高温における金属の変形と転位挙動*

辛 島 誠 一**

1. はじめに

変形において高温というのは一般には T/T_m (T, T_m はそれぞれ絶対温度で表わした変形温度と融点) ≥ 0.5 の温度領域を意味する。この温度では変形による加工硬化と同時に回復がおこり加工硬化の一部、あるいは全部が相殺されるのが特徴である。

本稿では高温変形の1つである高温クリープ変形およびそのときに現われる結晶粒界すべりについて、転位挙動との関連においてわれわれの研究室で得られた成果を中心に述べていきたい。

2. 高温クリープ変形と転位挙動

(1) 高温クリープ変形

高温クリープでは1次(せん移), 2次(定常), 3次(加速)クリープの3段階を経て破断にいたる⁽¹⁾。そのうちとくに定常クリープについての研究が古くから多く行われている。

これらの結果をまとめると定常クリープ速度, $\dot{\epsilon}_S$, は

$$\dot{\epsilon}_S \propto (\sigma_e/E)^n \exp(-Q_c/RT)$$

で表示できる場合が多い。ここで σ_e はクリープ応力, E はヤング率, R はガス定数である。 Q_c はクリープの活性化エネルギーと呼ばれ, 多くの金属・合金で拡散の活性化エネルギー, Q_d , に等しいことが確かめられている⁽¹⁾。このことは高温クリープ変形に原子の拡散が何らかの形で関与していることを示唆するが, これからだけではそれ以上のことはわからない。

一方 n は応力指数と呼ばれるもので, ある種の合金では3に近い値をとり, 純金属やある種の合金では5あるいはそれより大きい値をとることが知られている⁽²⁾。こ

れはクリープ変形の律速機構を反映しているものとしてそれぞれI型, II型の合金という語が用いられることが多い⁽³⁾。しかしあとで述べるように同一合金でもクリープ条件によって n の値が変わることがあるので, これはクリープ挙動の分類であると考えた方がよい⁽⁴⁾。すなわち, 雰囲気を引きずる転位の粘性運動^{(5)~(7)}あるいは回復過程^{(8)~(13)}がクリープ変形を律速している場合をそれぞれI型, II型ということにする。

われわれを含めて多くの研究者によってI, II型の上記以外の特徴的挙動が明らかにされ, それに従ってI, II型を判別する種々の方法が提案されている。以下それらについて順を追ってみていこう。

(2) 瞬間塑性ひずみおよび1次クリープ曲線

金属材料に応力が増えられると一般には瞬間塑性ひずみが生じ, その後時間に依存するクリープ変形が進行する。しかし図1に示すように, 瞬間塑性ひずみがほとんど現われないことがある⁽¹⁴⁾。これがI型の特徴の1つである。

図1 Fe-1.5 at% Mo 合金の1次クリープ曲線⁽¹⁴⁾。

つぎに1次クリープ曲線であるが, 金属・合金の種類やクリープ条件によって種々の形状を示す。すなわち図1のFe-1.5 at% Mo 合金の例では応力が大きくなるに従って1次クリープは逆せん移型(I型), 直線型(L型), S字型(S型), さらに通常型(N型)へと変化している。このように通常型以外の1次のクリープが現われ

** 東北大学教授; 工学部金属材料工学科

* 第24回本多記念講演(昭和54年4月4日, 東京, 東京大学)

Deformation and Dislocation Behaviour in Metals at Elevated Temperatures; Seichi Karashima (Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

1979年4月25日受理

図2 Fe-1.5at%Mo, Fe-1.8at%Mo 合金の引張り試験による応力-ひずみ曲線⁽¹⁴⁾。

写真1 Al-5.5at%Mg 合金の定常クリープ段階での転位組織⁽¹⁷⁾。

るのがI型の特徴で、温度が低く⁽¹⁵⁾、応力が低い⁽¹⁶⁾ほどこの挙動が現われ易い。

一方、高温引張り試験における応力-ひずみ曲線の初期の様子をみると、図2から明らかなように1次クリー

プのI, L, S, N型に対応してI*, L*, S*, N*型の挙動がみられる⁽¹⁴⁾。したがって引張り試験によってもI, II型の判別ができることになる。

このように両試験の結果がよく対応することは、I型では転位が粘性運動をしていること、転位の運動を妨げる内部応力が転位密度の平方根に比例する[†]ことを考慮すると説明できるが、くわしいことは原論文⁽¹⁴⁾に譲ることとする。

