金属材料の高温変形機構*

吉 永 日出男**

1. はじめに

高温変形の特徴は拡散の影響を強く受けることである。低応力低ひずみ速度の変形では、Nabarro-Herring クリープやCoble クリープのように、拡散のみで起こる変形もあるが、ここでは主に転位の運動によって起こる変形に話を限ることにする。

純金属や固溶硬化の少ない単相合金では、高温変形抵抗の主因は転位同士の相互作用であると考えられるが、拡散は転位の再配列や転位密度の減少をもたらすことにより、変形挙動に大きな影響を及ぼす。固溶硬化合金では、転位のまわりに溶質原子の雰囲気形成が硬化の主因と考えられるが、この雰囲気形成は拡散によるものである。分散強化材や析出硬化材では、転位と分散粒子の相互作用が強化の原因であるが、転位の上昇運動による粒子乗り越えや粒子表面での転位の応力場の緩和などを通して拡散が重要な役割をする。長時間クリープで問題となる粒子粗大化による強度低下なども拡散によって生じるものである。

以上のように、材料の種類によって考慮すべき拡散の効果が異なるので、ここでは、変形挙動を純金属型、固溶硬化型、分散強化型の三つに大別して、それぞれの変形機構について筆者らの研究を中心に述べる。

2. 純金属の高温変形機構

固溶硬化の少ない単相合金や純金属を高温で変形すると、一般に図1のような応力-ひずみ曲線が得られる。図はbcc

の純バナジウムとfccの純アルミニウムをいろいろな温度でひずみ速度を変えながら引張試験したときのものであるが、よく知られているように加工硬化型で、変形応力はひずみの進行とともに飽和する傾向がある。この飽和応力での変形はしばしば定常変形とよばれ、定応力下での定常クリープと対応するものであるが、定常状態に達する迄のひずみも定常変形応力も温度が高い程、ひずみ速度が遅い程低下する。この変形応力の温度とひずみ速度依存性は高温変形が熱活性化過程であることを示しているが、その解釈をめぐる二つの説が対立し、永い間論争が続けられてきた。一つは転位のすべり運動が熱活性化過程であるとするすべり律速説で、もう一つは回復によって変形が律速されるとする回復律速説である。

すべり律速説では、ジョグを引きずるらせん転位のすべり運動を律速過程と考える。ジョグによる抵抗は短い範囲にしか及ばないので、図2の(a)のように考えることができよう⁽²⁾。図は抵抗-距離図(force-distance diagram)とよばれているもので、転位の運動方向にとった距離に対して抵抗がどのように変わるかを模式的に示したものである。図(a)のように抵抗の山が狭く、斜線の面積で示した活性化エネルギーが熱振動のエネルギー kT 程度であると、転位は熱振動の助けをかりて山を越えることができる。温度を T_1 から T_2 に

* 1993年3月31日、横浜国立大学における第112回本会大会において講演

** 九州大学教授；大学院総合理工学研究科(〒816 春日市春日公園6-1)

High-Temperature Deformation Mechanisms in Metals and Alloys; Hideo Yoshinaga (Graduate School of Engineering Sciences, Kyushu University, Kasuga)

Keywords: deformation mechanism, high temperature, pure metal, solution-hardened alloy, dispersion-strengthened alloy, flow stress
1992年12月21日受理

図1 いろいろな温度でひずみ速度を10倍速くしたり遅くしたりしながら引張試験したときの応力-ひずみ曲線。(a)純バナジウム, (b)純アルミニウム⁽¹⁾。

図2 温度やひずみ速度に依存する抵抗((a)と(b))とほとんど依存しない抵抗(c)の説明図⁽²⁾。

上げると、図(b)のように、 kT に見合う活性化エネルギーは大きくなるので、転位をあまり押し上げてやらなくても(加える応力を低くしても)転位は同じ頻度で山を越えることができる。すなわち、運動転位密度が同じならば、同じひずみ速度で変形する。同じ温度でひずみ速度(山越えの頻度)を増すためには、活性化エネルギーを小さくしなければならないので、転位をより高く押し上げる必要があり、変形応力が増す。らせん転位上のジョグではこの狭い抵抗の山が1原子間距離毎に連なって存在する。

