

アルミニウム合金の強度と破壊の研究



小林 俊郎*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 54, No. 8 (2004), pp. 333-347

Strength and fracture of aluminum alloys

Toshiro KOBAYASHI*

Keywords: strength, fracture, aluminum alloys, fracture toughness, inclusion, metal matrix composite, X-ray CT

1. はじめに

第7回軽金属学会賞受賞の栄に浴し、感慨深いものがある。その荣誉に値するかと言う点は別として、もうそのような年齢に達してしまったかと言う想いもある。

学生時代より軽金属をやりたいという希望があったが、1962年に卒業後ただちに入社したのが電機メーカ（富士電機）であった。その当時会社は日本最初の原子力発電所（東海村原電1号炉）の压力容器本体の施工を請け負っていた。日本初の経験でもあり、溶接、脆性破壊、照射脆化、衝撃試験等のキーワードに代表される諸問題と取り組むことになり、その後の私の長い研究生活の基礎となった。

1970年頃からリニアモーターカーによる超特急の構想が持ち上がり（10年後には東京-大阪間1時間を実現するということがあった）、周辺機器構成材としてアルミニウム合金の極低温特性の研究を行った。この構想は今でも実現していないが、その研究成果が私の第1回目の軽金属論文賞受賞（1973年）につながった¹⁾。その後電気機器巻線用アルミニウム合金線の開発（FSアルミ；1972年日本電機工業会功労賞²⁾、中、高比抵抗アルミニウム・ダイカスト合金の開発（FRアルミ；1981年日本発明協会全国発明賞³⁾）等実用アルミニウム関係の研究開発が進展した。

1973年に恩師西成基先生のお世話により、名古屋大学金

属学科助教授として赴任した。鑄造学講座であったので主に鑄鉄の強度を中心に研究を進めたが、当然アルミニウム鑄物の強度に関しても研究を行った。

その後フンボルト財団によるドイツ留学（アーヘン工科大学）後の1982年より現在の豊橋技術科学大学に奉職することとなり、研究テーマも諸材料の強度と韌性を中心に展開することになった（材料保証学研究室）。軽金属材料としてアルミニウム合金以外にチタン合金も取上げた。チタン合金に関してはその後新家光雄教授が大いに発展させ、2007年のチタン国際会議を日本に誘致、組織委員長を務める予定である。アルミニウム合金の研究は主に強度と破壊に関するものであるが、最近では戸田裕之助教授が放射光を用いた先端的な研究を展開、様々の新しい知見を得るに至っている。

本稿では、アルミニウム合金の強度と破壊に関する私の研究のこれまでの概括と、最後の方では今後の研究の展望と次の世代への期待を含めて述べることにしたい。

2. アルミニウム合金の破壊の骨子

一般に金属材料で見られる破壊の形態は、図1の様に大別できるであろう⁴⁾。面心立方晶のアルミニウム合金では（a）のへき開破壊はまず見られない（ただし、低温では粒界破壊傾向が増し、韌性は一般に低下するので注意は必要である⁵⁾）。それ以外の形態は見られるが、（d）のマイクロボイド形

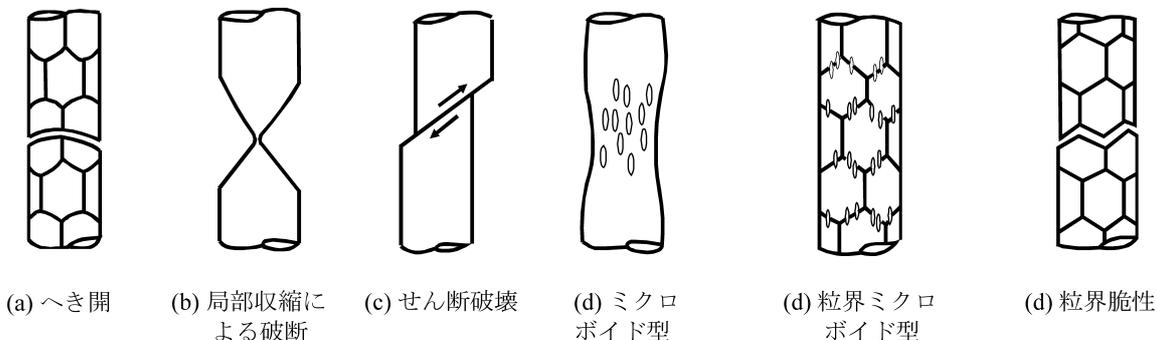


図1 種々の破壊形態の分類

* 豊橋技術科学大学 副学長 (〒441-8580 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1)。Toyohashi University of Technology (1-1 Hibarigaoka, Toyohashi-shi, Aichi 441-8580). E-mail: r2tk10@edu.cc.tut.ac.jp
 受理日：平成16年5月10日

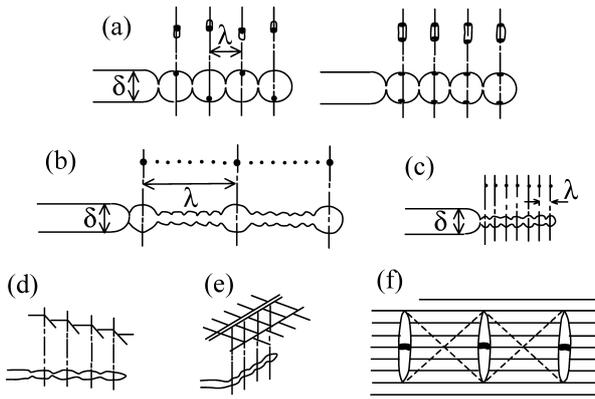


図2 ボイド形成の種々の様式

成型の延性ディンプル破壊が代表的なものである。これはアルミニウム合金では、多量の casting 時に形成される介在物 ($0.1 \sim 10 \mu\text{m}$)、dispersoid と呼ぶ中間介在物粒子 ($0.05 \sim 0.5 \mu\text{m}$) や析出物 ($0.01 \sim 0.5 \mu\text{m}$) 等の第 2 相粒子が含まれるからである。ディンプル形成が、粒子自体の破壊によるか、界面はく離によるかは、その性状、形状、体積率、界面状態等に依存するが、筆者はこのようなアルミニウム合金中の介在物の強度について精力的に研究を行っており、詳細は後述する。

一般に延性破壊はボイドの生成-成長-合体のプロセスによって生じる。図 2 はボイド形成の種々の様式を模式的に示している⁶⁾。ボイドの核は介在物、分散物 (dispersoid)、析出物等の粒子である。チタン合金ではこのような介在物粒子は存在せず、すべり帯と結晶粒界の相互干渉等によって生じると考えられている (図 2 (d), 図 2 (e))。

ボイドが生成すると、これは成長するが、そのとき応力三軸度パラメータ ($\sigma_m/\bar{\sigma}$: σ_m は引張静水圧成分, $\bar{\sigma}$ は σ_m の有効応力) が重要となる。これは Bridgeman の式から引張試験によって求められる⁵⁾。

$$\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{a}{2R} + 1\right) \quad (1)$$

ここで、 a はボイド成長が起こるときの引張試験片の最小半径、 R は投影曲率半径である。

Rice と Tracey は鋼のボイド成長速度 R_V を応力三軸度との関係で次のように与えている⁷⁾。

$$\frac{dR_V}{R_V} = 0.28 d\bar{\epsilon}_p \exp\left(\frac{1.5\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad (2)$$

ここで、 $\bar{\epsilon}_p$ は有効塑性ひずみである。図 3 は、7075 系合金でこの関係を調べた結果である^{3), 8)}。Zr 添加量を変え、第 2 相粒子数を変化させている。ボイド成長速度は明らかに応力三軸度の上昇により速くなるが、係数 0.28 一定とはならないことがわかる。ボイドは生成核の存在とは関係なく、応力三軸度の上昇によって急速に成長・伝播することを示している。

ボイドの合体については必ずしも明確にされておらず、かなり不安定的に急速に起こると考えられる。McClintock⁹⁾ は、隣接するボイドが成長して合体すると考えている。一方、より微小なボイドが合体を支援する場合もある (図 2 (b))。また以前より、局部ひずみの集中によるせん断が関与する場合 (ボイドシート形成) も図 2 (f) のように考えられており、ボ

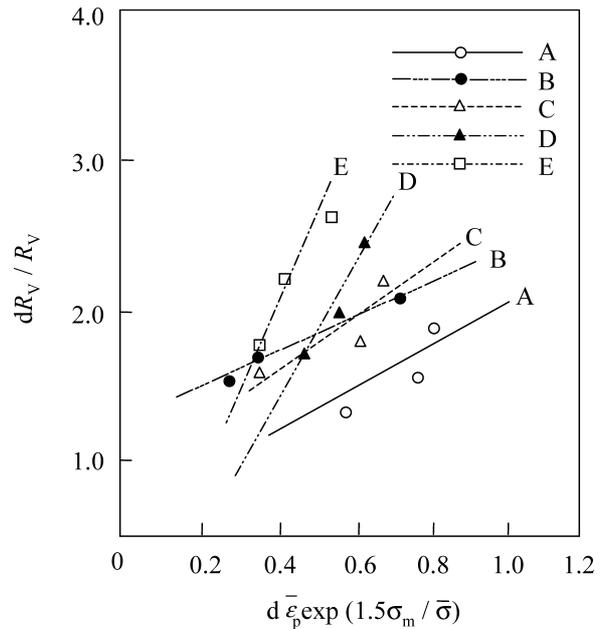


図3 ボイドの成長速度と応力三軸度の関係。7075 系アルミニウム合金で、A→E に従って添加 Zr 量が増えている (Zr 量 A: <0.01 mass%, B: 0.06%, C: 0.08%, D: 0.16%, E: 0.30%)

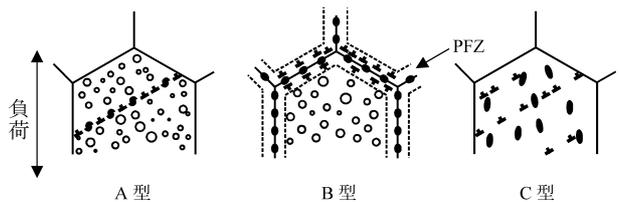


図4 時効硬化型合金における変形と破壊のモデル A 型: すべり帯での破壊, B 型: PFZ での破壊, C 型: 介在物での割れによるボイド (ディンプル) 型

イドの深さがボイド間距離に等しくなったとき、ボイド頂点間がせん断によって連結するというモデルが考えられている¹⁰⁾。

図 4 は、Welpmann らによる時効硬化型合金の変形モデルを示したものである¹¹⁾。時効性アルミニウム合金では、析出粒子 ($0.02 \sim 0.1 \mu\text{m}$) は転位によって切断される。この場合粗大すべりを生じ、粒界に衝突してレジを形成し、粒界破壊する (A)。B の場合は、PFZ を形成し、粒界には粗大粒子が析出するので、粒界破壊が容易となる。後述する Al-Li 系合金では、この A および B 型の破壊様式が見られる。特に A の場合には、マクロなせん断破壊にもつながりやすい。ある程度の大きさを持つ分散粒子が存在する C の場合には、転位の堆積が分散されるのでむしろ靱性は改善される。B 型の場合、基地と PFZ (粒界近傍の無析出物帯) の強度を $\bar{\sigma}_M$, σ_{PFZ} とすると、この差が大きいほど PFZ へひずみが集中して粒界破壊しやすくなると考えられている。しかし重要なのは、粗大粒子でのボイド生成とその後の粒界に沿うき裂成長である (これらの点は後述の 5.2 で詳述する)。

このようなボイド形成型破壊について、Garett ら¹²⁾ は、主き裂先端でのひずみが限界値 ϵ_p^* に達したときに破壊が生じるとして次式を与えている。

$$K_{IC} \approx \left(2CE\epsilon_f^* \cdot \sigma_y \frac{n^2}{1-\nu^2} \right)^{1/2} \quad (3)$$

ここで、 C は定数 ($=1/40$)、 σ_y は降伏応力、 n は加工硬化指数、 ν はポアソン比である。

一方 Ritchie ら¹³⁾ はひずみ支配型破壊の場合に、主き裂先端のひずみが応力三軸度の関数としての限界破壊ひずみ $\epsilon_f^*(\sigma_m/\bar{\sigma})$ をある特性距離 l_0^* (プロセスゾーン寸法のオーダ \approx CTOD) に渡って越えていなければ破壊しないとしている。前述した 7075 合金 E 材 (図 3) についての 3 点曲げ試験で、主き裂先端よりの距離 x と主き裂先端開口変位 CTOD_{IC} (δ_{IC}) および局所的な有効塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ の関係を調べた結果を図 5 に示す。 $\bar{\epsilon}_p$ が $\epsilon_f^*(\sigma_m/\bar{\sigma})$ と交切する点 (x_i) は、最初にボイドが生成する第 2 相粒子間距離 λ と対応しており、上述の理論を裏付ける結果となっている⁸⁾。

