解 説

アルミニウム基傾斜機能材料の遠心力法による
創製と材料物性

渡辺 義見*・福井 泰好**

Fabrication of aluminum based functionally graded materials
by centrifugal method and their physical properties

Yoshimi WATANABE* and Yasuyoshi FUKUI**

1. はじめに

材料の組成・組合せを材料設計に応じて変化させるといふ新しい概念の材料である傾斜機能材料 (Functionally Graded Material; FGM) は、近次世代を担う新素材の一つであろう。図1は、既知の複合材料である混合型複合材料、積層型複合材料、および本解説で取り上げる傾斜機能材料の材料特性変化を比較したものである。粒子や繊維を分散させた混合型複合材料における弾性率や熱伝導率などの材料特性は、微視的な観点から見ると非均質であるが、巨視的には均質と見なせる。これに対して、積層型複合材料は、材料の表と裏とで与える性質を積極的に変えた巨視的な非均質材料である。例えば、高温にさらされる部分を耐熱性の高いセラミックスで、それ以外の部分を加工性・変形特性の優れた金属材料で補完するといった材料である。宇宙往還機のように、スペースが限られ、適宜材料が使い分けられない場合には、このような非均質材料も必要であろう。この種の積層型複合材料の最大の問題点は、金属とセラミックスとの界面が存在することである。界面において、材料特性がセラミックスのそれから金属のそれへと不連続的に変化するため、材料創製時や材料使用時の熱履歴によって、熱ミスマッチに起因する剥離が生じることは容易に予測される。上述の欠点はこの不連続な界面をなくすことによって解消できると考えられ、このような概念から生まれた材料が傾斜機能材料である。図に示すように材料特性が材料内で連続的に変化しており、いわゆる異相界面は存在しない。そのため、熱履歴を受ける環境下でも剥離の心配がないという特徴を持つ。

一般的な傾斜機能材料の創製法やその材料物性については、すでに数多くの解説^{1)~9)}があり、また、単行本¹⁰⁾も発行されている。それゆえ、今さらここで取り上げる

図1 混合型複合材料、積層型複合材料および傾斜機能材料における断面構成と材料特性変化

必要はないと考え、ここでは数ある創製法のうち、著者らが提案し、アルミニウム基傾斜機能材料の作製を行っている遠心力法^{11)~13)}に限って紹介する。遠心力法とは、セラミックスあるいは第二相粒子を含む金属溶湯に遠心力を負荷し、主として金属溶湯と分散粒子との密度差に起因する遠心力の差により生じる移動速度差を用いて組成傾斜を制御しようとする方法である。著者らはこの方法を応用し、今までにアルミニウム/炭化けい素 (SiC) 系^{14),15)}、アルミニウム/シラス系¹⁶⁾およびアルミニウム/金属間化合物 (Al_3Ti , Al_3Ni) 系^{17)~21)}などの傾斜機能材料を作製してきた。遠心力法の長所は、比較的大型の傾斜機能材料を安価に作製し得る点である。この特徴をいかし、大型の傾斜機能材料試料ならではの材料物性や材料評価に関する研究も行ってきている^{14)~23)}。そこで、本稿の前半では、遠心力法によるアルミニウム基傾斜機能材料の創製法について記し、後半では、遠心力法によって創製したアルミニウム基傾斜機能材料を用

* 信州大学繊維学部(上田市)。Faculty of Textile Science & Technology, Shinshu University (Ueda-shi, Nagano)。