この説は変形の活性化エネルギーが自己拡散の活性化エネルギーに等しいという実験事実を説明することもでき⁽³⁾、空

孔形成ジョグの密度が空孔吸収(格子間原子形成)ジョグの密度と同等以上であれば、定常クリープ速度の応力依存性も説明することができる⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾。これに対して、空孔形成ジョグの方が少ない筈だという Weertman の反論⁽⁷⁾もあったが、この説は多くの研究者によって支持されてきた。

一方、転位同士の長距離相互作用による抵抗も必ず存在する筈であるが、この種の抵抗は図2(c)に示すように、熱振動の影響をほとんど受けない、いわゆる非熱活性化抵抗と考えられる。抵抗の山より少し応力を下げると活性化エネルギーが著しく大きくなってしまふからである。したがって、ジョグ引きずり説が正しいならば、この引きずりに必要な熱活性化抵抗と転位の長距離相互作用による非熱活性化抵抗が共存することになる。しかし、回復が速かに進行する高温では、熱活性化抵抗が存在しなくても、図1に示したような変形応力の温度とひずみ速度依存性が生じ得る。

転位密度の平方根に比例する非熱活性化抵抗は塑性変形によって増加する一方回復によって減少する。図3はその説明図で、ひずみ速度を増すと抵抗の増加速度が増すので山が高くなり(変形応力の増加)、温度が高くなると回復速度が増すので山が低くなる(変形応力の低下)。すなわち、転位の密度と配列が同じならば温度やひずみ速度に依存しない非熱活性化抵抗も転位密度や配列の変化を通して温度とひずみ速度に依存する。しかも、この温度とひずみ速度依存性は熱活性化抵抗と同様である。すなわち、図1の実験事実は必ずしも熱活性化抵抗の存在を意味しない。非熱活性化抵抗が変形応力の大部を占める場合には、一定応力のもとで進行するクリープは回復した分だけ加工硬化するように変形することになるので、回復律速となる。

転位同士の長距離相互作用による抵抗を内部応力 σ_i とよべば、すべり律速説では変形応力 σ から σ_i を差し引いた $\sigma_e = \sigma - \sigma_i$ が転位の熱活性化すべり運動に有効な応力成分ということになる。ジョグ引きずりでは、変形によって転位同士の切り合いが起こり、ジョグ密度が増すが、すなわち有効応力成分の増加が、加工硬化の主因と考える。高温で容易に定常変形が実現するのはジョグ密度の熱的回復が速かに起こり、定常ジョグ密度に速かに達すると考えればよいであ

図3 非熱活性化抵抗の変形による増加と回復による減少の競合関係により、変形応力の温度(T)およびひずみ速度($\dot{\epsilon}$)依存性が生じることを、抵抗-距離図で示したもの。

ろう。

一方、変形した純金属の転位組織はセル構造をとり、高温変形ではセル壁が整理されて亜結晶粒界を形成することが知られている。また、大部分の転位は動かず、運動する転位は極く少数であることも知られている。これらの事実は内部応力成分がかなり大きく、回復の効果が無視できないことを示唆している。

有効応力成分が全く存在しないか無視し得る程小さいならば、つまり回復律速説では内部応力だけを考えればよいことになる。加工硬化も転位密度の増加として容易に理解することができる。一般に回復の駆動力は内部応力が高い(転位密度が高い)程大きくなるので、加工硬化が進むにつれて回復速度が増し、遂に両者がバランスすると定常変形が実現し、変形応力は飽和する。高温程回復速度が増すので、定常状態に至るまでのひずみが減少し、飽和応力が減少することになり、図1の実験結果もよく理解することができる。

回復律速説はジョグ引きずり説に先立って提唱されたものであるが⁽⁸⁾、変形応力の温度とひずみ速度依存性を直接導くことのできるジョグ引きずり説にとって代られた観があった。しかし、純金属や固溶硬化の少ない単相合金の変形応力が転位密度の平方根に比例するという多くの実験事実⁽⁹⁾は回復律速説を支持しているように思われる。

回復律速説の魅力はその理論の単純さにあり、考慮すべきパラメータが容易に測定し得る転位密度 ρ と、変形応力と転位密度の平方根とを関係付ける比例係数 α の二つに限られる($\sigma = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$, μ は剛性率, b は転位のバーガスベクトルの大きさ)。しかし、この説の確証をめぐっていまなお議論が続いている。

