

解 説

UDC 539.434 : 620.18

金属の高温クリープ変形機構に関する研究の現状*

辛 島 誠 一**

Recent Studies on Mechanisms of High Temperature Creep of Metals

Seiichi KARASHIMA

1. はじめに

金属材料に対する要求はますますきびしいものになってきているが、高温で長時間の使用にたえることも重要なものの1つである。そのためには変形あるいは破壊に対する抵抗が大きいことを必要とするが、本稿では主として変形機構解明を目的として行われている研究の現状について述べる。

さて高温変形†といえ、ASHBYの提唱による¹⁾図1に示す変形機構領域図 (deformation mechanism map) ††からも明らかなように通常の静的変形とクリープ変形††が含まれるが、変形条件が同じであれば両者を同一に論ずることができる場合が多い⁶⁾ ので、ここでは基礎的研究の多い純金属あるいは単相合金単結晶の高温クリープ変形を中心に述べることにする。

実用に供せられる材料には多相合金も多く、またタービン・ブレードとしての単結晶材料⁷⁾ のような特殊のものを除いては一般には多結晶体であるためそれらについても少しふれる。とくに結晶粒界の存在は粒界を通過して粒界破壊に重大な関連をもつてくる⁸⁾ ので、そのこ

とについても言及する。なお高温クリープ変形に関する実験結果およびそれに基づいて導出された理論式などのくわしいことについては、集録、解説あるいは単行本⁹⁾ ~¹⁴⁾ がすでに多く出されているので、それらを参照していただきたい。

2. 純金属および単相合金単結晶の高温クリープ

この問題にはいる前にまず高温クリープについての一般的なことを少し述べておく。

高温クリープ曲線はよく知られているように1次(せん移)、2次(定常)、および3次(加速)クリープの3段階からなっている⁹⁾。このうち2次クリープではひずみが時間に比例しておこりその間のひずみが大きくまた解析が比較的単純であるという理由から古くから多くの研究が行われている。

それらの結果をまとめると2次(定常)クリープ速度は

ε̇_s ∝ (σ/E)^n exp(-Q_c/RT) (1)

で表示できる場合が多い。式中の Q_c は活性化エネルギー

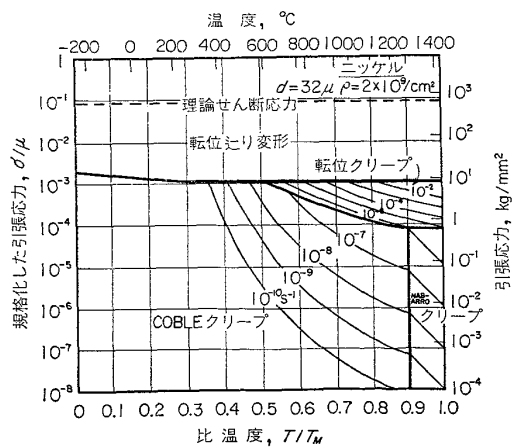


図1 ニッケルに対する変形機構領域図¹⁾

† T を変形温度、T_m を融点 (ともに絶対温度) としたとき、T/T_m (比温度、homologous temperature) ≥ 0.5 が一般に高温領域に属する。
†† 変形機構分類図²⁾、変形機構図³⁾、なども訳されている。規格化した応力 σ/G (G: 剛性率)-比温度図中にそれぞれの変形条件下で律速段階となつている変形機構を示したものである。現在それぞれの変形機構に対してひずみ速度を表示する式が明らかにされているので、式中のパラメーターに適当な値を代入してコンピューター計算することによつて、各変形機構領域を分割している境界線を引くことができる。しかし図1中にかきこんである等ひずみ速度線とともにそれぞれの境界線は一般には曲線となるので、実際にこの図を求めることは決して容易ではない。LANGDON ら⁴⁾ は横軸として T_m/T をとると、少なくとも σ/G ≤ 10^-3、T/T_m ≥ 0.4 の範囲では境界線および等ひずみ速度線がほぼ直線となるので、厄介な計算の必要がなくなると指摘している。
また本稿がほぼ完成したときに来日した SHERBY によると、超塑性を示す合金においてはそのことを考慮すると従来発表されているものうちには修正を要するものが少なくないとのことである⁶⁶⁾。
††† クリープ変形は低温でもおこるが、WEBERMAN ら⁵⁾ はクリープ変形機構を σ/G および T/T_m の関数として定性的に示すクリープ分類図 (creep diagram) を最初に提案した。本稿でとり扱うのはそのうちの高温クリープと称せられる範囲である。

* 昭和 53 年 10 月 13 日受付 (Received Oct. 13, 1978) (依頼解説)
** 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Aramaki-Aza-Aoba Sendai 980)

ーと呼ばれるものであるが、多くの金属、合金においては自己拡散の活性化エネルギー Q_d にはほぼ等しい値をとることが確かめられている⁹⁾。このことは高温クリープ変形の律速機構は自己拡散に関連したものであることを示しているが、これからだけではそれ以上のことはわからない。

そこでつぎに(1)式中の n が問題となるが、これは一般に応力指数と呼ばれている。ほとんどの金属、合金が n が5あるいはそれ以上の値をとるものと、それが3に近い値をとるものの2つのグループに分類できることもよく知られた事実である¹⁰⁾。この n の値がクリープ機構の判別に利用されることも多いが、あとで述べるようにこの方法必ずしも万能ではないので注意する必要がある。

2.1 転位運動律速と考えられる場合

Al-Mg, Fe-Mo 合金のようないわゆる class I 合金[†]に属すると考えられるものでは、高温クリープ変形が溶質原子の雰囲気をはきずる転位の粘性的な運動によつて律速されるというのが、多くの研究者の一致した見解である。そこで最初にこの場合をとりあげる。

class I 合金の特徴としては逆せん移型やS字型の1次クリープ挙動を示し、荷重をかけた直後にいわゆる瞬間ひずみがほとんどみられないことである。また n としては一般に3に近い値を示し、転位は均一に分布していることが多い。以下にはその一例として Al-5.5at%Mg 合金^{††}でクリープ速度が時間とともに増加して定常状態に達する、いわゆる逆せん移型1次クリープを示す場合について、その転位組織の変化をみよう。写真1¹⁷⁾に示すように転位は均一分布で、転位密度 ρ は図2に示すようにクリープひずみとともに増加して一定値に達するがその変化はクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ のそれによく対応する¹⁸⁾。

以上の実験結果からみると、class I 合金では転位が溶質原子をはきずりながら運動しなければならないので転位速度は小さく、したがってその増殖速度も小さいものと思われる。これが瞬間ひずみが生じない原因と考えられるが、転位増殖によつて ρ が大きくなると $\dot{\epsilon}$ も大きくなる反面、他の転位からうける抵抗 τ_i ^{†††} が転位の平均間隔に逆比例(すなわち $1/\bar{\rho}$ に比例)して大きくなるため転位速度がだんだん減少し、増殖速度も小さくなる(加工硬化)ことが考えられる。一方転位の平均間隔

† 一般に合金はその高温クリープ変形機構が 2.1, 2.2 に述べるものであるかによつて class I, class II に分類されることが多い¹⁵⁾。しかしあとで述べるように同一合金であつてもクリープ条件によつて律速機構が変わることがあるので、これはクリープ挙動の分類と考えた方がよいと思われる¹⁶⁾。しかし本稿ではこれまでの例にならつて class I 合金ということにする。

†† ここで述べる結果は多結晶体について得られたものである。この場合結晶粒界のごく近傍にサブバウンダリーの形成がみられることがあるが、結晶粒内では転位は均一に分布している¹⁷⁾ので、ここではその結果を例示することとする。