ボイドの幅と深さをそれぞれ w, h とすると、破面粗さは $M=h/w$ 、 $\bar{\epsilon}_p^* = \ln(M^2/3f)/3$ 、および $J_{IC} = \sigma_0 \bar{\epsilon}_p^* l_0^*$ と考えることができる (f : 第 2 相体積率、 σ_0 : 流動応力)。これより、

$$J_{IC} \approx \frac{\sigma_0}{3} \cdot \ln\left(\frac{M^2}{3f}\right) \cdot l_0^* \quad (4)$$

一方、Hahn¹⁴⁾ らによれば、第 2 相粒子がプロセスゾーン内に含まれるとき破壊が起こると考えて、次式を与えている。

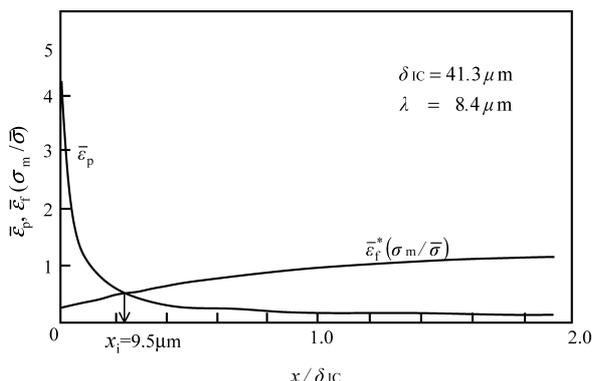


図 5 主き裂先端での塑性ひずみ ($\bar{\epsilon}_p$) と応力三軸度の関数としての限界破壊ひずみ ($\bar{\epsilon}_f^*(\sigma_m/\bar{\sigma})$) の分布。 x は主き裂先端よりの距離、 x_i は最初のボイド発生位置を示す (7075 系アルミニウム合金)

$$K_{IC} \approx \left[2\sigma_y E \left(\frac{\pi}{6} \right)^{1/3} d \right]^{1/2} f^{-1/6} \quad (5)$$

ここで、 E はヤング率、 d は第 2 相粒子径である。この式は実験値とよく一致することが報告されているが、 K_{IC} が $d^{1/2}$ や $\sigma_y^{1/2}$ に比例して上昇することの実際との矛盾を指摘する向きもある。ある限定された条件内で成立するものと考えておくべきと思われる。

3. 破壊力学の台頭

最初に述べているように、筆者が大学卒業後に最初に取り組んだテーマは原子炉圧力容器用鋼の破壊の問題であった。Irwin による破壊力学の創始は 1950 年代後期であるから、その当時の原子炉の安全性は、ロバートソン試験や二重引張試験等の大型試験によって脆性破壊伝播停止温度 (Arresting Temperature: AT) を求めて基準とせざるを得なかった¹⁵⁾。現在ではこれに相当するものとして、停止破壊靱性 K_{Ia} を求めることができる¹⁵⁾。

この線型弾性破壊力学 (LEFM) は、超高張力鋼等極めて塑性変形が抑制された材料でのみ適用可能であったが、この後 Rice らにより提唱された弾塑性破壊力学 (EPFM) は、1970 年代に大きな進展を見せ、疲労き裂進展等に関しても適用されるようになった。アルミニウム合金等への適用も主にこの発展に負う所が大きい。弾塑性破壊靱性値 J_{IC} の測定から、弾性破壊状態での K_{IC} を推定できるようになった。表 1 にはこのような破壊力学上の各パラメータの歴史的発展過程を示した¹⁵⁾。

$$K_{IC} = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\sigma: \text{付加応力}, a: \text{欠陥寸法}) \quad (6)$$

なる表式は、従来における破壊の表面エネルギー等測定の難しい物性値との相関を回避し、設計応力や欠陥寸法との関係で靱性を定量的に示した点で有用性が大きいものである。しかし K_{IC} は、破壊の発生開始に関する抵抗を示すもので、多くの延性材料で見られるその後の成長伝播の抵抗を表現するものではない。このため設計上の破壊防止の指標を与えるものの、材料マイクロ組織には鈍感と言われている。むしろ材料学の立場で重視すべきは、伝播抵抗としての R カurve やその傾きを示すテアリング・モジュラス T_{mat} (引裂き係数) と考

表 1 各破壊力学パラメータの発展とその時期

破壊力学	現象	パラメータ	時期
A. LEFM (線形弾性破壊力学)	1. き裂先端場	K	50 年代後期
	2. 破壊靱性	K_{IC}	60 年代前期
	3. 疲労き裂進展	da/dN vs ΔK	60 年代前期
	4. 環境による割れ	K_{ISCC} da/dT vs K	60 年代中期
	5. 疲労限界	ΔK_{th}	60 年代後期
B. EPFM (弾塑性破壊力学)	1. き裂先端場	CTOD J J-Q	60 年代前期 70 年代前期 90 年代前期
	2. 破壊靱性	J_{IC}	70 年代前期
	3. 疲労き裂進展	da/dN vs ΔJ	70 年代中期
C. 時間依存性	1. き裂先端場	C^*	70 年代中期
	2. クリープき裂	C_T da/dN vs C^*	80 年代前期 70 年代中期

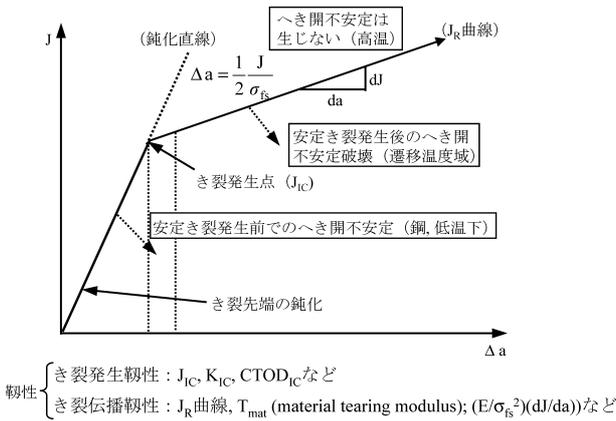


図6 破壊抵抗曲線と靱性の定義 (E: ヤング率, σ_{fs} : 流動応力)

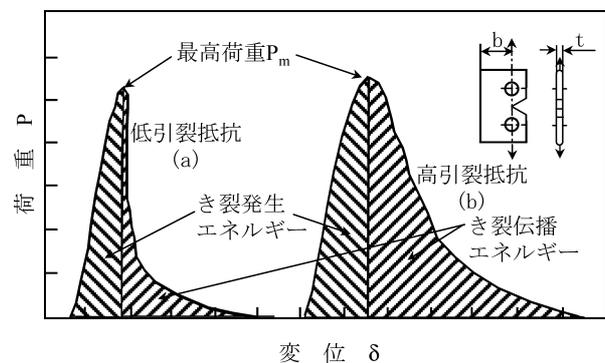


図7 引裂き試験での荷重-変位曲線の模式図



図8 Augustin Georges Albert Charpy (1865年生, 1945年没)

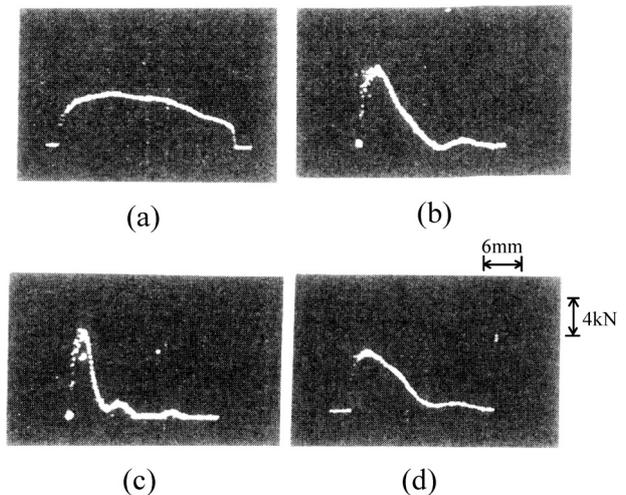


図9 各アルミニウム合金のVノッチ・シャルピー試験での荷重-変位曲線 (室温)。(a) 5083-O (焼なまし), (b) 7N01-UA (不完全時効), (c) 7N01-PA (完全時効), (d) 7N01-OA (過時効)。

えられる¹⁵⁾。

弾塑性破壊力学によれば、延性材料の破壊抵抗曲線は図6のように示される。靱性にはき裂発生靱性とき裂伝播靱性の両者があり、両靱性を勘案した材料開発や評価が必須であることを理解しておくことが必要である。この点でシャルピー衝撃値は定性的ではあるものの、靱性を総合評価しているので、その有用性は十分にあると思える。

4. 靱性評価法と衝撃試験

4.1 引裂き試験

アルミニウム合金の靱性を評価する場合に、シャルピー衝撃試験法も当然用いられるが、試験片板厚の制約や簡便性等から引裂き試験 (tear test) がよく用いられる。この概略を図7に示すが、計装化シャルピー試験で得られるのと類似の荷重-変位曲線が記録される。このとき、引裂き強さ $= 4P_m/bt$, 単位き裂伝播エネルギー (UPE) $=$ 単位き裂伝播エネルギー $/bt$ として与えられる。UPE と K_{IC} の間に経験的な相関性を見出すことも行われている^{16),17)}。しかし切欠半径 0.025 mm を有し、塑性拘束も十分でない試験片から破壊靱性値 J_{IC} (K_{IC}) を推定するには無理も多い。筆者はこのため疲労予き裂を付し、しかも深切欠比 (a/b 比が 0.3 以上; a は切欠深さ) の試験片を用いた有限要素法解析から、より精度のよい相関性を見出しているが¹⁸⁾、簡便法の意義が失われる欠点もある。

今後この方法については、より一層の力学的な意味付けが必要であり、その方面からの積極的な解析や改良が望まれる。

4.2 計装化シャルピー衝撃試験

一方筆者は、大学卒業以来一貫して計装化シャルピー衝撃試験法の発展に取り組んできた。これは最初に述べたように、原子炉の安全性を保障する上で、シャルピー試験法が動的試験法であり、地震に対する保証で有利であること、モニター用として炉内に設置するのに小型でスペースをとらない等の理由にもよっている。

この 1901 年にフランスの G. Charpy (図8) によって提唱された振り子式衝撃試験法 ($\sim 6 \text{ ms}^{-1}$) は、簡便に材料の靱性を評価できる点で優れており、現在広く普及している。しかし、破壊吸収エネルギーのみの測定のため、より詳しい情報を得る目的でその後計装化衝撃試験法が進展し、1994 年には、試験機に関する JIS 規格 (JIS-B7755) も制定された。1926 年に Körber により初めて計装化シャルピー衝撃試験が試みられて以来、シャルピー衝撃試験機の計装化技術も進歩し、様々な材料の靱性値や動的変形・破壊挙動が調べられてきた^{19),20)}。図9には代表的アルミニウム合金の荷重-変位曲線例を示す。これよりかなり定量的なデータが得られることがわかる。しかしながらその後の破壊力学の台頭により、この方法も単なる靱性に関するスクリーニング法にすぎないと

見なされたのである。

このような中で、筆者は一本の予き裂付試験片の荷重-変位曲線を記録し、コンピュータを援用することで動的な破壊靱性値を計測する CAI システム (Computer Aided Instrumented Impact Testing System) を世界に先駆け、すでに 1984 年には完成発表している²¹⁾。CAI システムとして製品化もされている¹⁹⁾。この内容については多数発表しており、ISO 規格等でも参考とされている。

これまで、金属等延性材料の V 切欠試験片の荷重-変位曲線は、公称き裂発生エネルギー E_p 、公称き裂伝播エネルギー E_R を最大荷重点で分離し、定性的な議論をしてきた。弾塑性破壊力学では、すでに述べたように靱性はき裂発生抵抗である J_{IC} と、その後の伝播抵抗である R 曲線またはその傾きを無次元化した T_{mat} (マテリアル・テアリング・モジュラス) で表示される。これらのパラメータを予き裂付試験片の荷重-変位曲線から求められないであろうか。真のき裂開始点 (通常 $P_y \sim P_m$ 点間にある) が特定できれば (衝撃下での計測は難しい)、そこまでのポテンシャルエネルギーから、Rice の簡便式を用いて、弾塑性破壊靱性値 J_{Id} が求められる。

