単相金属・合金の高温クリープ挙動:

その理解と問題点 その2

(前稿からの続き)

- 既述章題目 1.1 はじめに
 - 1.2 粘性すべり/すべり運動律速の変形
 - 1.3 間欠すべり/上昇運動律速の変形
 - 1.4 粘性すべり/上昇運動律速の変形

2.1 積層欠陥の影響

2·1·1 全般的な理解

固溶体のクリープは2種に大別される.積層欠陥エネル ギーyが中程度以上の値をとる場合には,溶質原子は(寸法 差があれば)刃状転位の周囲に Cottrell 型の雰囲気を作り, 転位のすべり運動の抵抗となる(粘性すべり律速). 合金化と 共にyが低下し,幅の広い(溶質濃度の異なる)積層欠陥が形 成される場合には,積層欠陥は移動(すべり運動)し難くなる が,それ以上に上昇運動が障げられ,結局粘性すべり/上昇 運動律速型になる.

一般に y の低い材料の方が(温度にかかわらず)強いことが 認められている.高温クリープにおける強化の理由として は、ジョグ密度の低下とジョグ移動速度の低下が考えられ る.ジョグは転位の交切で生じるが、積層欠陥の幅が広いほ ど積層欠陥を閉じる(ジョグを形成する)ために大きな応力が 必要であり、同じ負荷応力であれば、y の低い材料の方がジ ョグ形成数(密度)は少ない.またジョグも他の部分と同様に 広がっている方がエネルギー的には安定であるので、y の低 い合金の中では、ジョグも拡張していると考えられている. この様な拡張ジョグの移動(上昇運動)はかなり複雑で、部分 空孔(partial vacancy)のジョグ(面)内移動を考慮した解析が 試みられている⁽¹⁾⁽²⁾.しかし、まだ完成した理論にはなって いない.

2.1.2 一般的なデータの整理

積層欠陥エネルギー y がクリープ速度 č に及ぼす影響については,理論的にはまだどの様な関数関係にあるかさえ判っていない.

及

Ш

洪*

実験的には *ɛ*́_s は(*γ*/*Gb*)の何らかの関数であるとしてクリ ープ方程式の中に入れられており、一応

$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{\mathrm{s}}/D \propto (\gamma/Gb)^{x}$

が提唱されている. xの値には色々の提案がされているが, Mohamed-Langdon⁽³⁾の整理(図2·1参照)に従って, $x \approx 3$ と されることが多い.

なお、 γ はサブグレイン寸法 d_{sg} に対して大きな影響をも つので、その結果として \dot{e}_s にも影響が現れるという説もあ った⁽⁴⁾.しかし、より詳細なサブグレイン寸法の解析⁽⁵⁾の結 果、各種金属・合金について、

 $d_{\rm sg}/b \approx 10 (\tau/G)^{-1}$

が当てはまり(図2・2参照), d_{sg} はyにはほとんど影響されないことが明らかにされている.したがって,yは $\dot{\epsilon}_{s}$ に直接的に影響を及ぼしていると考えられる.

2·1·3 定量的関係見積の問題点

上で示した $\dot{\epsilon}_s/D \propto (\gamma/Gb)^3$ という関係は、実は確立された実験事実ではない、以下にその問題点を示す。

(a) 整理に利用されている y 値の確からしさ

金属(合金)の γ としては通常Gallagher⁽⁶⁾やRemy-Pineau⁽⁷⁾の集録が利用されている.しかし, γ の値を実測 (電顕組織観察)できるのは銀($\gamma_{Ag} \approx 22 \pm 13 \text{ mJ/m}^2$)の平衡半 転位間隙 $d \approx 20b$ のみである.銅($\gamma = 55 \text{ mJ/m}^2$, $d \sim 11b$)で は実測はもう極めて困難で20%の誤差を見込む必要があ

* 東北大学名誉教授(〒982-0804 仙台市太白区鈎取3丁目2-2)

Power-law Creep Behavior of Single-phase Metallic Materials: Its Understanding and Unsolved Problems Part 2; Hiroshi Oikawa (Professor emeritus, Tohoku University, Sendai)

Keywords: *power-law creep, single phase materials, climb control, glide control, sigmoidal primary creep, solute concentration effect, grain size effect, stacking-fault energy effect, low-stress regime, high-stress, regime* 2009年9月30日受理



図2・1 $\sigma = 2 \times 10^{-4} G$ の下でのクリープ速度($\dot{\epsilon}_{s}/D$)と 積層欠陥エネルギー(γ/Gb)との関係⁽³⁾.

