超高温材料としての Mo-Si-B 三元系合金の機械的性質および機能性

伊 藤 和 博* 林 泰 輔**
村 上 敬*** 沼 倉 宏****

1. はじめに

エネルギー変換効率の観点から、Ni 基超合金の使用温度である 1000℃を大きく超える温度において無冷却で使用可能な材料が切望される。そのような新規な超高温材料には、材料自身が高融点であり、1500℃付近での耐環境性に優れていることが求められる。現在研究されている超高温材料は、Si 基セラミックス材料、炭素系複合材料、Ir 基高融点超合金、Mo や Nb 基の高融点シリサイドやアルミナイド等である。これらを構造材料として実用化する道ははるかに遠いと思われる。しかし、基礎研究としての研究成果は地道に積み重ねられている。当研究グループは Mo 基の高融点シリサイドについて研究を行ってきたので、以下にいくつか紹介する。

2. Mo 基高融点シリサイドの研究動向

Mo-Si 二元系には、 MoSi_2 、 Mo_5Si_3 、 Mo_3Si の金属間化合物が存在する。 MoSi_2 は耐酸化性に優れ、金属基ヒーターとしては唯一 1500℃付近の大気炉で使用可能である(カンタルスーパー)。その特性を活かし、Mo、Nb 等の高融点金属へのコーティング材として応用する研究が長年なされてきた。しかし、Mo と MoSi_2 との熱膨張率の差に起因して、 MoSi_2 コーティング層内に亀裂が発生することや、Si の消耗と拡

散により MoSi_2 が Mo_5Si_3 (耐酸化性に乏しい)へ変態する等の問題が、現在でも改善されていない。

一方、 MoSi_2 そのものを構造材料として用いるための研究が 1990 年代に米国を中心に活発に行われた。我々は後発の研究グループであったが、1994 年に、単結晶の方位を選択すれば室温でも塑性変形可能であることを示した⁽¹⁾(当時 MoSi_2 は 1000℃以上でしか変形しないと考えられていた)。その結果、 MoSi_2 を代表とする遷移金属シリサイドの物性理解が 2、3 年の間に急速に深まった。残念ながら、それら理解は多結晶材の室温靱性、高温強度の改善に直接結びつかなかったため、その改善には従来どおりセラミックス等との複合化が有効である。ただし、その機械的性質は競合する Si 基セラミックスを大きく凌駕するには至っていない。

そのような中、1996 年、米国のエイムス国立研究所のグループにより、 Mo_5Si_3 に B を少量加えると MoSi_2 と同等の耐酸化性が得られることが発見された⁽²⁾。それを機に、 MoSi_2 から Mo_5Si_3 に代表される Mo-rich なシリサイドを対象とした研究に移行していった。図 1 に 1600℃での Mo-Si-B 三元系等温状態図を示す⁽³⁾。Mo-Si-B 三元系には、二元系で見られる金属間化合物に加えて、 Mo_5SiB_2 が見られる。状態図的に注目される点は、 Mo_5SiB_2 が Mo_5Si_3 と、あるいは Mo と平衡し得ることである。 Mo_5SiB_2 と Mo との組合せは、約 2100℃まで熱力学的に安定であり⁽⁴⁾、引張変形可能な Mo との複合化が原理的に可能である。

* 京都大学助教授；大学院工学研究科材料工学専攻(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)

** 日本学術振興会特別研究員；京都大学大学院工学研究科材料工学専攻

*** 産業技術総合研究所研究員；先進製造プロセス研究部門トライボロジー研究グループ

**** 京都大学助教授；大学院工学研究科材料工学専攻

Mechanical and Functional Properties of Mo-Si-B Ternary Alloys for Ultra-high Temperature Applications; Kazuhiro Ito*, Taisuke Hayashi**, Takashi Murakami***, Hiroshi Numakura****(*, **, ****Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Kyoto. ***Advanced Manufacturing Research Institute, National Institute of Advanced Industrial Science and Technology, Tsukuba)

Keywords: molybdenum silicides, boron doping, mechanical properties at high temperatures, creep, oxidation, coating, pack cementation, diffusion, texture, phase transformation