(3) 転位組織

I, II型の場合の転位組織の特長を述べると、I型では転位は均一分布をとる⁽¹⁷⁾のに対して、II型の場合にはセルあるいはサブグレイン^{††}が形成される⁽¹⁸⁾。

まずI型の典型例であるAl-5.5at%Mg合金では写真1からもわかるように、定常クリープに入っても転位は均一に分布している⁽¹⁷⁾。この場合全転位が運動転位と考えられるが、全転位密度とクリープ速度をクリープひずみに対して示した図3からもわかるように、1次クリープ中の両者の変化がよく対応している⁽¹⁹⁾。

つぎにII型の代表例として銅単結晶での結果⁽²⁰⁾を述べる。初転位密度が $10^8/\text{m}^2$ 程度の単一すべり方位の銅単結晶をクリープ変形させ、ひずみの各段階で試料表面である(111)面に転位ピットをつくって観察した結果の一例を写真2に示す。これは同一視野を示すものであるが、1次クリープ初期の組織(写真2(a))は低温変形の組織と本質的に異なることなく、小さいセルが形成されているA領域と、大きいセルが形成されているB領域が、すべり線に垂直に数百 μm の間隔で交互に現われている。両領域での組織はクリープひずみと共に変化

[†] 2. (3)で述べるように転位は均一分布をとるため、運動転位は平均転位間隔に逆比例、すなわち転位密度の平方根に比例する内部応力を受けることになる。

^{††} 以後両者をセルと総称する。

図 3 Al-5.5 at% Mg 合金の 1 次クリープにおけるクリープ速度，転位密度のクリープひずみ依存性⁽¹⁹⁾。

写真 2 銅単結晶をクリープ変形させたときの転位組織⁽²⁰⁾。(a) 1 次クリープ初期，(b) 定常クリープ。

して定常段階では写真 2 (b) のように A, B 両領域がほとんど区別できないようになった。

図 4 はすべり線に平行な方向にはかった両領域でのセルの大きさを，図 5 は両領域の平均クリープ速度[†]をそれぞれクリープひずみに対して示したものである。これ

† A, B 両領域の境界に微小硬度計によって圧痕をつけ，その間の長さ変化をクリープ時間で割ったものを平均クリープ速度とした。

図 4 銅単結晶の高温クリープ変形におけるセルの大きさの変化⁽²⁰⁾。

図 5 銅単結晶の高温クリープ変形における A, B 両領域の平均クリープ速度⁽²⁰⁾ ($\dot{\epsilon}_A$, $\dot{\epsilon}_B$ および $\dot{\epsilon}_{av}$ はそれぞれ A, B 両領域および試料全体のクリープ速度)。

らの結果はクリープ速度が転位構造に密接に関連することを示唆するもので興味深い。

一方， α 鉄多結晶体で図 6 のように全転位密度， ρ_{total} およびセル壁††内の転位密度， ρ_{SB} はクリープひずみと共に増加して定常段階で一定値となるのに対して，セル内の転位密度， ρ_{SG} は定常段階まで減少しつづける⁽²¹⁾ ことが報告されている。この場合も運動転位密度と考えられる ρ_{SG} の変化がクリープ速度， $\dot{\epsilon}$ のそれとよく対応していることがわかる。われわれも銅単結晶で同様の結果を得ている⁽²²⁾。

(4) I, II 型挙動と転位

以上述べてきたことから I, II 型クリープ挙動における転位のふるまいはつぎのように理解される。

まず I 型では転位は雰囲気を引きずる粘性運動を行いその速度は小さいため，応力によって運動を開始した転位も急には増殖されない。したがって瞬間塑性ひずみが

†† セルあるいはサブグレイン組織において，転位が密集している部分をセル壁と総称する。

図6 α 鉄多結晶における転位密度のクリープひずみ依存性⁽²¹⁾.

ほとんどおこらない。また運動転位が障害にとめられてもそこに後続転位がきてもつれを生ずることも少なく、転位は均一分布をとると考えられる。変形が進むと転位増殖によって転位密度が増加し、それだけクリープ速度も大きくなって逆せん移型1次クリープ挙動を示す。しかし転位密度の増加は転位平均間隔の減少を通して内部応力 σ_i の増加(加工硬化)をもたらす。一方転位平均間隔の減少は転位の合一消滅速度を大きくし、そのため回復が促進されることになる。そして両者のつり合いとして定常クリープが出現する。

