Al-Ti-X 3 元系 L₁₂ 型金属間化合物の開発

間 潤 博* 中 山 豊**

1. は じ め に

次世代の耐熱材料として、その最も実用化に近い位置にあるのが、Al-Ti 系の金属間化合物であり、その主なものに Ti₃Al, TiAl, TiAl₃ がある。これらチタンアルミナイドはその構成元素からも分かるように比重が3.3~4.2と非常に軽量であり、米国においては宇宙・航空機用の候補材料として研究が進められている⁽¹⁾。ここ数年、わが国においても、Al-Ti 系金属間化合物の研究開発がきわめて盛んであるが、その大部分は Ti₃Al と TiAl、中でも TiAl についてである。TiAl₃ については、最も軽量かつ優れた耐酸化性を有することから新しい軽量耐熱材料として最も魅力的なものとされているが⁽²⁾⁽³⁾、この材料はほとんど延性を示さないことから、構造材料としての開発を図るのは当面困難な状況にある。

このような脆性的な金属間化合物の延性を改善するアプローチの一つとして、対称性の低い結晶構造をより高い結晶構造に変換する試みがある。今述べた TiAl₃ は DO₂₂ 型構造の正方晶系であるが、図 1 に示すように、(001)面上で1/2[110]ベクトルだけ原子を変位させることにより、面心立方晶系の L₁₂ 型構造に容易に変換できる。この結

図 1 結晶構造変換の例。

* 大阪府立大学講師；工学部
大阪府立大学教授；工学部
Development of Al-Ti-X Ternary L₁₂ Intermetallic Compounds; Hiroshi Mabuchi, Yutaka Nakayama (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, Osaka)
Keywords: intermetallic compound, high-temperature material, aluminum-titanium-X ternary alloy, L₁₂ structure, phase transformation, ductility improvement
1990年9月15日受理

晶構造変換には、現在のところ第3元素を添加する方法が有力であると考えられ⁽⁴⁾、実際に以前から Al-Ti-X 系では TiAl₃ に Zn⁽⁵⁾, Cu⁽⁶⁾⁽⁷⁾, Ni⁽⁶⁾ および Fe⁽⁸⁾ を 8~12.5 mol% 添加することによって L₁₂ 型構造を有する 3 元系の金属間化合物が形成されることが知られている。この場合、第3元素の添加量としては一般にやや多いが、TiAl₃ がベースであるので軽量性をそれほど失うことなく (TiAl と同程度になる)、耐酸化性と延性の改善が期待される。そこで筆者らは、Va~IIb 族の多くの元素を第3元素として添加することを試みたところ、上記4元素のほかに Cr, Mn および Ag を添加した場合に L₁₂ 型金属間化合物が出現することを見出した⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾。Cr, Mn の添加は Zhang ら⁽¹²⁾によっても報告され、またごく最近、Pd, Co を添加した Ti₂₅Pd₈Al₆₇ および Ti₂₅Co₈Al₆₇ 合金が L₁₂ 型金属間化合物であることが報告されている⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。このように、TiAl₃ に第3元素を添加し、結晶構造を立方晶系の L₁₂ 型構造に改変した化合物の研究は、とくに海外においてここ1~2年の間に大きく注目されてきており⁽¹⁵⁾⁻⁽²⁷⁾、今後の研究の進展には大いに興味深いものがある。現段階では、解説して述べるだけの知見は必ずしも十分でないが、最近の筆者らの結果を中心に以下に述べてみたい。

2. Al-Ti-X 系 3 元化合物の形成

Al-Ti-X 系にどのような 3 元化合物があるか調べてみる必要がある。図 2 は、Al-Ti-X 系状態図に出現する 3 元化合物の種類(代表となる組成と Strukturberichte の記号で表わした結晶構造)と Pearson の著書⁽²⁸⁾に報告されている

図 2 Al-Ti-X 系に形成される 3 元化合物の種類(組成、結晶構造)と X を Va~IIb 族元素として Pearson の著書⁽²⁸⁾に記載されている化合物。

図3 Al-Ti-X (X=Fe, Ni, Cu)系で形成されるL₁₂型化合物の組成域(1473 K)⁽¹⁹⁾.

