Ni₃Al の強度の異常な温度特性について

蔵 元 英 一*

1. 序

Ni をベースとした超合金 (Mar-M 200, Udimet 700 etc.) は約 1000°C 付近まで使用に耐える高強度材料であるが、この合金の構造は Ni₃Al 規則合金 (γ' 相) を Ni 固溶体 (γ 相) 中に体積比にして 60% あるいはそれ以上分散させて強化をはかったものである。これらの合金は高温で強度が大きく、耐クリープ性が良好であり実用的面で重要な役割を果たしている。高温強度を支えているものは分散している Ni₃Al であり、その強度は 77~1000°K の間に温度上昇によって 5 倍以上になるという特異な性質をもっている。このような強度の正の温度依存性は通常の概念と反するものであり、色々の角度から研究が行われているがまだ完全に理解されたとはいえない。同様な現象は同じ L1₂ 構造を有する他の合金 (Ni₃Ga, γ' Ni-Si, γ' Co-Ti 等) においても観察されている。しかし同じ L1₂ 構造を有する規則格子合金の Cu₃Au, Ir₃Cr 等はこのような現象を示さず事態は複雑である。さらに一般にこの種の金属間化合物は stoichiometric な組成の単結晶を作成することは非常に困難であり、それが現象の理解を遅らせている一因にもなっている。ここでは主に Ni₃Al についての研究の跡をたどり解説してみたい。

2. L1₂ 構造と超格子転位

L1₂ 構造は *fcc* 格子の単位胞の面心の位置とコーナーの位置を A, B 2 種の原子が占めている構造である。この 2 つの格子位置は *fcc* 格子中では等価であるので結晶中にコーナー位置を A 原子が占めている領域と、B 原子が占めている領域とが生じ、その間には位相境界 (antiphase boundary; APB) が生じる。APB が {100} 面に沿って存在しているときは最近接原子の関係が保たれているので、APB エネルギーは最小値をとると考えられる⁽¹⁾。規則格子中の転位は 2 本が対になり、その間に APB をはさんで存在していることはよく知られてい

る⁽²⁾⁽³⁾。L1₂ 構造の場合、{111} 面上で対になっている 2 本の転位の各々は、さらに普通の意味の拡張が可能である。この様子は図 1 に示してある。図 1 には間に積層欠陥をはさんだ拡張の仕方もし示してあるが、これは (a)

図 1 トンプソンの四面体と L1₂ 型結晶中の 2 つの可能な転位の拡張の仕方⁽⁴⁾。

図 2 Ni/Al 系の Ni 側領域の状態図⁽⁶⁾。

* 東京大学物性研究所、現在：米国ペンシルバニア大学出張中
Anomalous Temperature Dependence of the Strength of Ni₃Al; Eiichi Kuramoto (The Institute for Solid State Physics, University of Tokyo, Tokyo; at present, University of Pennsylvania, USA)
1975 年 2 月 5 日受理

のタイプの転位同志の反応によって生じると考えられている⁽⁴⁾.

Ni₃Al は融点まで L1₂ 構造が保たれているが⁽⁵⁾, 融点近傍は図 2 に示すように状態図は非常に複雑である⁽⁶⁾. 図 2 によると Al at% が 24.4~25.51 の領域では 1385°C に共晶 (eutectic) 反応があり, 25.51~26.25 の領域では 1395°C に包晶 (peritectic) 反応が存在している. このため stoichiometric な単結晶を作成することは非常に困難である. ところが数%ほど他の元素 (Ti, W 等, これらは Al を置換する) を加えるとこれらの 2 つの反応を抑制することができ単結晶の作成が可能となる⁽⁷⁾⁽⁸⁾. また off-stoichiometric な Ni₃Al の単結晶の作成は可能である⁽⁶⁾⁽⁹⁾.

3. Ni₃Al の強度の異常な温度依存性

Ni₃Al の強度の温度依存性にピークがみられることは, Westbrook らの実験以来知られている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾. 彼らは stoichiometric に近い組成の Ni₃Al を用いて 0~800°C 間で硬度測定を行ない, 複雑なピークを得ている. この異常が析出硬化, 不規則化 (disordering) あるいは位相境界による硬化に起因するものではないことを確かめ, 歪時効 (strain aging) の可能性を強く主張している. C, O, N 等を試料にドープするとピークが強調されるとしているが, データでみるかぎりそれほど顕著とはいえない.