つぎにII型では転位は自由飛行運動をするものと考えられており、運動速度が極めて大きいため応力付加直後の転位増殖も速く行われ、かなりの瞬間塑性ひずみが生ずる。その間形成されたセル組織は1次クリープ中に発達し、それに応じて運動転位が減少する。またあとからわかるようにセル壁形成によって σ_i が大きくなって、その結果としてクリープ速度がだんだん小さくなる通常型1次クリープが現われる。

クリープの進行と共に加工硬化が大きくなる反面、セル壁内での平均転位間隔の減少は転位の合一消滅を促し、そのため一層規則正しい転位配列へと変化すると共に平均転位間隔も増し、またセル壁の移動による整理統合が行われるなどの回復過程が同時に進行して、それら加工硬化、回復のバランスとして定常クリープが現われる。

ところでセルが形成される場合 α 鉄単結晶の結果⁽²³⁾⁽²⁴⁾からもわかるように、セル内の転位密度 $\propto \sigma_e$ 、セルの大きさ $\propto \sigma_e^{-1}$ 、セル壁内の平均転位間隔 $\propto \sigma_e^{-1}$ といずれもクリープ応力 σ_e に依存するが、温度にはほとんど無関係である。

(5) 内部応力

転位の運動を妨げる σ_i の大小もI、II型判別の1つの基準となる⁽²⁵⁾。一般に σ_i の測定⁽²⁶⁾には現在では

stress transient dip test†が用いられるが、そのうちでも外挿法⁽²⁷⁾がもっとも信頼できる σ_i の値を与えるものとされている。

図7は α 鉄、Fe-3.5at%Mo合金での実測例††で、図中に引いた曲線が縦軸と交わる場所が σ_i/σ の値を示す⁽²⁸⁾。 α 鉄ではその比がほぼ1に等しくII型の特徴をよく示しているのに対して、Fe-Mo合金ではその比が1より小さく転位にはたらく有効応力が無視できないI型の特徴がみられる。

図7 stress transient dip testにおける変形停滞終了時間とdipした応力レベル、 σ_i' と変形応力 σ との比の関係⁽²⁸⁾。

つぎに σ_i がセル組織に密接に関連することを明らかにしたCu-Al合金の結果⁽¹⁵⁾を述べる。この合金はアルミニウム含有量が大きくなるほどS字型の1次クリープ曲線を示し易い。Cu-16at%Al合金の場合も図8(a)からわかるようにS字型1次クリープを示し、I型であると考えられるにもかかわらずセル組織を形成するもので例としてはあまりよくないものであるが、内部応力についての情報を与えてくれるものとして紹介しておく。

図8(b)から $\dot{\epsilon}$ が増大する領域では転位は均一に分布しており ρ_{total} も増加するが、 $\dot{\epsilon}$ が減少し始める頃からセルが形成され運動転位と考えられるセル内の転位密度 $\uparrow\uparrow$ が急減することがわかる。それと同時に σ_i は急に大きくなる(図8(c)) $\uparrow\uparrow\uparrow$ 。これらの結果から、セル組織の形成は運動転位密度の減少と σ_i の発生との相乗作用を及ぼして $\dot{\epsilon}$ を減少させているものと結論される。

† 適当な日本語がないので原語のままにしておく。
 †† 高温引張りによる定常変形(これは定常クリープ変形に対応すると考えられている)中での測定である。
 ††† 図ではセル内の転位の長さ、 L_{cell} 、の全転位の長さ、 L_{total} 、に対する比をとっている。
 †††† この実験が行われた頃には前述の外挿法が提案されていなかったため、この結果は通常のstress transient dip test⁽²⁶⁾によって得られたものである。したがって σ_i/σ_e の値そのものには問題があるかも知れないが、セル形成と同時に σ_i が急に大きくなることはまちがいないと思われる。

図8 Cu-16at%Al合金のクリープ変形中の諸パラメータのクリープ時間に対する変化⁽¹⁵⁾。

ところで2. (3) の終りのところで述べたセル組織を評価する3つのパラメータのうちのどれが実際にクリープ速度をきめているのかを知るため、Cu-0.56at%Al合金†にあらかじめ室温で種々の前ひずみを与えて異なったセル組織をつくっておき、これをクリープ温度より少し高い温度で加熱してその組織を安定化したのちクリープ試験を行った⁽²⁹⁾。その結果によると、定常クリープあるいは最小クリープ速度以降の段階でのクリープ組織は、前ひずみを与えたときの組織と比較したときセルの大きさには変化がなく、セル壁内の平均転位間隔、 l_0 が変化しているだけであることがわかった。そして $\sigma_i \propto 1/l_0$ であると同時に、定常クリープ速度あるいは最小クリープ速度も図9のように $1/l_0$ に比例することが確かめられた。これはセル組織がセル壁内の平均転位間隔によってきめられる内部応力を通して、クリープ変形に対する抵抗に寄与していることを示唆するものであろう。