最も確かな方法は無視できない大きさの有効応力成分が存在するか否かを調べることで、有効応力と内部応力の分離測定法がいろいろ考案された⁽¹⁰⁾。関連論文が多数報告されているが、不幸にしてそれらの実験結果は一致しておらず、大きな有効応力が測定されたとするものと測定されなかったとするものに2分されている。そこで、さらに手のこんだ考察が行われ、それに基づいて、応力緩和法、応力急変法、ひずみ速度急変法などによる実験が行われたが、測定精度の問題がからみ、甲論乙駁が続いて今日に至っている⁽¹¹⁾。ここでは筆者が最も信頼性が高いと思っているひずみ速度急変法の結果⁽¹²⁾のみを示す。

有効応力が存在する場合には、平均転位速度 v と有効分解せん断応力 $\tau_e = \sigma_e / M$ (M はテラーの係数)との関係を

$$v = B \tau_e^m = (B/M^m) (\sigma - \sigma_i)^m \quad (1)$$

で近似すれば、引張塑性ひずみ速度は

$$\dot{\epsilon} = (\rho_m b B / M^{m+1}) (\sigma - \sigma_i)^m \quad (2)$$

で与えられる。ただし、 B は転位の易動度である。一方、有効応力が無視できれば、 $\sigma = \sigma_i$ で、変形応力の変化は加工硬化と回復の競合として

$$d\sigma = h d\epsilon - r dt \quad (3)$$

で表すことができるであろう。ただし、 h は回復の効果を含まない純粋な加工硬化率、 r は加工硬化の効果を含まない純粋な回復速度である。すなわち、有効応力が無視できるときひずみ速度は

$$\dot{\epsilon} = (\dot{\sigma} + r) / h \quad (4)$$

で表される。式(2)と(3)を比較すれば明らかなように、有効応力成分が無視できないすべり律速の場合には、 $\dot{\epsilon}$ は $\dot{\sigma}$ に依存せず σ にのみ依存するのに対して、有効応力が無視できる回復律速の場合には、 $\dot{\epsilon}$ は $\dot{\sigma}$ に依存し、 σ にはあらわには依存しない(ただし、 h や r の $\sigma_i (= \sigma)$ 依存性を通して σ に依存する)。

図4は定常状態の変形中にひずみ速度を急変したときの応力-時間曲線の説明図であるが、ひずみ速度を変えると $\dot{\sigma}$ が変わるので、この方法で $\dot{\epsilon}$ に $\dot{\sigma}$ 依存性があるか否かを検証することができる。ただし、このひずみ速度急変法でのひずみ速度は真の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ ではなく、試験片を含む試験機系の弾性変形を含む見かけのひずみ速度 $\dot{\epsilon}_a$ である。試験機系の弾性係数を K とすれば、弾性ひずみ速度は $\dot{\sigma}/K$ で与えられるので、真の塑性ひずみ速度は

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_a - \dot{\sigma} / K \quad (5)$$

により、 $\dot{\epsilon}_a$ と $\dot{\sigma}$ より求めることができる。この $\dot{\epsilon}$ が $\dot{\epsilon}_a$ の急変により $\dot{\sigma}$ とともに急変するか否かによって回復律速であるかすべり律速であるかを検証することができるであろう。

図5は純アルミニウムについて測定した例で、 $\dot{\epsilon}_a$ を $\dot{\epsilon}_{a0}$ からいろいろの $\dot{\epsilon}_{af}$ に急変したとき、急変後の真の塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_f$ が急変点からの変形応力の変化率 $\Delta\sigma/\sigma_0$ (急変後のひずみによる転位組織の変化に対応)に対してプロットしたものである。ただし、 σ_0 と $\dot{\epsilon}_0$ は急変前の定常変形の変形応力と塑性ひずみ速度である。明らかに $\dot{\epsilon}$ は $\dot{\epsilon}_a$ の急変により、すなわち $\dot{\sigma}$ の急変により、急変しており、回復律速の変形であることを示している。

転位組織が同じならば、同一温度での r と h は同じと考えられるので、式(4)と(5)より $\dot{\sigma}$ を消去して

$$\dot{\epsilon} = (K \dot{\epsilon}_a + r) / (K + h) \quad (6)$$

図4 ひずみ速度急変外挿法の説明図⁽¹²⁾。

図5 純アルミニウムについてひずみ速度急変法で求められた $\dot{\epsilon}_f$ と $\Delta\sigma/\sigma_0$ との関係⁽¹³⁾.