化合物をすべて挙げてみた。ここで、B2型は体心立方格子(CuZn相)，C14型は六方格子(ラーベス相，MgZn₂相)，DO₂₃型は面心正方格子(Al₃Zr相)，L₁₂型は面心立方格子(Cu₃Au相)，D8a型は体心立方格子(Mn₂₃Th₆相)[†]およびL₂型は体心立方格子(ホイスラー相，BiF₃相)である。また，Xは周期表のVa～Ib族の元素としている。図から，Tiが25 mol%の組成にいくつかの興味ある化合物が形成されている。すなわち，TiAl₃(DO₂₂型)のAl原子の位置に第3元素Xが置換された場合に，添加量の増加とともにDO₂₂→DO₂₃^{††}→L₁₂→D8a→L₂(B2)と変化していく傾向を示している。Al原子よりTi原子の位置と置換されやすい原子(例えばV, Nb, Mo, Taなど)はこれらの3元化合物の構成元素にはなっていない。このように，結晶構造の変換を試みるには，TiAl₃のAl原子と置換されやすい原子を選んで添加していく必要があると思われるが，図1に記載されている化合物の添加元素をみると，必ずしもこれらすべての変換が起こるわけではない(例えばNiの場合はすべての変換が起こっている)。

L₁₂型化合物が形成されるのは，先に述べたようにTiAl₃にZn, Cu, NiおよびFeが添加された場合であるが，L₁₂型となる組成はそれぞれ異なる傾向がある。図3はCu, Ni, Feの場合について最近報告された結果で⁽¹⁹⁾，L₁₂型を示す組成域は図に示すような差異がみられる。この結果は1473 Kの場合であり，低温の1273 Kではこれらの組成域がいずれも縮小することが報告されている⁽¹⁹⁾。さらに図3から分かることは，25 mol%Tiがこれらの化合物の化学量論組成であるとする，これよりTi-rich側に組成域が広がる傾向を持っている。このことは，L₁₂型3元化合物の各種性質に組成依存性が現れることを示唆している。

[†] D8a型は単位格子中に116個の原子を含む複雑な結晶構造を持つ(Pearsonの記号ではcF116で表わされる)。G相と呼ばれ，研究例も多い^{(29)~(31)}。

^{††} Al-Ti-X系で現れるDO₂₃相は高温相であるので，安定相としてはDO₂₂→L₁₂の変換となる。

3. Al-Ti-X(X=Cr, Mn, Ag)系L₁₂型化合物の作製

ここで，筆者らが作製したAl-Ti-Cr系，Al-Ti-Mn系およびAl-Ti-Ag系のL₁₂型3元化合物について述べる^{(9)~(11)}。本実験では，素粉末を用いた反応拡散による化合物の合成を試みた。用いた原料粉末はいずれも市販のAl粉末(純度99.5%，粒径150 μm以下)，Ti粉末(99.5%，15~50 μm)，Cr粉末(99%，15~70 μm)，Mn粉末(98%，30~70 μm)およびAg粉末(99%，35~70 μm)である。所定の組成に混合圧粉した試料を真空中(～1×10⁻⁵ Pa)，1273 Kで86.4 ksまで焼結保持したのち，室温まで強制空冷して得ている。図4は，Ti₂₅Cr₈Al₆₇およびTi₂₅Mn₉Al₆₆組成の混合圧粉体を5.4, 21.6, 43.2 ks焼結したときのX線回折図形を示す。いずれも5.4 ksの焼結でDO₂₂相が形成されているが，Ti₂₅Cr₈Al₆₇ではすでにL₁₂相のピークが認められる。このDO₂₂相はCr, Mnがほとんど固溶しないことから2元系TiAl₃であると考えられるが，21.6 ksの焼結でDO₂₂相の大部分がL₁₂相に変化している。さらに，43.2 ksの焼結で均一なL₁₂単相になっている。このように素粉末から反応拡散によりまずDO₂₂型のTiAl₃相が形成されるが^{(32)~(33)}，その後，未反応のTi, Cr, Mnの拡散により3元系L₁₂型化合物に変換されたと考えられる^{†††}。得られたL₁₂相のAl原子にCrあるいはMnが置換したとして計算した格子定数と回折強度の結果は，図に示したように測定結果とよい一致を示している。