† アルミニウムを僅か添加したのは、クリープ中の再結晶を防ぐためである。

図9 種々の前ひずみを与えたCu-0.56at%Al合金のクリープ速度とセル壁内の平均転位間隔との関係⁽²⁹⁾。

(6) 定常状態を破ったあとのせん移挙動

これまで述べたことは主として定常段階でのことであるが、ここで $\dot{\epsilon}_s$ について少し考えてみよう。II型の場合には文字通り回復律速ということでは $\dot{\epsilon}_s$ は転位の消滅(回復)速度 $\dot{\rho}^{-1}$ によって記述できる。I型の場合でも定常段階では単位時間に転位シンクに流入する転位の数とそこで消滅する転位の数はつり合っているはずで、 $\dot{\epsilon}_s$ はやはりII型と同じ型の式で記述できることになる⁽³⁰⁾。したがって定常段階に注目する限り、両型の区別ができない場合もあり得る。そのため定常段階でクリープ条件に変化を与え、その後に現われるせん移挙動をしらべてI、II型の判別を行うことが考えられるが、その二、三の方法についてみてみよう。

その1つは定常クリープ途中で応力緩和試験を行うものである。すなわち実験的に得られる応力-時間曲線の緩和試験開始直後における接線の傾きから応力変化速度、 $\dot{\sigma}_{ro}$ を求め、試験機系の弾性率、 K を用いてそれをひずみ速度、 $\dot{\epsilon}_{ro}$ に換算する。 $\dot{\epsilon}_{ro}$ と緩和試験直前のクリープ速度、 $\dot{\epsilon}_c$ との比をとり $\dot{\epsilon}_{ro}/\dot{\epsilon}_c \approx 1$ あるいは $\dot{\epsilon}_{ro}/\dot{\epsilon}_c < 1$ の場合をそれぞれI、II型と判定する⁽²⁵⁾。表1は高温引張りによる定常変形中の測定結果の一例で⁽²⁸⁾これからも α 鉄はII型、Fe-Mo合金はI型であると結論される。

表1 $\dot{\epsilon}_{ro}/\dot{\epsilon}$ のひずみ速度、 $\dot{\epsilon}$ 、依存性⁽²⁸⁾。

	α 鉄	Fe-3.5at%Mo
温度/K	973	1123
$\dot{\epsilon}/10^{-4} \text{ s}^{-1}$		
~0.5	0.59	0.90
~1.3	0.55	1.15
~2.5	—	0.97
~5.0	0.35	0.92
平均	0.49 ± 0.10	0.98 ± 0.11

つぎの方法は定常クリープ中に応力を急変してその後のせん移挙動をしらべるものである。この場合 2. (2) で述べたと同様の挙動が期待されるので、応力を急増したときに瞬間塑性ひずみがみられるかどうか⁽³¹⁾、その後のせん移クリープ曲線が S 字型あるいは通常型を示すか⁽³²⁾⁽³³⁾をみるにより I, II 型の判別ができる。図 10 は $\Delta\sigma$ だけ応力を急増、急減したときの瞬間伸び、 Δl_+ 、瞬間縮み、 Δl_- 、を $\Delta\sigma$ の関数として示したものである⁽³⁴⁾。I 型の Al-Mg 合金では $\Delta l_+ \simeq \Delta l_-$ が瞬間塑性ひずみがみられないのに対して、II 型のアルミニウムでは $\Delta\sigma$ と共に $\Delta l_+ - \Delta l_-$ 、すなわち応力急増後の瞬間塑性ひずみが大きくなり、両者が対照的な結果を示すことがわかる。

図 10 定常クリープ中に $\Delta\sigma$ だけ応力を急変したときの瞬間伸びあるいは縮み⁽³⁴⁾。

(7) 小 括

この章では典型的な高温クリープ挙動としての I, II 型の特徴やその判別法などを中心に述べてきた。紹介した例は二、三のものを除いては両者の区別がはっきりとしたものであったが、実際は種々の合金においてすっきりと区別できない場合も少なくない。