の関係が得られる。図6は塑性ひずみ速度の変化 $\Delta\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_f - \dot{\epsilon}_0$ を $\dot{\epsilon}_{af}$ に対してプロットしたものであるが、 $\Delta\sigma \rightarrow 0$ の外挿値は式(6)の $\dot{\epsilon}$ と $\dot{\epsilon}_a$ の比例関係をよく満足している。 $|\Delta\sigma|$ が大きくなるにつれてこの比例関係からずれるのは、急変後の変形によって h や r が変化したためと考えられる。

以上は純アルミニウムの例であるが、筆者らは純鉄や純バナジウムについても他の方法で同様の結論を得ており⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾、一般に立方晶系の純金属の高温変形は回復律速であると思

図6 純アルミニウムについて得られた $\Delta\dot{\epsilon}$ と $\dot{\epsilon}_{af}$ の関係⁽¹²⁾.

ている。もしこの結論が正しいければ、変形応力は転位密度 ρ で決まることになる。次の問題は ρ が変形の履歴によってどのように変わるかを知ることである。塑性変形による ρ の増加が純粋な加工硬化率 h に対応し、回復による ρ の減少が純粋な回復律速 r に対応することから、 h と r の分離測定が行われ⁽¹⁶⁾、任意の変形履歴に対する ρ を予測する方法が試みられている。しかし、 h と r の変形に伴う変化を記述できる理論が未完成で、この方法による変形応力の予測は成功を見ていない。

3. 固溶硬化合金の高温変形機構

図7はいろいろなアルミニウム固溶体合金の高温における応力-ひずみ曲線であるが、Mg や Cu を固溶すると著しく変形応力が高くなり、同時に高温降伏現象と名付けられた加工軟化が起こることを示している⁽¹⁷⁾。Zn や Ag の固溶ではあまり硬化せず、純アルミニウムと同様、その応力-ひずみ曲線は加工硬化型である。

これらの合金の固溶硬化は格子定数の変化⁽¹⁸⁾とよく対応しており⁽¹⁷⁾、固溶硬化が寸法効果による転位と溶質原子の相互作用に起因することを示唆している。この種の相互作用による運動転位のまわりの溶質原子の流れ方を示したのが図8である。図中の原点に x 方向のバーガースベクトルをもつ刃状転位があり、これが x 方向に動くときの転位から見た

図7 いろいろのアルミニウム合金を温度 773 K、ひずみ速度 $1.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で引張試験したときの応力-ひずみ曲線⁽¹⁷⁾.

図8 運動転位のまわりの溶質原子の流れ⁽¹⁹⁾。図中の各流線に付けた数値は相互作用の大きさや転位速度と拡散速度の比で決まるパラメータ。

流れである。相互作用が強い原点近傍では、転位速度より溶質原子の流速が大きいため、静止転位のととき同様の円軌道を描くが、転位から離れるにつれて円の形が歪んで行き、さらに離れると溶質原子は転位に流れ込まなくなる。また、拡散係数 D に比例する溶質原子の流速に比べて転位速度 v が大きくなるにつれて、転位に流れ込む領域 $y_{\max}$ が減少し、これが原子間隔 b より小さくなると転位のまわりには溶質原子の雰囲気は形成されなくなるであろう。

図9は転位速度が速くなるにつれて転位のまわりの溶質原

図9 転位直下の原子面上での定常濃度分布⁽²⁰⁾。
 $T=573\text{ K}$, $D=1.74 \times 10^{-17}\text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, A (相互作用の強さを表すパラメータ) $=1.4 \times 10^{-27}\text{ J} \cdot \text{m}$, c_0 (平均濃度) $=10^{-3}$ の場合。

子の濃度分布がどのように変化するかを示した計算例である⁽²⁰⁾。ただし、見易くするために転位直下の原子面上での濃度分布のみが示されている。濃度分布の変化のため、転位の溶質雰囲気引きずり抵抗 τ_d は転位速度が大きくなるに連れて一旦上昇してから低下する。この τ_d のピークに対応する転位速度は温度が高くなるにつれて大きくなる。その様子を模式的に示したのが、図10である。図の破線は、その温度における溶質原子の流速が運動する転位に追いつけず、雰囲気が形成されないときの転位速度範囲を示したもので、このときの抵抗は静止溶質原子による低温型の抵抗である。

この図において、 v_1 の速度で転位が動いているものとする。 $T < T_2$ が低温域、 $T_2 < T < T_4$ が中温域、 $T_4 < T$ が高温域と考えることができる。中温域の T_3 では転位速度が速い程 τ_d が減少するので、塑性不安定を生じ、固溶硬化合金で観察される中温での鋸歯状応力-ひずみ曲線 (Portevin LeChatelier 効果) の原因となるものと思われる⁽¹⁹⁾。十分高い温度では、 τ_d は v にほぼ比例するようになる。すなわち、式(1)の応力指数 m が1になる。