2004 年 9 月 24 日受理

図1 1600°CにおけるMo-Si-B三元系等温状態図の模式図。

Mo-Si-B三元系合金の研究は、力学特性の改善を期待した Mo_5SiB_2 + Mo + Mo_3Si と、耐酸化性に重点が置かれた Mo_5SiB_2 + Mo_5Si_3 + Mo_3Si に大きく分けられる。前者は主に米国のオークリッジ国立研究所、後者はエイムス国立研究所が中心である。我々は、後発の研究グループであるが、 Mo_5SiB_2 単結晶の作製に唯一成功し(2000年)、基礎物性の理解を通して研究の進展に貢献している。本研究紹介では、 Mo_5SiB_2 の機械的性質と、耐酸化コーティング関連材料としてのMo-richなシリサイドの機能的性質の両面を紹介したい。

3. Mo_5SiB_2 単結晶の変形

(1) 圧縮変形挙動と変形組織

図2に示すように、 Mo_5SiB_2 、 Mo_5Si_3 の結晶構造は、単位胞に32個の原子を含む正方晶である。Mo、 MoSi_2 、 Mo_3Si が単位胞にそれぞれ2, 6, 8個の原子を含むことと比較すると、複雑な結晶構造である。格子定数もMo、 MoSi_2 、 Mo_3Si と比較して大きく、 MoSi_2 多結晶やセラミックスと同様に大変脆く、変形困難な材料と考えられる。しかし、1500°Cにおいて単結晶の圧縮方位を選択すれば、塑性変形した。

図3(a)に、 Mo_5SiB_2 単結晶を5つの方位に沿って1500°C、歪速度 $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ で圧縮変形した時に得られた応力-歪曲線を示す⁽⁵⁾。[021]と[443]方位にみられるように、方位を選択すれば塑性変形を示した。[021]と[443]方位での降伏応力は、それぞれ約480 MPaと1.7 GPaと予想通り大きく、セラミックスと同様の高クリープ強度が期待できる。[021]方位の変形試料を用いて決定した活動すべり系は(010)[001]であった⁽⁵⁾。図3(b)に、[021]方位での典型的な変形組織を示す。観察領域全域に渡って長く直線的な転位を観察した。これら大多数の直線的な[001]転位は刃状転位であった。転位の刃状成分が運動できなくなる理由については明らかになっていない。

図2 Mo_5SiB_2 と Mo_5Si_3 の結晶構造。

図3 (a) Mo_5SiB_2 単結晶の1500°Cでの応力-歪曲線と (b) [021]方位に沿って変形した後の転位組織。

(2) せん断変形の機構—活動すべり系—

我々は{010}[001]すべりの活動を観察したが、二相あるいは三相合金中の Mo_5SiB_2 相では、(001)<100>すべりが活動すると報告されている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。 Mo_5SiB_2 ではどのすべり系が容易に活動するか、原子を剛体球と考え、せん断変形時の原子同士の重なりを抵抗として考察した⁽⁵⁾。このモデルは、 MoSi_2 のように結合の異方性が大きい場合には不適であるが、 Mo_5SiB_2 での結合の異方性は MoSi_2 程大きくない⁽⁵⁾。図4(a), (b)に、それぞれ[100]および[001]方向から見た結晶構造の投影図と、(001), (010)の両すべり面を破線で示す。(001)-a, (001)-bのように、(001)面を異なった表記で表している理由は、すべり面を挟んだ原子配列のしかたが(001)-aと(001)-bとで異なるためである。原子同士の重なりは、せん断変形の変位ベクトル f の関数として計算した

(図4(c)).

各すべり面でのa, bタイプでは, 常にaタイプのほうが, bタイプより原子の重なりが小さく, せん断変形が容易であると考えた. 従って, (100)面と(001)面との比較は, 図5

図4 Mo_5SiB_2 の(a) $[100]$ 投影図と(b) $[001]$ 投影図. 破線はすべり面を表す. (c) せん断変形の模式図.

図5 Mo_5SiB_2 を(a) (100)-a面, (b) (001)-a面に沿ってせん断変形した時に生じる原子の重なり立体表面図.

に示す(100)-aと(001)-a面で得られた結果を基に行った. 図5(a)に見られるように, (100)面の大部分は原子の重なりが大きい, $[001]$ 方向に沿ってのみ原子の重なりが小さい谷が存在する. これは, $[001]$ 転位の観察と一致する. 更にこの谷には, 原子の重なりが最小値となる2つの対称的な位置が存在する. これも $[001]$ 転位の Weak-beam 観察結果と一致した.

