銅および銅合金の高温における延性低下とその改善

菅野 幹 宏* 伊藤 吾 朗**

1. はじめに

一般に金属材料は、変形抵抗の低い高温で塑性加工されることが多いが、ある種の材料では高温になると延性が低下する現象を呈する。粒界割れを伴うこの延性低下は、温間加工性や熱間加工性の低下をもたらすことになるので、粒界割れの抑制は実用上も重要となる。これまで鉄鋼材料などでは多くの関係研究⁽¹⁾がなされてきており、またここで対象とする銅および銅合金においても、脆化現象について種々の検討がみられる。銅系材料では600~800 Kにおいて急激な延性の低下(いわゆる中間温度脆性)を生じる場合が多く、これについては和泉によって詳しい解説⁽²⁾がなされている。本稿では、主としてその後の研究結果を基に、中間温度を含めた銅系材料の高温における脆化現象とその改善についてのとりまとめを行った。

2. 脆化現象とその改善

脆化の例として、まず純銅の中間温度脆性をとりあげ、図1⁽³⁾には延性と温度との関係に及ぼす歪速度($\dot{\epsilon}$)の影響を示した。図1より、歪速度が小さいほど脆化は顕著となるが、脆化温度域は歪速度によって大きく変化しないことが分かる。なおこの脆化は、結晶粒径($\bar{d}$)が大となるほどより明瞭となる。当初高温における脆化は、微量の低融点金属や半金属元素の粒界偏析によると考えられ、実際 Pb, Bi, Sb を含む場合には、脆化が著しくなることが知られていた⁽⁴⁾。しかし図1は99.99%以上の

純度の OFHC 銅($O < 0.001\%$)を約 1 mPa の真空中で試験することによって得られたものであり、上記不純物元素はもとより、酸素の影響によるものでもない純銅の本質的現象のように見受けられる⁽²⁾。

図1 純銅の延性に及ぼす試験温度、歪速度($\dot{\epsilon}$)の影響。結晶粒径($\bar{d}$)は80 μm ⁽³⁾。

さてこのような“脆性破壊”を微視的に見てみると、変形とともにまず粒界上に多数の孤立したキャビティを生じ、その後これらキャビティが成長・合体して破断に至っている。このキャビティの生成・成長の機構については銅系材料に限らず多くの基礎的研究がなされており、まず生成については、①粒界すべりに関係するもの⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾、②粒界への空孔の拡散・凝集によるとするもの⁽⁹⁾、③粒内すべりの粒界への集積によるとするもの⁽²⁾⁽¹⁰⁾、などが提案されているが、中間温度脆性に関しては、①と③が有力とされる⁽¹⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾。他方キャビティの成長については、低温側では塑性変形が、高温側では空孔の拡散が支配的のようであり、これについては堀内らによる詳しい総説⁽¹¹⁾がある。

何故延性-温度曲線に極小を生じるかについては、温度の上昇とともに上記①や③に基づいて粒界への応力集中が著しくなる一方で、ある温度以上では主に動的再結

* 東京大学助教授;工学部

** 東京大学助手;工学部

Ductility Loss and its Improvement in Copper and Copper Base Alloys at Elevated Temperatures; Motohiro Kanno, Goroh Itoh (Faculty of Eng., The Univ. of Tokyo, Tokyo)

Keywords: copper, copper base alloys, ductility, elevated temperature, intermediate temperature embrittlement, high temperature embrittlement, impurity, segregation, additives

1988年3月14日受理

† 本稿では組成は通常、質量%, 質量 ppm で表わした。

晶により応力集中が緩和されて延性が向上し、結果的に延性の極小を生じるとするのが一般的である。図 2 にはその例として、粒界すべりにより粒界への応力集中が生じるが、動的再結晶によりそれが緩和される、とした尾中ら⁽⁷⁾の模式図を示した。