** 鹿児島大学工学部(鹿児島市)。Faculty of Engineering, Kagoshima University (Kagoshima-shi, Kagoshima)。

受理日:平成8年3月4日

いて測定・解析した材料物性について述べる。

2. 遠心鋳造法による非均質材料の創製

傾斜機能材料の創製法として、粒子配列法、プラズマ溶射法、粒子噴射法、自己発熱反応法、PVD法、CVD法などが考案・研究されている^{1)~10)}。しかし、このいずれもが比較的新しい技術を利用しているため、創製装置が高価であるという欠点があり、また、大きい試料を作製するには不向きである。これに対し、著者らは安価に大きい傾斜機能材料を作製することが可能な方法として、ここで解説する遠心鋳造による創製法（遠心力法）^{11)~23)}やマルテンサイト変態を利用した創製法^{24), 25)}を提案している。遠心鋳造法は高速回転する鑄型に溶湯を注入し、遠心力によって溶湯を鑄型の内壁に押しつけながら凝固させる方法である。遠心鋳造法で製造した製品は、遠心力付加のために組織が緻密になっており、一般の鑄物と異なり引け巣や気孔もなく、引張強さや耐食性に優れていると言われている。通常の遠心鋳造法では、密度の差に起因する偏析などは嫌われている。しかし、逆にこの効果を積極的に利用し、リングの内周部と外周部とにおいて組成の異なる複合材料を創製することが可能である。

遠心鋳造法を利用して、分散粒子^{26)~29)}、アルミナ短繊維³⁰⁾、初晶金属間化合物³¹⁾を不均一に分布させる試みは、比較的古くから行われている。例えば、Krishnanら²⁶⁾はアルミニウム/グラファイト粒子系複合材料の遠心鋳造により、リング内周部にグラファイト粒子が富化した材料を作製している。また、Tsunekawaら³⁰⁾は δ - Al_2O_3 短繊維の複合した溶融アルミニウム合金に遠心力を印加すると、 δ - Al_2O_3 短繊維がリングの外周部に偏在化でき、その結果、繊維の偏在化していない材料に比べ、曲げ強度が向上することを示している。しかしながら、これらの材料は、複合化されている領域と複合化されていない領域とに分離した二層材料であり、積層型複合材料に相当する。これに対し、著者らは、後で述べる諸条件の制御を行うことにより、傾斜機能材料を創製することに成功している。

図2は著者らが遠心鋳造を行うために用いている、溶解・攪拌・溶湯注入システムの概略図である。溶解するつぼの底には穴が開いていて、注入前にはセラミックスの棒によって栓がしてある。この栓を抜くことにより、溶湯はつぼの底から湯道を経て、所定の回転数にて回転する内径90 mmの鑄型へ直接注入される。また、溶湯の注入後には、鑄型加熱炉を移動させることにより、冷却速度がコントロールできる。このとき、非接触の温度計により冷却速度を測定している。なお、このようにして作製した傾斜機能材料はリング形状である。

図2 アルミニウム基傾斜機能材料作製装置の概略図。セラミックス棒の栓を抜くと、溶湯はつぼの底から湯道を経て、回転する鑄型へ直接注入される。鑄型加熱炉を移動させ、冷却速度がコントロールできる

3. 傾斜機能材料の組織と組成傾斜

3.1 アルミニウム/セラミックス系

遠心力法によって作製したアルミニウム/セラミックス系傾斜機能材料の組織の例を図3に示す。図3において、左からリングの内周部、中央部、外周部の組織を示している。アルミニウム/炭化けい素 (Al/SiC) 系傾斜機能材料は重力倍数 G が12.6の条件で作製したものであり¹⁵⁾、アルミニウム/シラス (Al/Shirasu) 系傾斜機能材料は G が50の条件で作製した¹⁶⁾。ここで、シラスは南九州一円に堆積している火山噴出物であり、主成分は SiO_2 と Al_2O_3 である。また、重力倍数 G は遠心力と重力 g との比であり、

$$G = \frac{2\pi^2 DN^2}{g} \approx 2DN^2 \quad (1)$$

で与えられる³²⁾。ただし、 D は鑄型の内径 (m)、 N は回転数 (s^{-1}) である。

ところで、炭化けい素の密度は 3.15 Mg/m^3 、シラスの密度は 2 Mg/m^3 程度であり、また 700°C における溶湯アルミニウムの密度は 2.37 Mg/m^3 である。遠心力の作用下ではこの密度の差により、炭化けい素粒子がリングの外周部に移動するのに対して、シラスはリングの内周部に移動する。図3の試料における組成傾斜の様相を、セラミックス粒子の体積分率の変化として整理したものが図4である。横軸は規格化した試料位置であり、0.0はリング最内周部、1.0はリング最外周部に対応する。どちらの試料も組成比はなめらかに変化し、傾斜機能材料の創製法としても遠心力法は有用と考えられる。