このために、コンプライアンス変化率法を開発した²¹⁾。一方、この発生点よりのき裂進展量 Δa を変位量より予測するため、 n 乗硬化則を用いた曲線近似法であるキー・カーブ法を開発した²¹⁾。これより得られる $J-\Delta a$ 曲線を解析して T_{mat} ($=E/\sigma_0 \cdot dJ/da$, E : ヤング率, σ_0 : 流動応力... 引張強さと降状応力の相加平均) を求めるものである。これらの解析が CAI システムでは迅速に行われる¹⁹⁾。この手法の妥当性については、ストップ・ブロック法によりハンマーを強制的に停止、その後試験片のき裂進展を実験的に調べることで確認している。詳細は文献を参照されたい^{5),20)}。いずれにしても、アルミニウム合金以外の材料の靱性も簡便迅速に定量評価できるものである。

4.3 高速衝撃引張試験

一方近年輸送機器の衝突安全性を保証する意味等で、より高速の衝撃引張試験が要求されてきた。シャルピー試験はひずみ速度 10^2 ($\sim 6 \text{ms}^{-1}$) 程度の低中速度域での 3 点曲げ試験法であり、引張特性を直接計測できない欠点もある。自動車の衝突は 10ms^{-1} 程度の衝撃試験で十分と思われるが、筆者はひずみ速度 10^3 程度 (12ms^{-1}) までは電気油圧サーボ式高速負荷試験機を用いている。これ以上では引張型スプリットホプキンソン棒式高速衝撃試験機によっている ($\sim 50 \text{ms}^{-1}$, 図 10 参照)^{5),22)}。

左端の衝撃棒を打出すと圧縮ひずみパルスは棒 1、試験片を透過し棒 2 の自由端で反射し、今度は引張ひずみパルスとして棒 2、試験片および棒 1 に伝播する。No. 2 のゲージ部を伝播するときの引張ひずみパルスを入射ひずみパルス ϵ_i とする。これは試験片に到達すると、一部は試験片を透過 (ϵ_t) し、一部は再び圧縮ひずみパルスとして棒 2 へ反射する (反射ひずみパルス ϵ_r)。これらの記録を次元弾性波伝播理論に基づいて解析することから、応力-ひずみ曲線を求めることができる⁵⁾。しかし衝撃試験では、応力波の精密な測定や試験片の固定等にノウハウがあるので、熟練が必要であり、この点で問題となることが多い。

ところで一般に金属のひずみ速度依存性は、図 11 のように塑性変形挙動が転位の運動に対する熱活性化過程 (領域

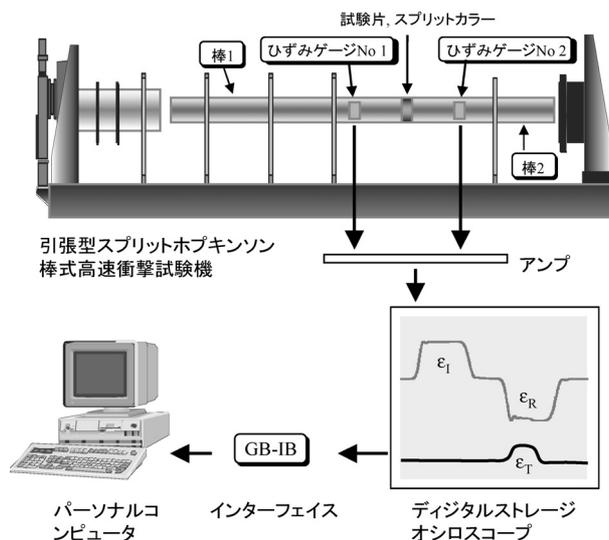


図 10 引張型スプリットホプキンソン棒式高速衝撃試験の概念図

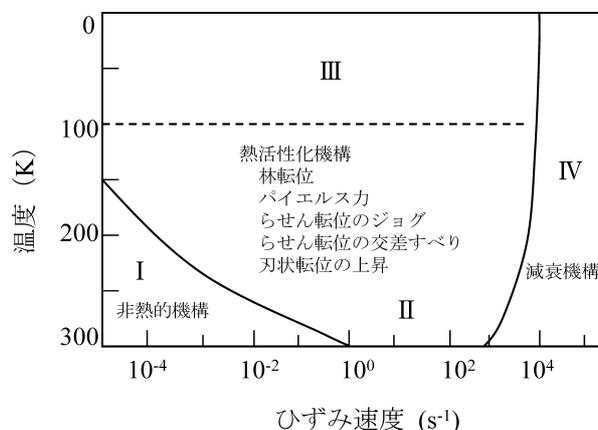


図 11 各領域での塑性変形の散逸機構の分類

II; 通常の衝撃試験はこの範囲のものが多く) や転位が高速で運動するときのフォノン (各原子の格子振動の波の伝播速度が一定となり音波の性質をもつ) による粘性抵抗により転位運動が減衰し (領域 IV, ひずみ速度 $10^3 \sim 10^4$ 以上の高速域), 高ひずみ速度域で流動応力が急上昇する傾向が知られている^{22)~24)}。

この転位の熱活性化過程とは、転位がすべり面を移動するとき、10 原子間距離以上に及ぶような長範囲応力場の障害の場合、原子の熱振動による活性化エネルギー (ΔG) でこれを越えて移動することは難しい。しかし短範囲応力場 (λ) ではその障害 (すべり面を形成する個々の原子, その転位と交差する他の転位やその他の点状の欠陥) を越えて移動することは可能である。図 12 に示すように外力 τ が作用するとき、点 A の転位は点 C で熱活性化を待てるので、D を介して点 B に到ることができる。変形速度が速くなると待ち時間が短くなり、点 C はより上昇している必要があり、いわゆるひずみ速度依存性が現れると考えられている²⁵⁾。

図 13 は、5052-H112 および 5083-H112 合金でのひずみ速度依存性を示している²²⁾。 10^2s^{-1} 以上から引張強さが上昇する傾向が見られるが、注目されるのは、 $4.3 \times 10^{-4} \sim 1.0 \times 10^2 \text{s}^{-1}$ の範囲で負のひずみ速度依存性を示している点である。Al-Mg 系合金では引張試験時に Mg 原子が転位を固着し、この

影響でセレーションが発生することが知られているが、上述のひずみ速度範囲でセレーションの発生は抑制されていた。つまりひずみ速度が増加することにより、固溶Mg原子の拡散が変形速度に追従できなくなり、転位の固着が十分に起こりにくくなったと考えられる。このひずみ速度範囲ではしかし伸びは正のひずみ速度依存性を示し、破面もひずみ速度上

昇により大きく深く絞られたディンプル形態となった(計算による試験片の昇温量は約30K前後)²²⁾。いずれにしてもこれらの知見は合金設計にも関連しており、今後この方面からの研究の進展が望まれる。

一方筆者は、油圧サーボ式高速引張試験で、応力三軸度が破壊挙動に及ぼす影響を調べるため、丸棒試験片に種々のRをもつ環状切欠を付し、そのひずみ速度依存性を調べた²⁶⁾。その結果、図14に示すようにひずみ速度上昇とともに切欠による塑性拘束係数が低下し、引張型からせん断型の破壊に遷移する特異な現象を見出した。FEM解析を用いた詳細な検討によれば²⁶⁾、図15に示すように、上端負荷による引張応力波が切欠部で反射し、X軸方向に圧縮応力波(左右の切欠より発生)が重なって、試験片に垂直な軸応力(Z軸方向)を上昇させる(つまり塑性拘束の低下を招く)のが原因であることを明らかにしている(このとき見積られる温度上昇は30K)。このような解析の重要性を示唆した結果といえる。

5. 展伸合金での研究

5.1 Al-Li系合金

この合金については一時期大きな話題となり、筆者もこの合金を中心に研究を集中したこともあった。実用化が今一步

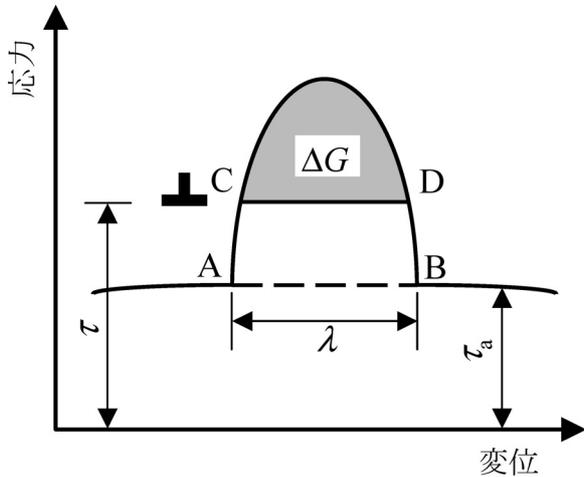


図12 転位の活性化エネルギー

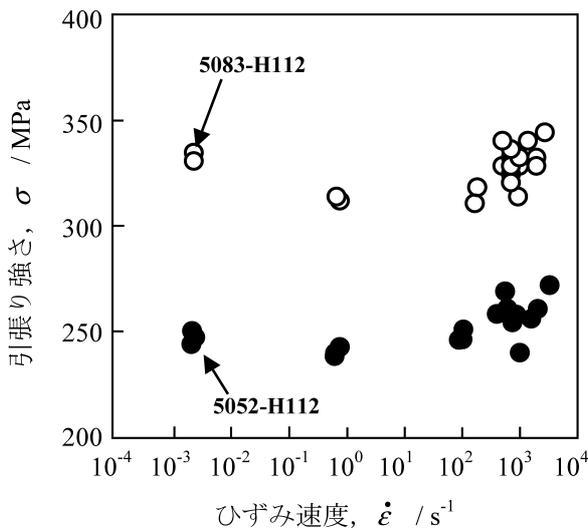


図13 引張強さの公称ひずみ速度依存性

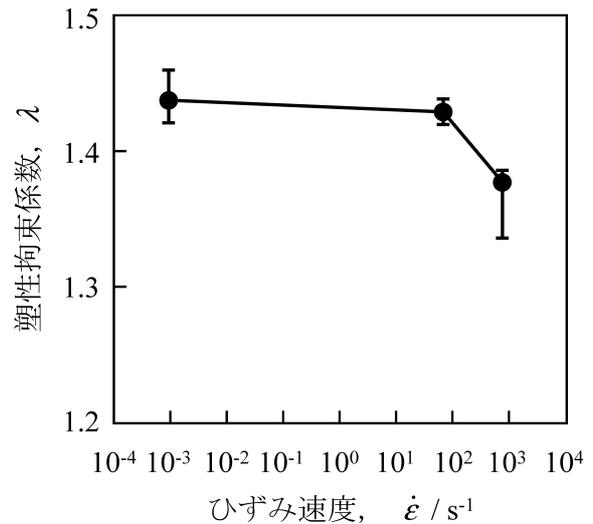


図14 環状切欠 (R=1.0mm) 丸棒引張試験片での塑性拘束係数のひずみ速度依存性

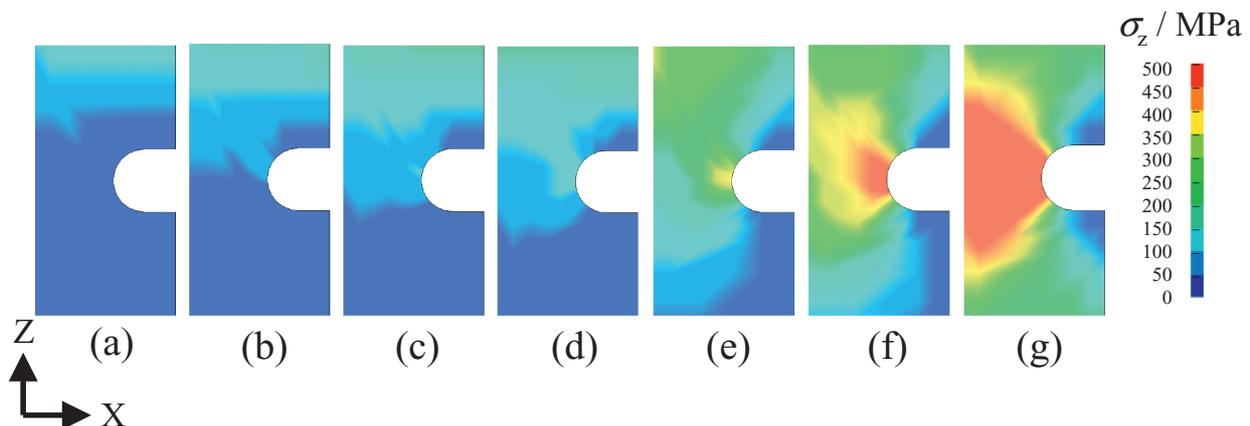


図15 環状切欠付 (R=0.5mm) 丸棒引張試験片の切欠底近傍におけるZ軸方向応力分布の経時変化 (30m/sの負荷速度下でのFEM解析による) (a) 2.7, (b) 2.8, (c) 2.9, (d) 3.0, (e) 3.3, (f) 3.6, (g) 4.8 μs