††† これがいわゆる内部応力 (internal stress) に相当するものと考えられる。

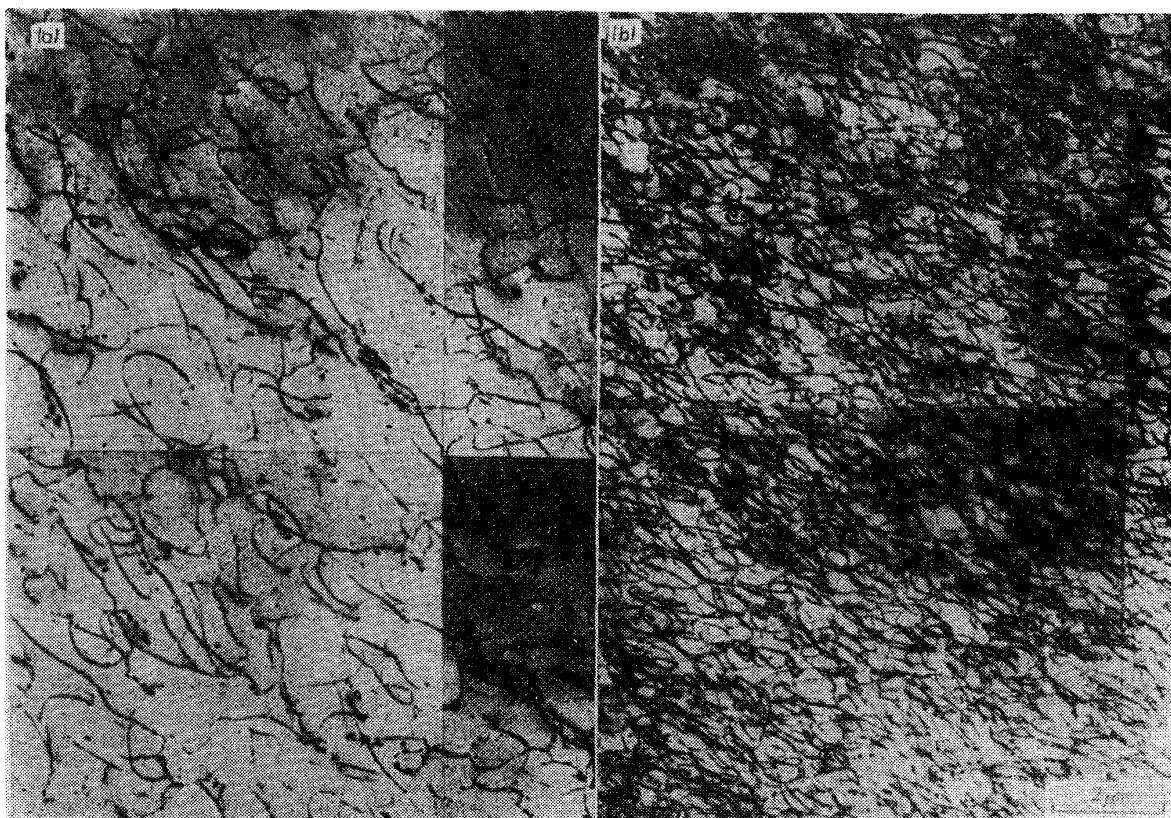


写真1 Al-5.5at%Mg 合金の2次クリープ (300°C) 段階における転位組織¹⁷⁾
a) 3 kg/mm², b) 6 kg/mm²

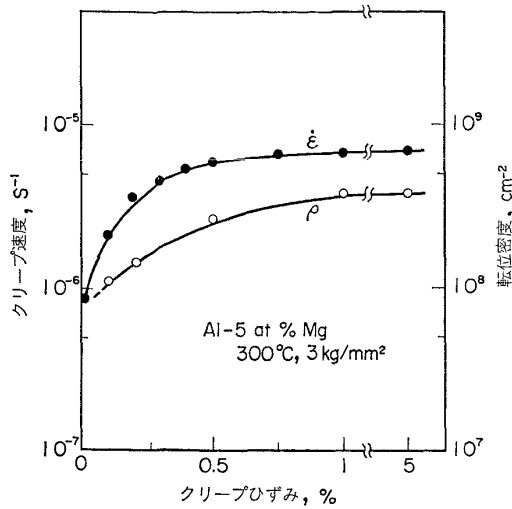


図2 Al-5at%Mgにおけるクリープ速度および転位密度のひずみ依存性¹⁸⁾

の減少は相互消滅(回復)速度を増加させるので、加工硬化と回復とのバランスとして定常クリープが現われるのであろう。

class I 合金のクリープは上述の過程をとるものと考えられるが、内部応力測定法¹⁹⁾²⁰⁾によつて求められた τ_i の値は、転位の均一分布から期待されるものよりかなり大きい²¹⁾²²⁾。このことについては、運動転位が林転位を切るときの相互作用を考慮する必要が示されている²⁰⁾が、なお検討の余地がある。

ところで、溶質原子雰囲気をはきずる転位の粘性的運動が律速段階であると考えられる場合の要件としては、1) 転位速度 v の有効応力指数 $m^*(v \propto \sigma^{m^*})$ が1に近いこと²³⁾、2) n が3に近い値をとること²³⁾、3) 転位の分布が均一であること¹⁷⁾、4) 定常クリープ中に応力緩和試験を行った場合、緩和試験直前、直後の変形速度の比が1になること²⁴⁾、5) 定常クリープ中に応力急変試験を行った場合、瞬間塑性ひずみがみられないこと²⁵⁾などが挙げられる。しかし $m^* \approx 1$ 、あるいは $n \approx 3$ であるからといって必ずしも転位の粘性的運動が律速段階であるとはかぎらないこともある²⁴⁾²⁶⁾ので、注意が必要である。

2.2 回復律速と考えられる場合

純金属や多くの固溶合金(class II 合金)の高温クリープ変形挙動の特徴は、瞬間ひずみが生ずることとその後 $\dot{\epsilon}$ がしだいに減少していつて定常クリープに達する、いわゆる通常型の1次クリープ曲線をえがくことである。この場合 n が5またはそれより大きい値をとることが多く、また τ_i としてはクリープ応力にはほぼ等しい値が得られていて²⁷⁾、クリープ変形は回復過程によつて律速されていると考えられる²⁸⁾。もう1つの特徴は、クリープ変形中に顕著なセルあるいはサブグレイン[†]が形成されることである(写真2)。

以下にはクリープ変形中に形成される転位組織に関連した実験結果を中心に述べる。

まず単一 $\bar{1}11$ 方位の銅単結晶(初転位密度 $\sim 10^4/\text{cm}^2$)についての結果^{29)~32)}をみよう。試料表面である(111)面のエッチピット法による様子を写真3³²⁾に示す。これはそれぞれのクリープひずみでの同一視野を示すものであるが、これらからつぎのことがわかる。クリープ初期の組織は低温でのそれと本質的に変つたものでなく、写真3(a)のように小さいサブグレインと大きいサブグレインが形成されているA、B両領域が、 $\bar{1}11$ 線に垂直の方向に数百 μ の間隔で交互にみられる。1次クリープの進行とともにA領域内ではサブグレインが大きくなりB領域では小さくなって、定常クリープ段階では写真3(b)のように両領域の区別がつかなくなつた。各領域でのクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ をみると初期ではB領域の方が大きかったが、両領域の $\dot{\epsilon}$ ともクリープひずみとともに減少していき、定常状態では両領域での $\dot{\epsilon}$ が試料全体の平均クリープ速度にほぼ等しくなつた。この結果はクリープ速度が転位組織と密接に関連していることを示すものと思われる。

一方、鉄多結晶体での転位密度変化³³⁾をみると、図3に示すように全転位密度 ρ_{total} とサブバウンダリー内の転位密度 ρ_{SB} は ϵ とともに増加し、定常段階に入ると一定値をとるようになる。これに対してサブグレイン内の転位密度 ρ_{SG} は定常段階にいたるまで減少しつづける^{††}。