3.2 アルミニウム/金属間化合物系

金属間化合物は、力学的物性に従来の実用合金には見られない特異性を持つことから、近年注目を集めている新材料である。一般に金属間化合物は硬くて脆いため、取扱いが不便である。しかし、靱性のあるマトリックスの中に分散させることにより、この欠点は克服できる³³⁾。

図3 アルミニウム/セラミックス系傾斜機能材料の組織例。炭化けい素の平均体積分率は20%であり、重力倍数 $G=12.6$ の条件で作製した。また、シラスの平均体積分率は10%であり、重力倍数 $G=50$ の条件で製造した

図4 図3に示した傾斜機能材料における組成傾斜。横軸は規格化した位置であり、0.0はリング最内周部、1.0はリング最外周部を示す

このような材料は、必ずしも均質組成の材料である必要はなく、逆に、傾斜機能材料化することによって応用範囲が広がることも考えられる。このような立場から、著者らはアルミニウム/金属間化合物系傾斜機能材料の作製にも取り組んでいる^{17)~21)}。ここで、遠心力法を用いた傾斜機能材料創製において、金属間化合物を構成材料とする場合、その融点を考慮すると2通りの方法が考えら

れる。一つは、上述したアルミニウム/セラミックス系の強化相を単に金属間化合物に置き換えた場合であり、もう一つは晶出などの金属組織学的な現象を応用し *in situ* 複合材料化する場合である。ここでは、前者の例としてアルミニウム/ Al_3Ti 系の、後者の例としてアルミニウム/ Al_3Ni 系の、組織と組成傾斜について述べる。

アルミニウム/ Al_3Ti 系の素材は、市販の Al-5 mass% Ti 合金インゴットであり、インゴット中には板状の初晶 Al_3Ti が存在する。この Al_3Ti は高融点 (1342°C) であるため、初晶 Al_3Ti 相と液相とが2相共存する温度範囲で合金インゴットを溶解し、重力倍数 G が52の条件で遠心鋳造した。このときの組織写真を図5に示す¹⁷⁾。ここで、写真中の矢印は遠心力方向を示す。図5に示すように、 Al_3Ti 粒子の板面法線と遠心力方向とが平行となるように配向している。組成傾斜制御の観点から、配向の度合を評価するため、遠心力印加時の回転軸方向から試料を観察した。図6は遠心力方向と板面法線との関係を示したもので、横軸は板状晶出物の板面法線と遠心力方向との角度で、遠心力方向をゼロ度にとってある³⁴⁾。粒子の板面法線と遠心力方向との角度が30°以内である粒子は、全粒子の84%にも及ぶ。リングの外周部と内周部とは初晶量が異なるので、粘性の勾配に起因する角速度差が遠心力印加中に生じ、結果として板状 Al_3Ti 晶出物はモーメントを受け、配向するものと考えている。

次に、晶出現象を利用する *in situ* 複合材料であるアル

図5 アルミニウム/ Al_3Ti 系傾斜機能材料の組織写真。写真中の矢印は遠心力印加方向を示す

図6 図5に示した傾斜機能材料における配向度。横軸は板状晶出物の板面法線と遠心力方向との角度で、遠心力方向をゼロ度にとってある

ミニウム/ Al_3Ni 系傾斜機能材料について述べる。市販のAl-20 mass%Ni合金インゴットを用いて創製したアルミニウム/ Al_3Ni 系傾斜機能材料の組織写真を図7に示す¹⁹⁾。 Al_3Ni 粒子の体積分率は、リングの外周部で大きく、内周部では小さくなっている。また、上述のアルミニウム/セラミックス系の場合と同様、組成は傾斜的に配分している。この材料の創製法の特徴は、液相一相の状態に遠心力を印加している点であり、そのため、溶湯から直接金属間化合物が晶出する。したがって、今まで述べてきたアルミニウム/セラミックス系やアルミニウム/ Al_3Ti 系とは根本的に異なる原理を応用するものであることに注意していただきたい。晶出という金属組織学的な現象を傾斜機能材料創製に应用する場合、晶出粒子の粒径は凝固条件に依存するので、分散粒子の粒径分布はアルミニウム/セラミックス系などの傾斜機能材料のそれとは異なる。重力倍数 G が147の条件で作製した試料におけるリングの外周部、中央部、内周部の各位置での初晶粒子の粒径分布を図8に示す¹⁹⁾。外周部では