停滞しているのは残念である。この合金はNi基超耐熱合金等で見られる強度の正の温度依存性を示すといわれ、高温強度に優れている。さらに低温下での靱性にも優れ、スペースシャトルの燃料タンクへの適用も行われている。これは圧延による繊維状組織に起因する粒界での層状割れ (delamination) がこの合金の場合特に低温下で顕著であることと関連しており、異方性の影響が大きいものと考えられている。このような外生的要因が低温靱性向上の主因とする Ritchie らの主張に対し、Morris, Jr.らは内生的要因により低温下では加工硬化率が上昇するためだとしている。つまり低温下では局所粗大平面すべりから、より均一なすべり変形モードに変化するためだとしており、Welpmann らもこれを支持している^{5),27)}。

いまき裂先端応力場をこの場合弾性的に仮定できるとして、層状割れ発生応力を、負荷中断試験と超音波音速測定を併用して、粒界に垂直な応力として計算すると液体 He 温度で 116 MPa、室温では 113 MPa であった²⁷⁾。かなりの低応力下での離が明らかである。このため delamination により、き裂先端応力が緩和されることと、破壊様式が平面ひずみから平面応力状態に遷移することによる外生的要因説が示唆された。これらの理由から、図 16 に示すように低温での靱性向上が説明される。

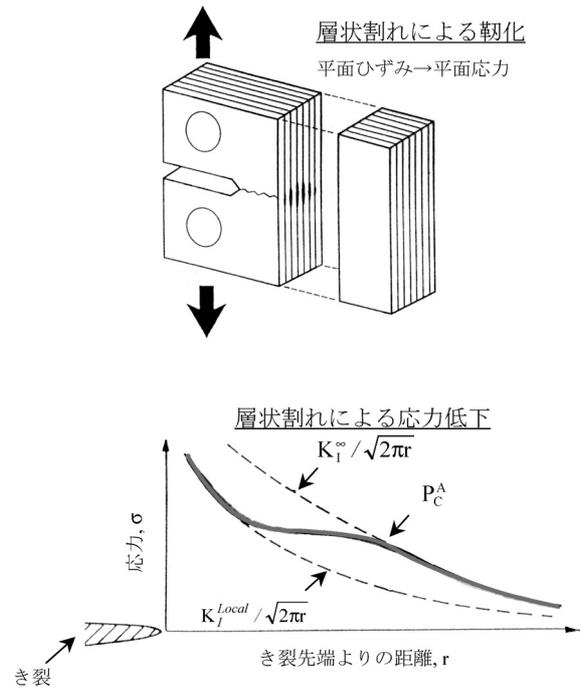
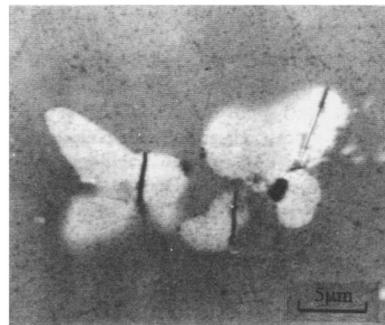


図 16 層状割れ (delamination) によるき裂遮蔽効果 (外生的要因) (A.G.Evans)

← 負荷方向 →



(a) き裂先端応力場中で破断した介在物のSEM写真

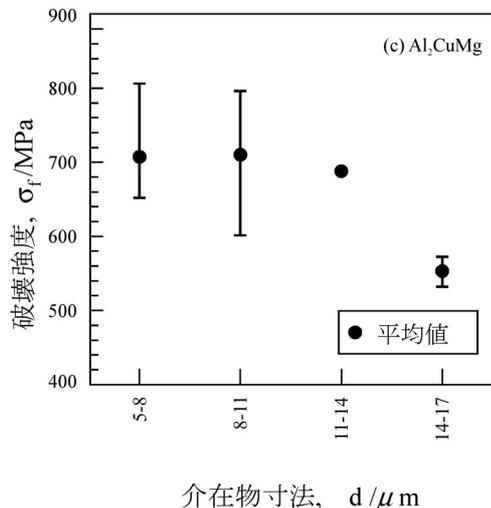
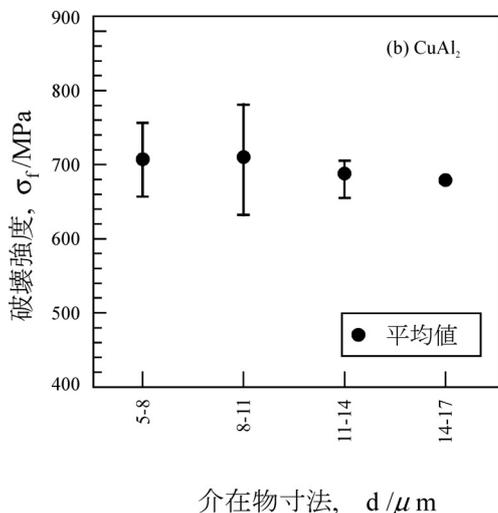


図 17 CuAl₂, Al₂CuMg 介在物の破壊強度の粒子寸法依存性 (2091 合金)

ところで筆者らは、2091 合金について HRR 応力特異場と Eshelby の介在物モデルを用いて、SEM 内その場観察の結果から介在物自体の強度を求めている²⁸⁾。鉄鋼では報告例も多いが、アルミニウム合金の場合には多量の介在物粒子を含むこともあり今後極めて重要になると考えている。

いま介在物中の応力 $\tilde{\sigma}^i$ は、次式で与えられる。

$$\tilde{\sigma}^i = \tilde{\sigma}_0 + \tilde{\sigma} = \tilde{C}_p \cdot (\tilde{e}_0 + \tilde{e} + \tilde{e}_{pl}) = \tilde{C}_m \cdot (\tilde{e}_0 + \tilde{e} - \tilde{e}^*) \quad (7)$$

ここでチルダはテンソルを、 \tilde{C}_p , \tilde{C}_m は粒子と基地の弾性係数テンソルを示す。 \tilde{e}_0 は \tilde{C}_m により $\tilde{\sigma}_0$ に関係づけられる。 \tilde{e} は内部ひずみである。 \tilde{e}_{pl} は基地の塑性ひずみ、 \tilde{e}^* は粒子を基地に置換したときの未知の eigen ひずみである。外部応力 $\tilde{\sigma}_0$ に加えて、介在物がアルミニウム基地と弾性率が異なることによる効果 (inhomogeneity 効果) と、介在物がアルミニウム基地が降状応力に達しても塑性変形しない効果 (back stress 効果) の和としての内部応力がさらに作用していることに注意されたい。

ところで、2091 合金中には粗大な粒子として $CuAl_2$ と Al_2CuMg 粒子が存在するが、上述の手法による解析によれば、

5~8 μm 径のもので約 710 MPa の破壊強度が推定され、しかも強度の粒子径依存性が確認された (図 17)²⁸⁾。このような解析は筆者らが独自に行っているもので、今後の高強度合金開発にも指標を与えるものと考えている。

5.2 Al-Mg-Si 系合金

Al-Mg-Si 系合金は、その押出加工性に優れることもあり、自動車用等に広く用いられており、今後も拡大すると思われる。ここではこの合金を中心に述べる。図 18 は、溶体化時の冷却速度が破壊靱性特性に及ぼす影響を示している²⁹⁾。冷却速度が遅くなると PFZ 幅が広がり、 J_{IC} , T_{mat} ともに低下を示している。粗大な Mg_2Si 粒子が破断しているのが認められ、前述と同様にして推定された破壊強度は 1~1.51 μm のもので、約 440 MPa であった。

ところで PFZ の破壊に及ぼす本質は如何なるものであろうか。これについては文献³⁰⁾ で詳述しているが要点のみを述べておこう。

(1) PFZ 内で優先的な塑性変形が先行するが、その程度は最初にも述べたように基地のアルミニウムと PFZ の強度差 ($\sigma_M - \sigma_{PFZ}$) に依存する。

(2) PFZ の塑性変形は周囲の基地アルミニウムの弾性変形により強い拘束を受け、単なる PFZ 内のせん断変形型破壊が起こるわけではない。

(3) 主に粒界 3 重点でのせん断ひずみの拘束により、引張または (引張+せん断) 混合モードの破壊がスタートし (ボイド形成)、大きな静水圧引張応力下でひずみ支配型粒界破壊につながる。

以上の要点を図解すれば、図 19 のように説明されるであろう。粒界析出物は転位の堆積場となり、ここが核生成サイ

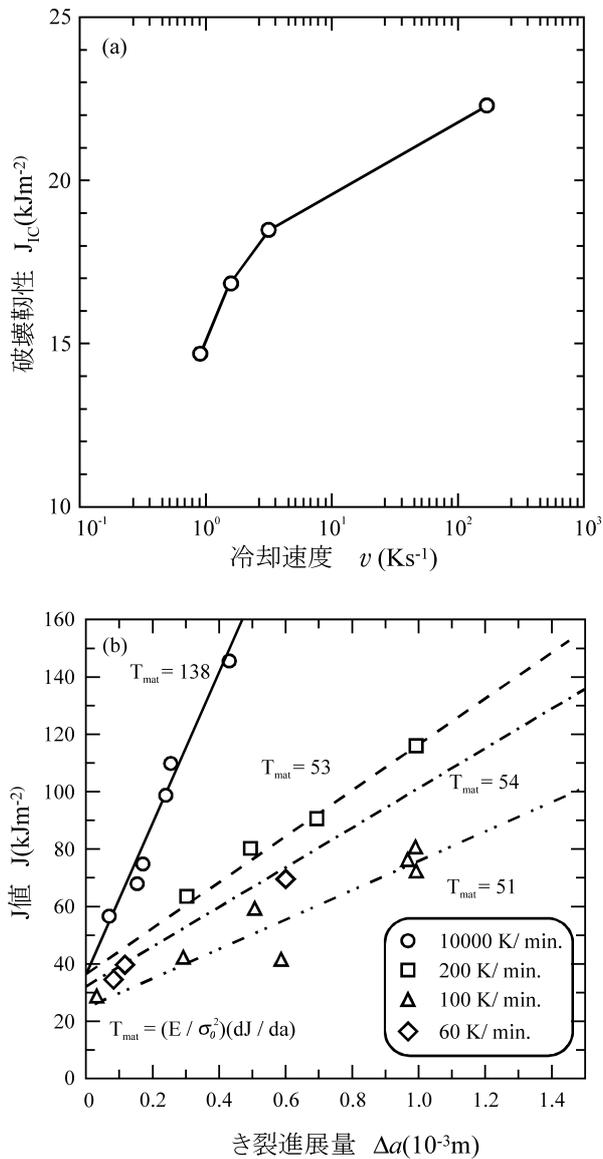


図 18 6061-T6 合金の溶体化時の冷却速度が破壊靱性パラメータに及ぼす影響

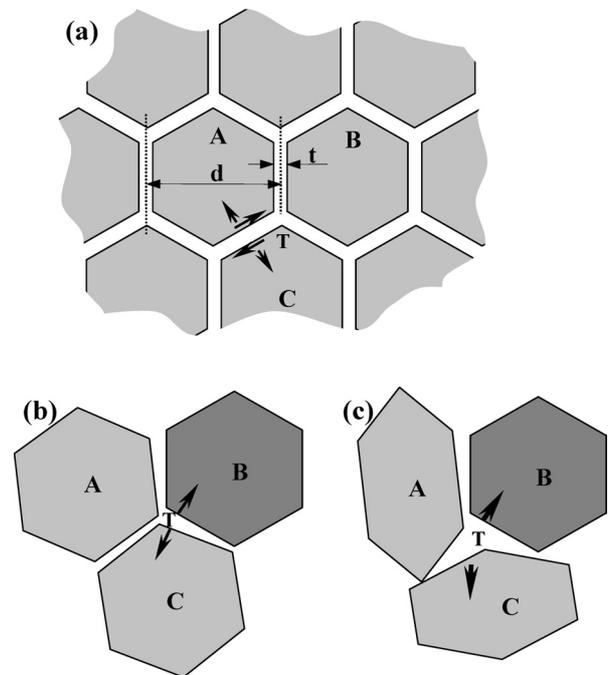


図 19 単純化した二次元 PFZ モデル (a) とその変形挙動 (b, c)。結晶粒 B の変位が隣接粒などによって拘束されれば、(b) の様に結晶粒 B を中心とする結晶粒 A, C の回転が生じ、三重点 T 付近の PFZ には大きな引張負荷がかかる。(c) の様に A, C の塑性変形が異方性を持って生じれば、T 点でのミスマッチはさらに大きくなる