高温で強度が増加する現象に対して, Flinn⁽¹⁾は高温変形中に APB を間にはさんでいる 2 本の転位が上昇運動 (climb motion) をおこし, その結果 APB が {111} 面からよりエネルギーの低い {100} 面に移る可能性を指摘している. 2 本の転位がそれぞれ {111} 面上を運動しようとするとはそれは同一 {111} 面上にないために, 各々 APB を新たに作って運動しなければならない. したがって転位の運動に必要な応力は増加することになり, これが正の温度依存性の一因であると考えた.

Davies と Stoloff⁽¹²⁾は真空溶解後カースティングして得たインゴットから切り出した圧縮試験片を用いて, 広い温度範囲にわたって Ni₃Al の強度を測定した. その結果 600°C 付近に変形応力のピークがみられた. また観察されたもう 1 つの重要な点は -196°C から強度の増加がすでに始まっていることである. -196°C における値と 600°C における最大値には 7 倍近い差がある. 室温以下 (<0.2 T_m, T_m は融点) においても強度の増加がみられることから, Davies, Stoloff らはひずみ時効や上昇運動のような拡散を伴う現象が正の温度依存性の原因であるとする説に反論した. さらにこの可能性を否定するために彼らは種々の実験を行い次のような結果をえた. (a) 600°C において遅いひずみ速度で試料を変形しても

ひずみ時効によくみられる鋸歯状変形 (serrated flow) はおこらない. (b) ひずみ時効によくみられる変形応力の逆ひずみ速度依存もみられない. 変形応力のひずみ速度依存もほとんどない (240, 625°C). (c) 230°C に変形後 2 hr おいても変形応力の増加はみられない. (d) 25°C にて変形し高温 (200~500°C) にて 1 hr 焼鈍した後, 25°C にて再試験した場合強度の増加はみられない. もし転位の上昇機構が働いているならば変化がみられるはずである. Flinn⁽¹³⁾はその後上昇運動のみならず熱的活性化による交又すべり (cross slip) によって, 対を形成している 2 本の転位が低いエネルギーの配置をとりうることを示唆しているが, 上述のように変形応力が熱履歴によらないという実験結果と矛盾するようにみえる.

結局, 変形応力は試験温度とひずみ量のみによって決っており本質的に可逆的である. したがって変形応力は結晶格子そのものの塑性抵抗の可逆的变化を反映していると結論せざるを得ない.

Johnston ら⁽¹⁴⁾はこの種の格子の塑性抵抗として次のような定性的な考えを提案している. Ni₃Al の結晶格子を <110> 方向からみると Ni 原子のみからなっている原子列と, Ni 原子と Al 原子が交互にならんだ原子列の 2 種類の原子列からなっている. この 2 種類の原子列にはその原子列の方向の熱膨張係数に大きな差があると考えられ, その結果, 結晶格子は高温ほどひずみエネルギーの高い状態にある. このエネルギーは転位の芯の領域で特に大きく, したがって高温ほど転位に働く格子の塑性抵抗, すなわちパイエルス力は増加すると考えられる. 十分高温では熱活性化過程が支配的になり強度が減少する. しかしながらこの考えを検証するには定量的計算ならびに転位速度等に対する詳しい実験が必要である.

Ni₃Al の単結晶を作成しその機械的性質の研究を最初に行なったのは Copley と Kear⁽⁹⁾である. 彼らの試料は off-stoichiometric な組成の Ni₃Al で <001> 方向に *r* (Ni 固溶体) + *r'* (Ni₃Al) の構造をもつデンドライトが存在している. 3 種の結晶方位 [001], [011], [111] をもつ試料に種々の温度で圧縮試験を行なったときの降伏強度を図 3 に示す. 各方位につき同一試料にくりかえしわずかな変形 (~0.1%) を行なって得られた結果である. 降伏強度が最大値をとる温度は結晶方位によって異なり, [001] 方位 1500°F (816°C) > [011] 方位 1400°F (760°C) > [111] 方位 1200°F (650°C) の順になっている. もしかりに [001] 方位の結晶では全温度範囲にわたって {111} <110> すべり系 (主すべり系) が活動しているとする, [111] 方位の結晶では 1200°F 以上, [011] 方位の結晶では 1400°F 以上では他のすべり系が {111} <110> すべり系にかわって活動していると考えなければならな

図3 <001>, <110>, <111> の3方向の試料をくりかえし圧縮変形して得られた Ni₃Al の降伏強度の温度依存性⁽⁹⁾.