(a) リング外周部

(b) リング中央部

(c) リング内周部

図7 アルミニウム/ Al_3Ni 系傾斜機能材料の組織写真

粒径は小さく、内周部にいくに従って粒径は大きくなる。また、それに伴い分布の広がりも大きくなる。さらに、小さい重力倍数で作製した試料における粒径は、大きい重力倍数で作製した試料におけるそれに比べて大きい。これら粒径分布の差異は冷却速度の違いによるものと考えられる。分散粒子の粒径は微細である方が望ましく、そのためには、急冷凝固法の適応が有効である。しかし、通常の遠心铸造法では、初晶の移動に要する時間の確保と急冷凝固とを両立させることは困難である。大参ら³⁵⁾は初晶の微細化に有効な複合鋳込み法と遠心铸造法とを組合せた「複合鋳込み遠心铸造法」によりこの欠点を克服し、リングの外周部に微細な金属間化合物を分散させることに成功している。

図8 アルミニウム/Al₃Ni系傾斜機能材料におけるリングの各位置での晶出物の粒径分布

4. 組成傾斜の制御

遠心力法を利用して傾斜機能材料を創製する場合、傾斜機能材料固有の特性である組成傾斜を、どのように精密に制御するかが問題となる。そのためには、いかなる因子が組成傾斜形成に影響するかについて知る必要がある。ところで、金属/セラミックス粒子系傾斜機能材料を遠心力法で創製する場合、遠心力付加時の金属溶湯をストークスの定理に従う粘性液体と見なすことができる。この仮定に基づき、粒子を含みサスペンション化した粘性液体中における粒子運動を解析し、粒子の相対位置をグラフィックス表示することにより可視化した。この方法により組成傾斜の形成過程を把握することが可能となり、いかなる因子が組成傾斜形成に影響するかについての検討を行うことができた。

図9はアルミニウム/炭化けい素系複合材料に遠心力を付加したときの粒子の移動をシミュレーションしたものである¹²⁾。粒子の粒度が#60、粒子の平均体積分率は15 vol%，リングの外径および肉厚はそれぞれ90 mmおよび15 mm、そして重力倍数 G は100という条件で計算した。図中の左はリングの内周部、右がリングの外周部に対応する。相対時間の増加に伴い、粒子はリングの外周部に移動している。このシミュレーションの結果およびプラスタ/コランダム傾斜機能モデル材料の結果より、組成傾斜形成に及ぼす各因子の影響をまとめたものが表1である。このうち、組成傾斜形成に直接大きな影響を及ぼす因子は粒子径である。これは、粒子の粘性抵抗が粒子径に比例するからである。

図9 粒子移動のシミュレーション。
(a) 相対時間 $5 \Delta t$ 経過後, (b) 相対時間 $20 \Delta t$ 経過後, (c) 相対時間 $40 \Delta t$ 経過後

表1 相対的な組成傾斜の形成に及ぼす各因子の影響

組成傾斜形成に及ぼす各因子	相対的組成傾斜 小←…………→大
重力倍数	小←…………→大
粒子の体積分率	大←…………→小
粒子径	小←…………→大
溶湯と粒子との密度差	小←…………→大
溶湯の粘性	高←…………→低
遠心力付加時間	短←…………→長
リングの肉厚	厚←…………→薄