実際に材料を製造する立場に立てば、脆化を回避するかないしは積極的に消滅させる方向で検討する必要がある。これまでの諸結果に基づけば、加工温度を高くし、歪速度を大とすることにより、脆化を回避することが一応可能であり⁽²⁾⁽³⁾、実際に純銅や黄銅などでは、脆化域より高温において熱間加工が行われている。他方最近では、前記の低融点元素以外の極微量不純物を除去したり、微量元素を添加したりすることにより、脆化そのものを軽減させる研究がなされてきている。以下では材料別に、高温での脆化に関する現象論を交えながら、主に脆化の軽減に関するこれまでの結果を紹介する。

図 2 応力集中、延性、温度の関係を示した模式図⁽⁷⁾。

(1) 純 銅

大森ら⁽¹²⁾は純銅と黄銅の中間温度脆性の挙動の相違を詳しく検討するため、添加 Zn 量を変化させた合金の高温延性の変化を調べた。そして図 3 に示すように、1% の Zn 添加により銅の中間温度脆性が消滅することを見出しているが、消滅の原因は明らかにはならなかった。その後佐治ら⁽¹³⁾は、Cu-(0~4)%Ti 合金について破断伸びと温度との関係を調べ、0.2~0.5% Ti では純銅に比べて脆化が軽減され、脆化域が約 200 K 低温側に移動することを示した(図 4)。しかしこの場合も Ti 添加による延性改善の原因は不明であった。

最近になって鈴木ら⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾は、純銅中に含まれる極微量の不純物 S(約 3 ppm)の固溶量を減少させると、冷

図 3 銅の中間温度脆性に及ぼす Zn 添加量の影響 ($\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, $d = 20 \text{ } \mu\text{m}$)⁽¹²⁾。

図 4 純銅および Cu-(0.2~4)%Ti 合金の延性と温度の関係($\dot{\epsilon} = 4.2 \times 10^{-6} \sim 2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, $d = 80 \sim 100 \text{ } \mu\text{m}$)⁽¹³⁾。

間加工材の再結晶温度が大幅に低下する現象を明らかにするとともに、種々の方法で固溶 S 量を減少させた各種の銅に注目し、その高温延性を検討している⁽¹⁷⁾。図 5 には普通の純銅において中間温度脆性が顕著に現れる低歪速度の場合の結果を示した。固溶 S 量が減少すると脆化が大幅に軽減され、S 量が 0.5 ppm 未満の無酸素銅(OSFC)および Ti-9 ppm 添加の銅では脆化が完全に消失することが分かる。図 6 は、S を 3 ppm 含む通常の無酸素銅(OFC)と OSFC とを、623 K で 20% 引張変形した後の光顕組織である。OFC では粒界にボイドの列を生じるのに対し、OSFC ではボイドは見られず、旧粒界付近に動的再結晶粒を生じている。鈴木ら⁽¹⁷⁾はこの結果を基に、固溶 S 量を減少させた場合の

図5 各種純銅および希薄銅合金の高温延性($\dot{\epsilon} = 4.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $d = 0.3 \sim 0.4 \text{ mm}$). OFC: 3 ppm の S を含む無酸素銅, Ti-9 および B-49: OFC にそれぞれ 9 ppm Ti および 49 ppm B を添加した銅, OSFC: S 量が 0.5 ppm 未満の無酸素銅⁽¹⁷⁾.

図7 純銅の延性と温度の関係に及ぼす S 量の影響⁽⁸⁾.

図6 図5で用いた OFC と OSFC の引張変形に伴う組織変化. (a)変形前, (b)623 K で 20% 変形後. 引張軸は水平方向であり, 矢印は同一場所を示す⁽¹⁷⁾.

中間温度脆性の消滅は, 中間温度域においても動的再結晶を生じ, 粒界への応力集中が緩和されたことに基づく結論している. そして前記の 0.2~0.5% Ti 添加による脆化の軽減や, 1% Zn 添加による脆化の消滅も, 添加元素の硫化物形成によって, 固溶 S 量が減少したことに基づくと推定している.