以上の結果をまとめるとつぎのようになる。すなわち純金属のような場合には転位運動に対する抵抗が極めて小さいため、転位が動きはじめると瞬時に増殖が行われ

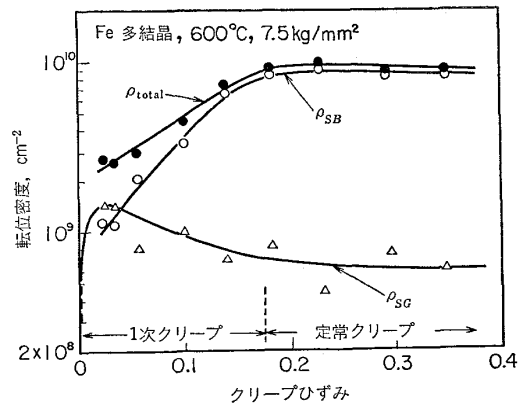


図3 鉄多結晶体における転位密度のひずみ依存性³³⁾

† 転位が不均一分布をとる場合、転位密度が比較的小さい部分を転位のもつれ(tangle)や転位網からなる転位密集部がとり囲むような組織が現われる。前者をセル、後者をサブグレインと称し、転位の密集部分をそれぞれセル壁、サブバウンダリーといふことが多い。両者を分けて考える必要のない場合、本稿では両者を混用している。

†† 厳密に言えば後述のように1次クリープ初期に現われるセル壁が、 ϵ とともにだんだんと転位の規則配列からなるサブバウンダリーへと変化していつた。

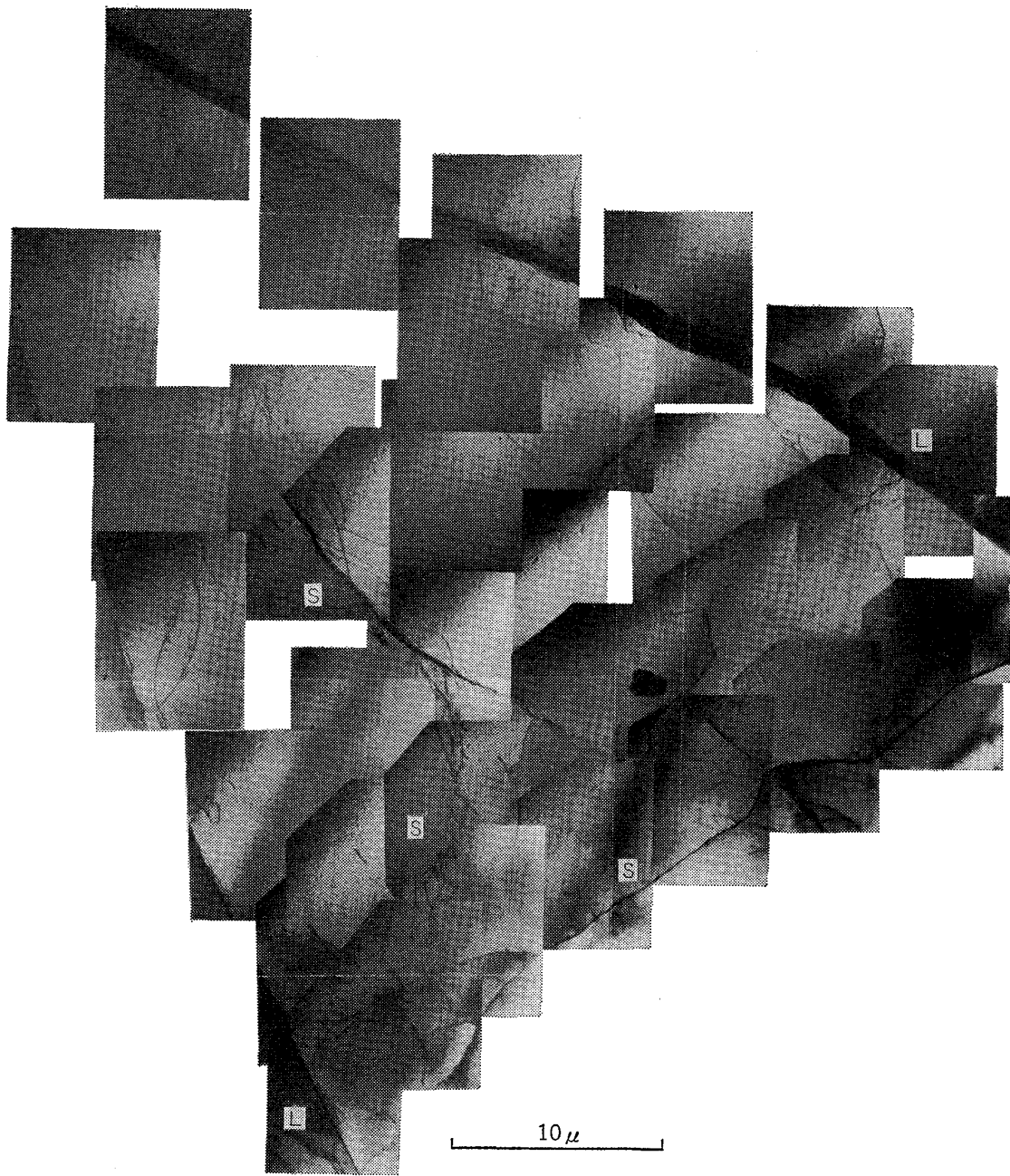


写真2 銅単結晶の2次クリープ (0.18 kg/mm², 745°C) 段階におけるサブグレイン組織の透過電子顕微鏡写真³¹⁾

ることになる。したがって瞬間ひずみがみられ、また ρ が増加するとともにセル組織が形成され、定常クリープに近づくころにはそれがサブグレイン組織へと移行していく。この過程において転位がセル壁に吸収され運動転位密度 ρ_m が減少し、またセル壁内の平均転位間隔 l_0 がせまくなっていく。これが τ_i の増加すなわち加工硬化と対応するものであろう。一方、転位の上昇運動によるセル壁内の転位の相互消滅がおり、 l_0 が大きくなって τ_i が減少する。これが回復過程に対応する。そしてこの場合も加工硬化、回復のバランスとして定常クリープが現われる。

さて回復律速と考えられる場合の回復機構として、1) 刃状転位上昇運動モデル³⁴⁾、2) ラセン転位ジョグの非保存運動モデル^{35) 36)}、3) 転位網回復モデル^{37) 38)}、4) サブバウンダリーでの回復モデル^{39) 40)}などが提案されている。

1) は WEERTMAN の提唱によるもので、ある間隔をもつた2つの迂り面上を正、負両符号の転位がゆき違う場合、先頭の異符号の刃状転位が上昇運動を行つて合一消滅すると、転位源から新しい転位ループがはき出されるというかたちで定常クリープが進行すると考えている。これによると n が5程度の値をとることがうまく説明で

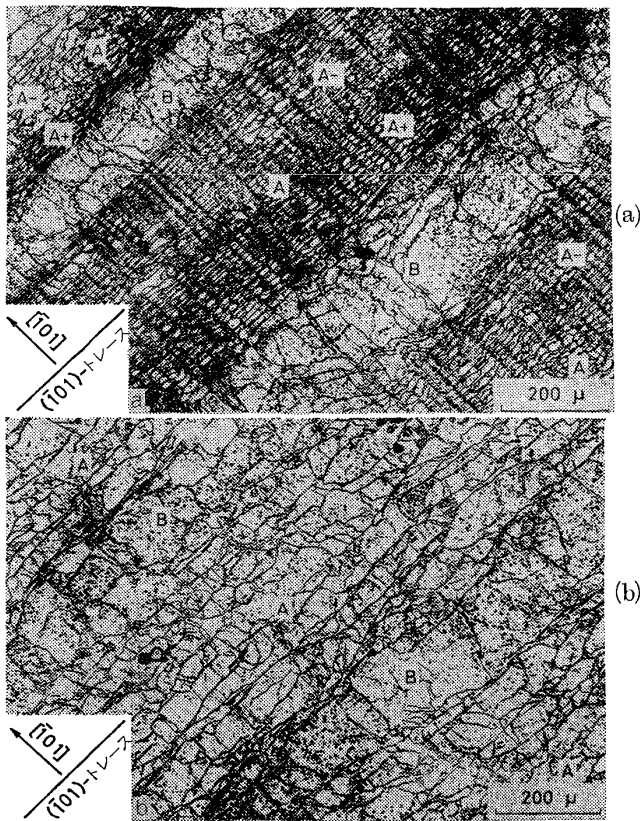


写真3 銅単結晶の高温クリープ (0.2 kg/mm^2 , 745°C によるサブグレイン組織³²⁾)
 a) 1次クリープ段階 ($\epsilon=5.6\%$),
 b) 2次クリープ段階 ($\epsilon=9.9\%$)