Al-Ti-Ag系についても，図5に示すようにL₁₂相が形成されたが，X線回折図形の中に規則構造を表わす回折ピークが明瞭に得られていない。この段階でAg系の場合には，形成されたものが面心立方格子の固溶体相である可能性がある。しかし，L₁₂相として回折強度を計算してみると，Ti原子と(Al+Ag)原子の散乱因子の差が非常に小さくなるため，規則格子反射の回折強度がほとんど得られなかったことが分かる。この試料から得た電子回折パターンを図6に示すが，この場合には，L₁₂型構造を示す規則格子の回折点が明らかに存在している。

図7は，Al-Ti-Cr, Al-Ti-MnおよびAl-Ti-Ag系でL₁₂型化合物が形成された組成を，1273 Kにおける等温状態図に示したものである。Cr系とMn系のL₁₂相の組成域は非常に狭く，Ti₂₅Cr₈Al₆₇, Ti₂₅Mn₉Al₆₆組成がそれぞれ中心とみられる。一方，Ag系は広い組成域を有し，Ti_xAg_yAl_{100-x-y}とするとx=25~30, y=8~14 mol%で

^{†††} 本実験では，試料を焼結温度(1273 K)まで0.17 K/sの昇温速度で加熱している。しかし，昇温速度がこれより大きくなると(例えば0.33 K/s)，昇温途中で燃焼反応を起こした。Ti₂₅Cr₈Al₆₇, Ti₂₅Mn₉Al₆₆およびTi₂₅Ag₈Al₆₇組成で燃焼反応が生じた場合には，反応によりTiAl₃とL₁₂相が形成され，その後焼鈍によりL₁₂単相に変化した。

図4 混合圧粉体を1273 K で焼結したときの時間によるX線回折図形の変化. 測定と計算は $\text{CuK}\alpha$ 線を使用した.

(a) $\text{Ti}_{25}\text{Cr}_8\text{Al}_{67}$, (b) $\text{Ti}_{25}\text{Mn}_9\text{Al}_{66}$.

図5 $\text{Ti}_{25}\text{Ag}_8\text{Al}_{67}$ 焼結体 (1273 K, 43.2 ks) のX線回折図形と計算結果.

よそ表現できる. Ag系は図3に示したCu系の場合に類似している. なお, 本実験の範囲でCr系, Mn系, Ag系のいずれも L_{12} 相以外の DO_{23} 相, D8a 相, L2_1 相は認められなかった. 機械的性質については後述するが, Ag系の場合は組成に著しく依存し, $\text{Ti}_{25}\text{Ag}_8\text{Al}_{67}$ 組成で硬度値が最も低く, 常温延性も良好であったので⁽¹¹⁾, 以下Ag系はこの組成を扱うことにした.