ごく最近 Shibayanagi ら⁽⁸⁾は S 量 0.5 ppm の純銅でも歪速度を鈴木らのその約 $1/10$ の $4.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ とさらに遅くすると, 図7に示すように脆化が再び現れることを報告している. したがって歪速度が極めて遅い場

合には, 中間温度脆性が純銅の本質的現象となる可能性は残されている. しかしその後, $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ の歪速度においても, さらに高純度(S 量 0.05 ppm 未満)の銅では, 延性の極小値が破断絞りで約 85% と著しく高くなるとともに, 脆化域が低温の約 420 K に移行するとの結果が示されている⁽¹⁸⁾. Shibayanagi ら⁽⁸⁾は Zn 量を約 10% 以下の範囲で細かく変化させることにより, 図8に示すように約 1.2% の Zn 添加が脆化の緩和に最も有効であることも示した. そしてこの延性向上は Zn 添加によって粒界すべりが抑制されるためであるとしてい

図 8 純銅および各種黄銅の延性と温度との関係⁽⁸⁾。

るが、1.2% Zn 添加合金においても、図 8 の場合に比べて結晶粒が粗大な場合、または歪速度が小さい場合には、粒界すべりが生じやすくなり、脆化が出現すると述べている。

(2) 青 銅

青銅およびりん青銅は熱間加工性に乏しい⁽⁴⁾⁽¹⁹⁾ため、展伸材として広く用いられているりん青銅は、これまで冷間加工と焼鈍の組合せにより製造されている。Cu-8%Sn-(0~0.37)%P 合金の延性を調べた結果⁽¹⁰⁾(40~50 ppm の O(0% P 合金は 110 ppm), 40 ppm の Fe を含み, Pb, Bi, S はいずれも 10 ppm 以下)によれば、いずれの合金も室温では破断絞り 80~85% と高い延性を示すが、673~873 K に著しい中間温度脆性が見られ(絞りは約 10%), より高温側においても延性はほとんど回復せず、このため、絞りは約 20% を超えないといわれる。このことは後述の Cu-30%Zn 合金(上記 Cu-Sn 系合金とはほぼ同程度の不純物水準)が、973 K で 100% 近い絞り値を示す⁽²⁰⁾のとは対照的である。純銅や α 黄銅では一応熱間加工が可能であるのに、りん青銅においてそれが行われないのは、このように高温における延性回復がほとんど見られないこと(以下便宜上高温脆性と呼ぶ)に起因していよう。従来りん青銅の熱間加工性が著しく低いのは、約 0.1% 以上の添加 P によるとの考え⁽⁴⁾もあったが、上述のように 0~0.37% の範囲で P 量の影響がほとんど見られなかったので、高温脆性は Cu-Sn 系合金に共通の現象とみなされた。

しかし上記の高温脆性は、図 9⁽²¹⁾に示すように B や Mg の添加により大幅に改善され、とくに B の効果が

図 9 Cu-8%Sn 2元合金およびこれに各種元素を微量添加した合金の延性と温度との関係($d = 0.2 \text{ mm}$)⁽²¹⁾。

顕著であることが最近明らかにされた。Cu-Sn 合金に B や Mg を添加しても合金の再結晶挙動は変化せず、また添加元素によって粒界すべりがとくに抑制されることもなかった⁽²¹⁾。それ故この場合の高温脆性の緩和は、純銅における延性の改善とは原因が異なることになる。さらに、無添加合金では高温域において試片表面の粒界からき裂が進展すること、高温酸化の実験では B や Mg の添加により合金の表面酸化、内部酸化が著しく抑制されることなどが示された。そこで脆化の軽減は、粒界の優先酸化に基づく粒界強度の低下が、B や Mg の添加により抑制されたために生じたと結論されている⁽²¹⁾。なお B 添加合金は 10^2 s^{-1} 程度的高速変形の場合に、873~973 K において 60% 以上の絞り値を示したので、B 添加の青銅は熱間加工が可能であると考えられている⁽²¹⁾。

次に、B などより酸化傾向の強い Y, Ce, La などを添加した Cu-8%Sn 合金の高温脆性について調べた結果が、図 10⁽²³⁾である。Y, Ce などの添加によっても 973~1073 K における延性が改善されているが、その機構は B 添加の場合と同様とみなされている。さらにこの場合には、B 添加などでは生じなかった中間温度域(673~773 K)での延性改善が見られる。無添加合金の中間温度脆性について、変形後の試片表面のすべり帯観察を初めとする各種の組織観察を行った結果、脆化は既述のキャビティ生成機構の一つ、すなわち粒内の粗大すべり帯による粒界への応力集中⁽²⁾に起因すると判断された⁽²³⁾。

図 10 Cu-8%Sn 2 元合金およびこれに各元素を約 0.1 原子 % 添加した合金の延性と温度との関係 ($\bar{d} = 0.1 \text{ mm}$, $\dot{\epsilon} = 3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)⁽²³⁾.