きる。しかしこのモデルの前提となつている転位の集積が実験的には特殊な合金を除いて観察されていないのが難点である。

2) はラセン転位が他のラセン転位を切るときに生じたジョグをひきずつて運動するためには、そのジョグ部分が非保存運動をしなければならないが、これが律速段階となるという考え方である。ジョグとして高さの高いいわゆる巨大ジョグを考えるモデル⁴¹⁾も提出されている。しかしクリープ組織中に刃状転位が多くみられるという事実⁴²⁾には反する考え方であり、また n の値をうまく説明できない欠点をもっている。

3) はサブグレイン内の転位は3次元的な転位網を形成しているという実験結果⁴³⁾をもとにして出されたものである。転位網のうちの長いリンクをもつた転位が応力によつて活動させられ、それが他の転位網で止められるまで運動してクリープひずみを生ずる。その結果、転位網の平均リンク長が減少する。これが加工硬化に対応する。一方、転位の上昇運動がおこつて転位網が成長し平均リンク長が大きくなる。これが回復機構である。定常クリープはこれらの繰り返しのよつておこるとするもので、この考え方は現在かなり多くの人達から支持をうけている。

以上いずれの考え方にもクリープ変形によつてサブグ

レインが形成されるという実験結果がとり入れられていない。しかしながらあとにも述べるようにサブグレインの形成はクリープ変形に重要な役割を演ずるものである。このことをとり入れたのが4)であつて、これらではサブバウンダリーでの回復が律速過程になつているとしている。今後はこの考え方をさらに発展させていく必要がある。

なお蛇足ながらつけ加えておくと、回復律速のクリープ変形ではなんらかの過程によつて回復がおこり、これが新しい転位の活動をもたらすというかたちで定常クリープが現われるのである。このように考えると、たとえ2.1で述べた転位運動律速の場合でも、少なくとも定常段階においては回復と加工硬化とがバランスしているわけであるから、回復速度によつて定常クリープ速度が記述できるものと思われる⁴⁴⁾。

3. 多結晶体の高温クリープ

3.1 結晶粒径依存性

これまで主として単結晶についての結果を述べてきたが、つぎに多結晶体のクリープについてみよう。多結晶体といつてもクリープ機構そのものが単結晶の場合と変わるものではなく、異なるところは結晶粒界によつて結晶粒が境されているということである。結晶粒界はもちろん転位運動に対する障害物となるが、明瞭なサブグレインが形成される場合にはサブバウンダリーが障害物としてはたらくため、粒界の影響があまり大きく現われなくなるであろう。

粒界存在の影響としてまずとりあげるべきことは、クリープ強さの結晶粒径依存性であろう。しかしクリープ速度に対する結晶粒径依存性は温度や応力のそれにくらべるとずつと小さいのが一般である。図4(a)はオーステナイト鋼の結果⁴⁵⁾を示すが、粒径 D が 0.1 mm より小さいところでは低温の場合とは逆の依存性がみられる。一方 0.1 mm より大きい領域では D とともに $\dot{\epsilon}_s$ が大きくなつている。ところが純銅の結果⁴⁶⁾をみると、図4(b)のように 0.1 mm 以下のところでは $\dot{\epsilon}_s \propto 1/D$ の関係が成立しているが、 0.1 mm より大きいところでは $\dot{\epsilon}_s$ はほとんど変つていない。

オーステナイト鋼でみられた D の大きいところでの粒径依存性は、そのような粒径の試料を得るために行つた加工、熱処理などのちがひによつて生じている可能性が大きい。また引張クリープでは早期に試料内にわれが発生して、そのためみかけ上クリープ速度が大きくなつていることも考えられる⁴⁷⁾。事実そのようなわれが生じにくいと考えられる圧縮クリープでは、 160μ から 3000μ の粒径にわたつて $\dot{\epsilon}_s$ がほとんど一定であることがLiFで確かめられている⁴⁸⁾。このことは前にも述べたように、クリープ変形中に形成されるサブバウンダリーによつて転位運動の平均自由行程がきめられる³¹⁾ことに基づ

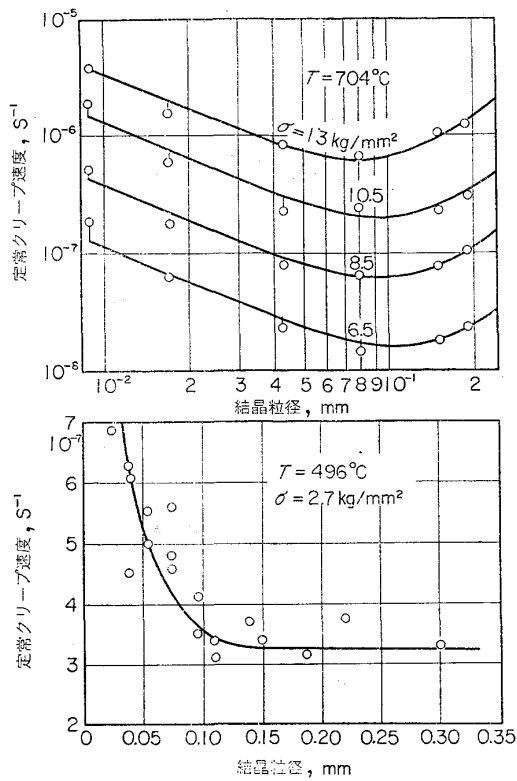


図4 定常クリープ速度の結晶粒径依存性
a) オーステナイト鋼⁴⁵⁾, b) 銅⁴⁶⁾

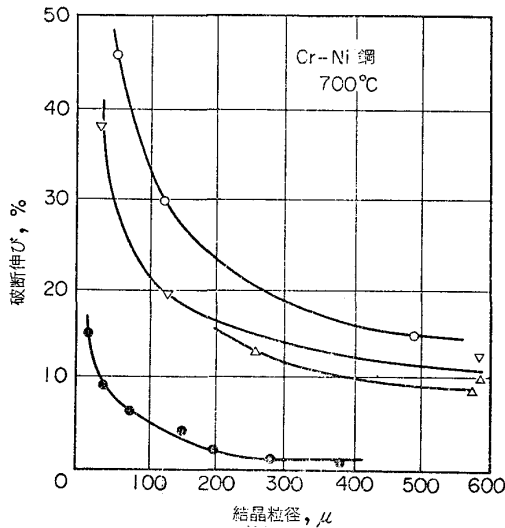


図5 20%Cr-35%Ni 鋼における破断伸びの結晶粒径依存性⁴⁷⁾

くものであろう。これに対して D の小さいところでの粒径依存性には、あとで述べる粒界通りの影響が現われているのであろう。

クリープ破断伸びも D に対して $\dot{\epsilon}_s$ と同じような変化を示す。図5に Cr-Ni 鋼についての結果⁴⁷⁾を示す。

3.2 転位組織

すでに述べたようにクリープ中に形成される転位組織、とくにサブグレインあるいはセルの形成は高温クリ

ープに対して重大な意味をもっている。これは多結晶体のクリープについてもまったく同様である。ここではさらにそのことを裏づける多結晶体についての二、三の結果を述べる。