すなわち先に述べた Al-2.2 at% Mg 合金は $\dot{\epsilon}_0/\dot{\epsilon}_c \simeq 1$ である⁽⁴⁾上、内部応力の値や応力急変後の瞬間ひずみおよびせん移クリープ挙動などからは I 型と判定される⁽³⁵⁾にもかかわらず、ほぼ 5 に近い n の値が得られている。また Cu-10.4 at% Al 合金でも $n \simeq 5$ ⁽³⁶⁾であるにもかかわらず、応力急変試験の結果は $\Delta l_+ \simeq \Delta l_-$ となって転位は粘性運動をしていることを示唆する⁽³⁷⁾。さらに Fe-1.8 at% Mo 合金でも応力急増後瞬間塑性ひずみが現われず、せん移クリープ曲線は S 字型を描く⁽³⁸⁾ほか、 σ_i の値⁽³⁹⁾からも転位の粘性運動が結論されるにもかかわらず、 $n \simeq 4$ で明らかに 3 より大きい値を示し、またクリープ後の組織にセル形成⁽³⁹⁾がみられる。

このようにそれぞれの判定法によって相反する結果が得られる場合も少なくないので、総合的な判断が必要かと思われる。また応力急変後のせん移挙動を解釈するた

めには、非弾性ひずみを考慮に入れることが必要であるとの指摘もある⁽⁴⁰⁾が、一層詳細な検討が望まれる。

3. 結晶粒界すべりと転位挙動

(1) 結晶粒界すべり

金属材料は一般に多結晶体のかたちで利用されているが、高温変形中には結晶粒界を境として双方の結晶粒が相対的に変位するいわゆる結晶粒界すべり(以下粒界すべりという)をおこすのが特徴である⁽⁴¹⁾。粒界すべりは応力緩和機構の 1 つとしてひずみの発生に寄与する⁽⁴²⁾が、高温粒界破壊にも重要な役割を果たしている⁽⁴³⁾ので、古くから多くの研究がなされている。

一方、最近粒界の構造が実験的、理論的に解明されてきて⁽⁴⁴⁾、それと共に粒界に関係のある機械的性質⁽⁴⁵⁾や拡散⁽⁴⁶⁾、偏析⁽⁴⁷⁾、液体金属による粒界破壊⁽⁴⁸⁾などの諸現象が粒界の構造と密接に関連することが明らかになってきた。粒界すべりも例外ではないと思われるが、この現象を粒界構造と結びつけ粒界すべりの微視的機構を究明しようとする研究が行われるようになってきた。

これまでの研究によると粒界すべり量は粒界方位差に依存し、とくに Σ 値の小さい対応粒界⁽⁴⁴⁾ではそれが著しく小さい^{(49)~(52)}。また粒界すべりは結晶粒の変形と密接に関連していることから⁽⁵³⁾⁽⁵⁴⁾、結晶変形に関与した格子転位が粒界に到達したのち、それがそのままあるいは粒界転位に分解して^{(55)~(60)}粒界面上を運動することによって、粒界すべりが生じるというモデルが提案されている^{(61)~(66)}。この方面に関するわれわれの研究はまだ緒についたばかりであるが、つぎにその二、三を紹介しよう。

まず図 11 のように試料表面に垂直な $[10\bar{1}0]$ 軸周りの対称傾角粒界を引張軸に対して 45° の方向にもつ亜鉛双結晶での結果⁽⁶⁷⁾を述べる。図 12 内に示す条件下での粒界すべり量と傾角、 θ 、との関係からわかるように小傾角粒界と傾角 55° 付近の粒界での粒界すべり量は小さい。55° 付近には $\Sigma 9$ の近似対応粒界の存在が指摘されている⁽⁶⁸⁾ことから、粒界すべりは規則粒界 $\uparrow\uparrow$ ではおこりにくいことを示す結果であると思われる。

亜鉛双結晶を用いたのは HCP においては一般にすべりは底面すべりに限定され、したがって結晶変形と粒界

† 結晶内を運動する転位(格子転位)のバーガース・ベクトルは一般には粒界面上にないため、粒界面上の運動にはすべりと上昇運動が同時におこる必要がある。

†† 双方の結晶粒方位が対応方位関係から少しずれても、粒界に転位を導入すれば双方の原子配列をうまくつなぎ合わせることができる。これも広義の対応粒界と考えられ、これらと小角度粒界とを総称して規則粒界、その他の粒界をランダム粒界と呼ぶことにする。

図 11 $[10\bar{1}0]$ 軸周りの対称傾角境界をもつ亜鉛双結晶試料⁽⁶⁷⁾.