い。結晶方位が[111]方向に近いほど{001}<110>すべり系に対するシェミット因子(Schmid factor)が増加することから考えて{001}<110>系が高温では活動していると考えられる。実際に1400°Fで5%変形した試料の表面を観察してみると(001)面上のすべりが生じていることがわかる。図4に臨界せん断応力の温度依存性を示すが、高温では{111}<110>系の他に{001}<110>系も活動するので場合に応じて2通り示してある。データの幅は試料ごとの規則度の差に起因している。

Copley, Kear らは降伏強度の正の温度依存性の原因は格子の塑性抵抗の異常にあるとする Davies らの解釈を支持している。Johnston 等が提案した考えに対しては Westbrook⁽²¹⁾ が反論している。理由は L1₂ 構造をもつ Ir₃Cr の強度の温度依存性には異常がみられないからである。そこで Copley, Kear らは次のような提案をした。Ni₃Al は積層欠陥エネルギーが高く、等方性を仮定

図4 Ni₃Al の分解せん断応力の温度依存性 (Mar M-200 は {111}<110> すべり)⁽⁹⁾.

した計算によれば Shockley 部分転位の対の間の距離は 3~4 Å である。Ni₃Al は温度上昇と共に弾性非等方性 (elastic anisotropy) が増加すると考えられているが、拡張転位の幅もその影響を受けて変化する可能性がある。すなわち低温では転位が拡張しているために<112>方向のせん断歪のくりかえして変形が進むので降伏強度が低いが、温度の上昇と共に格子の非等方性のために拡張転位が収縮して<110>方向のせん断歪によって変形が起るようになり、その結果、降伏強度が増加すると考えられる。さらに高温になると不規則化(disordering)の傾向があらわれるために、部分転位間の幅がふたたび広がって降伏強度が低下する。この考え方も定性的なものであり、その妥当性を検証するためにはさらに多くの理論的、実験的検証がなされなければならない。

この他 Ni₃Al に関してのすべり線観察⁽¹²⁾⁽¹⁵⁾の結果は、(a)交差すべりが起きていること、(b)ダブル交差すべりによって増殖が生じすべり帯の幅が広がることなどを示している。また電顕観察⁽¹⁵⁾の結果はまっすぐなせん断転位が数多く存在することを示している。まっすぐなせん断転位は Cu₃Au においてもやはり Kear らによって観察されている⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。直線状になる理由として彼らは {111} 面から {100} 面へせん断転位が交差すべりをおこすことを提案している。{100} 面上では APB エネルギーが低いために {111} 面上の超格子転位は {100} 面へ交差すべりによって移動する傾向がある。しかし {100} 面上では転位の易動度が低く超格子転位は {111} 面と {100} 面の交線方向、すなわち<110>方向に沿って不動化される。この機構は Kear-Wilsdorf の機構として知られている。

4. Ni₃(AlTi), その他についての実験

前述のように Ni₃Al に 10at% ほど Ti を添加すると単結晶の作成が可能になる。Thornton ら⁽⁷⁾は Ni₃Al に色々の元素を添加した試料を作成し、強度の温度依存性に関して別の角度から実験を行なった。まずはじめに、Ni₃Al の多結晶を用いて微小ひずみ領域の降伏強度を測定して図5に示すような結果を得た。10⁻⁶ ひずみに対応する強度は変形温度に依存していないことがわかる。またピークの変形応力の値はひずみ量の増加と共に増加している。これらの結果から転位の運動に対する抵抗力は温度にあまり依存しないこと、マクロな変形応力は運動転位の増殖に依存することなどがわかる。したがって Thornton らは強度の正の温度依存性が転位と格子の相互作用に起因するという考えに疑問をなげかけた。

つぎに彼らは Ni₃(AlX)の X のところに Ti, Cr, Nb 等を入れた試料を作り合金硬化の影響を調べた。その結果、合金の種類によらず変形応力の温度依存性にピーク

図5 Ni_3Al の微小ひずみ領域における降伏強度の温度依存性⁽⁷⁾.