粒子径の影響を比較した例が図10(a)および(b)である¹²⁾。図10(a)は粒度#60, (b)は粒度#320のコランダム粒子を用いた傾斜機能モデル材料の結果であり、重力倍数などの他の条件は等しくしてある。粒子径を変えるだけで、図のように組成傾斜は大いに異なる。このことより、異なる粒度の粒子を同時に混入した材料では、より精密に組成傾斜を制御することができるものと考えられる。図10(c)は粒度#60のコランダム粒子11.25 vol%と粒度#320のコランダム粒子3.75 vol%とを同時に混入した材料の結果である。すなわち、図10(a)に示した粒度#60の試料において、全コランダム粒子中の25%を粒度#320

図10 組成傾斜に及ぼす粒子径の影響。横軸は規格化したリングの肉厚である

(a) 粒度#60のコランダムを用いた傾斜機能モデル材料における組成傾斜。粒子の平均体積分率は15 vol%であり、 $G=12.4$ の条件で製造した

(b) 粒度#320のコランダムを用いた傾斜機能モデル材料における組成傾斜。粒子の平均体積分率および重力倍数等の条件は(a)と同一である

(c) 粒度#60のコランダム11.25 vol%と粒度#320のコランダム3.75 vol%とを同時に混入した傾斜機能モデル材料における組成傾斜。重力倍数等の条件は(a)および(b)と同一である

の粒子に置き換えたものに相当する。単一の粒度の粒子のみを利用した図10(a)や(b)の材料に比べ、よりなだらかに組成の傾斜していることがわかる。このように、粒度の異なる粒子を同時に混入させることにより、材料設計の立場から要求される幅広い組成傾斜特性を材料に持たせることが可能になる。

なお、著者らの手法では取扱わなかった凝固過程を考慮し、粒子分布をシミュレーションした研究も報告されている。水野ら³⁶⁾は凝固過程を有限要素法により精密に解析し、また、Kang ら³⁷⁾は複合材料を遠心鋳造したときの凝固を差分法により解析し、それぞれ粒子分布を計算している。

5. 硬さ測定による組成傾斜の評価

創製した傾斜機能材料において、セラミックス粒子あるいは金属間化合物粒子の組成傾斜を簡便に評価する方

図11 アルミニウムマトリックスに生じた平均塑性ひずみエネルギーと粒子の体積分率との関係

図12 粒子の体積分率とアルミニウムマトリックス硬さとの関係

法が必要である。ここで、アルミニウムとこれらの粒子とではヤング率や熱膨張係数が異なる。そのため、アルミニウム基傾斜機能材料では、熱応力に起因する微視的なひずみエネルギーが存在し、アルミニウムマトリックスの硬さが組成傾斜に伴い変化すると考えられる。そこで、Lee らの方法^{38), 39)}に従ってこのひずみエネルギーを算出した。図11はアルミニウムマトリックスに生じた平均塑性ひずみエネルギーと粒子の体積分率との関係を示したものである²³⁾。粒子の体積分率の増加に伴い平均塑性ひずみエネルギーは上昇している。また、アルミニウム/シラス系およびアルミニウム/ Al_3Ni 系傾斜機能材料における平均塑性ひずみエネルギーの増加率は、アルミニウム/炭化けい素系傾斜機能材料のそれに比べて小さい。これは、アルミニウム/炭化けい素系傾斜機能材料に比べて、アルミニウム/シラス系およびアルミニウム/ Al_3Ni 系傾斜機能材料ではアルミニウムと粒子との機械的性質の差が小さく、冷却によって発生する転位の数が少ないためである。このように、転位密度と比例関係にある平均塑性ひずみエネルギーは、粒子の体積分率に依存する。また、硬さは転位密度と関連があるので、アル

図13 残留応力解析に用いたアルミニウム/炭化けい素系傾斜機能材料の(a)組成傾斜および(b)ヤング率・熱膨張係数分布。両図とも横軸は規格化したリング半径であり、1.0がリング最外周部を表す。