図 12 $[10\bar{1}0]$ 対称傾角境界をもつ亜鉛双結晶における結晶粒界すべり量の傾角依存性⁽⁶⁷⁾.

すべりの関係をしらべるのに便利なためである。図 11 の幾何学的関係を考えると、与えられた応力下での結晶変形によって単位時間に粒界に達する格子転位の数が評価でき、それらの粒界面上の運動によって生ずる粒界すべり速度が計算できる。このモデル計算からの予想と実測値の傾角依存性がよく合うことは⁽⁶⁷⁾、粒界すべりに対する格子転位モデルを支持するものと考えられる。

(2) 結晶粒界すべりのその他の特徴

図 13 のように $[11\bar{2}0]$ 軸周りの対称傾角境界をもつ亜鉛双結晶でも粒界すべりの傾角依存性をしらべた⁽⁶⁹⁾。この場合は $\theta \approx 15^\circ$ 付近まではほとんど粒界すべりをおこさなかった。また $\theta \approx 49.5^\circ$ 近くに $\Sigma 17$ の近似対応粒界の存在が指摘されている⁽⁶⁸⁾が、この傾角近くの粒界

では粒界すべりが小さくなる傾向を示した。これらは 3. (1) の結果同様、規則粒界では粒界すべりがおこりにくいことを示している。

つぎに特徴的なことは図からわかるように表面 A, B で測定された粒界すべり量が著しく異なることである。

図 13 $[11\bar{2}0]$ 対称傾角境界をもつ亜鉛双結晶における結晶粒界すべり量の時間変化⁽⁶⁹⁾.

図 14 $[11\bar{2}0]$ 対称傾角境界をもつ亜鉛双結晶における結晶粒界すべりのモデル表示⁽⁶⁹⁾.

この双結晶では図 14 からわかるように底面すべりのらせん転位が粒界に到達することになるので、結果的には図のように粒界すべりをおこすことになる。したがって表面 B で観察される粒界すべり量が大きくなる。この結果も格子転位モデルを支持するものである。

(3) 結晶粒界すべりと転位

粒界すべり挙動をしらべた粒界の構造を透過電子顕微鏡観察すれば、粒界すべりの微視的機構を推察するよすがが得られるものと期待される。つぎにアルミニウムでの結果⁽⁷⁰⁾を述べる。図 15 は粒界すべり量の時間的変化の例であるが、粒界すべりは時間と共におこりにくくなっている。これは粒界すべり硬化と呼ばれているが、規則粒界の方が硬化が大きく、また初期の粒界すべり速度も小さいことがわかる。一方粒界すべり量はクリープひずみに比例する⁽⁵³⁾⁽⁵⁴⁾ことが示されているが、クリープ

図 15 アルミニウム粗大結晶粒試料における結晶粒界すべり曲線⁽⁷⁰⁾.

図 16 アルミニウム粗大結晶粒試料の結晶粒界すべり量のクリープひずみ依存性⁽⁷⁰⁾.

ひずみの大きいところまで測定してみると、図 16 のように両者の関係は決して直線的にはならない。このことは粒界すべり硬化が結晶粒の変形に伴って起こる加工硬化によって単位時間に粒界に到達する格子転位の数が減少することによるばかりでなく、それら転位の粒界面上での運動そのものもクリープひずみと共に困難になるためであることを示唆している。したがって 3. (2) で述べたわれわれのモデル計算⁽⁶⁷⁾も、このことを考慮してさらに発展させる必要がある。

ところで格子転位が粒界面上を運動する場合、実際には格子転位が粒界転位に分解するというかたちで粒界に吸収されたのち、その粒界転位が粒界面上を運動するという 2 つの素過程を考える考え方が有力である。前述の亜鉛双結晶の結果をも含めて、規則粒界で粒界すべりがおこりにくいことは、この吸収過程が困難なためである

ことが推察される。つぎにそれを支持する透過電子顕微鏡観察結果を述べる。

これによると大きい粒界すべりをおこしたランダム粒界では、回折条件を変えて観察しても粒界縞模様以外のコントラストがみられなかったのに対して、粒界すべりがおこりにくかった規則粒界面上にはほとんどの場合転位像が観察された⁽⁷⁰⁾。これらの結果は粒界転位のバーガス・ベクトルは小さいため、それへの分解が起きると転位コントラストを示しにくいこと、および規則粒界では吸収が困難のため未分解の格子転位が残っている可能性があることを考えるとよく理解される。またこの転位の存在が規則粒界で粒界すべり硬化が大きい一因を与えているものと考えられる。