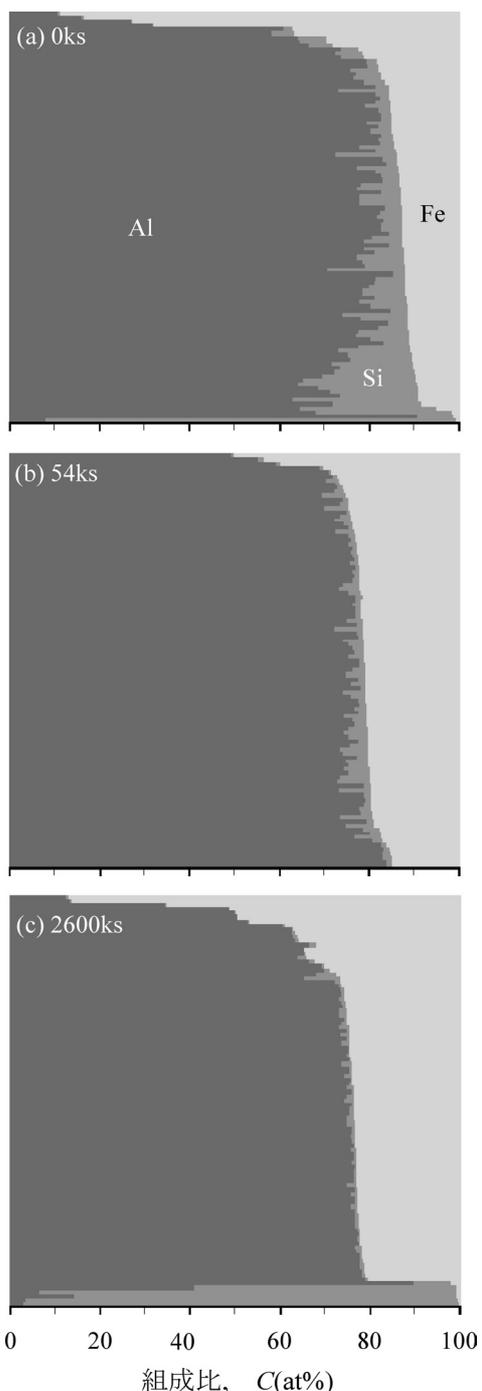


図 20 溶製した Al-Fe-Si 合金（凝固時炉冷）中で抽出される種々組成比の粒子（(a)~(c) は均質化処理時間を示す）

トとなりやすいが、筆者らの予測によれば PFZ が存在しないとき、よほど粒界に析出がない限り、粒界破壊とはなりにくい。このためむしろ PFZ の存在自体が粒界破壊の主因と考えておいてよいと思われる。

ところで Al-Mg-Si 系合金中に存在する $1\mu\text{m}$ 以上の粗大金属間化合物粒子として Mg_2Si 以外には、AlFeSi 系の粒子がある。AlFeSi には α （球状：立方晶）、 α' （六方晶）、 β （板状：単斜晶）等の存在が知られ、 β は熱間加工性や表面性状に悪影響を与えるが³¹⁾、長時間の溶体化で α または α' に変態する。いま Al-Fe-Si 純三元合金展伸材を凝固時の冷却速度を変えて作製した。それによれば、様々な Al-Fe-Si 比の粒子

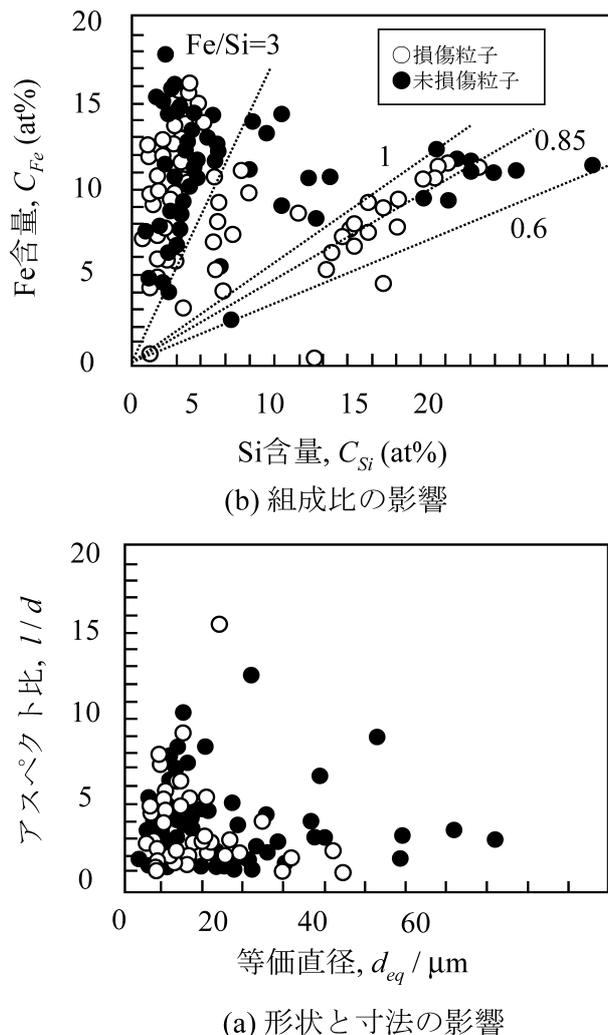


図 21 AlFeSi 系粒子の損傷に及ぼす粒子組成、性状の影響（凝固時炉冷材・均質化なし）

が確認されている³²⁾。各粒子はアルミニウム基地を溶解して抽出し、SEM-EDX 分析した（図 20 参照；100 個の粒子の分析結果を積層して示してある）。これらの粒子を含有する試料は、種々の冷却速度で溶製後熱延し焼なました。その後 858 K で 0~2600 ks 均質化処理している。いま SEM 内で負荷し、その損傷の挙動を調べた結果は図 21 のようであり、Fe/Si 比、アスペクト比、寸法、等価直径（同面積の球に換算）の関係を示す（凝固時炉冷材； α , α' , β が混在）。Fe/Si 比が 3 以上で、61% の粒子は破断した（破断粒子の平均径 $11.7\mu\text{m}$ ）。Fe/Si 比 0.85 以下でも損傷の傾向はあるが、Fe/Si 比 1 近傍では比較的損傷が少ない³²⁾。これは Fe/Si 比が 1 に近く、 β 型の場合には塑性に悪影響を与えるという報告と矛盾するが³²⁾、これは粒子の性状や複雑な構造に由来すると考えられ、特にき裂の停留や多重破断等複雑な因子と関係するようである。今後リサイクル等とも関連してより詳細な検討が必要と思っている。

5.3 高強度化への挑戦

現在 7000 系高強度アルミニウム合金の強度レベルは 600~650 MPa 程度が最高で、長い間この壁が破れないでいる。筆者は Al-20%Nb 二元合金粉末を固化し、極端な冷間強加工（伸線）を施すことで（加工ひずみ $\eta=14.6$ ）、複合則を大幅に上回る 1000 MPa に達する線材を開発している（図

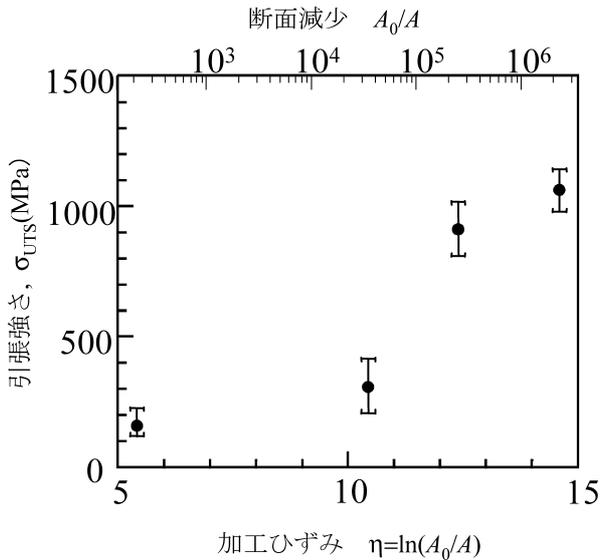


図 22 加工ひずみによる引張強さの変化 (Al-20%Nb 線材)

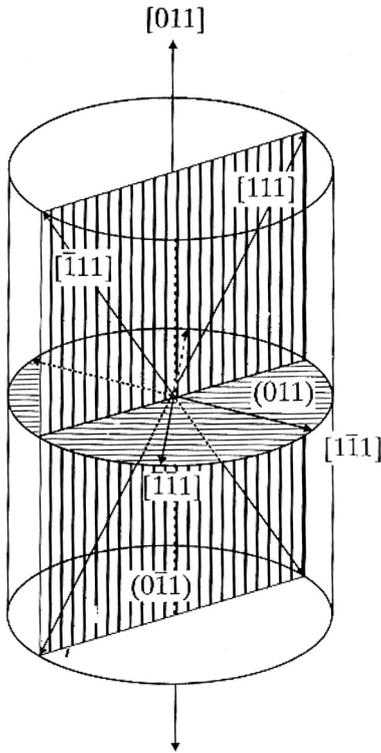


図 23 <110> 優先方位を有する BCC 金属における 4 つのすべり方向の図解

22)³³⁾。これは FCC 金属中の BCC (Nb) が平面ひずみ変形することで、薄片状の Nb 相がリボン状にカールして伸張することで転位の運動をブロックすることが一因である³⁴⁾。

図 23 に示すように BCC 結晶は <110> 繊維集合組織を呈し伸長するが、4 つの <111> 方向のうち 2 つのみがこれに関与するので、軸対称な変形ではなく、平面ひずみ変形となってカールするためである³⁴⁾。筆者はこのため、より安価な同様の組合せとして Al-Fe 系での実験を進めてきた。しかしこの場合に Fe 相は、Nb 相のように容易に変形伸張ににくいことがわかった。両相の加工硬化係数の相違等も一因と考えられ

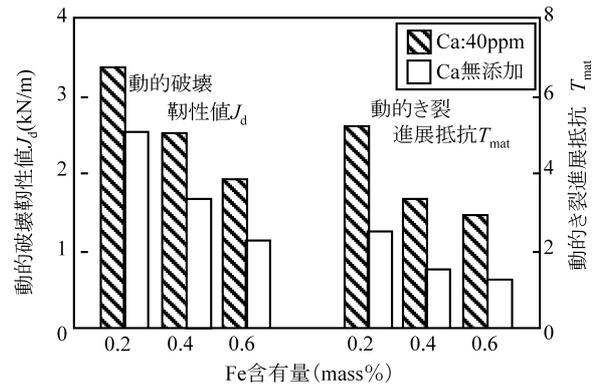


図 24 AC2B-T6 アルミニウム合金鋳物の動的破壊靱性値とき裂進展抵抗

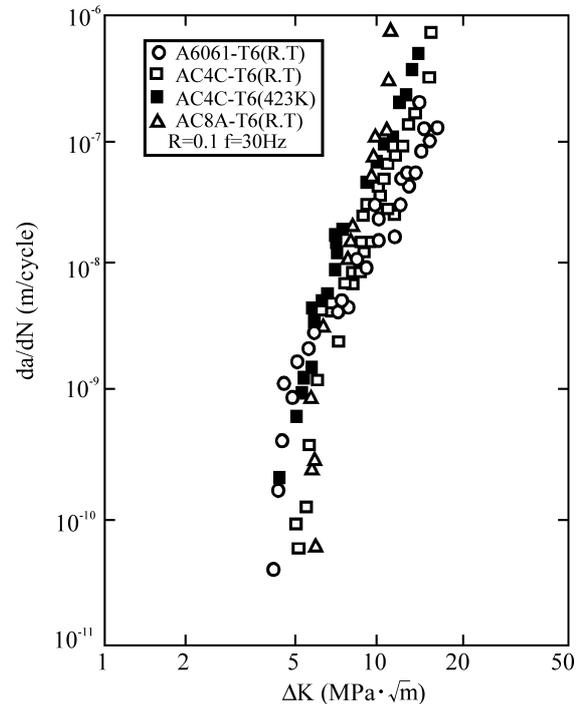


図 25 各アルミニウム合金鋳物および 6061-T6 展伸材での疲労き裂伝播速度 (da/dN) と応力拡大係数範囲 (ΔK) との関係

るが、筆者らは 6061 合金切削粉には大きなせん断加工が蓄積されており、リサイクルの点からも有利であること等に注目して研究を進め、6061 合金と 20% の IF 鋼両切削粉の組合せで η=5.4 で 500 MPa 以上の強度を実現し、またその Fe 相の伸張性について詳細な検討も行っている³⁵⁾。