がみられた。ピーク温度は合金の種類によって多少異なるが大体 800°C 付近である。したがってどれか 1 種類の合金についてみられる現象はかなり一般性をもつと考えられる。

ひずみ速度を変化させたときの変形応力の応答の仕方は温度に依存している。図 6 にその応答の仕方を示すが 400°C 付近を境にタイプ I とタイプ II に分けられる。図からわかるように前者の特徴はひずみ速度の増加に伴う応力の増加 $\Delta\sigma$ が歪量の増加と共に減少して零になることである。後者はそのような特徴を示さない。これは変形機構の違いを意味するものである。タイプ II は fcc 金属によくみられるものであるが、タイプ I は他にはあまりみられない特異なものである。ひずみ速度依存をあらわすパラメーター $S = (1/T) (\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_T$ の値を図 7 に示す。高温側で急に増加しているのが特徴である。活

図6 ひずみ速度の変化に対する変形応力の変化 (タイプ I, タイプ II)⁽⁷⁾.

図7 ひずみ速度依存パラメーター S の温度依存性 (Ni_3Al)⁽⁷⁾.

性化体積に直すと $0.5 T_m$ ($\sim 550^\circ\text{C}$) 以下で $25 \sim 300 b^3$ ($b = 5.08 \text{ \AA}$) と通常の fcc 金属に比べて 1 桁ほど小さいことがわかる。

つぎに彼らはクリープの挙動について調べた。25°C における $\text{Ni}_3(\text{AlCr})$ の結果は $\epsilon \propto \ln t$ であるのに対し、626°C では $\epsilon \propto t^{1/3}$ である。中間の温度 399°C では応力の低いときは $\epsilon \propto \ln t$ で、応力の高いときは $\epsilon \propto t^{1/3}$ であることが判明した。この結果から言えることは、約 400°C を境にしてクリープの機構が変わっており、それがひずみ速度依存のタイプ I, II に対応することである。400°C 以下でみられるクリープは対数型であり、運動転位が枯渇していく過程においてみられると考えられているのに対し、400°C 以上でみられるクリープは時間のべき乗型で、回復がおきていることを示すものとして解釈されている。

図 8 に室温で 20% ほど圧縮変形した $\text{Ni}_3(\text{AlCr})$ の試料の変形応力の温度依存性を示す。高温の測定は回復が伴うので実際よりも誇張されて観察される点はあるが、変形応力の温度依存性にピークはほとんどみられなくなっている。この実験結果は強度の特異な温度依存性は単純な転位と格子の相互作用に起因するのではなく、転位構造に起因するところが大きいことを示している点で重要である。

図8 室温で 20% 圧縮変形した $\text{Ni}_3(\text{AlCr})$ の変形応力の温度依存性⁽⁷⁾.

つぎにすべり線の観察であるが、{001}、{111} 両面に対するシュミット因子が等しくなる $\langle 1\bar{1}4 \rangle$ 方向をもつ Ni₃(AlTi) の単結晶を作成し表面の観察を行なっている。25°C では {111} 面上のすべりだけが観察され、700°C では {001} すべりが主に観察された。400°C で変形した試料では {001} すべりと {111} すべりの両方が観察された。{111} 面上のすべりは低温では顕著なすべり帯を形成し不均一であるが、高温になるほど一様になる。これに対して {001} すべりは変形温度によらず細かく一様である。

