シンクロ型 LPSO 構造相の 塑性変形挙動

萩 原 幸 司* 東 田 賢 二**

1. はじめに

周期的な積層変調と濃度変調の同期したシンクロ型長周期 積層構造(Synchronized long-period stacking ordered (LPSO) structure)の力学的性質に関心が集まっている. そ の理由としてはまず,このLPSO構造相を強化相とした高 強度・高耐熱マグネシウム合金(LPSO型マグネシウム合金) が我が国で開発され,その応用研究が進められていることが 挙げられるが,合わせて基礎研究の見地からもその力学的挙 動に興味深い性質が現れることが知られている.

一般に HCP 構造を基盤とする金属合金に代表される塑性 異方性の強い材料では,立方晶金属とは全く異なった特異な 変形挙動が現れる.例えばマグネシウム単結晶では,室温で 単軸引張変形したときの応力-ひずみ曲線に,せん断ひずみ で250%にも及ぶ容易すべり領域と呼ばれる加工硬化率の極 めて低い変形段階が現れる⁽¹⁾.この容易すべり領域は, HCP と同じ稠密構造をもった立方晶系の FCC 結晶では段階 Iに対応するもので,FCC ではせん断ひずみで高々5~ 10%の長さの段階Iしか現れない.容易すべり領域が持続 する条件は,単一すべりが維持されることであり,二次すべ り系が活動し始めると段階Iは終了し,高い加工硬化率を持 った段階IIに遷移する.すなわち,マグネシウム結晶におけ る極端に長い容易すべり領域の出現は,底面すべりの圧倒的 な優位性,換言すれば,この結晶系の極めて強い塑性異方性

ところでマグネシウム結晶を底面に平行に外部負荷応力の 軸をとって圧縮変形すると{1012}面に沿った双晶変形を容 易に引き起こす.しかし,先に述べたマグネシウム系 LPSO 構造相においては,一般にそれが抑制され,後述するように キンク帯(kink bands)と呼ばれる底面(0001)面が大きく屈 曲した領域が形成されることで圧縮変位が担われる.この特 異な変形モードは,一種の結晶の座屈現象とも捉えられ,古 くは,Orowanによってカドミウム単結晶の圧縮変形で見出 されたものであるが⁽²⁾,近年 Ti-Si-C 系セラミックスなど 塑性異方性の極めて強い結晶性材料においてキンク帯形成に よる延性発現が見出される⁽³⁾など,新たな注目を浴びている.

本稿では、このような状況に鑑み、主にマグネシウム系 LPSO 構造相、並びにそれを含むマグネシウム合金を取り上 げ、シンクロ型 LPSO 構造の塑性変形挙動の特徴とその材 料強度に及ぼす影響について考える.

2. LPSO 相の塑性変形挙動

LPSO 相にて活動する変形モード,塑性挙動の詳細を知る には、マグネシウム同様単結晶を用いた検討が望まれる.し かし現在までのところ通常の結晶育成法でLPSO 相の単結 晶作製に成功した報告はなく、代えて我々はブリッジマン法 により育成した一方向性凝固(directionally solidified: DS)結 晶を用いた検討を進めている⁽⁴⁾⁽⁵⁾.図1中に、得られた DS 結晶中の組織を示す.母合金として $Mg_{88}Zn_5Y_7(at\%)$ 組成を 選択したが、育成中の Mgの揮発等により、得られた結晶



図1 Mg₈₅Zn₇Y₈ 18R 型 LPSO 相一方向性凝固(DS)結 晶が示す降伏応力の温度,荷重軸方位依存性.図 中に DS 結晶中に見られる組織形態を示す.論文 (4)より改変して引用.

Keywords: *LPSO phase, magnesium alloys, mechanical properties* 2014年10月29日受理[doi:10.2320/materia.54.60]

の証である.