高温での変形が溶質雰囲気を引きずる刃状転位の運動によって律速されているのであれば、変形中に負荷応力を急に覚えても、その応力が転位をその雰囲気から離脱させることができる程大きくない限り、ひずみ速度が変化するだけで、瞬間塑性ひずみは生じないことになる。図11はそれを実証したもので、応力変化 $\Delta\sigma$ による瞬間ひずみ (見かけのひずみ) $\Delta\epsilon_a$ は $\Delta\sigma$ と直線関係にあり、その勾配は前述の弾性係数 K に等しい。すなわち、 $\Delta\epsilon_a$ はその大部分が弾性ひずみで、瞬間塑性ひずみはほとんど生じないことを示している。

図12は転位速度の応力指数 m が確かに1であることを示す実験結果である。応力変化 $\Delta\sigma$ に伴う塑性ひずみ速度の変化 $\Delta\dot{\epsilon}$ は $\Delta\sigma$ に比例している。

$m=1$ であることより、図12の勾配より

$$\sigma_e = \dot{\epsilon} \cdot \Delta\sigma / \Delta\dot{\epsilon} \quad (7)$$

によって有効応力成分 σ_e を求めることができる。このようにして求められた σ_e と転位が溶質雰囲気を引きずるときの

図10 転位速度と溶質雰囲気引きずり抵抗との関係、およびその温度依存性の説明図⁽²¹⁾。 $T_i < T_{i+1}$ 。

図11 Al-5.7 原子%Mg 合金に応力急変試験法を適用した例⁽²²⁾. 試験温度 623 K, 負荷応力 13.5 MPa の定常クリープの途上で実施.

図12 Al-5.7 原子%Mg 合金について測定された $\Delta\sigma$ と $\Delta\dot{\epsilon}$ との比例関係⁽²²⁾. 試験温度 673 K, 負荷応力 4.5 MPa の定常クリープの途上で応力急変試験を実施.

易動度 B の理論値より算出された転位密度は透過電子顕微鏡法による実測値とほぼ一致する⁽²³⁾. すなわち, この有効応力は溶質雰囲気引きずり抵抗と考えられる.

変形応力に占める溶質雰囲気引きずり抵抗の割合は, 同じ

図13 573 K, 50 MPa で Al-5 原子%Mg 合金を定常クリープ域まで変形したときの転位組織⁽²⁴⁾. (a) 002反射, (b) 020反射.

温度では変形応力が高い程, 応力が同じなら温度が高い程大きくなることも知られており, Al-5.7 原子%Mg 合金では 60%にも達する⁽²²⁾. また, このときの内部応力は転位密度の平方根に比例し, 転位同士の長距離相互作用によることを示唆している⁽²³⁾.

図13は高温変形後の転位組織であるが, 溶質雰囲気引きずり抵抗が大きいことを反映して転位はほぼ一様に分布しており, 純金属の不均一な転位分布と著しく異なっている. 置換型固溶体では, 溶質原子はらせん転位よりも刃状転位とはるかに強く相互作用する筈なので, 変形後の転位組織には主に刃状転位が観察される筈であるが, 図13の写真には直線状の刃状転位は少なく, 弓状に張り出した転位が多く見られる. このような観察をもとに転位環モデルと称する理論も提案されている⁽²⁵⁾が, 図14に示すように, これは転位環ではなく転位弧である⁽²⁴⁾.

図14(a)と(b)を重ね焼した(c)ではすべての $(a/2)\langle 110 \rangle$ の

図16 Al-3 原子% Mg 合金を 673 K で変形中にひずみ速度を三つのパターンで連続的に変化させたときの応力-ひずみ曲線の実測(実線)と予測(破線)の比較⁽²⁷⁾。ただし、ひずみ13%までの平均ひずみ速度を $7.2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ に揃えている。13%以上のひずみはすべてこの平均ひずみ速度の定常変形で与えている。