4. Al-Ti-X系 L_{12} 型3元化合物の性質

(1) 組織

前節で述べたAl-Ti-X (X=Cr, Mn, Ag)系における L_{12} 型化合物は, 通常アルゴンガス雰囲気中のアーク溶解によっても得られることを確認した. 図8は $\text{Ti}_{25}\text{Cr}_8\text{Al}_{67}$ 合金の凝固状態の組織を示す. L_{12} 相をマトリックスとして第2相がデンドライト状に分布している. この場合の第2相は $\text{Al}_{17}\text{Cr}_9$ であったが, $\text{Ti}_{25}\text{Mn}_9\text{Al}_{66}$ および $\text{Ti}_{25}\text{Ag}_8\text{Al}_{67}$ 合金においても凝固状態の組織は同様に第2相を含んでいた. 凝固の開始と終了点に温度差があることが最近報告されており⁽¹⁷⁾, この間に第2相が晶出するのであろう. 一方, 焼鈍によりいずれもほぼ L_{12} 単相状態になったが, 写真にみられるように微細なボイドが生じている. これまで報告のある $\text{Ti}_{25}\text{Mn}_8\text{Al}_{67}$ ⁽¹²⁾, $\text{Ti}_{25}\text{Cr}_8\text{Al}_{67}$ ⁽¹²⁾, $\text{Ti}_{25}\text{Cr}_9\text{Al}_{66}$ ⁽¹²⁾, $\text{Ti}_{23}\text{Mn}_6\text{V}_5\text{Al}_{66}$ ⁽¹²⁾, $\text{Ti}_{25}\text{Pd}_8\text{Al}_{67}$ ⁽¹³⁾, Ti_2CuAl_5 ⁽¹⁷⁾⁽²⁴⁾, $\text{Ti}_{23}\text{Fe}_6\text{V}_5\text{Al}_{66}$ ⁽¹⁸⁾, $\text{Ti}_{25}\text{Ni}_8\text{Al}_{67}$ ⁽²²⁾⁽²³⁾ についても凝固状態でいずれも第2相が存在しており, さらに焼鈍によりボイドが生じることが分かっている. ボイドは第2相の分布状態と密接に関係しており, 焼鈍中に第2相が拡散消滅するときのカーケンダル効果に原因して生じたと考えられている⁽²³⁾. このように第2相に関する知識がきわめて重要となるが, 凝固過程を含めた状態図はまだほとんど分かっていない. このようなボイドをHIPにより除去する試みもなされている⁽¹²⁾⁽²³⁾. また最近,

図6 $Ti_{25}Ag_8Al_{67}$ 焼結体から得られた電子回折パターン⁽¹¹⁾.
(a) $[100]$, (b) $[110]$.

図7 1273 K における Al-Ti-X (X=Cr, Mn, Ag) 系の Al-rich 側相状態図. 各相(○:単相, □:2相, △:3相)は焼結体の X 線回折図形から決定した. 図中の破線は推定であり, () 内は 1273 K で液相であることを示す. (a) Al-Ti-Cr 系, (b) Al-Ti-Mn 系, (c) Al-Ti-Ag 系.

George ら⁽²⁶⁾は, 詳細は明らかでないが熱間押出しにより作製した $Ti_{25}Fe_6V_5Al_{66}$ 合金は図9に示すごとく, 微細な再結晶粒($\sim 15 \mu m$)とともにほとんどボイドのない $L1_2$ 単相試料が得られたとしている.

(2) 機械的性質

この種の金属間化合物の硬さは材料の強度, 延性を評価するうえで重要な値となる. 表1は硬さの測定結果の一例

図8 アーク溶解した $\text{Ti}_{25}\text{Cr}_8\text{Al}_{67}$ 合金の光学顕微鏡組織。(a)凝固状態, (b)焼鈍状態(1373 K, 172.8 ks)。

図9 熱間押し出しされた $\text{Ti}_{23}\text{Fe}_6\text{V}_5\text{Al}_{66}$ 合金の光学顕微鏡組織⁽²⁶⁾。

を示した。L1₂型3元化合物の硬度値はTiAl₃と比較するとかかなり低く、Cr, Mn, Pd および Ag 系ではTiAlと同程度といえる。表1は各化合物の格子定数もあわせて示したが、最近Nicら⁽¹⁴⁾は、これらの格子定数は第3元素の原子番号の順序に減少し、これに伴って硬度が増大する関係があると指摘している。