ミニウムマトリックスの硬さを測定することにより、組成傾斜の情報を得ることが可能である。

そこで、これらの傾斜機能材料におけるアルミニウムマトリックスの硬さを測定し、粒子の体積分率とマトリックスの硬さとの関係をまとめたものが図12である²³⁾。図12中の分布近似曲線と図11の曲線形状の相似性に着目するなら、平均塑性ひずみエネルギーと硬さとの定量的な関係から、硬さ測定により組成傾斜を知ることができるはずである。ビッカース硬さの増分 ΔHV と単位体積当たりの平均塑性ひずみエネルギー $\bar{\omega}_p$ との間に、定数 A を介して

$$\Delta HV = A \times \bar{\omega}_p \quad (2)$$

の比例関係が認められる。すなわち、アルミニウムマトリックスの硬さ HV は

$$HV = HV_0 + \Delta HV = HV_0 + A \bar{\omega}_p \quad (3)$$

の関係で整理することができる。ここで、 HV_0 はアルミニウムマトリックス固有の硬さである。このようにマトリックスの硬さと分散粒子の体積分率との間には式(3)に示される定量的関係があるので、アルミニウムマトリックスの硬さ測定によって、傾斜機能材料における組成傾斜を把握することができる。

6. 残留応力分布の解析

得られた傾斜機能材料リングにおいては、アルミニウムマトリックスとセラミックス粒子あるいは金属間化合物粒子との微視的なヤング率・熱膨張係数の差とともに、組成傾斜に伴う巨視的なヤング率・熱膨張係数の傾斜分布も存在する。例えば、異なる条件により創製した図13(a)のような組成傾斜を有するアルミニウム/炭化けい素系傾斜機能材料を取り上げる。これらの傾斜機能材

料における組成傾斜に伴うヤング率・熱膨張係数の傾斜分布は、若島の式⁴⁰⁾を用いて計算すると図13(b)になる。リング内周部から外周部へとヤング率は増加するが、熱膨張係数は相対的に低下する。このような材料では、たとえ極めて小さな温度勾配の冷却(加熱)であっても熱収縮(膨張)の差によって、リングには巨視的な残留ひずみ・残留応力が生じる。そこで、リング切裂法によってこの残留ひずみを測定すると、残留ひずみの大きさは $-750 \sim 500$ マイクロストレインの範囲にあり、リング内周部には引張りひずみ、外周部には圧縮ひずみの生じていることがわかった¹⁵⁾。

さて、残留応力として材料中に残る応力は、材料が無ひずみ状態であると見なせる基準温度からの冷却によって生じると考えられる。ここで、基準温度からの温度変化量 ΔT は、測定した残留ひずみの値を用いて計算すると、約140 K 程度となる。この温度変化量は再結晶温度と室温との温度差に等しく、測定と解析とが妥当であることを示す。そこで、温度変化量 ΔT が140 K であるとして、図12(a)の組成傾斜を有する傾斜機能材料における残留応力の分布を計算したものが図14である¹⁵⁾。ひずみ分布に対応して、リング内周部では引張りの、外周部では圧縮の残留応力が生じている。また、その絶対値は組成の傾斜がきついほど大きくなる。さらに、リングの肉厚が厚いほど残留応力は大きくなることもわかった。

7. 圧縮変形による力学物性の評価

傾斜機能材料は非均質材料であるため、均質材料とは異なる変形の様相を示すことが予想される。図15は円柱型のアルミニウム/炭化けい素系傾斜機能材料を各温度で圧縮した後の様相である¹⁴⁾。試料の上下方向に組成は

図14 図13に示した傾斜機能材料における残留応力分布。横軸は規格化したリング半径であり、温度変化量 $\Delta T = 140$ K として計算した

傾斜しており、上部が炭化けい素のリッチな領域、下部がアルミニウムのリッチな領域である。通常、円柱型の均質材料を圧縮すると上下対称の円柱もしくは円柱に近い樽型になる。しかし、傾斜機能材料では、図のように下膨れの樽型になっている。変形温度が低いほど相対的に均一に変形し、変形温度が高いほど下膨れの様相は顕著となる。また、加工限界を求めるため、圧縮量を変えた試料においてき裂が発生しているか否かを調べたものが図16である¹⁴⁾。ここで、縦軸は巨視的なひずみであり、●印はき裂未発生、×印はき裂発生、点線はき裂発生の限界を示す。き裂発生と巨視的な対数ひずみとの間には明瞭な温度依存性が認められる。