一方, (001)面では(100)面と比較して原子の重なりが全体的に小さい(図5(b)). しかし, (001)面上の $\langle 100 \rangle$ 方向へのせん断と, (100)面上の $[001]$ 方向へのせん断を比較すると, 前者のほうがせん断時の抵抗が大きい. それに加えて, (001)面では $\langle 1/2 \ 1/2 \ 0 \rangle$ にしか最小値は無く, $\langle 100 \rangle$ 転位の分解は起こらないと考えた. 以上から, これまでに報告されている(001) $\langle 100 \rangle$ すべりより, 我々が観察した $\{100\}[001]$ すべりの活動が容易であると結論した. 複相合金では, 単結晶を用いた一軸応力状態とは異なる複雑な応力状態であるため, (001) $\langle 100 \rangle$ すべりが活動してもおかしくない. また, 両者のすべり面は直交関係となり, (001)面に平行に切り出した TEM 試料では $[001]$ 転位を観察するのは難しい. これら事情により, 異なる活動すべり系の報告がなされたと考えている.

(3) 高温クリープ強度

これまで, Mo_5SiB_2 単結晶の塑性変形について説明してきた. Mo_5SiB_2 は脆い材料であるが, その高温強度は同じく脆い材料である MoSi_2 や Mo_5Si_3 より高い. そのような Mo_5SiB_2 は, 高温材料としてどのような位置にあるのか. 材料設計の重要な因子であるクリープ強度を他の材料と比較してみた.

Mo_5SiB_2 のクリープ試験は, 約 1500°C , Ar 雰囲気中にて, $\{100\}[001]$ すべりが活動する $[021]$ と, すべり系の活動が期待できない $[001]$ の2方位を有した単結晶材と, 多結晶材を用いて行った⁽⁸⁾. 図6に, 各方位での単結晶材で得られ

図6 Mo_5SiB_2 と他の高温構造材料とのクリープ強度の比較.

た1500°Cにおける最小クリープ速度を負荷応力の関数としてプロットした。比較のため、1200～1400°Cでの、 $\text{MoSi}_2^{(9)(10)}$ 、 $\text{Mo}_5\text{Si}_3^{(11)}$ 単結晶および最新のSi基セラミックス材料である $\text{AS800-Si}_3\text{N}_4^{(12)}$ の結果を併せて示す。1500°Cにおける Mo_5SiB_2 の最小クリープ速度は、 MoSi_2 の[001]方位や $\text{AS800-Si}_3\text{N}_4$ の1300°Cの値とほぼ等しいか、優れていた⁽⁸⁾。実験データを基に計算した1300°Cにおける Mo_5SiB_2 単結晶の[021]方位における最小クリープ速度は、 MoSi_2 の[001]方位や $\text{AS800-Si}_3\text{N}_4$ より約3桁程度小さくなった。このように、 Mo_5SiB_2 は最新の超高温材料の中でも際立って優れた高温クリープ強度をもっている。ただし、 MoSi_2 やセラミックス材料と異なり、雰囲気制限を受ける短所がある。

4. 耐酸化コーティング

(1) 耐酸化性コーティングを施したMo基合金

これまでの研究は、耐酸化性に優れた MoSi_2 をMo等の高融点金属上にコーティングするものが中心であった。しかし、この組合せでは、Moと MoSi_2 との熱膨張率の差、Siの消耗と拡散による MoSi_2 の Mo_5Si_3 への変態、Moの高温強度が不十分等の問題を解決できていない。本研究では、これらの問題を改善するために、 Mo_5SiB_2 母材とMoの固溶体(Mo_{ss})との二相組織を有するMo-9Si-18B合金を基材と

図7 (a) Mo_5SiB_2 とMo固溶体(Mo_{ss})の二相組織をもつMo-9Si-18B合金へのパック・セメンテーション法を用いた MoSi_2 コーティングの模式図および(b)作製した試料を高温酸化した時の相変態の模式図。