Cu-16at%Al 合金ではクリープ条件によつて S 字型の 1 次クリープ曲線を示す場合がある。この場合図 6 (a)⁴⁹⁾にみられるように $\dot{\epsilon}$ は ϵ とともに最初増加していき、最大値を径たのち減少する。図 6 (b) (c)には透過電子顕微鏡観察から得られた転位密度および stress transient dip test† から求めた内部応力 σ_i の値をそれぞれ示している。これによると $\dot{\epsilon}$ が増加している初期段階では全転

† 適当な日本語訳がないので原語のままにしておく。また最近の外挿法という特別の方法によらないと真の σ_i の値が得られない²⁷⁾とされている。ここに示す結果は外挿法を適用したものではないが、少なくとも相対値変化は信用してよからう。

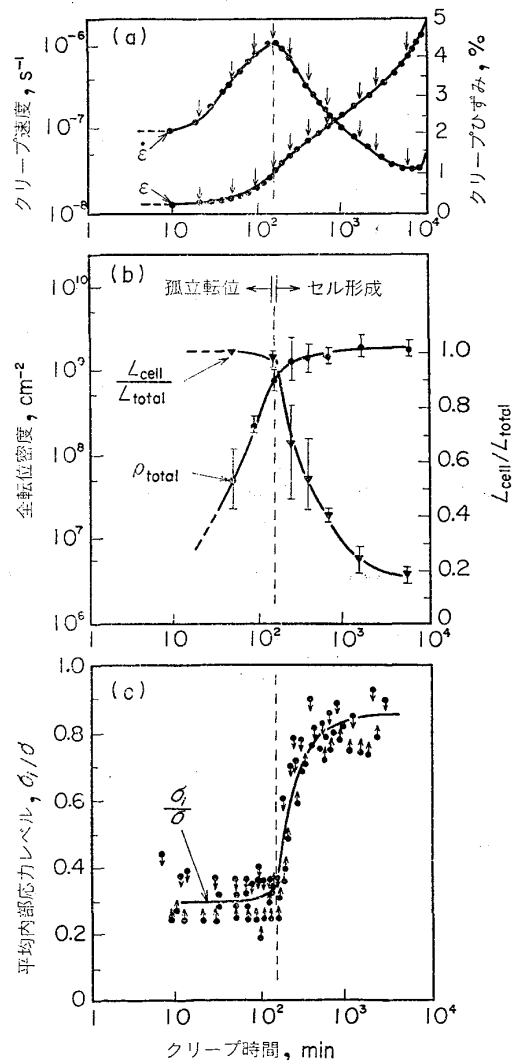


図6 Cu-16at%Al を 450°C, 4 kg/mm² でクリープ変形したときの種々のパラメーターの変化⁴⁹⁾
a) クリープひずみとクリープ速度, b) 全転位密度およびセル内の転位長の全転位長に対する比, c) 平均内部応力レベル

位密度 ρ_{total} が増加していくが σ_i は小さくしかもあまり変化しない. ところが $\dot{\epsilon}$ が減少する段階ではセル組織形成がはじまりセル内の転位密度 ρ_{cell} は減少している. これは運動転位密度 ρ_m の減少を意味するのでそのために $\dot{\epsilon}$ が減少することが考えられるが, これだけでは観測された $\dot{\epsilon}$ の減少は説明できない. 一方, σ_i はこのあたりから急に増加しており, これが $\dot{\epsilon}$ の減少に大きな役割を果していることが示唆される. このようにセル組織形成は ρ_m の減少と σ_i の発生との相乗作用によつて $\dot{\epsilon}$ を減少させるものと考えられる.

ところでセルが形成された場合 $\dot{\epsilon}$ を支配するパラメーターとしてはセルの大きさ λ , セル壁内での転位の平均間隔 l_0 , およびセル内の転位密度 ρ_{cell} などが考えられる. 多くの場合 $\lambda \propto 1/\sigma^{50}$, $l_0 \propto 1/\sigma^{51}$, $\rho_{cell} \propto \sigma^p$ ($p=1\sim 2$)⁴⁰⁾⁵⁰⁾ の関係が実験的に認められている. ではこのうちのどのパラメーターが実際にクリープ速度をきめているのであろうか.

そのことを明らかにするために Cu-Al 合金† に引張変形によつて種々の前ひずみを与えあらかじめセル組織をつくつておき, それをクリープ温度 480°C よりやや高い 500°C で加熱してその組織を安定化させたのち, クリープ試験を行った⁵²⁾. その結果によると, 前ひずみのいかにかわからず定常段階あるいは最小クリープ速度以上の段階までクリープ変形を与えると, そのときの λ の大きさは変わらず l_0 が変化しているだけであつた. そして $\dot{\epsilon}_s$ (あるいは $\dot{\epsilon}_{min}$) や σ_i が $1/l_0$ に比例していることが確かめられた (図 7).

一方 SHERBY ら⁵³⁾ は $\dot{\epsilon}_s$ は λ に依存するとして, クリープ速度の応力依存性を論ずる場合にもこの λ の大きさを一定としたクリープ試験による $\dot{\epsilon}_s$ を基にする必要

† クリープ中の再結晶を防ぐため Al を 0.56at% 添加してある.

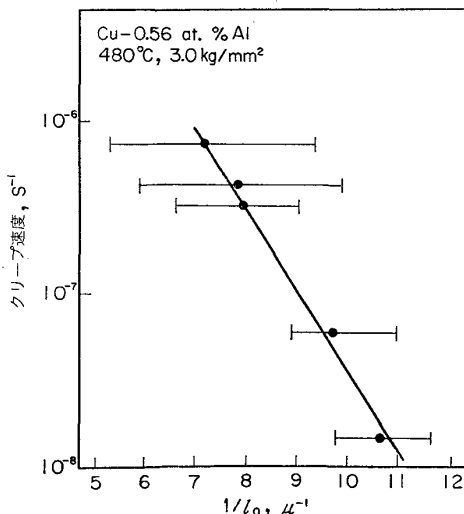


図 7 種々の前ひずみを与えた Cu-0.56at%Al の定常クリープ速度とセル壁内の平均転位間隔との関係⁵²⁾

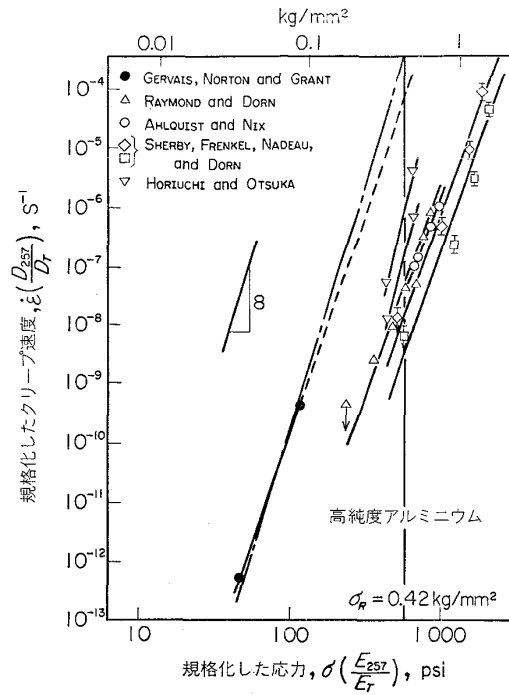


図 8 一定のサブグレイン径をもつたアルミニウムにおけるクリープ速度の応力依存性⁵⁴⁾ (D, E はそれぞれの温度における自己拡散係数とヤング率を示す)