25°C で変形した試料中の転位配列は Ni₃Al の場合と同様に Ni₃(AlTi) 中でも直線状のらせん転位が多くみられる。これはやはり Kear-Wilsdorf の機構によると考えられる。一方 700°C で変形した試料中の転位配列では $\langle 110 \rangle$ 方向に並ぶ傾向は減り、刃状、らせん両転位が観察される。またらせん転位の後に長く伸びた転位ループや転位デブリ (debris)、刃状転位対等が観察される。また 400°C で変形した試料中には {001}、{111} 両面上のすべり転位の相互作用によって生じたと考えられる転位ループがしばしばみられる。結局 400°C 以下のタイプ I と名づけた領域では刃状転位の易動度がらせん転位のそれに比べてはるかに大きく、{111} 面上に直線状のらせん転位を残しながら変形が進むのに対し、400°C 以上のタイプ II と名づけた領域では {111}、{001} 両面上の刃状、らせん両転位の運動で塑性変形が生じしていると結論される。したがって強度の正の温度依存性はこの変形機構の変化によって説明される。タイプ I の領域ではすべり線はすべり帯を形成し、応力-ひずみ曲線上に容易すべり領域がはっきりみられ、転位が枯渇してゆく過程で硬化がおこると考えられる。これに対してタイプ II の領域では {111}、{001} 両すべり面上の転位間の相互作用が頻繁におこり本質的に容易すべり領域が失われている。転位の運動に対して熱活性化によって乗り越えられる障害物が多数形成されるが、それは変形応力のひずみ速度依存にあらわれている。クリープは回復型であり、すべり線も微細ですべり帯形成の最中に転位デブリが急速に形成された結果と考えられる。すなわち転位デブリによる硬化がタイプ II の領域の特徴である。タイプ I、タイプ II の領域の変形はそれぞれ *fcc* 金属の変形のステージ I、ステージ II に類似している。結局、Ni₃Al でみられる強度の正の温度依存性は、温度の上昇と共に {001} すべりが生じてきてステージ I 型変形からステージ II 型変形に移行する結果であるとみることができる。変形応力がピークを示す温度以上では回復過程が支配的になり応力の減少がおこると考えられる。

Thornton らのこの解釈には難点が 1 つ含まれている。それは Copley と Kear⁽⁹⁾ の実験によれば試料の方

位が $\langle 001 \rangle$ のものでも強度の温度依存性にピークがみられることである。この方位の試料では {001} 面上の応力成分は零であり、この面上のすべりはおこらないと考えられる。しかし Thornton⁽¹⁸⁾ はその後内部応力の詳しい計算を行ない、主すべり系の転位の堆積 (pile-up) によって 2 次すべり系にその系の転位の活動に十分なだけ応力がおよぼされることを示した。また彼は Ni₃(AlTi) 単結晶の {001} 面上にエッチピットを出し圧痕からの転位の増殖を観察した。その結果室温では圧痕付近からの転位の増殖はみられず、そのかわり試料の端からすべり帯が発生していることが知られた。一方 400°C では同じ応力下で圧痕から多数の転位が発生している。このことは室温では転位源は枯渇しやすく常に新しい転位源の活動を待って変形が進行するが、400°C ではその傾向はうすれ、また 1 本の転位の運動に対する格子の抵抗は高温ほど低いことを示している。したがって格子抵抗が強度の正の温度依存性の原因ではないことはあきらかである。またこのエッチピットの実験は $\langle 001 \rangle$ 方位をもつ試料中でも、温度の上昇と共に変形機構が変化していることを示している。

Mulford と Pope⁽⁸⁾ は Ni₃(AlW) の単結晶の作成に成功し、それから単一すべりをおこしやすい [358] 方位の試料を切り出し圧縮試験を行なった。その結果マクロな降伏強度は 700°C 付近でピークをもつが、 10^{-5} ひずみに対する降伏応力は温度にあまり依存していないことがわかった。これは Thornton らの結果と同じである。転位の枯渇が室温変形の際におきていることを端的に示す実験を図 9 に示す。300°K でマクロな降伏以下の応力を試料に加えて取り除き、試料の微少塑性ひずみを読みとると、1 回目にはある値が得られるが 2 回目には得られない。加える応力をさらにマクロな降伏応力に近づけると同じ結果が再び得られる。すなわち図中 (b)、(d) は塑性ひずみを示していない。この試料に 77°K の変形を加えることによりふたたび 300°K でマクロな降伏以前に塑性ひずみを示すようになる。変形した試料中の転位構造としては Thornton⁽⁷⁾ や Kear⁽¹⁵⁾ の結果と同様に $\langle 110 \rangle$ 方向に長く伸びたらせん転位が多くみられる。しかし

図 9 Ni₃(AlW) の枯渇硬化⁽⁸⁾。

77°K で変形した試料中では転位のタングルが(tangle)観察されタングル間には特定の方向をとらない転位が多数みられた。77°K で変形した試料を室温で 10^{-4} ひずみを加えて電顕で内部を観察すると、特定の方向をとらない転位はみられなくなりせん転位が多くなっている。すなわち刃状転位のみが動いたことがわかる。この観察結果は Thornton らの枯渇硬化を支持しているようにみえるが決定的なことはいえない。