る.ニッケル,アルミニウムなどでの値は電顕組織観察では 全く求められない.

最近の理論計算(例えば⁽⁸⁾⁽⁹⁾)では, yの値として上記集録 よりも低い値が見積もられる場合が多い.この様な結果は, 図2・1で yの高い材料の測定値が,より左側に移ることを示 唆するものである.

(b) x=3の確からしさ

Mohamed–Langdon⁽³⁾の整理(図2·1)は、各種金属・合金 について、 $\sigma=2\times10^{-4}$ G の応力下での $\dot{\epsilon}_{s}/D$ を比較したもの である.彼らが仮定したように、応力指数 n は y に無関係 であれば、この条件の選定には問題はない.しかし、実際に は図2·3に示すように、n は y によって4.4(Al)~5.3(Ag)の 範囲に変ることが知られている.

n=5.0の時, $\sigma=2\times 10^{-4}$ G で x=3.0 (図2・1では実際には x=3.15)を基準にすれば, n が変るとすると, $\sigma=1\times 10^{-4}$ G では x=3.7, $\sigma=4\times 10^{-4}$ G では x=2.8となる. すなわち, nが y によって変るとすれば, x は無視できない程度に変動す ることになる.



図2・2 各種金属・合金のクリープ時に生じるサブグレイン寸法(*d*_{sg}/b)と負荷応力(τ/G)の関係に及ぼす積層欠陥エネルギー(γ/Gb)の影響⁽⁵⁾.



図2·3 純金属における応力指数 n と積層欠陥エネルギ ー(Gb/y)との関係⁽¹⁰⁾.

(c) 他の関数関係の可能性

Mohamed-Langdon が示した図2・1からは、 $\dot{\epsilon}_s/D \propto (\gamma/Gb)^3$ の関係はもっとものように見える.しかし、軸比を変えてみると、図2・4に示すように、母線からはずれているものが約 1/3 あることが明瞭になる.特に Cu 合金では明らかに別の傾向を示している.

yの低い合金では累乗則的関係を満たさない実験結果が複 数報告されている(例えば⁽¹¹⁾⁽¹²⁾).図2·5はその一例であ る.これらの合金では $\dot{\epsilon}/D^{\infty}(y/Gb)^{x}$ の関係よりも

$\dot{\varepsilon}/D \propto \exp \ (A \gamma/G b)$

の方が適合する. 図2・6には Cu-Al 合金と4種の純金属について,指数関数的整理をした例を示す.少なくともこの図の 範囲では,純金属でも指数関数則は成立しないとは言えない. 最近の y 理論計算値(従来よりも低い値が多い)を考慮すれば,ますます指数関数則に適合する傾向になる.

(d) 積層欠陥エネルギーの温度依存性

これまでの議論では、yとしてすべて室温で測定された値 y_{RT} を用いており、yの温度依存性については配慮されていない、剛性率などのように、温度上昇に伴って(融点 T_m で

解 説



規格化(室温)積層欠陥エネルギー, (γ / Gb)_{RT}

図2・4 クリープ速度と積層欠陥エネルギーの関係(図 2・1のデータの軸比を変えた表現).



(a) 指数関数則表示, (b) 累乗則表示.

規格化すれば)類似の低下傾向を示すような特性の場合に は,試験温度における値ではなく,室温における値を用いて も,定性的な議論としては大きな問題にはならない.

yの場合には、図2·7に Ag-Al 合金の実測例を示すよう に、大きな温度依存性がある.しかもその程度は溶質濃度に よって大幅に異なり、dy/dTの正負さえ変わる. Cu-Al 合 金についても、図2·8に示すように、yは観察温度上昇に伴 って増大することが実測されている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾.