^{*} 大阪大学准教授;大学院工学研究科 知能·機能創成工学専攻(〒656-0871 吹田市山田丘 2-1)

^{**} 九州大学教授;大学院工学研究院材料工学部門

Plastic Deformation Behavior of Synchronized LPSO Phase; Koji Hagihara* and Kenji Higashida^{**}(*Department of Adaptive Machine Systems, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita. **Department of Materials Science and Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

の組成はおおよそ Mg₈₅Zn₇Y₈(at%)となっていることが ICP 分析により確認された. TEM による diffraction pattern (DP)解析より,得られた DS 結晶中,粒界等には Mg₃Zn₃ Y₂相(W相)の存在が認められるものの,その大部分は最密 充填 GCP 構造における共通の(0001)最密結晶面が c 軸方向 に18層周期で積層することで斜方面体の結晶対称性を示 す,いわゆる 18R シンクロ型 LPSO 相より構成されること が確認された. 図1中に示すように DS 結晶中 LPSO 相は 平均厚さ約 100 μ m 程度の板状を呈し,成長方向に対しその 板状界面が平行になるように配列していた. TEM 観察によ りこの板状結晶粒の平滑な界面は(0001)に平行であり,か つ多くの結晶粒は成長方向に対し $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ が平行となるよう 配列した,いわゆる basal-fiber texture の発達が確認された.

このような集合組織を有する DS 結晶の降伏応力を圧縮試 験により評価した結果を図1に示す.この際荷重軸方位と して,成長方向に平行(0°方位),45°傾いた方位(45°方位)の 2方位を選択し試験を行った.上述の結晶学的特徴を考慮す ると、0°方位では多くの結晶粒において荷重軸が〈1120〉に 近く、一方45°方位では幾つかの結晶粒において荷重軸と (0001)底面が45°に近い角度をなしている. 圧縮試験の結 果,これら両方位において DS 結晶では,-196℃の低温で も塑性変形が可能であり、降伏応力は温度の上昇に伴い共に 単調に低下する傾向を示した. 但し両方位での降伏応力は大 きく異なり、0°方位では45°方位と比較して全温度域で総じ て著しく高い降伏応力が認められた. このことは両方位での 塑性挙動が全く異なる機構に支配されていることを示唆して いる.実際に試験後の試料観察を行ったところ,図2(a)-(c)に示すように両方位にて全く異なる変形組織の発達が確 認された. 45°方位での圧縮後には,図2(a)に示すように結 晶粒内に微細なすべり線の導入が観察された. 同様のすべり 線導入は-196~400℃までの全試験温度域にて観察され た. 前述したように LPSO 相の板状界面は(0001)に平行で あることから、このようなすべり線の導入は、45°方位では 全試験温度域にて底面すべりにより塑性変形が生じたことを 意味している. TEM による転位のg・b コントラスト解析 より活動する底面転位のバーガースベクトルは〈1120〉に平 行であることが同定され、すなわち LPSO 相中においても



図2 18R型LPSO相DS結晶の変形において観察され る3種の変形モード(a)(0001)〈1120〉底面すべり (45°方位),(b)キンク変形帯(0°方位),(c) {1100}〈1120〉柱面すべり(0°方位,400℃).論文 (4),(5)より改変して引用.荷重軸は紙面垂直方 向.

Mg結晶中と同様に(0001) <1120> 底面すべりが活動し得る ことが明らかとなった.図1に示すように、この45°方位に おける降伏応力は例えば室温において約20~60 MPaとか なり低い値を示した. 降伏応力値のばらつきは DS 結晶中の 各結晶粒方位の幾分かの変化に由来する各試料中の最大シュ ミット因子値のばらつきによると考えられることから、底面 すべりの CRSS は降伏応力の最小値 20 MPa と最大シュミ ット因子(0.5)との積より約10 MPaと推察された. この値 については近年京大・岸田, 乾らによる LPSO 相単相のマ イクロピラー圧縮試験という新たな手法にて、概ねその妥当 性が確認された(~7 MPa)⁽⁶⁾. この CRSS 値は一般的な Mg 合金中のそれよりは高いものの、北大・三浦らにより評価さ れた Mg-Y 固溶体中の値(7)とはほぼ同値である. すなわち 本結果は、LPSO 相の特有の積層変調、濃度変調は、底面す べりの活動に対してはそれほど大きな影響を与えないことを 示唆している.この底面すべりの活動により45°方位では少 なくとも室温で10%以上の圧縮変形が実現され、大きな塑 性変形能が確認された.