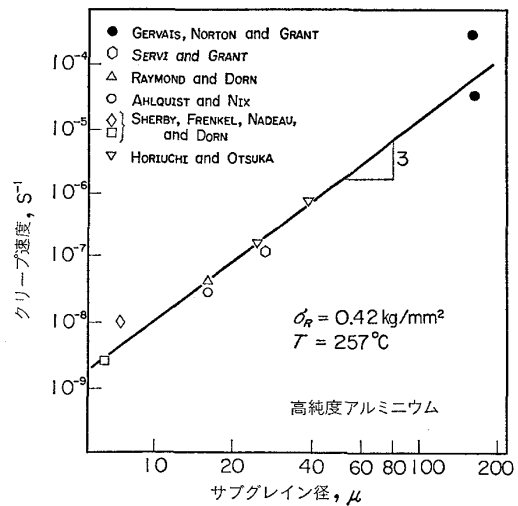


図 9) アルミニウムにおけるクリープ速度とサブグレインの大きさとの関係⁵⁴⁾

があると主張している. そしてそのことを実証するために定常クリープ段階まで変形してサブグレインを形成させてから応力を種々の応力レベルまで急減して, それぞれの応力レベルに対する $\dot{\epsilon}$ の値を測定した⁵⁴⁾. アルミニウムの結果によると図 8 に示すように, n として 8 の値が得られた. また $\dot{\epsilon}_s$ が λ^3 に比例する (図 9) ことから, $\dot{\epsilon}_s$ に対する式として

$$\dot{\epsilon}_s \propto \left(\frac{\lambda}{b}\right)^3 \left(\frac{\sigma}{E}\right)^8 \dots\dots\dots (2)$$

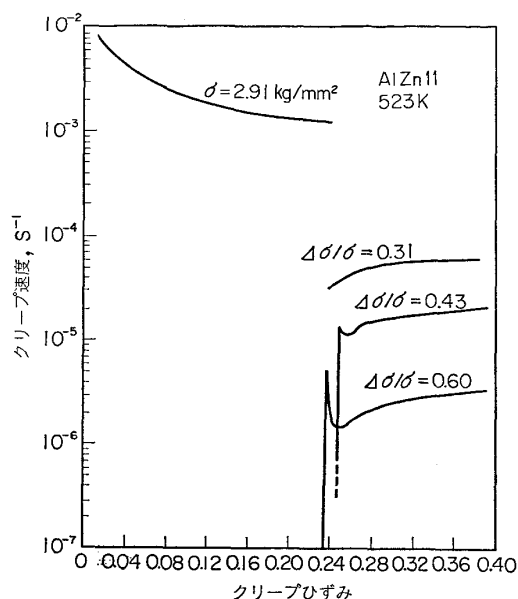


図10 Al-11wt%Zn の定常クリープ中に $\Delta\sigma$ だけ応力を急減したときのせん移クリープ曲線⁵⁵⁾

を提案した。ところで λ は前にも述べたとおり σ に逆比例することから、 λ の影響を考えに入れれば n として従来一般に求められているもの†と一致する5が得られるとしている。しかし応力を急減する実験では、応力減少量 $\Delta\sigma$ の大きいかんによつて初期クリープ曲線に図10のような異常なせん移段階が現われることがある⁵⁵⁾ので、この種の実験結果の評価には慎重な注意が必要である。

以上述べたようにクリープ中に形成される転位組織はクリープ速度に本質的な影響を与えるものであることに間違いはないが、 l_0 と λ のうちどちらがクリープ速度をきめているかについては、今後とも系統的な研究を行つて結論づける必要がある。

3.3 粒界沁りとクリープ破断

よく知られているように高温クリープによる破壊は粒界破壊によつておこる⁸⁾。図11⁵⁶⁾からわかるように破壊様式が粒界破壊に移るとともに破断までのクリープひずみが急に小さくなる。一方、高温クリープでは結晶粒間の相対的なずれ、すなわち粒界沁りがおこる。この粒界沁りはもちろんクリープひずみにも寄与するが、それは全ひずみの数分の一にすぎない。しかしクリープ破断に対してとくに大きな影響を及ぼすので、その意味でその説明は重要な問題の1つであるといえる。

ところで多結晶体のクリープによる粒界破壊の様式には、粒界3重点に楔型クラックが生じる場合と、粒界に沿つて空泡型クラックが生じる場合とがある(写真4)。いずれの破壊様式をとるかは温度、応力によつてきまる

† 種々の σ を与えて ϵ_s を測定する実験では、それぞれの σ に対応して形成された異つた大きさのサブグレインのもとにおける、クリープ速度を求めていることになる。

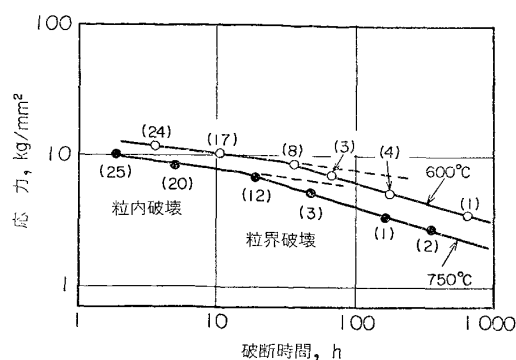


図11 ニッケルにおけるクリープ破断時間および破断伸び(カッコ内の数字)の応力依存性⁵⁶⁾

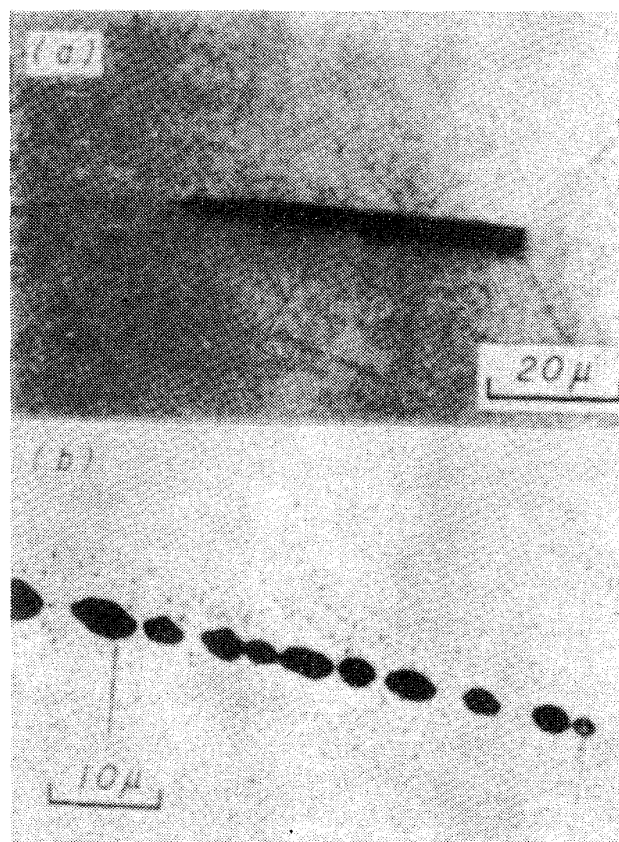


写真4 2種類の高温度粒界破壊⁸⁾
a) 楔型クラック (Al-20%Zn),
b) 空泡型クラック (銅)

もので、一般には低温度・高応力では楔型、高温度・低応力では空泡型になる⁵⁷⁾。

さて粒界沁り機構についてはふれないこととして、粒界沁りによつて前述のようなクラックが生ずる過程をみてみよう。図12は粒界沁りによつて粒界3重点に楔型クラックができる様子をしめしている。また粒界に段(ledge)††があるとき粒界沁りによつて図13のように空泡型クラックが生じることが考えられる。いずれにしてもこれらを起点として粒界破壊をおこすわけで、このよ