そこで変形時に各合金に生じるすべり帯の組織検討が行われたが、Y や Ce などの添加によってすべり帯の分布が大きく変化する現象は観察されなかった。また B 添加の場合と同様に、Y や Ce の添加が再結晶を促進することもなかった。それ故この中間温度脆性の緩和は、無添加合金で低かった粒界強度が、Y や Ce 添加によ

図 11 673 K で試験した Cu-Sn 2 元合金の粒界破面から得られたオーグエ電子スペクトル。入射電子の加速電圧 5 kV。(a) 粒界破面、(b) 破面をアルゴンイオンで 600 s スパッタ後⁽²³⁾。

て増加することによって生じるのではないかと推論された。一般に粒界強度は不純物元素の偏析によって減少するとされている⁽²⁴⁾が、無添加合金における粒界破面のオーグエ分光分析結果は、図 11 に示す通りである。破面から (a) のように S が検出されるが、Ar スパッタリングを行うと、(b) のように S のピークが消滅する。合金中の不純物 S 量は 4 ppm とわずかであることから、無添加合金では S が大量に粒界偏析していることになる。次に延性の向上した Y 添加合金で S の粒界偏析量が減少しているかどうかが問題となるが、Y 添加合金は中間温度域で粒界割れを呈さないで、粒界の S 濃度を調べることができない。そこで Y 添加合金に生じる分散相の EDS 分析が行われたが、図 12 に示すように、Y 添加合金では Y 硫化物の存在が確認された。これらから、Cu-Sn 合金における中間温度脆性の軽減は、Y や Ce の脱硫効果により S の粒界偏析量が減少し、粒界強度が回復したことに基づく結論されている⁽²³⁾。

図 12 67 ppm Y 添加の Cu-8%Sn 合金における分散相(矢印)の SEM 像(a)と EDS 分析結果(b)⁽²³⁾。

(3) 黄銅, その他の固溶体合金

α 黄銅についても Y を 40 原子 ppm 以上添加すると、中間温度脆性は大幅に緩和され、常に 60% 以上の高い絞り値を示すようになる(図 13)⁽²⁰⁾。そしてこの場合も、試片表面のすべり線組織や内部の転位組織の観察、粒界破面のオーグエ分析、分散相の EDS 分析などが行われたが、中間温度脆性の改善は Cu-Sn 合金の場合と同様、Y 添加により S の粒界偏析量が減少したことに基づく結論されている。 α 黄銅は中間温度域での加工が困難とされる⁽²⁵⁾が、Y などの添加で粒界強度がこのような上昇するならば、中間温度域での加工も何ら問題なくなるであろう。

図 13 Cu-30%Zn 2 元合金およびこれに Y を 500 ppm 以下の範囲で添加した合金の延性と温度との関係。図中の組成は Y 添加量を示す⁽²⁰⁾。

Cu-Ni 系では、0.7% Mn, 0.6% Fe, 300 ppm C, 80 ppm S を含む 30% Ni 合金について、延性と温度・歪速度との関係が調べられ、図 14 に示す結果⁽²⁶⁾が得られている。純銅や黄銅と異なり、歪速度が大きくなっても延性の極小値にはほとんど変化がなく、極小を示す温度が高温側に移るとされる。このような脆化現象は銅系材料ではこれまで他に例がないが、Al-Mg 合金に見られている⁽⁶⁾。Al-Mg 合金では、延性が Zener-Hollomon 因子によって一義的に定まり、これは粒界への応力集中要因としての粒界すべりと、応力緩和要因としての粒界移動が、いずれも粒内変形と同様に、体積拡散支配の熱活