従って、室温で測定された y_{RT}の値に基づいて高温変形の 定量的な議論を行うことには極めて慎重であるべきで、これ までの整理は定量的には全く無意味である可能性さえある.



 図2・6 銅合金と純金属におけるクリープ速度(*i*_s/*D*)と 積層欠陥エネルギー(*y*/*Gb*)との関係⁽¹²⁾.
実線:指数関数則表示,破線:*x*=3.5とする累 乗則表示⁽¹³⁾.



 図2·7 Ag-Al 合金における積層欠陥エネルギーの(観 測)温度依存性⁽¹⁴⁾.

残念ながらクリープが問題となるような温度でγを直接測定 した例は極めて少ない.

2·2 結晶粒径の影響

2·2·1 全般的傾向

材料の強度(クリープ速度の逆)に対する結晶粒径 d の大 小の影響は,温度域によって全く逆の傾向を示すと一般的に



図2·8 Cu-Al 合金における積層欠陥エネルギーの(観 測)温度依存性⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾.

は理解されている.

低温では、降伏強度 $\sigma_y \ge d$ の間に成立するとされている Hall–Petch の関係 ($\sigma_y = \sigma_0 + k/\sqrt{d}$)に従って、結晶粒径が小 さいほど強度は向上 (クリープ速度でいえば低下)する. 一 方、高温では、結晶粒界は弱点(回復速度の大きい部分)とし て作用するために、dが小さいほどクリープ速度は上昇(強 度は低下)する.

中間温度域では両者の特徴が現れ、ある粒径を境にして、 dが大きくなっても小さくなってもクリープ速度は上昇(強 度は低下)する. このような挙動の典型例を図 $2 \cdot 9(a)$ に示 す. この例では $d \approx 100 \, \mu m$ を中心に、dの大きい側では $\dot{\epsilon}$ はほぼ d^2 に、dの小さい側でははほぼ d^{-1} に比例している.

2.2.2 高温クリープ域における典型例

立方晶純金属の高温クリープ強度に対する結晶粒径 dの 影響については,Barrett 他⁽¹⁸⁾が丁寧な実験を純銅について 行っている.主要な結果を図2・9(b)に示す. $d \approx 0.1$ mm を 境に,低粒径側では d減少に伴って,クリープ速度はゆる やかに増加する.しかし $d \ge 0.1$ mm では,クリープ速度は ほとんど変化しない.

その後,多結晶試片と単結晶試片を用いたクリープ試験が α鉄⁽²⁰⁾,アルミニウム⁽²¹⁾,銅⁽²²⁾などで行われ,多結晶と単 結晶のクリープ強度は本質的に違わないという結果が報告さ れている.図2·10にα鉄の実験結果を例示する.

これらの実験結果に基づいて,高温クリープの解析では (微細粒の場合を除いて)クリープ速度は結晶粒径に依存しな い(粒径指数 *p*=0)として処理されるのが一般的である.こ



図2・9 各種材料におけるクリープ速度の結晶粒径依存
性. (a) オーステナイト鋼⁽¹⁷⁾, (b) 純銅⁽¹⁸⁾,
(c) 純白金⁽¹⁹⁾.



図2·10 α鉄単結晶(2重すべり方位)と多結晶試料(d~ 80 μm)のクリープ速度の温度依存性⁽²⁰⁾.

れは(粗大)結晶粒では遷移クリープ期に形成されるサブグレ インが、その後の変形に大きく関与するためと理解されてい る.



図2·11 高温における白金のクリープ速度と応力の関係⁽¹⁹⁾.白丸(粗粒):d≈0.6 mm,黒丸(細粒):d≈0.2 mm.

2・2・3 白金についての研究結果

浜田⁽¹⁹⁾は,高純白金および商用白金多結晶試料について 実験を行い,上述の一般的定説とは極めて異なる結果を報告 している.その実験結果を図2·11に示す.