5. Ni_3Ga についての実験

Ni_3Al と同じ L1_2 構造をもつ Ni_3Ga については竹内、蔵元ら⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾の実験がある。彼らはブリッジマン法によって Ni_3Ga (Ni 74.6 at% : Ga 25.4 at%) を作り、図 10 に示す 3 つの方向については圧縮試験を行なった。B, A, C 3 方向は 2 つのすべり系のシュミット因子の比 f (010) $[\bar{1}01]/f(111)[\bar{1}01]$ がそれぞれ 0.21, 0.59, 0.89 となる方向である。 Ni_3Al の場合と同様に降伏強度の温度依存性にピークがみられ、ピーク温度は結晶方向が $\langle 001 \rangle$ に近いほど高い。すべての試料は一樣な変形を示した。すべり面は低温側では (111) であるが、高温で

図 10 Ni_3Ga の降伏強度の温度依存性⁽²⁰⁾。

図 11 Ni_3Ga の分解せん断応力の温度依存性⁽²⁰⁾。

は $\{001\}$ に変わる。A 方向の試料では 770~993°K の間、C 方向の試料は 623~770°K の間で急激にすべり面の変化が生じている。ただし B 方向の試料ではすべり面の変化がおこらず 993°K まで (111) すべりが生じている。分解せん断応力になおした降伏強度の温度依存性を図 11 に示す。高温側では A, C 方位の試料は $\{001\} \langle 110 \rangle$ すべりで変形するのでこのすべり系に分解した値を示す。 (111) 面上のすべりに対応する強度が 3 方向で一致していない。すなわちシュミットの法則が満たされていないことがわかる。このことは降伏強度が $\{001\}$ 面上の応力成分の大きさに依存していることを示しているものと考えられる。

電顕観察による転位構造は Ni_3Al , $\text{Ni}_3(\text{AlTi})$ の場合と同様に (111) 面上のすべり転位はらせん方位をとるものが多く、高温変形で導入される $\{001\}$ 面上の転位は特定の方位をとらない。 (111) 面上の転位に対してはやはり Kear-Wilsdorf の不動化機構が働いていると考えられる。

強度の正の温度依存性の原因として Thornton らの⁽⁷⁾は、温度の上昇と共に $\{001\}$ すべりが容易になり $\{111\}$ すべりと相互作用する点を最も重要視しているが、定性的領域を脱していない感がある。 $\{111\}$ 単一すべり系による変形から $\{111\}$, $\{001\}$ 両すべり系による多重すべりに移行しても降伏強度が 7 倍近く増加することを定量的に説明することは容易ではないと思われる。事実 10 kg/mm^2 程度の応力を転位の相互作用で説明するには、転位間隔が数千 Å でなければならないが電顕で観察されている転位セグメントの長さはいくつも長い。そこでそれに代る 1 つの考え方、すなわち (111) すべり系自身の塑性抵抗が温度と共に増加し、高温で $\{001\}$ すべりが生じるのはその結果であるという考え方を提案する。ただし塑性抵抗が増加する原因として、Kear-Wilsdorf の不動化機構が温度の上昇と共に頻繁におこるようになると考ええる。高温ほど 1 本の転位上で不動化されている部分の数が増加し、転位の運動に対する抵抗点 (dragging point) の数が増加する結果、変形応力は増加する。紙面の都合上くわしい計算は原論文に委ねるが、この考え方かららせん転位が定常的に運動するために必要な応力を求め、その温度依存性を調べるとほぼ定量的に実験結果を説明することができる。

6. 結 び

以上 L1_2 型構造を有する Ni_3Al その他の金属間化合物に、強度の正の温度依存性が現れる原因についての諸説を述べた。決定的な結論を下すには個々の転位の動的性質の研究がさらになされなければならないと考えられる。