6. 鋳造合金での研究

アルミニウム合金鋳物の基本は Al-Si 系であり、主に Si7% 程度を含む亜共晶のものが用いられるが、過共晶成分のものも利用されている。鋳物中では不純物元素 Fe の悪影響がまず顕著であり、これは図 24 に示す通りである。この合金系の疲労特性についてはすでに多く報告しているが^{36),37)}、たとえば図 25 に示すき裂進展曲線で見れば、ΔK_{th} ではむしろ鋳物材の方が高い値を示している³³⁾。

この合金系では、引張試験時に最高強度の 60% 位から共晶 Si 粒子の割れが亜共晶合金で認められ、Al-20%Si 合金で

は粗大な初晶 Si 粒子の割れが主に認められた。いまこのような Si 粒子について、前述した Eshelby の方法によって強度を推定すると図 26 のようである^{38),39)}。明らかに初晶 Si 粒子の強度が小さいことがわかり、過共晶合金では主にこの粒子の破断が疲労特性等に影響していると思われる。しかし共晶 Si 粒子と初晶 Si 粒子の性状に変化が生じていると考えられるので、図 26 は厳密に粒子径依存性を示しているとはいえない点に注意が必要であろう。

ところで筆者は従来極めてデータが少ないといわれる衝撃疲労試験も行っている^{5),15)}。試作した試験機による結果の一例を図 27 に示すが、ここでは Ca 添加 (改良処理効果) により衝撃疲労特性が改善されること、通常疲労に対し衝撃疲労特性がかなり低下することなどが明らかとなった⁴⁰⁾。

一方自動車用鋳物等で近年問題となる熱疲労 (熱機械疲労) についても、研究を行っている。高周波加熱とエアコンプレッサを用いた加熱冷却装置を用いるが、このときの機械的ひずみと熱ひずみの与え方は、通常図 28 のように out-of-phase 型と in-phase 型に分けられる^{41),42)}。AC4CH-T6 合金について、試験温度 323~523 K, $f=0.0025$ Hz で out-of-phase

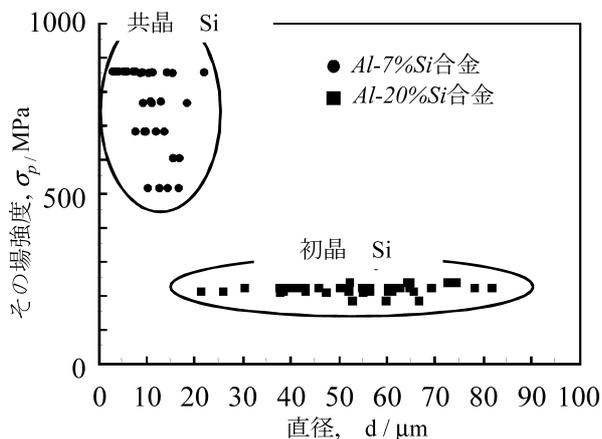


図 26 その場観察より求められた Al-Si 系合金中の Si 粒子の強度

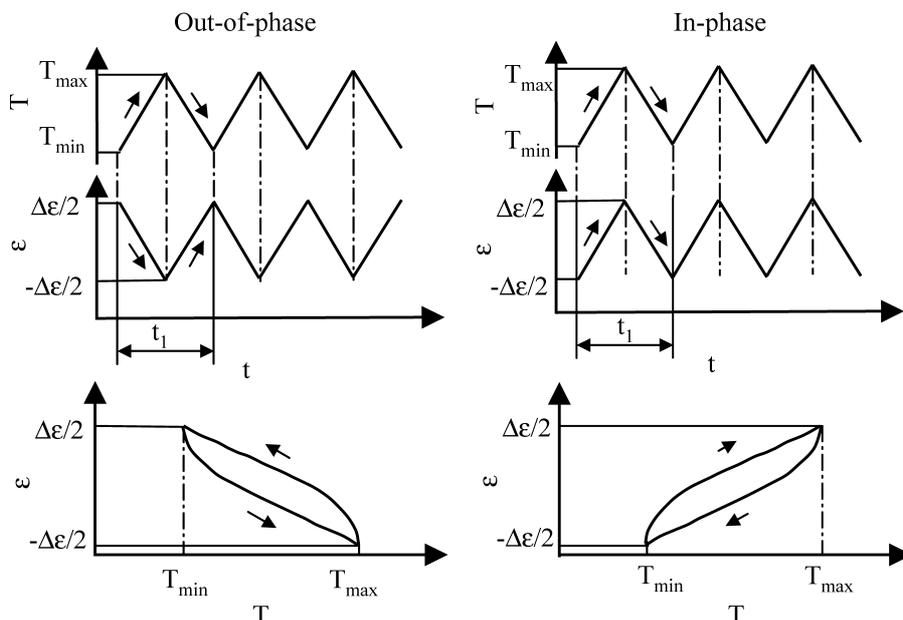


図 28 熱機械疲労における 2 形式。T: 温度 ε: ひずみ t: 時間

型試験を行い、Sr 添加や dendrite arm spacing の影響等を調べた結果を図 29 に示す⁴¹⁾。それぞれ弾性ひずみ成分 $\Delta\epsilon_e$ と塑性ひずみ成分 $\Delta\epsilon_p$ に分けて示しており、塑性ひずみに対する寿命で明確な差が現れている。この方法では、試験中における過時効の進行やクリープひずみの蓄積等に関し、定量的な評価を加えて検討する必要がある、複雑な内容を含んでいる⁴³⁾。

7. アルミニウム基複合材料

筆者らは主に、Al-22%SiCw 複合材 (MMC) について多

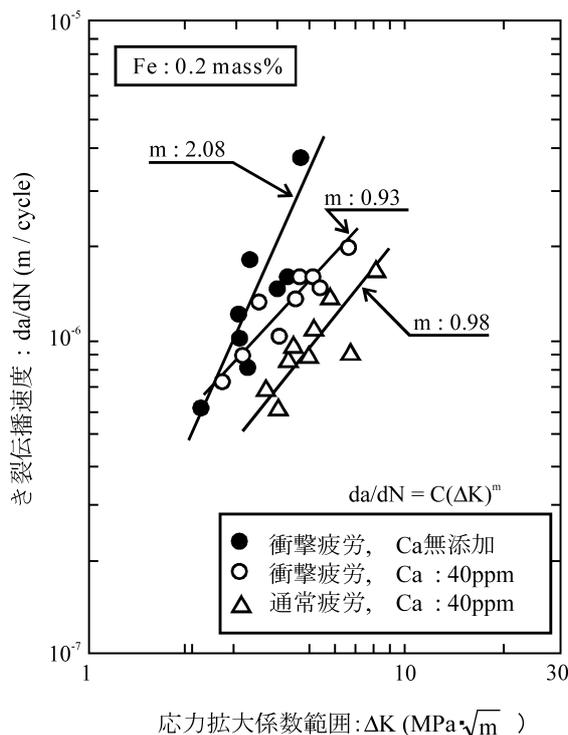


図 27 Fe 量 0.2% の Ca 添加あるいは無添加 AC2B-T6 アルミニウム合金鋳物の衝撃および通常疲労試験により得られた $da/dN-\Delta K$ 曲線

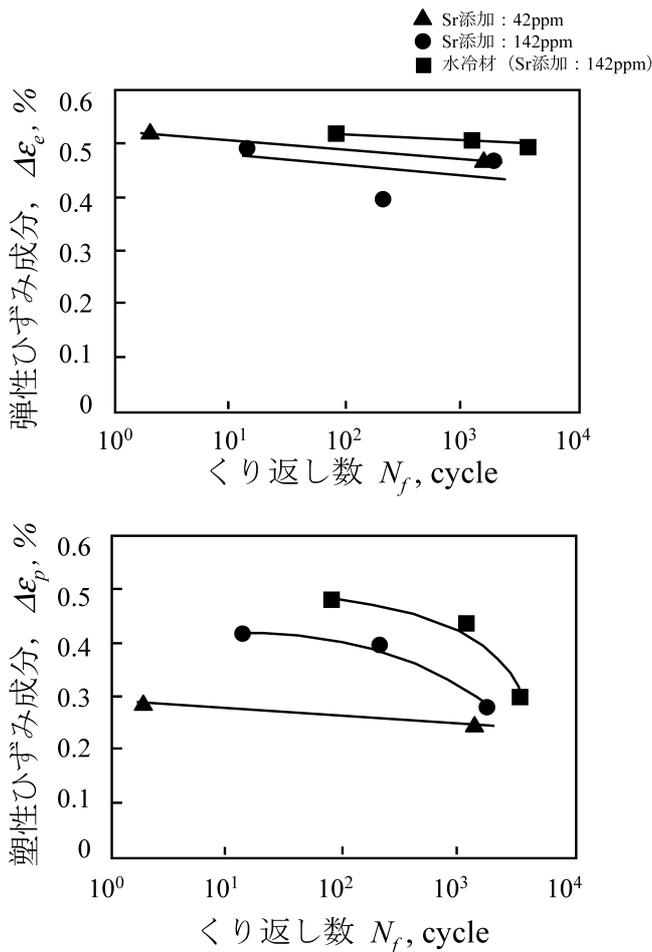


図 29 熱機械疲労寿命に及ぼす (a) 弾性ひずみ $\Delta\epsilon_e$ と (b) 塑性ひずみ $\Delta\epsilon_p$ の影響

数の報告を行ってきた¹⁵⁾。特にこの材料の破壊シミュレーションのプログラムを作成し、特に主き裂先端の強化材で生成するマイクロクラックとの相互作用の解析等から多くの示唆を得た⁴⁴⁾。主き裂前方にマイクロクラックが存在すると主に反シールディング、後方に存在するとシールディング効果が働くこと等がわかった。さらに強化材の分散に関し統計的手法を用いて、き裂伝播との関係を調べたシミュレーション結果を図 30 に示す。これより強化材がある程度局在して分散した方が主き裂の進展が偏向し、優れた伝播靱性が得られることもわかった⁴⁵⁾。

以上のような示唆により、スプレー・ドライ法によりある程度凝集した SiC 凝集塊を作成し、加圧鋳造により作製した複合材 (図 31) が極めて優れた靱性を示すのを確認した⁴⁶⁾。必ずしも強化材の均一分散が常に最善の結果を与えるとは限らないことになる。図 32 はこのような凝集塊中の SiCp の Vol% (V_H) とマトリックスのそれ (V_L) を様々に変え、しかも凝集塊の分散をネットワーク状に配列したときの FEM 解析結果を示している⁴⁷⁾。横軸はセカント・モジュラス比、縦軸は母相に対する強化比をそれぞれ示し、ある程度の凝集度の所で最も効率のよい強化が達成できることを示唆している。このような点からの材料設計が今後重要になると考えている。