比例して増加するが、転位の易動度 B は溶質原子の拡散係数に比例して増加し、溶質濃度が高い程、寸法効果が大きい程減少する⁽²³⁾。初期転位密度を ρ_0 、定常変形域の飽和転位密度を ρ_u とすると、 $\dot{\epsilon}/B$ が大きいときの変形応力 σ は ρ の増加とともに単調に減少して定常変形応力に達する。図7に示した高温降伏現象はこのように理解することができる。一方、 $\dot{\epsilon}/B$ が小さいときには、図の破線で示したように、純金属と同様の加工硬化型になる。加工軟化は有効応力が変形応力の1/3以上となるとときに起こる⁽¹⁰⁾。

以上の変形応力の発現機構が正しければ、溶質雰囲気引きずり機構が働く範囲での任意の変形条件で、転位密度を与えれば変形応力を理論的に求めることができる。問題は任意の変形履歴に対する転位密度を予測することであるが、半現象論ながらその予測法の開発が試みられている⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾。その成功例を図16に示す。

4. 分散強化材の高温変形機構

図17は純ニオブとこれに内部酸化法で ZrO_2 粒子(平均粒子直径 $0.17 \mu\text{m}$)を体積率で2.4%分散させた合金の高温における応力-ひずみ曲線を比較したものである。このように、分散強化材では変形初期の加工硬化率は高いが、高温では速やかに定常変形領域に入る傾向がある。

分散強化材で工学的に最も重要なのは高温クリープにおいてしきい応力が存在することであろう。図18はベリリウム粒子を1.5体積%含む2種類の Al-Be 合金についてクリープ試験を行った結果で、ヤング率 E で規格化したクリープ応力 σ/E に対して、アルミニウムの自己拡散係数 D で規格化した定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s/D$ を両対数プロットしたものであ

図17 純ニオブと Nb-2.4 体積% ZrO_2 分散強化合金の応力-ひずみ曲線の比較⁽²⁸⁾。試験温度は 1673 K、ひずみ速度は $6.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 。

図18 分散粒子の大きさの異なる2種類の Al-1.5 体積% Be 合金の定常クリープ速度とクリープ応力の関係⁽²⁹⁾。 $\bar{\sigma}_{or}$ はらせん転位と刃状転位に対する Orowan 応力の幾何平均。

る。このように規格化したパラメータを用いると、どの温度における測定点も1本のマスターカーブの上にのせることができる。いずれの合金もある応力のところでクリープ速度が急に低下している。この応力がしきい応力である。図18の合金 A と B では平均粒子径がそれぞれ $0.31 \mu\text{m}$ と $0.16 \mu\text{m}$ で、粒子径が小さく、すべり面上の平均粒子間隔の狭い合金 B の方がしきい応力が高い。

図19はしきい応力の発現機構としてこれまでに提案されたモデルの説明図である。図(a)は Orowan の提案⁽³⁰⁾によるも

図19 これまでに提案されたしきい応力の発現機構.
(a) Orowan 機構, (b) 上昇機構, (c) Srolovitz 機構.

ので、転位が粒子間を通過後に粒子のまわりに転位環が残される。この機構によるしきい応力は Orowan 応力とよばれている。しかし、高温では転位は上昇運動できるので、図 (b) のように上昇して粒子を乗り越えることができるであろう⁽³¹⁾⁽³²⁾。この上昇機構では、乗り越えに際して転位が長くなるために抵抗が生じることになるが、この抵抗は Orowan 応力の 4% 程度にまで低下し得る⁽³³⁾。つまり、しきい応力は実際上存在しないことになる。一方、Srolovitz らの提案⁽³⁴⁾によれば、母相と非整合な分散粒子の場合、粒子表面での転位による面力は、そのせん断応力成分が界面すべりにより、法線応力成分が体拡散により緩和されるので、緩和して面力が零になると、粒子は転位にとってボイドと同等に感じられ、鏡像力によって転位は粒子に引き寄せられる。このとき図 (c) のように、転位が粒子から離れるときの抵抗がしきい応力を与える。このしきい応力はボイド強化応力⁽³⁵⁾と同等で、Orowan 応力の 85% 程度と大きい⁽²⁹⁾。

図20はこれまでに報告されているいろいろの非整合粒子による分散強化合金(析出強化合金を含む)のしきい応力の実測値とボイド強化応力の理論値をヤング率 E で規格化した値で比較したもので、両者がよく一致することを示している。

図21は実際に転位が分散粒子に吸引されていることを示す透過電子顕微鏡写真である。分散強化合金の高温変形では僅かのひずみで定常変形領域に入ること図17に示したが、これも転位が粒子表面で消滅するためではないかと思われる。