文 献

- (1) P.A. Flinn : Trans. Met. Soc. AIME, **218** (1960), 145.
- (2) A.H. Cottrell : *Relation of Properties to Microstructures*, ASM, (1954).
- (3) W.A. Rachinger and A.H. Cottrell : Acta Met., **4** (1956), 109.
- (4) B.H. Kear, A.F. Giamei and J.M. Oblak : Scripta Met., **4** (1970), 567.
- (5) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, (1958), 118.
- (6) B.R. McDonnell, R.T. Pascoe, G.F. Hancock and C.W.A. Newey : J. Mat. Sci., **2** (1967), 365.
- (7) P.H. Thornton, R.G. Davies and T.L. Johnston : Met. Trans., **1** (1970), 207.
- (8) R.A. Mulford and D.P. Pope : Acta Met., **21** (1973), 1375.
- (9) S.M. Copley and B.H. Kear : Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 977.
- (10) J.H. Westbrook : Trans. AIME, **209** (1957), 898.
- (11) R.W. Guard and J.H. Westbrook : Trans. Met. Soc. AIME, **215** (1959), 807.
- (12) R.G. Davies and N.S. Stoloff : Trans. Met. Soc. AIME, **233** (1965), 714.
- (13) P.A. Flinn : *The Strengthening of Metals*, Ed. by D. Peckner, Reinhold Publishing Corp., (1964), 219.
- (14) T. L. Johnston, A. S. Tetelman and A. J. McEvily, Jr. : *High Strength Materials*, Ed. by V.F. Zackay, John Wiley and Sons, New York, (1965), 363.
- (15) B.H. Kear and M.F. Hornbecker : Trans. ASM, **59** (1966), 155.
- (16) B.H. Kear and H.G.F. Wilsdorf : Trans. Met. Soc. AIME, **224** (1962), 382.
- (17) B.H. Kear : Acta Met., **12** (1964), 555.
- (18) P.H. Thornton : Met. Trans., **3** (1972), 291.
- (19) S. Takeuchi and E. Kuramoto : J. Phys. Soc. Japan, **31** (1971), 1282.
- (20) S. Takeuchi and E. Kuramoto : Acta Met., **21** (1973), 415.
- (21) J.H. Westbrook : *High Strength Materials*, Ed. by V.F. Zackay, John Wiley and Sons, New York, (1965), 724.

談 話 室

金属学会会報の記事の種類と量は？

このトピックスなどのらんができた原因の一つに確か「会報には気軽に寝ころびながら読める記事が少ないから」と言うことがあった。

私の所属している学会のうち2, 3の学会は論文集のほかに会員全員に配布される金属学会会報に相当する雑誌を出している。そのなかの7号の目次をちなみに並べると、A誌は

- タンパク問題の重要性(時評)
- 食べものの香り～煮たり焼たりして出て来る香りの話
- においと化学工業の接点
- うまい味と苦味
- うまい味物質のプロセス開発
- 食べものの味と物性 (以上解説)
- 酒づくり最近の技術と業界のうごき
- サッカリン～その現況と安全性問題
- 科学捜査と化学
- コンピューターにおける磁性材料の動向
- うごき、ハイライト・化学企業ランキングに見る業界地図 (以上ニュースから)
- 試薬表示認証制度の発足～試薬品質確保の積極的展開 (資料)

- 化学の研究分野の動向
- うまい話
- 長持する甘味物質
- 一次元超伝導体の出現 (以上ドラフト)
- 専門学校レベルの研究発表会を
- 化学者の社会的責任
- Recycling Industry (pulp) (以上プラザ)
- においと味ができるまで (指標)
- 臭気測定用濃縮管のカラム剤・詰め替え方法の改善 (アイデア)

これらのほかにトピックスなどあり。

一方、B誌は

- みんなが忙しい (随想)
- 乾燥 (入門講座)
- 公害発生源にならない化学分析の可能性
- クリーンアナリシスの見地から分析を洗う
- 溶媒を用いない分離濃縮の試み
- 実験室廃水処理の方法
- 水質汚濁防止法と試験、研究所排水の規制について (以上クリーンアナリシス特集)
- 機器にまつわる災害
- 以上のほか研究所訪問、トピックス、ロータリーなどそしてA誌、B誌とも、もちろん会告、新刊紹介などが掲載されている。

これらに比較して金属学会会報の記事はその種類、内容、そして程度はどうであろうか。各人の専門や好みで意見が多少別かれると思うが、各学会の編集委員会のご苦心の様子がわかるようである。

(東北大金研 広川吉之助)