(4) 小 括

以上述べたことを総括すると、粒界すべりは結晶変形と密接に関係していて、それは格子転位の粒界転位への分解およびその粒界転位の粒界面上での運動という過程を経ることの考え方が妥当であると結論できよう。しかし提唱されているモデルはまだ単純すぎて、多くの結果を矛盾なく説明するにはさらにモデルを発展させていく必要がある。そのためには系統的なデータの集積が望まれる。また粒界すべりが粒界構造依存性をもつ以上、それと密接な関連をもつ高温破壊現象も粒界構造に大いに支配されるであろうことが予想される。この方面の系統的な研究がまたれる所以である。

4. お わ り に

高温クリープおよび粒界すべりについて述べたが、われわれの研究の紹介にしばったため内容が十分偏ったものになったことをおわびする。終りに今回の荣誉は研究室の諸兄および研究室を巣立っていった学生諸君の絶やまざる努力の結果にほかならないことを記して、感謝にかえたいと思う。

文 献

- (1) たとえば, F. Garofalo: *Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals*, Macmillan, (1965).
- (2) J. E. Bird, A. K. Mukherjee and J. E. Dorn: *Quantitative Relation between Properties and Microstructure*, ed. by D. G. Brandon and A. Rosen, (1969), 255.
- (3) O. D. Sherby and P. M. Burke: *Progress in Mat. Sci.*, **13** (1968), 323.
- (4) H. Oikawa, K. Sugawara and S. Karashima: *Scripta Met.*, **10** (1976), 885.
- (5) 堀内 良, 大塚正久: 日本金属学会誌, **35** (1971), 406.
- (6) 吉永日出男, 当摩 建, 諸住正太郎: 同上, **38** (1974), 826.