図10に、Al-Ti-X系L1₂型3元化合物の降伏応力(0.2%

表1 TiAl₃(DO₂₂型)、TiAl(L1₀型)と各種L1₂型3元化合物の硬さと格子定数。

化合物	ビッカース硬度	格子定数 (<i>a</i> , <i>c</i> /nm)
TiAl ₃	500	<i>a</i> = 0.3848 ⁽²⁸⁾ <i>c</i> = 0.8596 ⁽²⁸⁾
TiAl	220	<i>a</i> = 0.4005 ⁽²⁸⁾ <i>c</i> = 0.4770 ⁽²⁸⁾
Ti ₂₅ Cr ₈ Al ₆₇	200	<i>a</i> = 0.3960
Ti ₂₅ Mn ₉ Al ₆₆	210	0.3955
Ti ₈ Fe ₃ Al ₂₂	325	0.393 ⁽²⁸⁾
Ti ₂₅ Ni ₈ Al ₆₇	305	0.394 ⁽²⁸⁾
Ti ₂ CuAl ₅	300 ⁽²⁴⁾	0.3927 ⁽²⁸⁾
Ti ₂₅ Zn ₈ Al ₆₇		0.392 ⁽²⁸⁾
Ti ₂₅ Pd ₈ Al ₆₇	190 ⁽¹³⁾	0.393 ⁽¹³⁾
Ti ₂₅ Ag ₈ Al ₆₇	215	0.3990

図10 L1₂型3元化合物の降伏応力(0.2%圧縮応力)の温度依存性。

圧縮応力)の温度依存性をまとめた。どの化合物も単調な温度依存性を示さず、複雑な様相を示している。特徴は1ヶ所あるいは2ヶ所で強度の極大が存在していることであるが、その温度と強度レベルは各化合物間でかなりの差異がある。これら強度の逆温度依存性が通常のL1₂型(Ni₃Alなど)で認められる現象と関係しているかどうかはまったく明かでなく、詳細な検討が今後の課題であろう。圧縮試験による応力-ひずみ曲線の一例を図11に示すが、673 Kの応力-ひずみ曲線はセレーションを伴っている。Kumarら⁽³⁴⁾もセレーションの存在を最近報告しており、詳細は明かでないが交差すべりと関係があると述べている。筆者らはTi₂₅Mn₉Al₆₆およびTi₂₅Ag₈Al₆₇合金⁽¹¹⁾でもセレーションを観察しており、その形状、起こる温度範囲などから判断して、溶質原子(この場合、Al原子位置に固溶している第3元素であろう)の拡散に伴う固

図11 $Ti_{25}Cr_8Al_{67}$ 焼鈍材料の圧縮応力-ひずみ曲線。

溶体硬化現象⁽³⁵⁾に関係しているのではないかと考えている。

延性については、図11にみられるように圧縮試験ではあるが室温で約30%まで変形が可能で、これはTiAlの圧縮試験の結果に相当していると思われる。 $Ti_{25}Mn_9Al_{66}$ および $Ti_{25}Ag_8Al_{67}$ についても、室温で約25%の圧縮変形が可能であった。また、1073 K 以上の高温変形では、本実験の圧縮試験の範囲内では破壊に至らず、高温における塑性加工も可能ではないかと考えられる。

(3) 耐酸化性

図12は耐酸化性を調べた結果の一例を示す。試料は先に述べた素粉末の混合圧粉体を焼結したものを再び粉末試料とし、300~200メッシュに粒度をそろえたものを使用し

図12 各種 L_{12} 型 3 元化合物と $TiAl$, $TiAl_3$ の DTA 装置内での昇温酸化試験による重量増加曲線。

た。図は DTA 装置内で大気中、0.17 K/s の昇温速度で加熱したときの酸化による重量増加曲線を示している。この酸化実験はバルク試料の通常の繰返し酸化実験の結果ともよく対応するので⁽³⁶⁾、各試料間の酸化挙動の違いをとらえるのに都合がよい。図の曲線から、 $Ti_{25}Cr_8Al_{67}$ は $TiAl_3$ とほとんど一致しており、耐酸化性が最も優れている。 $Ti_{25}Ag_8Al_{67}$ は L_{12} 型化合物の中では耐酸化性がやや劣るが、他の L_{12} 化合物は $TiAl_3$ と大差なく、いずれも $TiAl$ と比較してはるかに優れた耐酸化性を示している。ただし、詳細にみれば Ti_2CuAl_5 , $Ti_{25}Mn_9Al_{66}$ は 1473 K 以上の高温で急速に酸化が進行する傾向を示している。