図 14 Cu-30%Ni 合金の延性と温度、 $\dot{\epsilon}$ との関係 ($\bar{d} = 125 \mu\text{m}$)⁽²⁶⁾。

性化過程に律速されているためと説明されている⁽⁶⁾。

Cu-Ni 系でも、表 1 に示す不純物量の異なる 2 種の合金を高速で変形した場合には、不純物量の少ない合金の方が高延性を示す(図 15)⁽²⁷⁾。しかし前記青銅や黄銅に比べるとなお多量の不純物元素を含んでいるので、図 14 のような中間温度脆性が主にどの不純物に関係しているのかなどの詳細を明らかにするには、不純物の種類と量をより精度よく制御した試料について検討する必要がある。なお Mn や Fe を含む実用合金では、図 15(b) のような不純物量の低減以外に、P の添加により高温延性が改善されるといわれ⁽²⁸⁾、この延性改善は粒界上の Fe 系析出相の微細化に基づくと推定されている⁽²⁸⁾。またより高温域においては、INCO 社の試験結果によれば、Bi: 0.001%, Te: 0.003%, Se: 0.006%, Pb: 0.01%, S: 0.02%, C: 0.02% が熱間加工のための不純物の上限とされ、Mg, Li, Ti, Zr は熱間加工性を向上させるとしている⁽⁴⁾。

表 1 図 15 で使用した Cu-10%Ni 系合金中の不純物量(ppm)⁽²⁷⁾。

元 素	Bi	Pb	Te	Sb	Se	As	S	P
(a) 2 元合金	高 純 度	<0.3	<0.7	<0.2	<0.4	<0.3	1.4	15
	市販純度	3	13	14	12	75	36	51
(b) 実用組成の合金	高 純 度	1	6	2	5	<10	15	70
	市販純度	10	90	4	1	25	10	60
							40	40

図 15 Cu-10%Ni 系合金の高温延性に及ぼす不純物量の影響。(a) Cu-10%Ni 2 元合金、(b) Cu-11%Ni-8.5%Mn-5.6%Fe-1.3%Al-0.2%Ti-0.4%Si 合金(表 1 参照)⁽²⁷⁾。

(4) 析出硬化型合金、分散強化型合金

図 16⁽²⁶⁾に示すように、同じ析出硬化型合金でも Cu-Cr 合金は顕著な中間温度脆性を示すのに対し、Cu-Zr

図 16 Cu-0.15%Zr 合金と Cu-0.70%Cr 合金の高温延性⁽²⁹⁾.

合金では脆性はほとんど見られない。Cu-Cr 合金の脆化の程度は時効条件にも依存し、過時効状態で脆化は著しく軽減されることが知られ、これは粒内のすべり帯の分布がより一様になるためと説明されている⁽³⁰⁾。しかし最近 Cu-Cr 合金に Zr を添加することにより、脆化が著しく軽減される現象が見出され、この場合は既述の青銅、黄銅などと同様に、添加した Zr が硫化物を形成することに関係することが分かっている⁽³¹⁾。Cu-Cr-Zr 合金は Cu-Cr 合金に比べて、強度と耐熱性がより優れる材料として知られており⁽³²⁾、Zr 添加による脆化の緩和は実用上も極めて重要である。

さて分散強化合金は、室温強度は勿論のこと高温におけるクリープ抵抗が著しく高いことから、耐熱金属材料として用いられつつあるが、高温において粒界破壊を生じやすく、脆化しやすいという問題を抱えている。図 17⁽⁷⁾には Cu-0.28%Ge 合金を 1123 K で 86.4 ks 内部酸化させた合金($\bar{d} = 185 \mu\text{m}$)の延性と、温度・歪速度との関係を示すが、低歪

図 17 Cu-0.28%Ge 合金を 1123 K で 86.4 ks 内部酸化させた合金($\bar{d} = 185 \mu\text{m}$)の延性と、温度・歪速度との関係⁽⁷⁾.