- (7) H.Oikawa, N.Matsuno and S.Karashima : Metal Sci., **9**(1975), 209.
- (8) J.Weertman : J.Appl. Phys., **26**(1955), 1213; **28**(1957), 362.
- (9) C. R.Barrett and W. D. Nix : Acta Met., **13**(1965), 1247.
- (10) S.K.Mitra and D.McLean : Proc. Roy. Soc., **295**(1966), 288.
- (11) R. Lagneborg : Metal.Sci. J., **3**(1969), 161; **6**(1972), 127.
- (12) W. Blum : phys. stat. sol., **(b)45**(1971), 561.
- (13) J.R.Spingarn and W.D.Nix : Acta Met., **27**(1979), 171.
- (14) H.Oikawa, N.Kuriyama, D.Mizukoshi and S. Karashima : Mater. Sci. Eng., **29**(1977), 131.
- (15) T.Hasegawa, Y.Ikeuchi and S.Karashima : Metal Sci. J., **6**(1972), 78.
- (16) H. Oikawa, M. Maeda and S. Karashima : Scripta Met., **6**(1972), 339.
- (17) 松野伸男, 及川 洪, 辛島誠一 : 日本金属学会誌, **33**(1974), 1071.
- (18) T.Hasegawa, H.Sato and S.Karashima : Trans. JIM, **11**(1970), 231.
- (19) 松野伸男 : 東北大学修士論文, (1974).
- (20) T.Hasegawa, S.Karashima and R.Hasegawa : Met. Trans., **2**(1971), 1449.
- (21) A.Orlová and J.Čadek : Phil.Mag., **28**(1973), 891.
- (22) T. Hasegawa, R. Hasegawa and S. Karashima : Trans. JIM, **11**(1970), 101.
- (23) S. Karashima, T. Iikubo and H. Oikawa : ibid., **13**(1972), 176.
- (24) 飯久保知人 : 東北大学博士論文, (1973).
- (25) 阿部勝憲, 吉永日出男, 諸住正太郎 : 日本金属学会誌, **40**(1976), 393.
- (26) 内部応力測定についてはたとえば, 長谷川 正, 及川 洪 : 日本金属学会会報, **11**(1972), 192.
- (27) 当摩 建, 吉永日出男, 諸住正太郎 : 日本金属学会誌, **39**(1975), 621.
- (28) H.Oikawa, K.Ichihashi and S.Karashima : Scripta Met., **10**(1976), 143.
- (29) T.Hasegawa, S.Karashima and Y.Ikeuchi : Acta Met., **21**(1973), 887.
- (30) 丸山公一, 辛島誠一, 及川 洪 : 日本金属学会講演概要, (1978・10月), 169.
- (31) K. Maruyama and S. Karashima : Trans. JIM, **16**(1975), 671.
- (32) R.Horiuchi and M.Otsuka : ibid., **13**(1972), 284.
- (33) 及川 洪, 佐伯真事, 辛島誠一 : 鉄と鋼, **65**(1979), 843.
- (34) H. Oikawa and K. Sugawara : Scripta Met., **12**(1978), 85.
- (35) H.Oikawa, K.Sugawara and S.Karashima : Trans. JIM, **19**(1978), 611.
- (36) M. Pahutová, J. Čadek and P. Ryš : Phil. Mag., **22**(1970), 1175.
- (37) H.Oikawa : ibid., **A 37**(1978), 707.
- (38) H.Oikawa, D.Mizukoshi and S.Karashima : Met. Trans., **9 A**(1978), 1281.
- (39) D.Mizukoshi, H.Oikawa and S.Karashima : Trans. ISIJ, **18**(1978), 696.
- (40) 安田 顕, 及川 洪, 辛島誠一 : 日本金属学会春期大会で講演発表, (1979・4月).
- (41) たとえば, H.Conrad : *Mechanical Behavior of Materials at Elevated Temperatures*, McGraw-Hill, (1961), 218.
- (42) たとえば, D.McLean : *Mechanical Properties of Metals*, John-Wiley and Sons, (1962), 303.
- (43) たとえば, 渡辺忠雄 : 日本金属学会会報, **12**(1973), 883.
- (44) たとえば, 石田洋一 : 同上, **9**(1970), 156.
- (45) J.P.Hirth : Met.Trans., **3**(1972), 3047.
- (46) 古山直行, 石田洋一, 清水 肇 : 日本金属学会講演概要, (1978・4月), 184.
- (47) T.Watanabe, T.Murakami and S.Karashima : Scripta Met., **12**(1978), 361.
- (48) 渡辺忠雄, 嶋 誠之, 辛島誠一 : 日本金属学会講演概要, (1978・10月), 93; (1979・4月), 107.
- (49) M.Biscondi and C.Goux : Mém. Sci. Rev. Mét., **65**(1968), 167.
- (50) P.Lagarde and M.Biscondi : ibid., **71**(1974), 121.
- (51) B.Michaut, A.Silvent and G.Sainfort : ibid., **71**(1974), 527.
- (52) P.Lagarde and M.Biscondi : Can. Met. Quart., **13**(1975), 245.
- (53) D.McLean and M.R.Farmer : J.Inst.Metals, **85**(1956/57), 41.
- (54) T.Watanabe and P.D.Davies : Phil. Mag., **A37**(1978), 649.
- (55) W.Bollmann, B.Michaut and G.Sainfort : phys. stat. sol., **(a) 13**(1972), 637.
- (56) R.C.Pond and D.A.Smith : Phil. Mag., **36**(1977), 353.
- (57) R.C.Pond, D.A.Smith and P.W.Southerden : ibid., **A37**(1978), 27.
- (58) R.C.Pond : Proc.Roy.Soc., **A357**(1977), 471.
- (59) P.R.Howell, A.R.Jones, A.Horsewell and B.Ralph : Phil. Mag., **31**(1976), 21.
- (60) P.R.Howell, J.O.Nilsson and G.L.Dunlop : ibid., **A38**(1978), 39.
- (61) Y.Ishida and D.McLean : Metal Sci. J., **1**(1967), 171.
- (62) D.McLean : Phil.Mag., **23**(1971), 467.
- (63) G.R.Kegg, C.A.P.Horton and J.M.Silcock : ibid., **27**(1973), 1041.
- (64) C.A.P.Horton, J.M.Silcock and G.R.Kegg : phys.stat.sol., **(a)26**(1974), 215.
- (65) R.S.Gates : Acta Met., **2**(1973), 855; Scripta Met., **8**(1974), 55.
- (66) R.C.Gifkins : Met. Trans., **7A**(1976), 1225.
- (67) T.Watanabe, M.Yamada, S.Shima and S. Karashima : Phil.Mag., 印刷中.
- (68) G.A.Bruggeman, G.H.Bishop and W.H. Hartt : *Nature and Behavior of Grain Boundaries*, ed. by Hsun Hu, Plenum Press, (1972), 83.
- (69) T.Watanabe, N.Kuriyama and S.Karashima : Proc. 4th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, (1976), 383.
- (70) 粉川博之 : 東北大学博士論文, (1979).