一方筆者らは、Al-SiCw 複合材で、SiC ウィスカ周囲には PFZ が存在し、その変形挙動に大きな影響を及ぼすことを報

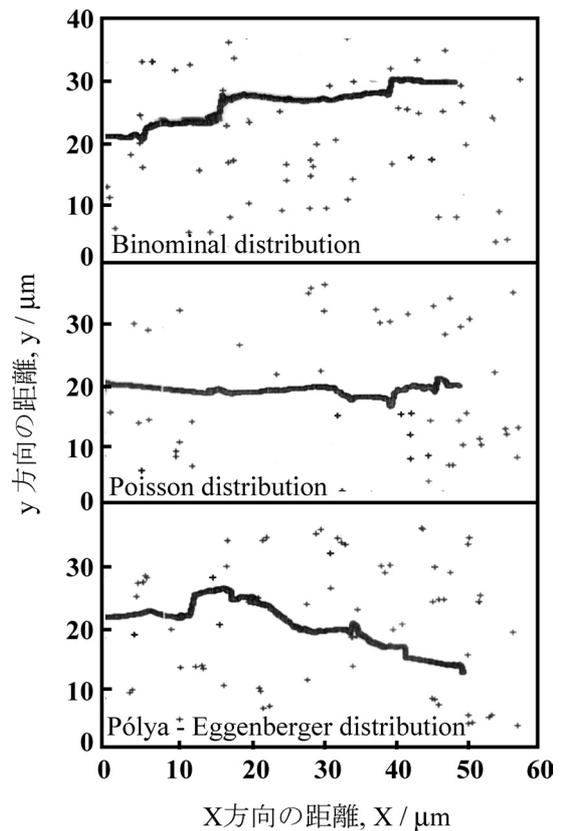


図 30 6061-22%SiC_w 複合材料における強化材の分散と き裂伝播経路のシミュレーション
Binominal distribution: 均一分布,
Poisson distribution: ランダム分布,
Pólya-Eggenberger distribution: 集中分布

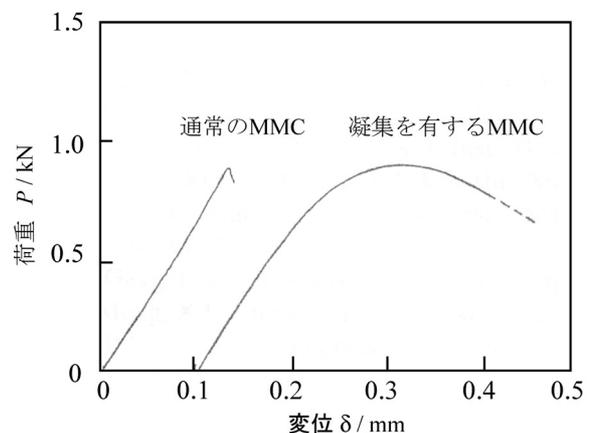
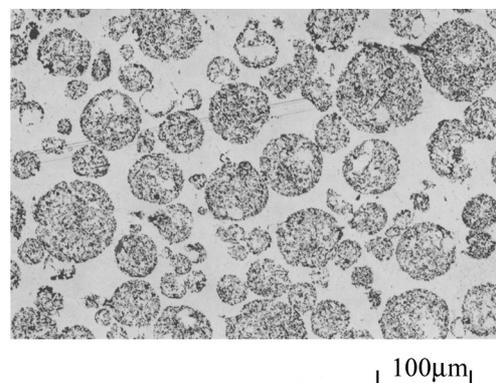


図 31 強化材を球状に凝集させたウィスカ強化 MMC の ミクロ組織と荷重-変位曲線 (3 点曲げ試験)

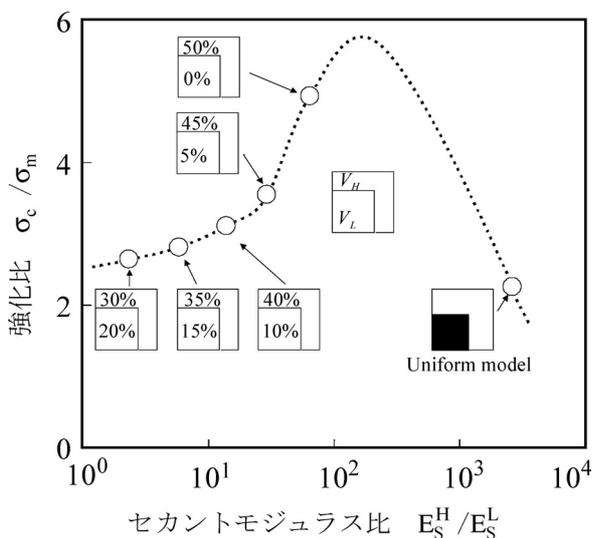


図 32 Al99.99%-SiCp 複合材で強化材体積率の低い相 (V_L : SiCp%) と高い相 (V_H : SiCp%) に分離し、高い相をネットワーク状に配列したときの強化効率 (SiCp25% 含有。全ひずみ 1% の値で表示)

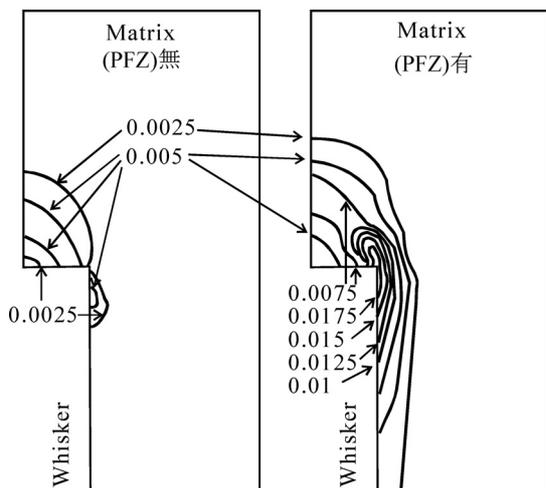


図 33 強化材近傍の PFZ 層の有無がマトリックス中の有効塑性歪の分布に及ぼす影響。ウイスカ強化 MMC をモデルとした有限要素法解析結果 (1/4 モデル)

告している (図 33)⁴⁸⁾。さらにこの PFZ 近傍にはマグネシウム原子が濃化偏析することを利用し、RRA 処理を施すことで強度特性が改善できることも示している⁴⁹⁾。

8. これからの研究…放射光による新しい知見

筆者の研究者としての寿命はもはや限られているが、最近における研究とこれからの研究への期待を多少述べてみたい。現在本研究室では戸田裕之助教授を中心に X 線 CT (コンピュータ断層撮影) を用い、シンクロトロン放射光 (SR) 施設を利用した三次元可視化技術に精力的に取り組んでいる。このような新しい分析計測技術が、未知の世界を切拓く可能性を感じている。

いわゆる第 3 世代の放射光施設で、CT 用のビームラインとして公開されているものがいくつかあるが、フランスのグルノーブルの SR 施設や日本の SPring-8 のビームラインを利

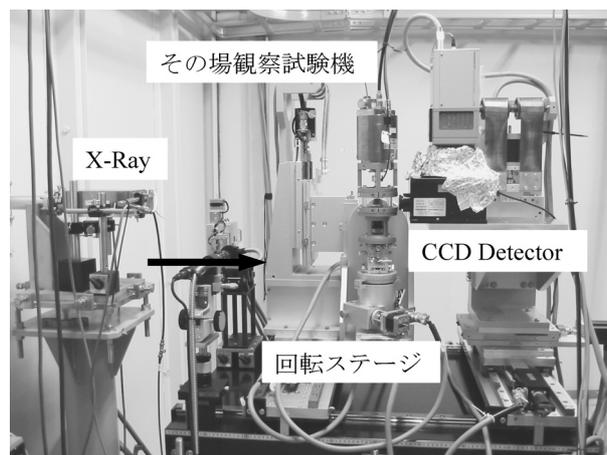


図 34 その場観察材料試験と放射光による X 線 CT 設置状況

用して実験している。後者では 5~100 KeV 程度をカバーし、試料ステージは X 線源より最大で 245m (グルノーブルでは 120m) 離れている。Voxel (三次元画素) サイズ $7\mu\text{m}$ 程度の CCD カメラを用いた観察例が従来多いが、最近の光学系の進歩や屈折コントラストの活用等により、 $0.7\mu\text{m}$ の高解像度での観察を行うことで、材料内部のマイクロ情報を光学顕微鏡レベルの鮮明さで観察できるようになった (透過像のピクセルサイズで最高 $0.33\mu\text{m}$ の撮像が可能)⁵⁰⁾。

本研究室では SPring-8 用の小形材料試験機を試作し、最大 2kN までの引張・圧縮と疲労試験が行えるようにした。180° の範囲でステージを回転撮像するため、支柱等は X 線吸収の小さいポリカーボネートで製作してある。図 34 にその概観を示す⁵⁰⁾。

図 35 は疲労き裂先端近傍について、部分的にアルミニウム基底を除去して示したもので、図中黄色の微小な球状はポアである。二次元観察ではわかりにくい非金属介在物 (赤色) やき裂 (緑色) の三次元的な複雑形状がよくわかる。図 35 (b) はき裂像を斜め後方 (矢印) から見たもので、分岐したき裂面 C1 と C2 がき裂進展方向に関してねじれたき裂のセグメント T で結ばれている様子が確認できる。

図 36 は、き裂先端の弾性応力場内の微小ポア分布を示している。ここではき裂とポアだけを抽出して示している。多数の球状の微小ポアがアルミニウム合金展伸材 (2024-T6 合金) 中に認められる。これまでの断面研磨観察では、ポア中に摩耗粉等が埋没して観察できなかったものと思われる、高分解能 CT 像で初めて明らかになった点である。恐らく溶体化時に結晶粒界に形成されたガス気孔と考える。アルキメデス法による全ポア体積率と一致している。

図 37 は、結晶粒界にアルミニウムとは吸収係数が大きく異なる Ga を含浸、拡散させて可視化したものである。上下に走る 5, 6 本の筋は Ga が濃化した結晶粒界で、水平に見えるものはき裂を前方より見たものである。詳細に観察すると、微小ポアはほぼ粒界上に位置し、主に金属間化合物粒子で核生成していた。き裂進展に結晶組織の影響は比較的小さいが、各粒内で進展突出の度合いが異なることなどがうかがえる。

図 38 は 2024 合金 SEN 試験片に疲労き裂導入後、微小試験片を切出し、高分解能観察したもので、き裂が除荷時にも開口していること、局所的な閉口、分岐等が明瞭に観察され

ている。図 39 は表面の凹凸を強調する三次元抽出手法 (ray tracing 法) で抽出したき裂の表面像 (き裂面) である。図中の白い部分が閉口部であり、従来背面ひずみゲージ法等で定義される唯一の開口点、閉口点は便宜的な値で、実際における三次元的な事象としては図 40 に示すように、連続的なき裂セグメント表面積変化つまりき裂閉開口挙動をとることが明らかにされている⁵⁰⁾。これからの研究に大きな武器となるであろう。発展に期待したい。

9. むすび

私は学生時代、マグネシウム合金の発火温度の測定というかなり危険な実験を行っていた。縁あって電機メーカの研究所に入社し、ここで原子炉鋼の脆性破壊の問題に取組み、破壊や衝撃試験の問題に直面したのが現在につながっている。

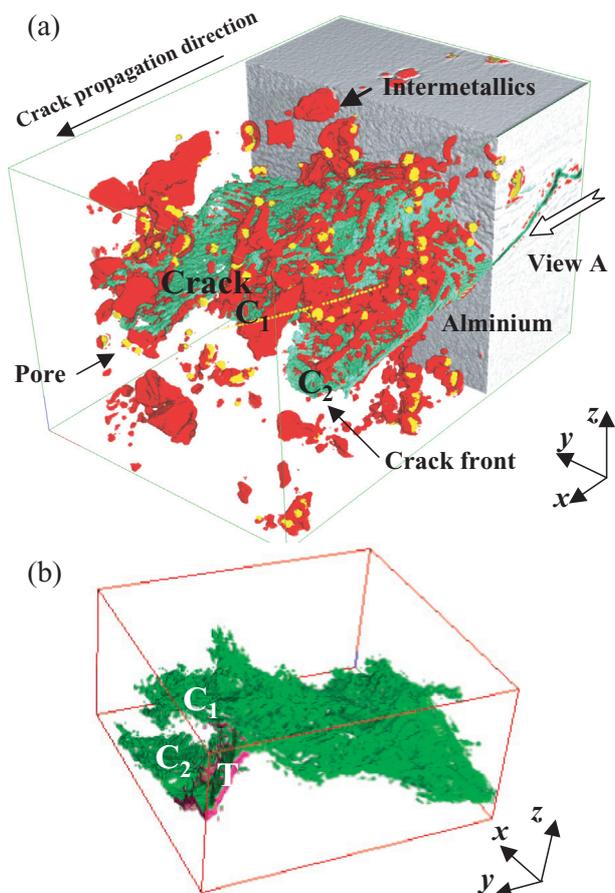


図 35 き裂先端における三次元 X 線 CT 像
(a) アルミニウム基地部分を除去して表示,
(b) 斜め後方 (矢印 View A) より観察した場合

軽金属としてはその後アルミニウム合金、チタン合金にも取組んだが、マグネシウム合金までには到らなかった。日本のアルミニウム業界は鉄鋼業界に比べ一回りスケールが小さい感もあるが、金属としては若い金属であり、まだまだ用途が拡大すると思っている。強度と破壊の研究では、アルミニウム合金がわが国でも航空機や構造用としてもっと拡大すれ