5. おわりに

以上述べた Al-Ti-X 系 L_{12} 型金属間化合物のすべてで常温延性が改良されているわけではない。例えば、 Ti_2CuAl_5 , $Ti_{25}Ni_8Al_{67}$, $Ti_{25}Pd_8Al_{67}$ および $Ti_{23}Fe_6V_5Al_{66}$ では延性がほとんどないことが報告されており、しかもこれは化合物本来のへき開割れに原因していると考えられている。しかし、筆者らが作製した $Ti_{25}Cr_8Al_{67}$, $Ti_{25}Mn_9Al_{66}$ および $Ti_{25}Ag_8Al_{67}$ では、延性改善がなされていない $TiAl$ と同程度に常温延性が存在することが確認された。高温における比強度も $TiAl$ と同程度であろう。さらに、これらは $TiAl$ よりもはるかに優れた耐酸化性を有することも分かった。このように新しい軽量耐熱材料の一つとして大いに期待されてよいと思う。はじめにも述べたように、この種の 3 元系 L_{12} 型化合物の研究はまだ始まったばかりである。結晶構造が DO_{22} 型から L_{12} 型に変換する機構、状態図をはじめ組織制御の問題、脆性・延性(特に引張延性)の問題、強度および変形機構の解明など重要かつ興味ある課題がまだ多数残されている。このように、この化合物が構造用耐熱材料の候補材になり得るかどうかは今後の研究に依るであろう。

文 献

- (1) 例えば, H. A. Lipsitt, D. Shechtman and R. E. Schafrik: Metall. Trans., **6A** (1975), 1991.
- (2) M. Yamaguchi, Y. Umakoshi and T. Yamane: Philos. Mag., **55A** (1987), 301
- (3) 山口正治, 中村藤伸, 白井泰治: 軽金属, **38** (1988), 228.
- (4) W. B. Pearson: *The Crystal Chemistry and Physics of Metals and Alloys*, Wiley, New York, (1972).
- (5) A. Raman and K. Schubert: Z. Metallk., **56** (1965), 40.
- (6) A. Raman and K. Schubert: Z. Metallk., **56** (1965), 99.
- (7) P. Virdis and U. Zwicker: Z. Metallk., **62** (1971), 46.
- (8) A. Seibold: Z. Metallk., **72** (1981), 712.
- (9) H. Mabuchi, K. Hirukawa and Y. Nakayama: Scr. Metall., **23** (1989), 1761.
- (10) H. Mabuchi, K. Hirukawa, H. Tsuda and Y. Nakayama: Scr. Metall. Mater., **24** (1990), 505.
- (11) H. Mabuchi, K. Hirukawa, K. Katayama, H. Tsuda and