速度の場合約 600 K に延性の極小を生じるほか、高温での延性値も低くなる。前記の析出型合金では、粒界上析出相と脆化との関係はほとんど議論されていないが、図 17 のような内部酸化法による分散強化合金では、粒界上の分散相がキャビティの核生成サイトとして作用するため⁽²⁾⁽⁷⁾⁽¹¹⁾、高温で粒界破壊しやすくなるとされる。

最近中山らは、内部酸化法によって作製した分散強化合金(Cu-SiO₂, Cu-Al₂O₃)の高温における低延性は、合金を冷間加工後再結晶させることによって改善できることを示している⁽³³⁾。そしてこの改善は、再結晶によって粗大な分散粒子が粒界から離脱すること、再結晶によって結晶粒が著しく微細化されることによってなされるとしている。しかし Nieh らは純銅を 10 kPa (1 気圧)の酸素中において、1083 K, 7.2 ks の焼鈍を行うと脆化することを示し、この脆化は粒界上の原子状酸素によってもたらされるとしている⁽³⁴⁾。よって内部酸化法による分散強化合金では、粒界上の酸素原子の役割についても注目する必要があるであろう。

3. ま と め

以上各種銅および銅合金の中間温度・高温における延性低下の現象論を述べるとともに、それらの改善に関する研究結果をとりまとめた。極微量の添加元素により脆化が大幅に軽減され、熱間・温間加工が可能になることは実用的にも大きな意味があろう。さて延性の改善を全体としてみた場合、極微量不純物 S の固溶・偏析量の減少による延性改善は興味深いものがある。鉄鋼材料では不純物元素の S や P により各種脆化を生じることが既に知られており、これらの低減が以前より叫ばれているのに対し、銅系材料では全く事情が異なっていたからである。すなわち P は脱酸のみならず、青銅での有効元素とみなされてきており、他方 S についてはあまり注意が払われなかったからである。後者の理由は、S の含有量が数 ppm と分析限界近くまたはそれ以下であったためであろう。しかし今後は銅系材料においても不純物 S の影響を見直す必要があるようである。その他の元素についてはどうであろうか。昨今は超高純度鉄の諸性質が種々検討されているが、超高純度の銅やこれをベースとした銅合金の諸性質の検討が可能となれば、銅系材料も一段と飛躍するのではないと思われる。

文 献

- (1) 例えば、須藤 一：高温変形と高温破壊(鉄鋼基礎共同研究会，高温変形部会，第 3 回シンポジウムテキスト)，日本鉄鋼協会，(1981)，158。
- (2) 和泉 修：日本金属学会会報，18(1979)，15。
- (3) 大森正信，神原安英，金子講治，吉永芳豊：日本金属学会誌，40(1976)，802。