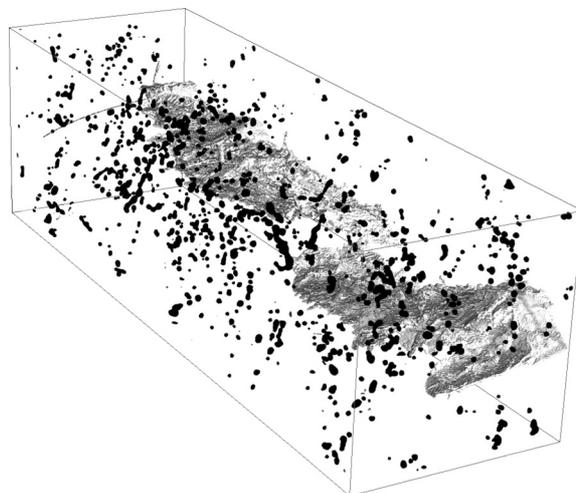


図 36 き裂先端近傍域 (637×189×189 μm) におけるき裂と微小ポアの三次元分布 (基地アルミニウムを除去して表示)

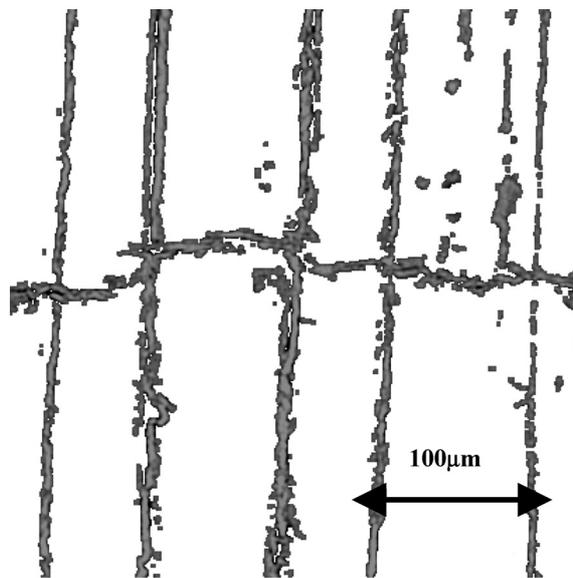


図 37 Ga 含浸後における結晶粒界とき裂進展 (中央の水平なライン) の状況 (断面観察)

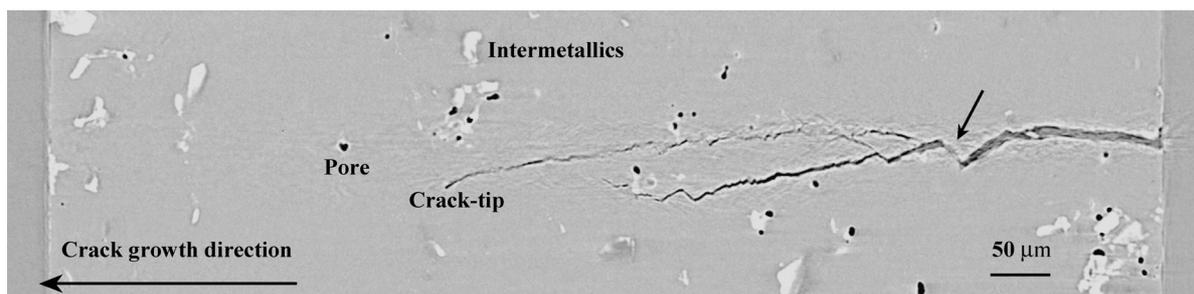


図 38 疲労き裂進展状況を示す断面像

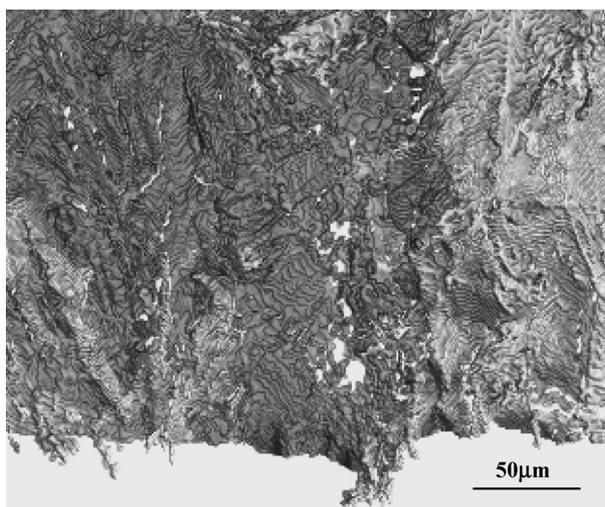


図 39 き裂面を強調 (ray tracing 法) した疲労き裂表面像

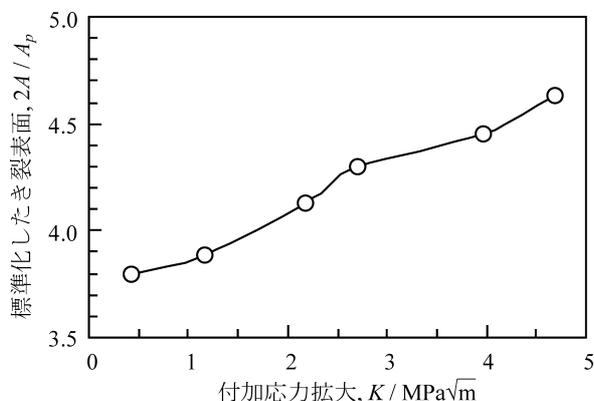


図 40 投影き裂面積 A_p で標準化した全き裂表面積 $2A$ の K による変化

ば、一層の飛躍が期待できる。

ここでは新しい研究の展開も一部述べた。私の研究人生は一段落であるが、若い人々の未知への挑戦に期待する所大なるものがある。この方面の今後の発展を夢見て、筆をおくこととしたい。

謝 辞

学生時代よりの恩師西成基先生には、卒業後ももっぱら御面倒をおかけし、御指導を頂くとともに現在の環境を与えて頂きました。深く感謝申し上げます。

私が研究者としての自覚を明確に持ったのは、当時入社した富士電機の主任研究員故間庭秀世氏でした。同氏は日本における時効現象同好会の世話人(当時東工大)としても活躍され、アカデミアの世界を教示してくれました。

豊橋技術科学大学、名古屋大学の諸先輩、同僚の各位、学生諸君には多大な御支援や御助言を頂きました。軽金属学会、日本アルミニウム協会、(助)軽金属奨学会、関連各社には、研究遂行の上で色々お世話になりました。これらの方々に厚く御礼申し上げる次第です。

参 考 文 献

1) 小林俊郎：軽金属, **22** (1972), 613.
 2) T. Kobayashi, K. Miyagawa and K. Takai: Fuji Electric Rev., **18** (1972), 88.

3) T. Kobayashi and T. Sawada: *ibid*, **18** (1972), 194.
 4) M. Ashby: Notes of Lecture, MIT., (Sept. 1976).
 5) 小林俊郎編著：アルミニウム合金の強度, 内田老鶴圃, (2001), 72.
 6) K. H. Schwalbe: Eng. Frac. Mech., **9** (1977), 795.
 7) J. R. Rice and D. M. Tracey: J. Mech. Phys. Solids, **17** (1969), 201.
 8) T. Kobayashi and M. Niinomi: MRS Int. Mtg. on Adv. Mat., **5** (1989), 379.
 9) F. A. McClintock: J. Appl. Mech., **35** (1968), 363.
 10) L. M. Brown and J. D. Embury: Proc. 3rd Int. Conf. Strength of Metals and Alloys (1975, ISIJ, London), 161.
 11) K. Welpmann, A. Gysler and G. Luetjering: Z. Metallk., **71** (1980), 7.
 12) G. G. Garrett and J. F. Knott: Met. Trans., **9A** (1978), 1187.
 13) R. O. Ritchie and A. W. Thompson: Met. Trans., **16A** (1985), 233.
 14) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield: Met. Trans., **6A** (1975), 653.
 15) 小林俊郎：材料強韌学, アグネ技術センター, (2000); T. Kobayashi: Strength and Toughness of Materials, Springer, (2004).
 16) 新家光雄, 牧清二郎, 中村雅勇, 小林俊郎：軽金属, **33** (1983), 555.
 17) 小林俊郎, 新家光雄, 池田浩一：軽金属, **38** (1988), 9.
 18) 小林俊郎, 新家光雄, 高林幸央, 河村 繁：軽金属, **38** (1988), 723.
 19) 小林俊郎：金属, **71** (2001), 51.
 20) 小林俊郎：材料, **51** (2002), 771.
 21) T. Kobayashi: Eng. Frac. Mech., **19** (1984), 49.
 22) 増田智一, 小林俊郎, 戸田裕之, 王 磊：材料, **52** (2003), 981.
 23) P. Perzyna: Mechanical Property at High Rates of Strain, Conf. Ser., **59** (1974), 138.
 24) 小林俊郎：アルミニウム合金の動的変形と強度, 軽金属学会シンポジウムテキスト, (1988), 1.
 25) H. Conrad: J. Metals, **16** (1964), 582.
 26) 増田智一, 高田雅之, 戸田裕之, 小林俊郎, 王 磊：軽金属, 印刷中
 27) 高橋明宏, 小林俊郎, 戸田裕之：軽金属, **49** (1999), 249.
 28) 高橋明宏, 小林俊郎, 戸田裕之：軽金属, **49** (1999), 166.
 29) 森田繁樹, 戸田裕之, 高橋明宏, 星山中, 小林俊郎, 永島洋：軽金属, **51** (2001), 307.
 30) 戸田裕之, 小林俊郎：軽金属, **53** (2003), 469.
 31) E. C. Beatty: Proc. 2nd. Int. Al. Extrusion Tech. Seminar, Al. Assoc., (1977), 225.
 32) H. Toda and T. Kobayashi: Mat. Sci. Forum, 396-402 (2002), 1097.
 33) T. Kobayashi and H. Toda: Mat. Sci. Forum, 331-337 (2000), 1133.
 34) J. Berk, J. P. Harbin and J. L. Bell: J. Appl. Phys., **49** (1978), 6031.
 35) 戸田裕之, 澤村純平, 小林俊郎：軽金属, 投稿中
 36) 小林俊郎, 新家光雄：アルミニウム基合金の強度と破壊特性, 軽金属学会研究部会報告書 No. 34 (1997), 12.
 37) 小林俊郎, 新家光雄：軽金属, **41** (1991), 398.
 38) 小林俊郎：軽金属学会第 66 回シンポジウムテキスト, 「アルミニウム合金鑄物の品質保証」(2002).
 39) T. Kobayashi: Mat. Sci. Forum, 396-402 (2002), 1267.
 40) T. Kobayashi, H. J. Kim and M. Niinomi: Mat. Sci. Tech., **13** (1997), 497.
 41) 金曾誠, 西戸誠志, 小林俊郎, 戸田裕之：鑄造工学, **74** (2002), 699.
 42) J. LLorca, 小林俊郎：軽金属, **51** (2001), 246.
 43) 戸田裕之, 片野 純, 新家光雄, 小林俊郎, 西戸誠志：軽金属学会講演予稿集 (2004 年 5 月).
 44) H. Toda and T. Kobayashi: Met. Mat. Trans., **28A** (1997), 2149.
 45) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治, 井上直也：日本金属学会誌, **59** (1995), 198.
 46) T. Kobayashi and H. Toda: Mat. Sci. Fourm, **242** (1997), 193.
 47) H. Toda, T. Gouda and T. Kobayashi: Mat. Sci. Tech., **14** (1998), 925.
 48) 戸田裕之, 井上直也, 新村良子, 小林俊郎：日本金属学会誌, **59** (1995), 925.
 49) 戸田裕之, 小林俊郎, 新家光雄：日本金属学会誌, **56** (1992), 1303.
 50) 戸田裕之, 小林俊郎, 大垣智巳：材料試験技術, **49** (2004), 5.