結晶粒径としては、一般に粒径依存性は認められないとされている範囲に入る約 0.2 mm(細粒) と約 0.6 mm(粗粒)の 2 水準を選んでいる.実験はこれまでに行われた粒径依存性の研究よりも極めて広い温度範囲(1273 K~1873 K; 0.53 $T_{\rm m}$ ~ 0.82 $T_{\rm m}$ に相当)、広い応力範囲(1 MPa~30 MPa; 0.24 × 10^{-4} G~4.9×10⁻⁴ G に相当)で行われている.

図2・11からわかるように、この粒径範囲で、粒径の大き い方がクリープ速度は明らかに大きい. その増加の程度は、 図2・9(c)に例示するように、図2・9(a)の例と同程度となっ ている.

この白金についてのクリープ研究結果のように 0.8 T_mに 達するような高い温度域で,クリープ速度がこのように著し い(正の)結晶粒径依存性を示すことは,従来予想されていな かった.この現象については,その一般性の検討,理由の解 明など,今後更なる研究が望まれる.

2·3 高応力域での挙動

2.3.1 クリープ速度の応力依存性

実験室的に処理し易い条件,例えば $\sigma \approx 1 \times 10^{-4} G \sim 5 \times 10^{-4} G$ ではクリープ速度 $\dot{\epsilon}$ は応力 σ (あるいは剛性率規格化



図2·12 純アルミニウムにおけるクリープ速度の応力 依存性の関数関係.(文献(23)の図 3.6)

応力 σ/G)の累乗則に従って増加する(図2·12曲線(a)). 高 応力では σ は累乗則より大きい効果を示すようになり,こ の範囲のデータは σ の指数関数則に従う(曲線(b)).形式的 には,双曲線関数によって,かなり広い応力範囲のデータを 一括表示できる場合が多い(曲線(c)).

これらの応力域で生じている現象は、1 領域として理解す るべきなのか、あるいは2 領域として理解(解析)するべき なのかについては、必ずしも明らかなわけではない.クリー プ機構を論じるような研究では、累乗則域に重点を置いた2 領域としての取り扱いが主流である⁽²⁴⁾.

これまで示してきたように,累乗則域でのクリープ変形に ついては多くの実験的,理論的検討が行われてきた.一方, 指数関数則域については研究(解析)が進んでいないため,そ の変形(律速)機構などについてはほとんど判っていない.

2·3·2 累乗則崩壊(Power-law breakdown: PLB)

Sherby 他⁽²⁵⁾は各種金属の実験結果から,累乗則クリープ は $\dot{\epsilon}_{s}/D \sim 10^{13} \,\mathrm{m}^{-2}$ 以上では成立しなくなるとした.ただ し,この累乗則が成立しなくなる(PLB)条件の必然性は理 論的に説明されているわけではない.教科書的には,これが 一般金属に共通の PLB 条件として記述されている場合が多 くある.

その後, Raj⁽²⁶⁾によって,より詳細なデータ処理が行われた.その結果,図2·13に示すように,PLBの条件はi/D(あるいは(i/D)(kT/Gb))ではなく, σ/G によって定まっていることが示された.多くの純金属でPLBの条件は $\sigma_{PLB}\approx 5 \times 10^{-4} G$ である.ちなみに,この応力レベルは転位密度が約3×10¹² m⁻²となる条件に相当する.

PLB となる \dot{e}_s/D の値は金属の積層欠陥エネルギー y によって変る. 高 y 金属であるアルミニウムでは, Sherby-Burkeの言うように, $\dot{e}_s/D \approx 10^{13} \, \text{m}^{-2}$ が PLB の条件である



図2.13 各種金属における累乗則崩壊の条件(26).

が、 y の低い銀ではこの条件はもっと小さな値(約3桁低い) になる. この PLB 条件の y 依存性は、 クリープ速度の y 依 存性と類似しており、

 $(\dot{\epsilon}_{\rm s}/D) (kT/Gb)_{\rm PLB} \propto (\gamma/Gb)^{3.5}$ の関係が成立する.