†† このような段は粒界に先天的に含まれていることも多いが、粒内沁りが粒界に達した結果生ずることもある。

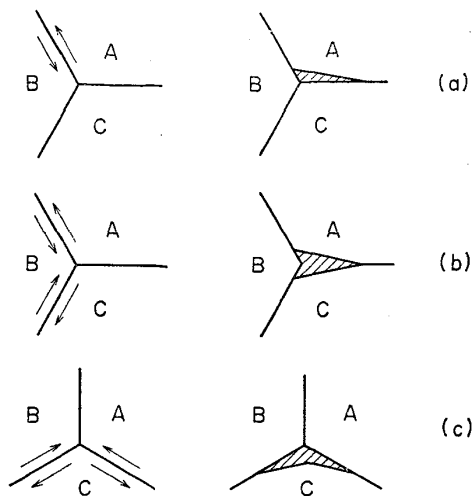


図12 結晶粒界りによる楔型クラックの発生

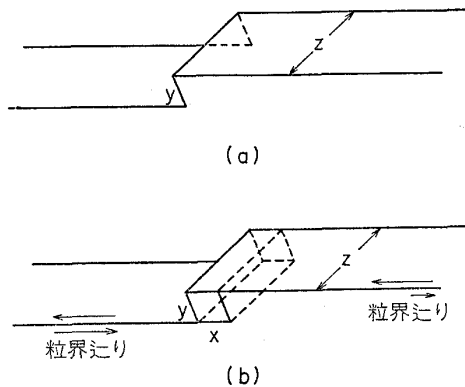
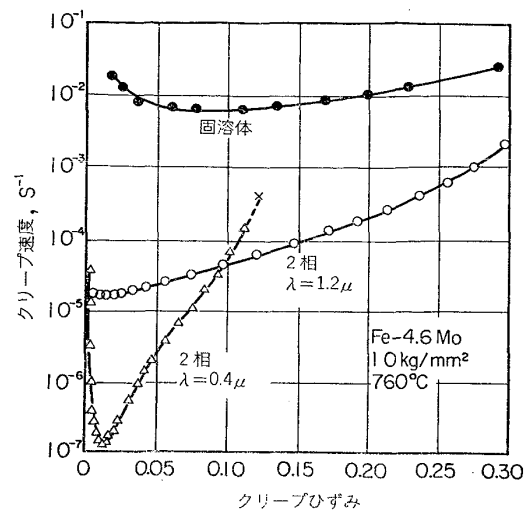


図13 結晶粒界の段からの空泡型クラックの発生

うな粒界すべりの役割は種々の実験によつて確かめられている。そのうち粒界に形成される空泡型クラックの数が粒界り量に比例すること⁵⁸⁾や、粒界りがおこりにくいように粒界を引張応力に垂直に入れた場合には粒界破壊がおこらないこと⁵⁹⁾などの実験結果は、粒界破壊に対する粒界りの寄与を決定的に裏づけるものであろう。

4. 多相合金のクリープ

以上述べてきたことから考えるとクリープに対して強い金属材料を得るには、1) 融点の高いものを用い、2) 合金元素によつて積層欠陥エネルギーを減少させ転位の拡張を促がして交差りや上昇運動を困難にさせることはもちろんのこと、一般の塑性変形に対する強化機構である3) 固溶強化を利用する、4) 析出物を分散させる、とくに転位線に沿つて析出をおこさせ転位を釘づけする、などが有効な手段であることがわかる。ただし析出物は温度の上昇とともに不安定となるので、安定な酸化物などの粒子を分散させることによつて融点近くまで強さの維持をはかることがある。

図14 4.6wt%Mo 鋼とそれに 8.5% の λ 相を分散したときのクリープ曲線の比較¹²⁾

そのほかある種の規則合金では温度が高くなると降伏応力などが上昇する場合がある⁶⁰⁾ので、これをうまく利用することも1つの方法で、Ni 基超合金の γ' 相利用³⁾はその例であろう。一方、結晶粒界に析出させることは粒界りを抑える点からクリープ破壊防止に有効な手段であるが、析出物の界面からクラックが発生しやすいものがあるので注意が肝要である。

このようにクリープ強さ上昇のための種々の手段があるが固溶合金についてはすでに述べたので、ここでは析出物あるいは酸化物粒子などを分散させたいいわゆる多相合金クリープについてみよう。図14はFe-4.6wt%Mo合金とそれに8.5vol%の金属間化合物を分散させた場合のクリープ曲線を示すもので¹²⁾ある。種々の結果をまとめてみるとつぎのようなことがいえる。1) 二相あるいは多相合金のクリープ強さは母相金属のそれよりもかなり大きい。2) 分散相の体積比が等しい場合には分散相の大きさ、したがつてその平均間隔が小さいほどクリープ強さは大きい。3) 一般に大きい n の値⁶¹⁾が得られる。4) 活性化エネルギーとしても単相の場合よりも一般に大きい値が得られる⁶¹⁾。5) 1次、2次クリープともその領域は短くなり延性が低下する¹²⁾。

さて強化機構であるが、固溶合金の場合には雰囲気をひきずる転位の粘性的運動が律速段階となる場合のほかは、低温における固溶強化機構⁶²⁾そのままが適用できるものと思われる。分散相がある場合にはクリープ強さがその平均間隔に逆比例する場合が少なくない¹⁴⁾。これからわかるように分散相の間を転位が通りぬけるいわゆる

† T-Dニクロムの結果によると、クリープ応力から多分内部応力に対応するものと思われるあるしきい応力(threshold stress) σ_0 を引いた値、すなわち $\sigma - \sigma_0$ を用いると、(2)式がそのまま適用できることが示されている⁶³⁾。ただしこの場合 λ は分散相の平均間隔であることはいうまでもない。以上の事実から考えると n の値が大きいのはみかけ上のことだけかもしれないが、これらの点についてはさらに研究を積み重ねた上で判断する必要があると思われる。

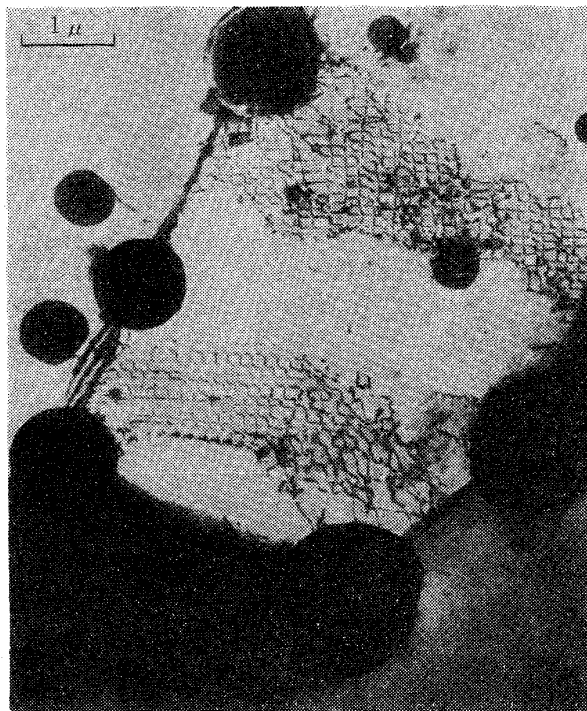


写真5 T-D ニッケルにおいて ThO_2 粒子を連ねるように形成された転位網¹⁴⁾

Orowan 機構⁶³⁾による強化が考えられるが、とくに酸化物粒子分散の場合にはその製造過程に引抜きなどの強加工が入ってくるので、分散物の間が強固な転位のもつれあるいは転位網によつて結ばれてあたかもサブグレインが形成されているようになっていいる場合が多い(写真5)¹⁴⁾。しかもその転位組織は高温まで安定で、これが高温クリープ強さが高温まで保持される原因と考えられている。析出物の存在によつても同様の効果が生ずることがあり、もつれた転位の平均長さが短いことがクリープ抵抗を与えていることを示している論文⁶⁴⁾もある。

5. おわりに

金属、合金の高温クリープ変形機構を中心に述べてきたが、重要な問題であるにもかかわらずほとんどが未解決の状態であるといつて過言でない。材料設計が試行錯誤的な方法から脱却するためにも、この方面の研究のますますの発展が望まれる。

文 献

- 1) M. F. ASHBY: Acta Met., 20(1972), p. 887
- 2) 中村正久, 植木正憲: 学振耐熱金属材料123委員会研究報告(20周年記念特別号), 18(1977), p. 243
- 3) 須藤 一: 同上, p. 261
- 4) T. G. LANGDON and F. A. MOHAMED: J. Mat. Sci., 13(1978), p. 1282
- 5) J. WEERTMAN and J. R. WEERTMAN: Physical Metallurgy, ed. by R. W. CAHN, (1965), p.