さらに、最近の冷間平面ひずみ圧縮試験の研究⁴¹⁾により、炭化けい素リッチ側のデッドメタルゾーンはアルミニウムリッチ側に比べて大きいことや、湾曲したせん断帯が発生し、このせん断帯に沿った炭化けい素リッチの領域からき裂の発生することなどがわかっている。このように、従来の均質材料の仮定に基づく降伏関数などが適応の困難な傾斜機能材料の変形を解析するためには、新たな変形理論を今後発展させる必要があるものと考えている。

8. おわりに

本稿では、傾斜機能材料の創製方法として遠心力法に限って述べてきた。他の創製法については詳しい解説^{1)~10)}が多くあるので、これらを参照されたい。ここで述べてきた遠心力法は安価に傾斜機能材料を創製できる点が特筆される。また、大きい試料の創製も容易である点が特徴である。なお、表面への複合化の方法として、あらかじめ複合部に粒子や繊維を配置し、遠心力付加により分布状態を制御する方法^{42)~45)}もある。この方法を利用しても傾斜機能材料の創製は可能であろう。最

図15 アルミニウム/炭化けい素系傾斜機能材料の圧縮変形後の形状。組成は試料の上下方向に傾斜していて、上部が炭化けい素リッチな領域である

図16 圧縮変形試料におけるき裂発生ひずみの温度依存性。●印はき裂未発生、×印はき裂発生、点線はき裂発生の限界を示す

近では、筆者ら以外のグループにおいても、遠心力法を用いた傾斜機能材料の創製およびその材料評価に関する研究^{36), 37), 46)~49)}が進められていることを最後に付け加えておく。