- Y. Nakayama: Scr. Metall. Mater., **24**(1990), 1553.
- (12) S. Zhang, J. P. Nic and D. E. Mikkola: Scr. Metall. Mater., **24**(1990), 57.
- (13) W. O. Powers and J. A. Wert: Metall. Trans., **21A**(1990), 145.
- (14) J. P. Nic, S. Zhang and D. E. Mikkola: Scr. Metall. Mater., **24**(1990), 1099.
- (15) K. S. Kumar and J. R. Pickens: Scr. Metall., **22**(1988), 1015.
- (16) S. C. Huang, E. L. Hall and M. F. X. Gigliotti: J. Mater. Res., **3**(1) (1988), 1.
- (17) J. Tarnacki and Y-W. Kim: Scr. Metall., **22**(1988), 329.
- (18) E. P. George, W. D. Porter, H. M. Henson, W. C. Oliver and B. F. Oliver: J. Mater. Res., **4**(1) (1989), 78.
- (19) S. Mazdiasni, D. B. Miracle, D. M. Dimiduk, M. G. Mendiratta and P. R. Subramanian: Scr. Metall., **23**(1989), 327.
- (20) W. O. Powers, J. A. Wert and C. D. Turner: Philos. Mag., **60A**(1989), 227.
- (21) W. O. Powers and J. A. Wert: Philos. Mag., **60A**(1989), 585.
- (22) C. D. Turner, W. O. Powers and J. A. Wert: Acta Metall., **37**(1989), 2635.
- (23) D. D. Mysko, J. B. Lumsden, W. O. Powers and J. A. Wert: Scr. Metall., **23**(1989), 1827.
- (24) M. B. Winnicka and R. A. Varin: Scr. Metall., **23**(1989), 1199.
- (25) M. B. Winnicka and R. A. Varin: Scr. Metall. Mater., **24**(1990), 661.
- (26) E. P. George, J. A. Horton, W. D. Porter and J. H. Schneibel: J. Mater. Res., **5**(1990), 1639.
- (27) M. E. Eberhart, K. S. Kurmar and J. M. MacLaren: Philos. Mag., **61B**(1990), 943.
- (28) P. Villars and L. D. Calvert: *Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*, American Soc. Met., Metals Park, Ohio, (1985).
- (29) J. V. Florio, R. E. Rundie and A. I. Snow: Acta Cryst., **5**(1952), 449.
- (30) E. I. Gladyshevskii, P. I. Kripyakurich, Y. B. Kuzma and M. Y. Teslyuk: Sov. Phys. Crystallogr., **6**(1961), 615.
- (31) A. Khataee, H. M. Flower and D. R. F. West: Mater. Sci. Technol., **5**(1989), 632.
- (32) F. J. J. Van Loo and G. D. Rieck: Acta Metall., **21**(1973), 61.
- (33) F. J. J. Van Loo and G. D. Rieck: Acta Metall., **21**(1973), 73.
- (34) K. S. Kumar and R. A. Herring: J. Met., 1990 TMS Annual Meeting (Anaheim, CA), **41**(11) (1989), 92.
- (35) 例えば, 吉永日出男: 日本金属学会会報, **10**(1971), 519.
- (36) 蛭川謙一, 間渕 博, 中山 豊: 日本金属学会秋期講演概要, (1990), p. 272.

<新 刊 案 内>

金属材料の事典

田中良平他 編

近年のいわゆるハイテク技術の発展は目を見張るものがあるが, 材料の分野もその一角を成し, “新素材”, “先端材料”, “機能材料” などと呼ばれる新しく見出された特性を有する材料の登場も頻繁である。材料を専門とする研究者, 技術者にとっても, たとえばMA(メカニカルアロイング)やFGM(傾斜機能材料)などの略号の洪水には悩まされる。金属工学関係の文部省学術用語集が広く専門用語集として学生に用いられていたが, 昭和30年以前の出版であり, 語彙が古くなっていた。このような折りに金属材料に関する本事典の出版は材料の専門家にとってもまたユーザーにとっても時宜を得たもので有り難い。

本事典は金属材料に関する用語約2000項目を50音配列に収録したものである。用語見出しには英語名が添えられており, 巻末の英語索引によりアクセスでき

る。GALPHAD や RE のようにアルファベットで常用されている用語については欧文項目見出しが別に用意されており, 略号の検索に便利である。収録は基礎学術用語から技術用語, 商品名的な材料名までをも対象としている。説明は丁寧であり, 重要なものについては用語の理解に必要な背景知識にまで及んでおり例えば高温超電導材料については約2頁, 制御圧延には2頁余を充てるという具合である。収録範囲は金属材料に留まらず, プロセス技術, 機器分析, 表面分析などの新しい手法の開発が目覚ましい関連分野にも及んでいる。

金属材料を専門とする技術者, 研究者ばかりでなく, 金属材料を使うユーザー, 材料学を学んでいる学生にとっても役立つものであろう。

(T.Y)

[A5版 544頁 1990年 14,420円 朝倉書店]