して選択した。コーティング手法としては、パック・セメンテーション(PC)法を選択した。PC法は簡便で、基材の形にとられないなど実用向きの手法である。そのプロセスでは、基材上にSiを堆積させ、反応拡散により MoSi_2 層を形成させる(図7(a))⁽¹³⁾。PC法によるコーティングに続いて、1300～1500°Cにて等温およびサイクル酸化試験を行った。時間の経過に従い、 MoSi_2 層は基材と反応しBを含んだ Mo_5Si_3 へ変態する(図7(b))。これが、この組合せの大きな特徴の一つである。つまり、Siの消耗と拡散により MoSi_2 が変態しても耐酸化性の維持が期待できる。

等温およびサイクル酸化試験の結果を図8(a)と(b)にそれぞれ示す。図8(a)に見られるように、1300～1500°Cでの質量変化-時間曲線は放物線則に従い、それら放物線速度定数は MoSi_2 のもの⁽¹⁴⁾とほぼ一致した。1500°Cで24時間酸化した試料では、ほぼ全ての MoSi_2 層が Mo_5Si_3 (B)層に変態していたので、図8(a)における1500°Cの後半の結果は Mo_5Si_3 (B)層の耐酸化性を見ている。PC法により MoSi_2 層をコーティングしていない2相合金は1300°C、大気中にて激しく酸化したため、この組合せにより耐酸化性コーティングが機能することを実証した⁽¹³⁾。

1500°C、24時間酸化しコーティング層がほぼ Mo_5Si_3 (B)層となった後に、1時間毎に試験片を炉外へ取り出す短期のサイクル酸化試験を行った⁽¹³⁾。その時の質量変化を白丸で示す(図8(b))。サイクル酸化試験の初期には質量減少が見られたが、延べ40時間(16サイクル)以降ほとんど質量変化が見られなかった。一方、50時間毎の炉冷による長期サイクル酸化試験では、2サイクル後に激しい質量減少が見られた⁽¹³⁾。

これら現象を微細組織観察から理解した。図9(a)に1500°C、大気中にて50時間連続酸化した後の断面EBSP像を示す⁽¹⁵⁾。黒色のところは残留 MoSi_2 であり、色の付いている結晶粒は Mo_5Si_3 (B)である。結晶方位は、表面に垂直な方向を右下の標準三角形内に示した色を用いて表す。 Mo_5Si_3 (B)層は、[001]方向が成長方向に平行な柱状晶により形成されていた。 Mo_5Si_3 における熱膨張係数の異方性が

図8 MoSi_2 コーティングを施したMo-9Si-18B合金の(a)等温酸化試験時の質量変化-時間曲線、(b)サイクル酸化試験時の質量変化。

図9 (a) 1500°Cにて50時間酸化した試料の $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の断面EBSP像。結晶方位は、表面に垂直な方向を右下の標準三角形内に示した色を用いて表している。(b) 短期サイクル酸化試験後(26サイクル), (c) 長期サイクル酸化試験後(2サイクル)の断面SEM像。

大きいことを考慮すると、耐熱応力特性向上はこの $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の集合組織に起因すると考えた。事実、図9(b)に示す1500°Cでの短期サイクル酸化試験(26サイクル)後の断面SEM像では、 $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層表面近傍にクラックが多数見られたが、 $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})/\text{Mo}-9\text{Si}-18\text{B}$ 界面に到達するようなクラックは観察されなかった⁽¹³⁾。表面近傍のクラックは、残留 MoSi_2 周りの配向していない $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 結晶粒に起因すると考えた。一方、長期サイクル酸化試験では、2サイクル後に著しい質量減少が見られた。この質量減少は、基材の酸化に起因するのではなく、 $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層がほぼ全て酸化され、クリストパライトに変化したためであった(図9(c))⁽¹³⁾。

以上のように、 $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層は耐酸化性、耐熱応力特性に優れる結果を得た。しかし、サイクル酸化によるクラック発生を皆無にすることはできず、表面の増加がSiあるいはBの消耗を促進し、耐酸化コーティングとしての $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の寿命を短くするようであった。従って、耐酸化コーティングとして機能させるには、従来どおり MoSi_2 コーティング層の相変態を遅くさせる工夫が必要であるという結論に至った。