2·4 低応力域での挙動

2·4·1 遷移期

単相(のつもり)であっても,低応力下におけるクリープ挙 動については,統一的な話はない.

純金属(立方晶)では,低い応力といっても micro-yielding (転位論的な意味での真の降状)よりもかなり高い応力に相当 している.いわゆる低応力の下であっても,負荷直後(マク ロ的な瞬間伸び)にすでに大量の転位が発生,移動してい る.従って,純金属の遷移期(正遷移クリープ期)は,実は急 速変形材の応力下回復過程を観察していることになる.

micro-yielding 応力の高い合金や, すべり面が限定されて いる hcp 金属・合金などでは, 負荷応力があまり高くなけ れば, 遷移段階の初期では「転位の発生と, 転位がある程度 堆積するためには, 時間(ひずみ)が必要である」ことの効果 が明瞭になることがある. これらの材料の低応力下クリープ 変形における極初期の挙動は, 教科書的に認められている立 方晶(純)金属の場合とはかなり異なったものになることがあ る(例えば Ni-Cr 合金単結晶⁽²⁷⁾, α-チタニウム単結晶⁽²⁸⁾な ど).

従って,合金では純金属の話をそのまま適用するわけには いかない場合があることに留意する必要がある.実用的な材 料のクリープ挙動は,この様な条件下での挙動であることが 多いと思われる.

2・4・2 定常クリープ

(a) しきい応力

低応力側では、έ。の応力依存性が大きくなる場合がある. 変形機構は基本的に変っていなくても、しきい応力が存在す ると、有効応力が急激に減少し、見かけの(外部)応力依存性 が急に変化する(応力依存性増大).

しきい応力は1種とは限らないので、負荷応力の低下に 伴って、応力依存性は何度も変わることがある.

(b) 拡散クリープ

転位が関与しない高温変形として,拡散クリープ(n=1) が挙げられる.粒径依存性(指数p)は体積拡散支配ならp=2(Nabrro-Herring クリープ),粒界拡散支配ならp=3(Coble クリープ)である.融点に近い(極)高温,低応力の下で は,bamboo 組織の試料で,実際にこのクリープが認められ ている.

実験室的な普通のクリープ試験においても、低応力域で *n* ≈1に近くなり、拡散クリープが示唆されるとする報告が時 々ある.しかし、拡散クリープ理論から予測される(理論的) クリープ速度は実測値より何桁も小さいのが普通であり、通 常の中温域クリープ実験で拡散クリープが主役となることは 極めて考え難い.

通常言われている NH クリープあるいは Coble クリープ の理論値は,粒界拘束のない場合(可能な上限値)に対応する ものである.実際の多結晶体では,拡散クリープ速度は単純 な理論値よりも常に小さくなる⁽²⁹⁾.

(c) Harper-Dorn $\not \neg \neg \neg$

低応力下では,通常の転位クリープ(n=3~5)以外の(転位)機構による変形が進行する可能性がある.極高温,極低応力の下で観察されると言われるものに Harper-Dorn クリープがある⁽³⁰⁾. これは n=1,粒径依存性なし,転位密度は応力やひずみに無関係などの特徴があるとされる. この HD クリープの出現については長い間賛否両論があった(例えば文献⁽³¹⁾⁽³²⁾).

最近高純度アルミニウム(5N)単結晶(試料径 25 mm)を用 いて注意深い実験が行われた⁽³³⁾. その結果を図2・14に示 す. 図からも判るように,外部応力とクリープ速度や転位密 度の関係は,より高応力域(通常の累乗則クリープ域)からの 延長線上にあり, $n \approx 1$ の領域は認められない. Harper-Dorn の報告したデータもしきい応力(彼らは初期の実験でそ の存在を認めた)補正をやめれば,Kumar等のデータと極め て近い値となる. これらのことから,HD クリープの存在は 否定されたと考えてよい.

(d) 粒界すべり(超塑性変形)

結晶粒界が粘性的にすべり,隣接結晶粒同士が相対的に位置を変えるような変形も考えられる.この場合はその応力指数はn=2となる.支配的な拡散が格子拡散であればp=2,粒界拡散であればp=3とされている.