- (4) 例えば, R.V.Foulger and E.Nicholls: *Metals Technol.*, 3(1976), 366.
- (5) 例えば, Y. Ishida and D. McLean: *Metal Sci. J.*, 1(1967), 171.
- (6) 大塚正久, 堀内 良: 日本金属学会誌, 48(1984), 1143.
- (7) 尾中 晋, 加藤雅治, 田中良平: 日本金属学会誌, 50(1986), 141.
- (8) T. Shibayanagi, S. Saji and S. Hori: *Proc. 4th JIM Int. Symp. on Grain Boundary Structure and Related Phenomena*, Supplement to Trans. JIM, Vol.27 (1986), 943.
- (9) 例えば, R. Raj and M.F. Ashby: *Acta Met.*, 23(1975), 653.
- (10) 鈴木 壽, 菅野幹宏, 大迫敏行: 伸銅技術研究会誌, 25(1986), 34.
- (11) 堀内 良, 大塚正久: 日本金属学会会報, 22(1983), 293.
- (12) 大森正信, 若狭邦男, 吉永芳豊: 日本金属学会誌, 37(1973), 1188.
- (13) 佐治重興, 守屋紀之, 堀 茂徳: 日本金属学会シンポジウム講演予稿, (1982・9月), 160.
- (14) 鈴木 壽, 菅野幹宏, 大迫敏行: 日本金属学会誌, 48(1984), 854.
- (15) 鈴木 壽, 菅野幹宏: 鉄と鋼, 70(1984), 1977.
- (16) H. Suzuki and M. Kanno: *Trans. JIM*, 26(1985), 69.
- (17) 鈴木 壽, 伊藤吾朗: 日本金属学会誌, 48(1984), 1016.
- (18) 伊藤吾朗, 菅野幹宏, 岡本晴道, 山本則雄: 日本金属学会講演概要, (1988・3月), 45.
- (19) *Metals Handbook*, 8th ed., vol.1, ASM, (1961), 1028.
- (20) M. Kanno and N. Shimodaira: *Scripta Met.*, 11(1987), 1487.
- (21) 菅野幹宏, 大迫敏行, 下平憲昭, 鈴木 壽: 日本金属学会誌, 50(1986), 782.
- (22) 鈴木洋夫: 材料, 30(1981), 419.
- (23) 菅野幹宏, 下平憲昭: 日本金属学会誌, 51(1987), 530.
- (24) E.D. Hondros and M.P. Seah: *Physical Metallurgy*, Ed. by R.W. Cahn, North Holland Pub. Co., (1983), 928.
- (25) 例えば, JIS 使い方シリーズ非鉄金属材料選択のポイント, 高橋恒夫編, 日本規格協会, (1984), 110.
- (26) R.W. Evans and F.L. Jones: *Metals Technol.*, 5(1978), 1.
- (27) S.A. Gavin, J. Billingham, J.P. Chubb and P. Hancock: *Metals Technol.*, 5(1978), 397.
- (28) 宮藤元久, 細川 功, 花多山 悟: 日本金属学会シンポジウム講演予稿, (1982・9月), 162.
- (29) M.J. Saarivirta and P.P. Taubenblatt: *Trans. Met. Soc. AIME*, 218(1960), 935.
- (30) 鈴木 壽, 菅野幹宏, 北野 均: 日本金属学会誌, 34(1970), 497.
- (31) 下平憲昭, 菅野幹宏: 日本金属学会一般講演概要, (1987・10月), 476.
- (32) 例えば, 鈴木 壽, 川勝一郎, 北野 均: 日本金属学会誌, 31(1967), 342.
- (33) 中山 豊, 間瀬 博: 伸銅技術研究会誌, 26(1987), 117.
- (34) T.G. Nieh and W.D. Nix: *Met. Trans.*, 12A(1981), 893.

<新 刊 案 内>

ガリウムヒ素

生駒俊明 河東田 隆 長谷川文夫 著

本書は“電子材料シリーズ”の一環としてまとめられたもので、現在のオプトエレクトロニクス・デバイスのキー材料であるガリウムヒ素について第一線の研究者がそれぞれ専門の分野に関して執筆している。全体としては以下に示すように5章より構成され、さらに各章はそれぞれ数節よりなっている。

1. 化合物半導体の基礎。
2. 化合物半導体の結晶成長法。
3. GaAs の物性。
4. 化合物半導体デバイスと結晶特性。
5. 化合物半導体のプロセス技術。

この構成より明らかなように、GaAs の各論に入る前に、化合物半導体の基礎および化合物半導体の結晶成長が述べられており、学際的傾向の強いこの分野に携わる多くの人々にとって興味をもてるように配慮されている。

各論の内容としては、各項目を専門的に深く追求するというよりも、むしろ GaAs の基礎から応用まで

広く見通せるよう配慮されており、これは著者らが発刊に際して読者層と考えた大学院の修士課程在学中の学生並びに産業界の若手技術者にとって望ましい内容となっている。

さらに本書は単なる教科書的解説書というよりも、むしろ研究現場において直接役立つ実面が強調されており、これまでの研究で得られた成果も図・表として適宜使用して記述されているので研究経過も分かるようになっている。

また、各章ごとに、参考文献、書籍が掲げられており、本書の内容をさらに深く検討したい人々に便宜をはかっている。

よって、金属および材料系の学生および研究者で、現在あるいは将来にわたって電子材料に取り組もうとする人々にとって、本書は一読する価値のある書物と考えられる。

(K.M.)

[A 5 判 234頁 1988年 丸善(株) 3,900円]