(2) 反応拡散の速度論

その $\text{MoSi}_2 \rightarrow \text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 変態に伴う $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の層成長について検討した⁽¹⁵⁾。図10(a)に、 MoSi_2 コーティングを施した二相合金を高温度酸化した時、反応拡散によって形成される $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の層厚と酸化時間の関係を示す。 $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$

図10 (a) $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の層厚と酸化時間の関係。(b) $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の成長速度の Arrhenius プロット。

図11 (a) 1500°Cで12時間酸化した試料の断面吸収電子像と各元素の濃度プロファイル。(b) $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層中の相互拡散係数 D_{int} の Arrhenius プロット。

層の層厚は酸化時間と共に厚くなり、その増加は放物線則に従った。1300, 1400, 1500°Cでの成長速度定数を温度の逆数の関数でプロットした結果を図10(b)に示す。比較として、Mo-Si 二元系で得られた Mo_5Si_3 層の成長速度定数の結果を破線で示す⁽¹⁶⁾⁻⁽²¹⁾。 $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の成長速度は Mo-Si 二元系と比較して遅く、1500°Cでは約1桁程度遅くなった。

ではどうして $\text{Mo}_5\text{Si}_3(\text{B})$ 層の成長速度が Mo_5Si_3 層より遅くなるのか、まず、両層での相互拡散について比較検討した⁽¹⁵⁾。図11(a)に1500°Cで12時間酸化した試料の断面吸収電子像と各元素の濃度プロファイルを示す。複層中のある任意の層の相互拡散係数は、合金中の相互拡散係数を求めるように侯野-ボルツマン法を用いて求められない。図11(a)に示すように、各層中の各成分の濃度はほぼ一定であり、各成分の濃度を距離に対して積算することにより、侯野界面のように物質の収支がゼロとなる界面を決定する。複層中のある任意の層の相互拡散は、そのような過程を経て得られた積算相互拡散係数(D_{int})を用いて評価した。 D_{int} にモル体積をかけると拡散係数の単位と一致する。このような解析方法は、

Wagner⁽²²⁾ と Dayananda⁽²³⁾ により提唱された。Mo₅Si₃(B) 層中の B 濃度は極めて微量のため Mo-Si 擬二元系として扱った⁽¹⁵⁾。得られた結果を図11(b)に示す。比較として、Mo-Si 二元系で報告されている結果⁽²⁴⁾を破線で示す。Mo₅Si₃(B) と Mo₅Si₃ の D_{int} はほぼ等しく、相互拡散の活性化エネルギーにも差異はなかった。従って、少量の B の存在により Mo₅Si₃(B) 層中の Mo と Si の相互拡散が遅くなるとは考えられなかった。この系に特有な Mo₅SiB₂→Mo₅Si₃(B) あるいは MoB→Mo₅Si₃(B) の界面反応が Mo₅Si₃(B) 層の成長速度を律速していると考えている。ここで示した MoB は Mo₅SiB₂ が Mo₅Si₃(B) に変態する時に生じた過剰な B が Mo₅SiB₂+Mo_{ss} 二相組織中を拡散し界面近傍の Mo_{ss} に偏析して形成されたものである(図11(a))。

(3) 反応拡散経路の差異と速度論

MoSi₂ コーティング層の寿命は、層厚の二乗に比例し、Mo₅Si₃ 層の成長速度に反比例する。従って、Mo-Si-B 三元系にすることにより、Mo-Si 二元系と比較して、MoSi₂ 層の寿命が延びることを上記の結果は示唆している。一方、Mo₅Si₃ 層の成長速度低減以外に、反応拡散で形成する組織を変化させ、MoSi₂ 層の消耗を抑えることができた。

図12(a)に MoSi₂ と Mo₅SiB₂ の拡散対を1500℃で12時間焼鈍した後の断面 SEM 像を、比較として、図12(b)にこれまで述べてきた MoSi₂ コーティングを施した二相合金を同条件で大気中に保持した後の断面 SEM 像を示す。基材が Mo₅SiB₂ 単相の時、反応拡散により Mo₅Si₃(B) 層に加えて、MoB と Mo₅Si₃(B) の二相組織から成る層が形成した⁽²⁵⁾。図12(c)に示す状態図上に、各反応拡散の拡散経路を示す。MoSi₂ と Mo₅SiB₂ の反応により過剰な B が生じることは共通であるが、その振る舞いが Mo_{ss} の有無により変化した。

