SMA

次世代太陽電池  
超耐熱材料  
燃料電池  
超伝導  
光触媒  
新構造材料

白色LED(新)  
二次電池(新)  
白金族(新)  
熱電材料(新)

半導体  
光材料  
磁性材料

再生材料(新)  
生体材料

ナノセンサ(新)  
ナノセラミックス  
ナノ有機

環境・エネルギー

情報通信

生体

ナノ物質

東京女子医大ラボ

ナノ基盤

ナノ計測  
量子ドット  
計算科学  
量子ドーム  
J-PARC  
社会実用(新)  
ナノ融合e

MANA

ナノシステム  
ナノマテリアル  
ナノグリーン  
ナノバイオ  
ナノファブナトリ

材料信頼性

材料信頼性  
標準化e  
ハイブリッド材料  
センサ材料  
非破壊評価(新)  
耐熱鋼(新)  
データシートst  
材料創製支援st

ナノテクを活用した  
持続社会形成のための  
物質・材料研究

共用基盤部門

超高压電源st 実験環境 共用ビームst データベースst 分析st

**企業との共同研究等**

| 年度   | 第1四半期 | 第2四半期 | 第3四半期 | 第4四半期 |
|------|-------|-------|-------|-------|
| 13年度 | 47    | 39    | 114   | 3     |
| 14年度 | 33    | 54    | 96    | 28    |
| 15年度 | 83    | 66    | 84    | 44    |
| 16年度 | 45    | 104   | 63    | 46    |
| 17年度 | 83    | 96    | 81    | 94    |
| 18年度 | 71    | 96    | 81    | 94    |
| 19年度 | 71    | 96    | 81    | 94    |
| 20年度 | 71    | 96    | 81    | 94    |

■業務実施(技術相談、資金提供)  
□共同研究(資金提供)  
□共同研究(一般)

463

ローバルな研究所になってきたともいえます。グローバルに研究者を受け入れることの難しさは、技術の流出と知財の確保にあるということに気を付けなければなりません。

研究全体の進め方として、学術的、社会的なインパクトの大きな基礎・基盤研究が、どの状況にあるかということを常に明確にして、魔の川といわれる基礎から応用への障壁を越えることがNIMSの進むべき方向であると考えております。図18にNIMSにおける学術的・社会的インパクトの大きな基礎研究成果の一例を示します。そして図19に示すように、実用に向けてプロトタイプ（試作品）ができ、それからルビコン（死の谷）を渡った製品化、そして最終的に本当に商品化されたもの、それを大きなターゲットにして、前述の基礎研究と組み合わせていくところが「物質」、「材料」と名前を二つ作ったNIMSの使命だと考えています。

もちろん論文等の成果も非常に重要です。図20に示す総合科学技術会議で発表した結果によると、研究者一人当たりの論文発表数は、日本ではNIMSが他の大学すべてと比較しても一番です。大学にいわせると我々は教育を行わないで研究ばかりしているから当たり前といわれ、我々にいわせる

と大学は学生が大勢いるのに効率が悪いのではないのかといういい方をしております。また、特許に関しても、日本では我々が一番たくさん出しております。

少し論文の質にも関係するといわれるサイテーション（論文の被引用数）に関しては、NIMS発足時には世界の研究機関、大学で31位でしたが、図21に示すように2008年の評価では4位まで上がって参りました。NIMSの上位に東北大学がありますが、発足時には4倍程度の開きがありましたが、現在では近い位置につけております。中国科学院とマックスプランク研究所は巨大な組織が全体で評価されておりますので、比較の外の話になっております。マテリアルサイエンスだけに限っていうと、サイテーションに関しましては一論文あたりの被引用数ではNIMSが日本で一番であるという結果が総合科学技術会議から出ております。このように自由度が高く、自立への程度がひろがった独立行政法人への移行後、NIMSの研究者が実によく頑張っていることがわかります。直接国からもらう運営費交付金は毎年減少していますが、公的な競争的研究資金、および民間研究資金は、運営費交付金の減少を十分に補っています。