- 793 [North-Holland]
- 6) H. OIKAWA, N. KURIYAMA, D. MIZUKOSHI, and S. KARASHIMA: Mat. Sci. Eng., 29(1977), p. 131
- 7) 湯川夏夫: 日本金属学会会報, 11(1972), p. 707
- 8) たとえば, 渡辺忠雄: 同上, 12(1973), p. 883
- 9) F. GAROFALO: Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals, (1965) [Macmillan]
- 10) A. K. MUKHERJEE, J. E. BIRD, and J. E. DORN: Trans. ASM, 62(1969), p. 155
- 11) 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), p. 255 [Israel Univ. Press]
- 12) B. ILSCHNER: Hochtemperatur-Plastizität, (1973) [Springer-Verlag]
- 13) S. TAKEUCHI and A. S. ARGON: J. Mat. Sci., 11(1976), p. 1542
- 14) J. R. POIRIER: Plasticité à haute température des solides cristallins, (1976), [Eyrolles]
- 15) O. D. SHENBY and P. M. BURKE: Progress in Mat. Sci., 13(1968), p. 323
- 16) H. OIKAWA: Script. Met., 12(1978), p. 283
- 17) 松野伸男, 及川 洪, 辛島誠一: 日本金属学会誌 38, (1974), p. 1071
- 18) 松野伸男: 東北大学修士論文, (1974)
- 19) 長谷川正, 及川 洪: 日本金属学会会報, 11, (1972), p. 192
- 20) 当摩 建, 吉永日出男, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, 38(1974), p. 170
- 21) 堀内 良, 大塚正久: 同上, 35(1971), p. 406
- 22) C. N. AHLQUIST and W. D. NIX: Acta Met., 19(1971), p. 373
- 23) H. OIKAWA, J. KARIYA, and S. KARASHIMA: Metal Sci., 8(1974), p. 106
- 24) 阿部勝憲, 吉永日出男, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, 40(1976), p. 393
- 25) H. OIKAWA and K. SUGAWARA: Script. Mat., 12(1978) p. 85
- 26) H. OIKAWA: Phil. Mag., A37(1978), p. 707
- 27) 当摩 建, 吉永日出男, 諸住正太郎: 日本金属学会誌, 39(1975), p. 621
- 28) 吉永日出男, 当摩 建, 諸住正太郎: 同上, 39(1975), p. 626
- 29) T. HASEGAWA, H. SATO, and S. KARASHIMA: Trans. JIM, 11(1970), p. 94
- 30) T. HASEGAWA, R. HASEGAWA, and S. KARASHIMA: ibid., 11(1970), p. 101
- 31) T. HASEGAWA, H. SATO, and S. KARASHIMA: ibid., 11(1970), p. 231
- 32) T. HASEGAWA, S. KARASHIMA, and R. HASEGAWA: Met. Trans., 28(1971), p. 1449
- 33) A. ORLOVÁ and J. CADEK: Phil. Mag., 28(1973), p. 891

- 34) *J. WEERTMAN*: *J. Appl. Phys.*, **26**(1955), p. 1213; *ibid.*, **28**(1957), p. 362
- 35) *P. B. HIRSCH* and *D. H. WARRINGTON*: *Phil. Mag.*, **6**(1961), p. 735
- 36) *C. R. BARRETT* and *W. D. NIX*: *Acta Met.*, **13**(1965), p. 1247
- 37) *S. K. MITRA* and *D. McLEAN*: *Proc. Roy. Soc.*, **295**(1966), p. 288
- 38) *R. LAGNEBORG*: *Mat. Sci. J.*, **3**(1969), p. 161; *ibid.*, **6**(1972), p. 127
- 39) *W. BLUM*: *Phys. stat. solid.*, (b) **45**(1971), p. 561
- 40) *V. K. LINDROOS* and *H. M. MIEKK-OJA*: *Phil. Mag.*, **17**(1968), p. 119
- 41) *T. WATANABE* and *S. KARASHIMA*: *Trans. JIM*, **11**(1970), p. 159
- 42) *A. H. CLAUSER*, *B. A. WILCOX* and *J. P. HIRTH*: *Acta Met.*, **18**(1970), p. 381
- 43) *D. McLEAN* and *K. F. HALE*: *Proc. Symp. Structural Processes in Creep*, (1961), p. 19 [Iron Steel Inst.]
- 44) 丸山公一, 辛島誠一, 及川 洪: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1978) p. 170
- 45) *F. GAROFALO*, *W. DOMIS*, and *F. von GEMMINGEN*: *Trans. Met. Soc.*, AIME, **230**(1965), p. 1460
- 46) *C. R. BARRETT*, *J. L. LYTTON*, and *O. D. SHERBY*: *ibid.*, **239**(1967), p. 170
- 47) *R. J. LAGNEBORG*: *JISI*, **207**(1969), p. 1503
- 48) *T. G. LANGDON*: *Scripta Met.*, **4**(1970), p. 693
- 49) *T. HASEGAWA*, *Y. IKEUCHI*, and *S. KARASHIMA*: *Metal Sci. J.*, **6**(1972), p. 78
- 50) *S. KARASHIMA*, *J. IKUBO*, and *H. OIKAWA*: *Trans. JIM*, **13**(1972), p. 176
- 51) 飯久保知人: 東北大学学位論文, (1973)
- 52) *T. HASEGAWA*, *S. KARASHIMA*, and *Y. IKEUCHI*: *Acta Met.*, **21**(1973), p. 887
- 53) *A. K. MILLER*, *S. L. ROBINSON*, and *O. D. SHERBY*: *Phil. Mag.*, **36**(1977), p. 757
- 54) *O. D. SHERBY*, *R. H. KLUNDT*, and *A. K. MILLER*: *Met. Trans.*, **8A**(1977), p. 843
- 55) *W. BLUM*, *J. HAUSSELT*, and *G. KÖNIG*: *Acta Met.*, **24**(1976), p. 293
- 56) *R. W. GUARD*: *Fracture of Engineering Materials*, (1964), p. 95[ASM]
- 57) *D. McLEAN*: *J. Inst., Metals*, **85**(1956/57), p. 468
- 58) *J. INTRATER* and *E. S. MACHLIN*: *ibid.*, **88**(1959/60), p. 305; *Acta Met.*, (1959), p. 140
- 59) *C. W. CHEN* and *E. S. MACHLIN*: *Trans. AIME*, **206**(1956), p. 544
- 60) *S. M. COPLEY* and *B. H. KEAR*: *Trans. Met. Soc.*, AIME, **239**(1967), p. 977
- 61) *B. A. WILCOX* and *A. H. CLAUSER*: *Trans. Met. Soc.*, AIME, **236**(1966), p. 570
- 62) たとえば, *D. McLEAN*: *Mechanical Properties of Metals*, (1962)[John-Wiley and Sons]
- 63) *E. OROWAN*: *Symp. Internal Stresses*, (1948) p. 451 [Inst. Metals]
- 64) *D. G. MORRIS*: *Acta Met.*, **26**(1978), p. 1143
- 65) *J. LIN* and *O. D. SHERBY*: *Acta Met.*, 投稿中.
- 66) *R. WHITE*, *H. LUTHY* and *O. D. SHERBY*: 私信, (1978)