図12 (a) MoSi₂/Mo₅SiB₂ 拡散対を、(b) MoSi₂ コーティングを施した Mo-9Si-18B 合金を1500℃で12時間反応拡散させた後の断面 SEM 像。(c) 各々の反応拡散経路(aは太線、bは破線)。

これら反応拡散を質量保存の法則より定量的にモデル化した⁽²⁵⁾。その結果を図13に示す。特徴的なことは、界面2と2'での Mo₅Si₃(B) 層生成に消費される Si の供給が異なることである。基材が Mo₅SiB₂ 単相の時、界面1と界面3での反応より界面2での反応に必要な Si が供給される。一方、基材が二相組織の時、界面1'で生成される Si のみが界面2'での反応に消費される。従って、1 mol の MoSi₂ が分解する時に生成する Mo₅Si₃(B) 層の層厚は、基材が二相組織の時と比較して厚くなる(表1)。Mo₅Si₃(B) 層の生成を基準にすると、基材が Mo₅SiB₂ 単相であるほうが、MoSi₂ の消耗が少ない。

初期界面 MoSi₂/Mo₅SiB₂ はそれぞれの単結晶を拡散接合することにより作製した。一方、二相組織に MoSi₂ をコーティングした時のように、PC 法を用いて Mo₅SiB₂ に MoSi₂ をコーティングすると、反応拡散により中間層が形成された。中間層の組成は、Mo₅SiB₂ より B 組成のみの高い B-rich であった。B 濃度のみが大きく異なるので、MoSi₂/Mo₅SiB₂ 界面に B を加えるようにして他の2つと同様に計算すると、界面3の反応より供給される Si の量が顕著に増加し、表に示すように Mo₅Si₃(B) 層の層厚も他の2つと比較して著しく増加した⁽²⁶⁾。従って、PC 法を用いて Mo₅SiB₂ に MoSi₂ をコーティングする時が、MoSi₂ 層の消耗が最も少ない。この予測は、実験結果と一致した。ただし、Mo₅SiB₂ 単相を二相合金上に作製するのはプロセス的に非

図13 図12(a, b)で示した断面 SEM 像の模式図。図および表中に示す数字は、質量保存の法則より見積もった値である。全て、1 mol の MoSi₂ が分解した時に生じる量を示す。

表1 3つの初期界面にて、1 mol の MoSi₂ が分解する時に生成する反応拡散層の層厚。

初期界面	層厚の増加 (10 ⁻⁵ m)	
	Mo ₅ Si ₃ (B)	MoB + Mo ₅ Si ₃ (B)
MoSi ₂ / (Mo ₅ SiB ₂ + Mo _{ss})	5.3	—
MoSi ₂ /Mo ₅ SiB ₂	6.6	6.6
MoSi ₂ /中間層(B)/Mo ₅ SiB ₂	9.8	18.8

常に困難であることを申し添える。

5. お わ り に

2004年3月に、“Beyond Nickel-base Superalloys”と冠するシンポジウムがTMSのAnnual Meetingにて開かれた。Ni基の超合金と同等の機械的性質を保持しつつ使用温度を著しく高くできる材料がターゲットである。日本からは三島良直教授(東工大)が企画段階から参加され、Ir基超合金およびMoやNbシリサイド等について研究報告があった。これらは大学や独立行政法人からで、米国や欧州のように企業が積極的にシンポジウムへ参加することはなかった。実用化への道は遠いが、温度、環境、コストという観点で限られた材料の中から、その特性を理解し、材料設計に工夫を凝らし、ブレーク・スルーが得られることに期待する。

本研究の一部は、NEDO産業技術助成および文部科学省科学研究費(No. 15686028)の助成により行われた。山口正治京都大学名誉教授にはご助言およびご支援を頂いた。あわせて感謝する。