なお、粒子表面での緩和が不完全であるとの報告⁽³⁸⁾もある。不完全であれば、その程度に応じてしきい応力はボイド強化応力より低下する筈であるが、筆者らの研究では、図21に示したように、粒子表面上で転位のコントラストはほとんど観察されず、緩和はほぼ完全で、不完全度の高い緩和の例はなかった。また、不完全緩和の場合に、転位が熱活性化過程で粒子から離脱するとの理論⁽⁴⁴⁾もあるが、このとき

図20 いろいろの非整合粒子による分散強化材のしきい応力の実測値 σ_{th} とボイド強化応力の理論値 σ_v との比較。

にはしきい応力は高温程低下し、かつしきい応力でのひずみ速度の低下は図18のように急峻ではなく、もっとゆるやかに起こることになる。しかし、そのようなゆるやかな低下はメカニカルアロイなどの組織が不安定と思われる材料にしか観察されないようである。

分散強化合金の高温変形挙動についてはこれまでに多数の報告があるが、しきい応力が Orowan 応力の 30% 程度に過ぎないというものや、ほとんど観察されない程低いというも

図21 Al₆Mnで析出強化されたAl-3原子%Mg-1原子%Mn合金を573 K, 57.5 MPaの条件で定常状態までクリープ変形した後の透過電子顕微鏡弱ビーム暗視野像⁽⁴³⁾.

のが多く、Orowan 応力程度に高いというものはむしろ少ない。Orowan 応力やボイド強化応力はすべり面上の平均粒子間隔に逆比例して大きくなるので、その評価値はこの粒子間隔に左右される。筆者らの検討結果⁽²⁹⁾によれば上述のOrowan 応力よりかなり低いという報告には粒子間隔の評価やOrowan 応力の評価に問題があるようである。また、クリープ中に分散粒子の生長が起こったり、大きな固溶硬化が共存する場合には、しきい応力がはっきりしなくなることがある⁽⁴⁵⁾。図20にはこれらの問題ありと思われるデータは含まれていない。

以上是非整合粒子の場合であるが、Al₃LiやAl₃Zrなどの整合析出粒子を含むアルミニウム合金などでは、Srolovitz機構は考え難いので、上昇機構が働くものと思われる。したがってしきい応力は観察できない程低いと予想されたのであるが、最近の筆者らの研究によれば、Orowan 応力程度の大きなしきい応力が存在するようである⁽⁴⁶⁾。粒子の形状に多少凹凸があって転位の上昇運動が妨げられるためなのかどうか、今後の検討課題となっている。

5. お わ り に

金属材料の高温変形機構は、純金属では回復律速、固溶硬化合金では転位の溶質雰囲気引きずり機構、非整合粒子によ

る分散強化合金ではSrolovitz機構と考えられることを述べたが、これらの機構に基づいて変形応力の前歴依存性を予測するためには転位組織の前歴依存性を予測できなければならない。この予測は、一見最も単純でありそうな純金属で最も難しく、固溶硬化合金の方がむしろ単純なようである⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾。分散強化合金でも、これに固溶硬化が複合されたときの方が単純なようである⁽⁴⁷⁾。ただし、単純とはいっても、その予測法はまだ半経験的なものにとどまっているし、転位が溶質雰囲気から離脱するような変形条件に迄は拡張できていない。この予測法の開発が今後の課題であるが、その前段階の基礎はほぼ固ったように思われる。今後も多くの人々の協力が必要であるが、これまでの知識を得るにも実に多くの方々のご協力を頂いた。それらの方々を列挙する余白はないが、引用文献の共著者として、その一部を知って頂けたらと思う。心から感謝申し上げる次第である。