一方0°方位では、多くの結晶粒内において荷重軸が 〈1120〉に近いことから底面すべりの活動は強く抑制される ことになる.この結果として塑性挙動は45°方位とは大きく 異なる様相を示し、具体的には図2(b)に示すように、圧縮 によりくさび状の変形組織が、圧縮軸にほぼ平行に整列した LPSO 相の粒界に対しほぼ直交するように多く形成するのが 観察された、このくさび状の組織内部では底面すべり線に明 確な屈曲が見られ、大きな方位変化が起こっていることが考 えられるため、この組織は一種の変形帯と見なされる. また、 400℃以上の高温度域ではこれに加え、図2(c)に示すように 粒界と交差するような非底面すべり(SEM-EBSD, TEM に よる解析から{1100}<1120>柱面すべりと同定⁽⁸⁾)の活動も部 分的に認められるようになった.しかし,それ以下の温度域 ではこのくさび状変形組織の形成が塑性変形を担う主モード として観察された. このくさび状組織の素性(起源)を明らか にすべく、室温圧縮後試料の TEM 観察を行った結果を図3 に示す. くさび状組織はその多くが局所的に集団で形成する



図3 (a) 0°方位での室温変形により試料に導入された キンク変形帯の TEM 明視野像.(b),(c)キンク 変形帯界面における結晶回転を示す[1100]回折パ ターン.論文(4)より改変して引用.

傾向を示し、その内部には図3(a)に示すように大量の転位 が頻繁に観察された.これら転位はg・b解析の結果ほとん どが〈1120〉転位と同定された. ここで図3(a)中上部の結晶 粒に着目すると、くさび状組織の形成に伴い、板状の LPSO 相が点線で示すように大きく折れ曲がったことが見て取れ る. ここで興味深いことに、この変形帯形成により生じた結 晶の折れ曲がり角度について、図3(b), (c)に示すくさび状 組織と母相との界面上で取得した[1100]入射の回折パター ンから計測された回転角と比較したところ、両者はほぼ一致 することが見いだされた.このことはすなわち,この0°方 位圧縮により形成されるくさび状組織は、原子の集団的な再 配列により形成する変形双晶やマルテンサイトではないこと を示唆している. 我々はその起源として, 局所での底面転位 の爆発的な増殖,配列に由来するキンク帯(kink bands)であ る可能性を提案している.キンク帯は前述のようにLPSO 相同様、単一すべりのみが他のモードに比べ著しく活動可能 な材料, 例えば hcp-Cd, Zn⁽²⁾⁽⁹⁾やTi₃SiC₂などのMAXphase⁽³⁾と呼ばれるセラミックス中にて観察される変形様式 である.ただし前述の京大・岸田, 乾らのマイクロピラーを 用いた検討によると、この LPSO 相内でもキンク帯形成に 加え双晶発生の可能性があることが指摘されており⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾, このキンク帯形成の起源については今後さらなる検討が必要 である.またこのようにして形成される変形帯が LPSO 相 のその後の変形挙動に与える寄与についても、現在計算解析 グループ等との連携により検討を進めている.

このように LPSO 相はその特徴的な結晶構造に由来し, 基本的には底面すべりのみが支配的に活動することで,極め て強い塑性異方性を発現することが見いだされた.しかしそ の底面すべりの活動が強く抑制された場合には,緩和機構と してキンク帯が形成することで,容易に破壊に至ることなく ある程度の圧縮延性が生み出されることが明らかとなった. このような LPSO 相の示す特異な塑性異方性が,後述する ように Mg/LPSO 二相合金が優れた力学特性を示す源とな っている.

3. Mg/LPSO 二相合金の強化機構

前述のように、Mg/LPSO 二相合金は従来にない高強度と ある程度の延性を同時に具備する優れた力学特性を示すこと から、次世代軽量構造材料として実用化に向け大きな注目を 集めている.ここで重要なことは、この Mg/LPSO 二相合 金の優れた力学特性は、押出、鍛造といった加工熱処理を経 ることで特にその特性向上が顕著に発現する、という特徴を 示すことである.この点に着目し我々は Mg/LPSO 複相押 出材の変形機構解析を行い、その結果 LPSO 相は強化相と しての直接的寄与に加え、微細組織発達を促す間接的寄与と の両面から本合金の強化に大きな影響を及ぼしていることを 明らかにした⁽¹¹⁾.まず微細組織発達を促す間接的寄与の詳 細として、図4(a)、(b)に Mg99.2 $n_{0.2}Y_{0.6}$, Mg97Zn1Y2(at%) 合金を450℃で押出処理(押出比10:1)した際の組織を示す.