参考文献

- 1) 新野正之：機能材料，7，No. 10 (1987)，31.
- 2) 新野正之，平井敏雄，渡辺龍三：日本複合材料学

- 会誌, 13 (1987), 257.
- 3) 佐多延博: 機能材料, 8, No. 2 (1988), 47.
- 4) 渡辺龍三: 機能材料, 8, No. 4 (1988), 51.
- 5) 小泉光恵, 浦部和順: 鉄と鋼, 75 (1989), 887.
- 6) 工業材料, 特集・傾斜機能材料-創製のいま, 38, No. 12 (1990).
- 7) A. J. Markworth, K. S. Ramesh and W. P. Parks Jr: J. Mater. Sci., 30 (1995), 2183.
- 8) B. H. Rabin and I. Shiota (Eds.): "Functionally Gradient Materials", MRS Bull. 20, No. 1 (1995).
- 9) T. Hirai: "Functional Gradient Materials" (Materials Science and Technology, 17B), VCH, Germany, (1996).
- 10) ㈱未踏科学技術協会・傾斜機能材料研究会編: 傾斜機能材料, 工業調査会, (1993).
- 11) 福井泰好: 日本機械学会論文集 (C編), 56 (1990), 67.
- 12) 渡辺義見, 福井泰好, 中西賢二, 武田吉男, 山中昇: 日本機械学会論文集 (A編), 58 (1992), 2472.
- 13) 福井泰好, 山中 昇, 渡辺義見, 中西賢二: 熱処理, 35 (1995), 11.
- 14) 福井泰好, 清宮義博, 中西賢二: 日本機械学会論文集 (A編), 57 (1991), 1790.
- 15) 福井泰好, 米倉秀人, 渡辺義見, 中西賢二: 日本機械学会論文集 (A編), 60 (1994), 1384.
- 16) 山中 昇, 渡辺義見, 福井泰好, 布村成具: 軽金属, 44 (1994), 330.
- 17) 渡辺義見, 山中 昇, 福井泰好: 日本機械学会第73期全国大会講演論文集 (I), (1995), 577.
- 18) Y. Fukui, K. Takashima and C. B. Ponton: J. Mater. Sci., 29 (1994), 2281.
- 19) 福井泰好, 山中 昇, 渡辺義見, 清宮義博: 軽金属, 44 (1994), 622.
- 20) 福井泰好, P. Bowen: 日本機械学会論文集 (A編), 60 (1994), 2042.
- 21) 福井泰好, P. Bowen: 日本機械学会論文集 (A編), 60 (1994), 2048.
- 22) N. Yamanaka, Y. Oya-Seimiya, Y. Watanabe and Y. Fukui: Trans. Mater. Res. Soc. Jpn, 16B (1994), 1279.
- 23) 山中 昇, 清宮義博, 渡辺義見, 福井泰好: 日本機械学会論文集 (A編), 投稿中.
- 24) Y. Watanabe, Y. Nakamura, Y. Fukui and K. Nakanishi: J. Mater. Sci. Letters, 12 (1993), 326.
- 25) 渡辺義見, 中村祐三, 福井泰好, 中西賢二: 日本機械学会論文集 (A編), 59 (1993), 1138.
- 26) B. P. Krishnan, H. R. Shetty and P. K. Rohatgi: AFS Transactions, 84 (1976), 73.
- 27) D. Nath and P. K. Rohatgi: Composites, April, (1981), 124.
- 28) L. Lajoye and M. Suery: Solidification Processing Reprints of 3rd International Conference, Sheffield, (1987), 443.
- 29) L. Lajoye and M. Suery: "Cast Reinforced Metal Composites", Ed. S. G. Fishman and A. K. Dhingra, ASM International, (1988), 15.
- 30) Y. Tsunekawa, M. Okumiya, I. Niimi and K. Yoneyama: J. Mater. Sci. Letters, 7 (1988), 830.
- 31) 村田 清, 高田正毅, 中田 毅, 梅田高照: 鋳物, 64 (1992), 537.
- 32) 日本機械学会編: 機械工学便覧 応用編 B2, 加工学・加工機器, (1984), 16.
- 33) 山口正治, 馬越佑吉: 金属間化合物, 日刊工業新聞社, (1984), 143.
- 34) 渡辺義見, 山中 昇, 福井泰好: 第118回日本金属学会春期大会講演概要, (1996), 280.
- 35) 大参達也, 木村欣晃, 伊藤洋一, 工藤昌行, 松浦清隆: 日本金属学会誌, 60 (1996), 490.
- 36) 水野 衛, 松岡 徹, 井上達雄: 材料, 42 (1993), 1046.
- 37) C. G. Kang, P. K. Rohatgi, C. S. Narendranath and G. S. Cole: ISIJ Inter., 34 (1994), 247.
- 38) J. K. Lee, Y. Y. Earmme, H. I. Aaronson and K. C. Russell: Metall. Trans., 11A (1980), 1837.
- 39) C. T. Kim, J. K. Lee and M. R. Plichta: Metall. Trans., 21A (1990), 673.
- 40) 若島健司: 日本複合材料学会誌, 2 (1976), 161.
- 41) 福井泰好, 渡辺義見, 安藤将太郎, 中西賢二: 日本機械学会, 北海道支部第33回講演会講演概要集, No. 922-1 (1992), 7.
- 42) J. Sugishita, S. Fujiyoshi, T. Imura and M. Ishii: Wear, 81 (1982), 209.
- 43) 杉下潤二: 鋳物, 57 (1985), 102.
- 44) 杉下潤二: 鋳物, 58 (1986), 707.
- 45) 恒川好樹, 奥宮正洋, 新美 格, 前田隆弘: 軽金属, 40 (1990), 7.
- 46) 北野 武: 機能材料, 10, No. 7 (1990), 5.
- 47) 菖蒲光徳, 富田尚典, 上治 豊, 大内 宏, 小林武: 日本鋳物協会第122回全国講演大会講演概要集, (1993), 5.
- 48) 村田 清, 原田博隆, 中田 毅, 梅田高照: 鋳物, 66 (1994), 110.
- 49) 石本義彦, 桃野 正, 片山 博, 桜井市蔵, 松尾國彦: 日本鋳物協会第124回全国講演大会講演概要集, (1994), 22.