文 献

- (1) 吉永日出男, 当摩 建, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, **39**(1975), 626.
- (2) 吉永日出男: 軽金属, **29**(1979), 528.
- (3) P. B. Hirsch and D. H. Warrington: Phil. Mag., **6**(1961), 735.
- (4) C. R. Barrett and W. D. Nix: Acta Metall., **13**(1965), 1247.
- (5) W. D. Nix: Acta Metall., **15**(1967), 1079.
- (6) W. A. Coghlan and W. D. Nix: Met. Trans., **1**(1970), 188.
- (7) J. Weertman: Acta Metall., **15**(1967), 1081.
- (8) R. W. Bailey: J. Inst. Metals, **35**(1926), 27.
- (9) 例えば, T. Narutani and J. Takamura: Acta Metall., **39**(1991), 2037.
- (10) T. Suzuki, S. Takeuchi and H. Yoshinaga: *Dislocation Dynamics and Plasticity*, Ed. by U. Gonser, Springer-Verlag, Berlin, (1991), 135, 193.
- (11) 吉永日出男: 軽金属, **39**(1989), 651.
- (12) H. Kurishita, H. Yoshinaga and H. Nakashima: Acta Metall., **37**(1989), 499.
- (13) H. Oikawa and H. Yoshinaga: *Strength of Metals and Alloys*, Ed. by P. O. Kettunen, T. K. Lepistö and M. E. Lehtonen, Pergamon Press, (1988), 97.
- (14) 当摩 建, 吉永日出男, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, **38**(1974), 170.
- (15) 当摩 建, 吉永日出男, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, **39**(1975), 621.
- (16) 中島英治, 渡瀬正美, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **49**(1985), 598.
- (17) 堀内 良, 吉永日出男, 浜 葆夫: 日本金属学会誌, **29**(1965), 85.
- (18) G. Thomas: *Electron Microscopy and Strength of Solids*, Ed. by G. Thomas and J. Washburn, Interscience, (1963), 793.
- (19) H. Yoshinaga and S. Morozumi: Phil. Mag., **23**(1971), 1351.
- (20) H. Yoshinaga and S. Morozumi: Phil. Mag., **23**(1971), 1367.
- (21) 吉永日出男: 鋼の熱間加工の金属学, 日本鉄鋼協会, (1982), 13.
- (22) 吉永日出男, 松尾 悟, 栗下裕明: 日本金属学会誌, **48**(1984), 35.
- (23) 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **56**(1992), 254.
- (24) 早川弘之, 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **53**(1989), 1113.
- (25) M. J. Mills, J. C. Gibeling and W. D. Nix: Acta Metall., **33**(1985), 1503.

- (26) 宮川英明, 吉武秀介, 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **55**(1991), 928.
- (27) 宮川英明, 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **56**(1992), 531.
- (28) 櫛田宏一: 九州大学修士論文, Nb 及び Nb-ZrO₂ 合金の機械的性質, (1984).
- (29) 葉 英 華, 中島英治, 栗下裕明, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **52**(1988), 1246.
- (30) E. Orowan: Discussion in *The Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys*, Inst. Metals, London, (1948), 451.
- (31) R. S. W. Shewfelt and L. M. Brown: *Phil. Mag.*, **35**(1977), 945.
- (32) R. Lagneborg: *Scripta Metall.*, **7**(1973), 605.
- (33) E. Arzt and M. F. Ashby: *Scripta Metall.*, **16**(1982), 1285.
- (34) D. J. Srolovitz, M. J. Luton, R. Petokovic-Luton, D. M. Barnett and W. D. Nix: *Acta Metall.*, **7**(1984), 1079.
- (35) R. O. Scattergood and D. J. Bacon: *Acta Metall.*, **30**(1982), 1665.
- (36) 葉 英 華, 中島英治, 栗下裕明, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **52**(1988), 1255.
- (37) 中島英治, 福嶋浩信, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **52**(1988), 646.
- (38) J. H. Schröder and E. Arzt: *Scripta Metall.*, **19**(1985), 1129.
- (39) R. W. Lund and W. D. Nix: *Acta Metall.*, **24**(1976), 469.
- (40) J. Takada, M. Adachi and I. Tamura: *Deformation of Multi-Phase and Particle Containing Materials*, Ed. by J. B. Bilde-Sørensen, N. Hansen, A. Horsewell, T. Leffers and H. Lilholt, Fyens Stiftsbogtrykkeri a-s, (1983), 539.
- (41) 高田 潤, 清水真人, 足立正雄: 日本金属学会, **45**(1981), 977.
- (42) B. Repich, F. Brungs, G. Hümmer and H. Schmidt: *Creep and Fracture of Engineering Materials and Structure*, Ed. by B. Wilshire and R. W. Evans, The Institute of Metals, (1990), 141.
- (43) 中島英治, 岩崎浩司, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **52**(1988), 180.
- (44) J. Rösler and E. Arzt: *Acta Metall.*, **38**(1990), 671.
- (45) 葉 英 華, 宮地正和, 中島英治, 栗下裕明, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **53**(1989), 296.
- (46) 中島英治, 吉田冬樹, 吉永日出男: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1992), 185.
- (47) 宮川英明, 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **57**(1993), 36.