62



図4 押出材中の組織形態 (a) Mg_{99.2}Zn_{0.2}Y_{0.6}(Mg 固 溶体合金)(b) Mg₉₇Zn₁Y₂(Mg/LPSO 二相合金). 押出し条件:450℃,押出比10:1. 論文(11)より 改変して引用.

後者はMg母相に対しLPSO相を約24%含む典型的Mg/ LPSO 二相合金であり、一方前者はその二相合金中の Mg 母 相濃度に近いバルク組成を有する Mg 固溶体合金(LPSO 相 体積3%)である.二相合金中にて黒いコントラストで見え る LPSO 相は、押出処理により底面が押出方向に平行とな るように繊維状に配列しているのが見て取れる.またその伸 長した LPSO 相粒に挟まれた Mg 母相中では,押出処理中 に動的再結晶が生じることで、平均粒径約2.6 µm と極めて 顕著な微細化が達成されている.一方,同一条件で押出した Mg99.2Zn0.2Y0.6 固溶体合金中では図4(a)に示すように再結 晶粒のサイズが若干大きく、その平均粒径は約8.3 µm と評 価された. このことは LPSO 相の存在が加工熱処理時に再 結晶粒の微細化を効果的に促すことを明瞭に示している.こ の点に関し、熊本大・山崎らは冷却条件を制御した種々の母 合金を準備し押出処理を施すことで、LPSO 相の分布を支配 する二次デンドライトアーム間隔が Mg 母相中の再結晶挙 動に強い影響を与えることを定量的に明らかにした(12).冷 却速度を低下させることで意図的に LPSO 相の分散をまば らにした二相合金押出材中では、再結晶発達領域の体積率が 著しく減少することを明らかにし、また図5に示すように、 その際には LPSO 相の近傍で再結晶粒の発達が選択的に生 じることを見出した. LPSO 相中では前節で述べたようにそ の塑性変形抵抗が高いばかりでなく、活動変形モードが限定 されることから、押出処理時には Mg/LPSO 異相界面にて Mg 母相側にそれを補完する塑性ひずみ集中とそれに伴う塑 性ひずみ勾配が生じ、界面近傍の母相中に転位が高頻度で堆 積することが期待される.この転位堆積が亜粒界の形成,発 達を促し、この結果 Ion らにより提案されたいわゆる particle stimulated nucleation⁽¹³⁾と類似の機構により、Mg/LPSO 相界面近傍にて動的再結晶が効果的に促進されることで著し い微細化が達成されると考えられる.一般にこのような転位 堆積を促す異相界面の導入は、その後の変形においてクラッ ク形成の起点となり延性低下をもたらしやすいが、Mg/ LPSO 二相合金ではその傾向が低いというのが大きな特徴で ある.このようにして形成される再結晶粒は複数の異なるバ ーガースベクトルを有する転位のタングル化を起点とするため大きな結晶回転を伴うことが多く、その結果図5に示すように特定の集合組織を持たないランダムに方位が分布した結晶粒群の発達につながり、このようなランダム再結晶粒の発達が Mg 合金の延性向上に極めて有効に寄与すると考えられる.

このような Mg 母相の結晶粒微細化は延性向上のみなら ず, Hall-Petch 則を通じて本合金の強化にも著しく寄与す る.図6(a)は,各押出材ならびにそれらに400~475℃の広 い温度範囲で熱処理を施すことにより Mg 母相内の結晶粒 径を広範に制御した各試料に対し,圧縮軸が押出方向に平行 および,45度傾いた二方位にて圧縮試験をすることで得ら れた,降伏応力と Mg 母相結晶粒サイズとの相関を示して いる. Mg 母相中の結晶粒径がより微細な Mg/LPSO 二相 合金は,Mg 固溶体合金よりも著しく高い強度を示し,また その強度は Mg 母相結晶粒サイズの低下に伴い単調に増加 する傾向が認められることから,結晶粒微細化による本合金 の強化が明瞭に示唆された.しかしここで,Mg/LPSO 二相 合金の強度が,Mg 固溶体合金同様に,Mg 母相の微細化の



 図5 Mg₉₇Zn₁Y₂二相合金にて,LPSO相を粗大に分散 させた母合金を押出した際の試料中 Mg 母相の SEM-EBSD 像.黒い部分がLPSO 相に対応す る.熊本大・山崎らによる論文(12)より改変して 引用.