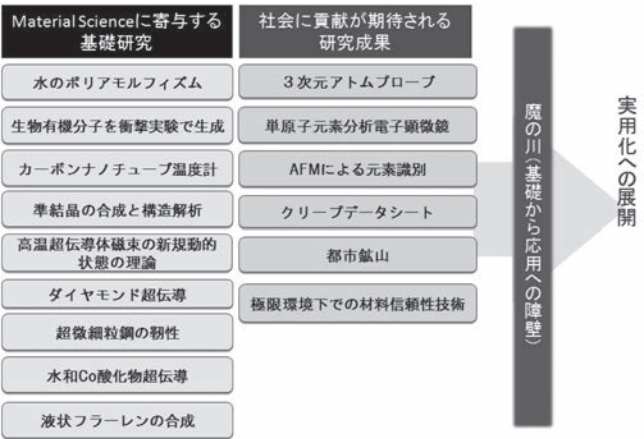


図18 NIMSにおける学術的・社会的インパクトの大きな基礎研究

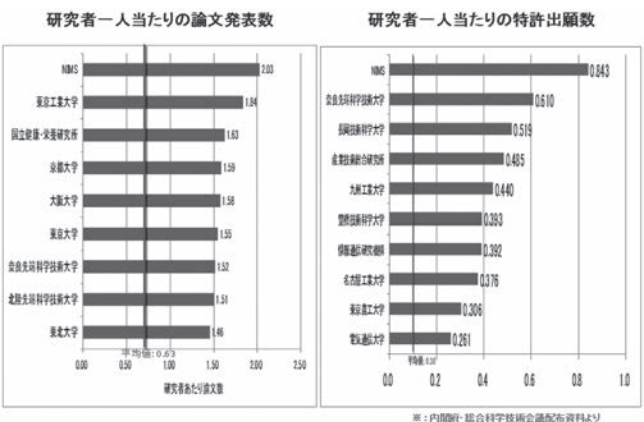


図20 NIMSの論文発表及び特許出願数

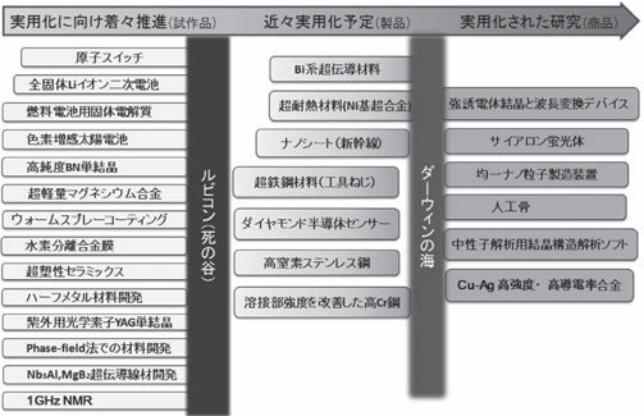


図19 NIMSの材料研究の実用化への流れ

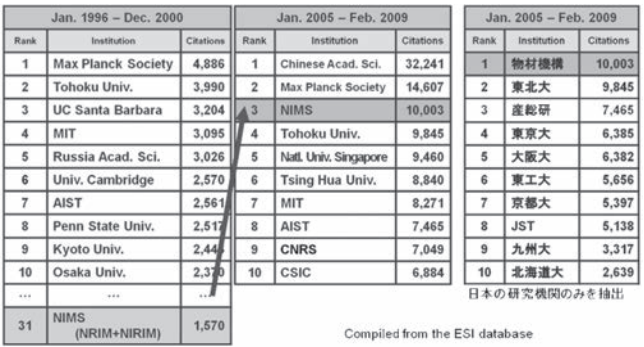


図21 論文被引用数ランキング（Materials Science 分野）

## 7 世界トップレベル研究拠点 (WPI) と今後の運営課題

2007年に日本にトップエリートの大学・研究所を創ろうという文部科学省の大きな研究プロジェクトが始動しました(図22)。これは10～15年続くプロジェクトで、スモールサイエンスで素晴らしい研究所を創ろうというものであります。“世界トップレベル研究拠点(WPI)”として5機関が選ばれ発足しました。32機関が応募し、東京大学、京都大学、東北大学、大阪大学とならんで我々NIMSが5機関の一つに選ばれました(MANA(国際ナノアーキテクト研究拠点)と呼ぶ)。年間10数億円の資金が10～15年続くということは研究所にとって非常に大きなメリットであり、世界最強の材料研究所に向けて努力しております。

NIMSに在籍中の8年間、特に若手人材の導入と国際化に力を入れてきましたが、WPIの目指す方向と一致しています。この8年の経験からいえることは、材料研究は環境・エネルギーなどの課題解決型の方向に向かっているということ

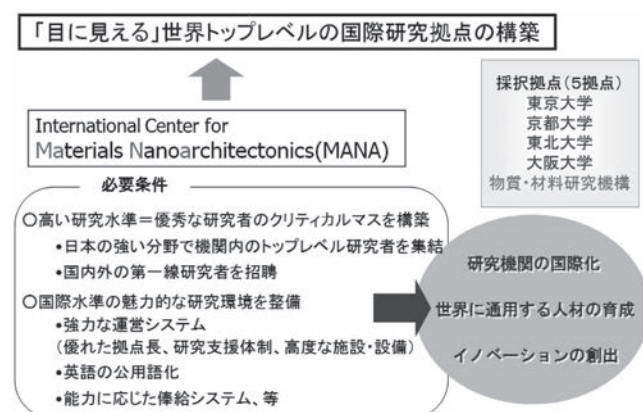


図22 世界トップレベル国際研究拠点促進プログラム

です。ハイブリッドの材料が出現し、ナノテクノロジーはツールとして非常に有望で、環境・エネルギーに資する材料が今後の課題といえます。研究システムとしては、若手研究者の育成、自立型研究者の協調、国際的人材があります。世界中から人を入れない限り、長期的に見れば多分日本の材料研究はもたないと考えております。いずれにせよ目指す方向は老若男女、外国人・日本人、産学官が集まる“メルティングポット環境”を作らなければなりません。NIMSが目指すのはまさにメルティングポット環境であり、Open Research Instituteといえます。

材料研究で材料の品質を向上させることはもちろん、画期的な材料を創ることが我々の使命ですが、それだけではなく、材料を外交的にソフトパワーとして使って世界に向かっていかなければなりません。要するに大学や研究所をつくるために世界中に協力するとか、研究成果の情報化ということが私たちに求められているのだということを最後に付け加えていただきます(図23)。



## 結 言

### 今後の材料研究

1. 課題解決型研究(例:環境・エネルギー材料)
2. ハイブリット材料(高分子も必要)
3. ツールとしてのナノテク(ナノマテリアルは目的でもある)

### 材料システム

1. 自立研究者の育成と異分野融合
2. グローバル人材と若手登用
3. MELTING POT環境(開かれたオープンな環境)

### ソフトパワーの発揮(世界に貢献)

図23 NIMSの目指す今後

(2009年4月17日受付)