文 献

- (1) K. Ito, H. Inui, Y. Shirai and M. Yamaguchi: Philos. Mag. A, **72**(1995), 1075-1097.
- (2) M. K. Meyer, M. J. Kramer and M. Akinc: Adv. Mater., **8**(1996), 85-88.
- (3) R. Sakidja, J. Myers, S. Kim and J. H. Perepezko: Int. J. Refrac. Metals Hard Mater., **18**(2000), 193-204.
- (4) C. A. Nunes, R. Sakidja and J. H. Perepezko: *Structural Intermetallics*, ed. by M. V. Nathal *et al.*, TMS, Warrendale, TMS, (1997), 831-839.
- (5) K. Ito, K. Ihara, K. Tanaka, M. Fujikura and M. Yamaguchi: Intermetallics, **9**(2001), 591-602.
- (6) M. K. Meyer, M. J. Kramer and M. Akinc: Intermetallics, **4**(1996), 273-281.
- (7) R. D. Field, D. J. Thoma, J. C. Cooley, F. Chu, C. L. Fu, M. H. Yoo, W. L. Hults and C. M. Cady: Intermetallics, **9**(2001), 863-868.
- (8) T. Hayashi, K. Ito, K. Ihara, M. Fujikura and M. Yamaguchi: Intermetallics, **12**(2004), 699-704.
- (9) Y. Umakoshi, T. Nakashima, T. Nakano and E. Yanagisawa: *High Temperature Silicides and Refractory Alloys*, MRS Symp., MRS, Pittsburgh, Pennsylvania, **322**(1994), 9-20.
- (10) H. Inui, K. Ishikawa and M. Yamaguchi: Intermetallics, **8**(2000), 1159-1168.
- (11) D. P. Mason and D. C. Van Aken: Acta Metall Mater., **43**(1995), 1201-1210.
- (12) K. Sadananda, C. R. Feng, R. Mitra and S. C. Deevi: Mater. Sci. Eng., **A261**(1999), 223-238.
- (13) K. Ito, T. Murakami, K. Adachi and M. Yamaguchi: Intermetallics, **11**(2003), 763-772.
- (14) A. K. Vasudevan and J. J. Petrovic: Mater. Sci. Eng., **A155**(1992), 1-17.
- (15) K. Ito, T. Hayashi, M. Yokobayashi and H. Numakura: Intermetallics, **12**(2004), 407-415.
- (16) E. Fitzner and K. Matthias: *Hochtemperatur-Werkstoffe*, Proc. of the 6th Plansee Seminar, ed. by F. Benesovsky, Vienna, Austria, 1969 p. 740.
- (17) R. W. Bartlett, P. R. Gage and P. A. Larssen: Trans. TMS-AIME, **230**(1964), 1528-1534.
- (18) F. Christian, H. Sohma, T. Tanaka, H. Tanaka, K. Ohsasa and T. Narita: Mater., Trans., JIM, **39**(1998), 286-291.
- (19) J. K. Yoon, J. K. Lee, K. H. Lee, J. Y. Byun, G. H. Kim and K. T. Hong: Intermetallics, **11**(2003), 687-696.
- (20) P. C. Tortorici: PhD thesis, Purdue University, (1997).
- (21) S. L. Kharatyan, H. A. Chatilyan and A. B. Harutyunyan: Defect and Diffusion Forum, **194-199**(2001), 1557-1562.
- (22) C. Wagner: Acta Metall., **17**(1969), 99-107.
- (23) M. A. Dayananda: Defect Diffusion Forum, **95-98A**(1993), 521-536.
- (24) P. C. Tortorici and M. A. Dayananda: Metall Mater. Trans., **30A**(1999), 545-550.
- (25) T. Hayashi, K. Ito and H. Numakura: Intermetallics, **13**(2005), 93-100.
- (26) K. Ito, T. Hayashi, M. Yokobayashi, T. Murakami and H. Numakura: Metall. Mater. Trans. A, **35**(2005), 印刷中.

伊藤和博

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
伊藤和博
1996年 京都大学大学院工学研究科博士後期課程修了
1996-1998年 日本学術振興会海外特別研究員
(米国ペンシルバニア大学)
1998年 京都大学大学院工学研究科助手
2004年 4月より現職
専門分野: 金属物性・格子欠陥
単結晶を用いた金属間化合物の物性評価に従事: 機械的特性, 水素吸蔵特性, 電気・熱の輸送現象, 耐酸化性, 拡散等. 4月の人事異動に伴い, ワイドバンドギャップ半導体の電極, Cu配線, GaN結晶成長用金属バッファ層の開発を中心に活動中.
★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

林 泰輔

村上 敬

沼倉 宏