みに支えられていると考えることは適切でない.何故なら, 図 6(a)中に示した 0°方位と45°方位での降伏応力差に注目す ると, Mg 固溶体合金中では両差にほとんど差が認められな いのに対し, Mg/LPSO 二相合金では, 0°方位の値が45°方 位に比べ著しく高い値を示すという実験事実が認められるか らである.上述のように Mg 母相中の再結晶粒の方位分布 は概ねランダムであることから,再結晶組織の発達は塑性異 方性を生み出す要因とはなり得ない.すなわち,ここで見出 された二相合金の強度の異方性は LPSO 構造相のそれを明 確に反映したもので,二相合金中において LPSO 相は組織 微細化の起点としての寄与のみならず,直接的に強化相とし ても塑性挙動に影響を及ぼしていることを示している.

この際の具体的な強化機構として,図4(b)に示したよう に二相合金中 LPSO 相は比較的大きなサイズで押出方向に 沿って長く伸長した形態にて存在することから,LPSO 相は 析出強化相というよりはむしろ,その形態から以下の式に示 す短繊維複合則に従う形で強化に寄与しているものと考えら れる.

$$\boldsymbol{\sigma} = \bar{\boldsymbol{\sigma}}_{\rm f} \boldsymbol{V}_{\rm f} + \boldsymbol{\sigma}_{\rm M}' (1 - \boldsymbol{V}_{\rm f}) \tag{1}$$

 $\bar{\sigma}_{\rm f} = \sigma_{\rm f} (1 - l_{\rm c}/2l), \quad l_{\rm c} = \sigma_{\rm f} d/2\tau_{\rm y} \approx \sigma_{\rm f} d/\sigma_{\rm M_y}$ (2)

ここで、 $\bar{\sigma}_{f}$: 複相合金中にて LPSO 相が担う応力、 σ'_{M} : 複 相合金中の母相が担う応力、 V_{f} : LPSO 相の体積率、 σ_{f} : LPSO 相単相の降伏応力、l: LPSO 相の長さ、d: LPSO 相 の相当直径、 τ_{y} : Mg 母相せん断降伏応力、 $\sigma_{M_{y}}$: Mg 母相降 伏応力である.

実際に押出まま材およびそれに400,450,475℃にて1週間 熱処理を施した各試料について内部組織形態を観察・評価 し,式(1),(2)に各特性値を代入することで降伏応力を算 出した結果を図6(b)に示す.押出まま材,400℃熱処理材と いった,LPSO相が30µm以上の比較的長い形態を有する 試料においては,予測通り計算値は実験値と比較的良い一致 を示し,LPSO相による短繊維型複合強化の発現が実証され た.一方で長時間熱処理によりLPSO相が短く分断された



図6 (a) Mg 固溶体合金, Mg/LPSO 二相合金押出材における室温降伏応力の熱処理による変化. 横軸を Mg 母相 の結晶粒径の-1/2乗にて整理. (b)短繊維複合強化則に従う場合(青線)およびMg 母相のみが応力を担う場合 の仮想降伏応力(赤線)と実験値との比較. 論文(11)より改変して引用.



図7 試料表面に微細マーカーを施した Mg/LPSO 二 相合金の引張試験後のSEM像. 試料は室温にて 約10%引張変形. 図中引張軸は水平方向.

450および、475℃熱処理材では、計算値は実験値と大きく 乖離した.これについても,短繊維強化則がある臨界長さし 以上を有する繊維にしか適応できないという理論的背景と合 致した傾向と言え、本解析の妥当性を示している. このよう な LPSO 相による繊維強化は、その後放射光を用いた検討 等によりその効果が追認されている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾.また図7に電子 線リソグラフィーによる微細マーカー描画法を用いて(16), Mg 母相に囲まれた LPSO 相の領域での変形の不均一の様相 を観察した結果を示す. 観察試料は室温にて約10%の引張 変形を加えたものであるが、LPSO 相に対応する図中央のや や明るく見える領域でのマーカーの伸び変位が Mg 母相に 対応した領域のそれに比べ小さくなっているのが明瞭に見て 取れ、このことからも LPSO 相が強化相として機能してい ることが理解される.特筆すべきことに,このような LPSO 相による繊維強化は200℃まで継続して生じることが実験的 に確認され⁽¹⁷⁾,従来のMg合金とは異なる本合金の高温高 強度発現にも LPSO 相の存在が有効に寄与していることが 明らかとなった.

4. 結 言

以上のように Mg/LPSO 複相合金は、結晶粒微細化、複 合材料としての繊維強化、また本稿では説明を省略したが Y, Zn 元素による固溶強化、といった種々の機構が協調的に 作用することで強化が達成されており、各強化機構発現に対 し LPSO 相は直接的,間接的両面から極めて大きな役割を 果たしていることが明らかとなった. 今後,本合金の更なる 力学特性向上を実現するには、上述の観点を踏まえ、LPSO 相の示す塑性異方性を考慮した材料設計、また計算機を用い た複合材料としての解析シミュレーションの発展といった、 多くの異なる観点からの協調的な検討が非常に重要な役割を 果たすものと考えられる.

本項記載の内容は文部科学省 新学術領域研究「シンクロ 型 LPSO 構造の材料科学一次世代軽量構造材料への革新的 展開一」(No. 23109008)の支援により実施した研究成果の 一部である.記して御礼申し上げます.

文 献

- (1) P. B. Hirsch and J. S. Lally: Philo. Mag., 12(1965), 595-648.
- (2) E. Orowan: Nature, 149(1942), 643-644.
- (3) M. W. Barsoum, L. Farber and T. El-Raghy: Metall. Mater. Trans. A, 30(1999), 1727-1738.
- (4) K. Hagihara, N. Yokotani and Y. Umakoshi: Intermetallics, 18 (2010), 267-276.
- (5) K. Hagihara, Y. Sugino, Y. Fukusumi, Y. Umakoshi and T. Nakano: Mater. Trans., 52(2011), 1096-1103.
- (6) A. Inoue, K. Kishida, H. Inui and K. Hagihara: MRS Symp. Proc., 1516 (2013), 151-156.
- (7) S. Miura, S. Imagawa, T. Toyoda, K. Ohkubo and T. Mohri: Mater. Trans., 49(2008), 952-956.
- (8) K. Hagihara, Y. Fukusumi, M. Yamasaki, T. Nakano and Y. Kawamura: Mater. Trans., 54(2013), 693-697.
- (9) J. B. Hess and C. S. Barrett: Trans. Metall. Soc. AIME, 185 (1949), 599-606.
- (10) K. Kishida, A. Inoue, H. Yokobayashi and H. Inui: Scripta Mater., 89(2014), 25-28.
- (11) K. Hagihara, A. Kinoshita, K. Sugino, M. Yamasaki, Y. Kawamura, H. Y. Yasuda and Y. Umakoshi: Acta Mater., 58 (2010), 6282-6293.
- (12) M. Yamasaki, K. Hashimoto, K. Hagihara and Y. Kawamura: Acta Mater., 59(2011), 3646-3658.
- (13) S. E. Ion, F. J. Humphreys and S. H. White: Acta Metall., 30 (1982), 1909-1919,
- (14) E. Oñorbe, G. Garcés, P. Pérez, S. Cabezas, M. Klaus, C. Genzel, E. Frutos and P. Adeva: Scripta Mater., 65(2011), 719-722.
- (15) K. Aizawa, W. Gong, S. Harjo, J. Abe, T. Iwahashi and T. Kamiyama: Mater. Trans., 54(2013), 1083-1086.
- (16) 南 秀和,池田博司,森川龍哉,東田賢二,眞山 剛,田路 勇樹,長谷川浩平:鉄と鋼,98(2012),303-310.
- (17) K. Hagihara, A. Kinoshita, Y. Fukusumi, M. Yamasaki and Y. Kawamura: Mater. Sci. Eng. A, 560(2013), 71-79.

************************ 萩原幸司

- 2002年3月 大阪大学大学院工学研究科博士後期課程修了
- 2002年4月 日本学術振興会特別研究員(PD)
- 大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 助手 2002年6月
- 2010年5月- 現職 専門分野:金属間化合物,LPSO相等,特有の構造を有する先進材料に着目 し、複数の機能を同時に高いレベルで具備した「高機能構造材料」 の開発に従事している.単結晶,方位制御結晶を用いることで, 本質的観点から力学的特性を主とした各種機能の発現機構解明を 実現している



萩原幸司