粒界すべりのみで多結晶体がマクロ的に大変形することは 極めて困難であり、実際には粒内転位が関与する結晶粒自体

説

解



図2·14 高純度アルミニウムの融点に近い温度域にお ける低応力下のクリープ実験結果⁽³³⁾.

の変形が同時に生じている.変形機構の詳細は必ずしも明ら かにされているわけではないが、いわゆる微細粒超塑性は現 象としては明らかに生じている.

微細粒超塑性の構成方程式(実験式)はLüthy他⁽³⁴⁾によっ て提唱されている.これは各種合金についての多数の実験デ ータを統合して得たものであるので,特定の材料に対して適 用した場合に,どの程度確からしいかについては不明である ことに留意する必要がある.

2.5 変形機構領域図

この解説を執筆中に,変形機構領域図については北園⁽³⁵⁾ が,純アルミニウムを例にとって,比較的最近の研究結果を も含めた丁寧な解説を発表したので,詳細はそちらに譲るこ とにする.

なお,この種の図は,特に低温度側あるいは低応力側領域 について極めて不完全であることには留意する必要がある.

例えば、高温低応力域で出現されるとされていた HD ク リープは、2・4(c)で示したように、ごく最近の注意深い研 究⁽³³⁾によって、その存在を否定された.また、高純度アル ミニウムにおいて、低温側では $n\approx5$ ではあるが、 $Q=20\sim$ 30 kJ/mol の新しいタイプの転位クリープが報告されてい る⁽³⁶⁾.この挙動は $\sigma\sim3\times10^{-4}E$ では約 420 K 以下で、 $\sigma\sim$ 11×10⁻⁴ E では約 250 K 以下で認められると報告されてい る.

この種の図は Ashby の命名に従って変形機構領域図(「領

域」は日本名として意識的に付け加えられた)とされている が、実際には拡散クリープ以外は実験式を利用した現象論に 基づいている.従って、むしろ変形**挙動**領域図と稱される方 が適切である.

現在,変形機構領域図は $\dot{\epsilon}$ をパラメーターとして, σ -T(-d)図として描かれるのが一般的である.しかし,高温加工などを念頭におけば, σ をパラメーターとした $\dot{\epsilon}$ -T(-d)図⁽³⁷⁾の方が利用し易い場合がある.

2.6 おわりに

すべり運動律速変形:中・高温-中応力域で認められる粘 性すべり/すべり運動律速の定常クリープ挙動は,理論的に かなり良く解明されている. 遷移段階は定性的には一応説明 されているが,加速段階についてはまだ解明されたわけでは ない.

この種の合金の高応力側での挙動は,溶質雰囲気から離脱 した転位の動きが関与しているとされ,離脱応力は実験的に も,理論的にもかなり良く理解されている.しかし,高応力 下での変形過程全体が解明されているわけではない.

低応力側については、内部応力レベルがほぼ外部応力に等 しい状態で変形しているとされてはいるが、クリープ挙動そ のものについてさえ、まだ実験事実が確定したとは言い難い.

上昇運動律速変形:上昇運動が律速段階であると考えられ ているクリープ挙動については,実験結果は豊富にあるもの の,理論的な解明はまだ全く成功していない.広義の回復の 転位論はまだ未完成であり,どこで何が起きていることを問 題にすれば良いかが判っていない.

最大の問題は、回復の素過程であるジョグの移動(刃状転 位の上昇運動)に伴って、他の転位がどのように移動(再配 列)するかについての見積りが出来ていないことにある.ジ ョグは転位の交切によって(もっぱら外部応力による、温度 の影響は少ない)形成されるとされているが、それ以上のこ と、例えばジョグの形成過程、形成位置、形成数などは判っ ていない.また積層欠陥エネルギーの定量的な影響について は、実験的にも確定していないし、理論的にも見積られてい ない.

上昇運動律速型のクリープについては,各種の基本的モデ ルは(素朴なものではあるが)1960年代にすでにほとんど提 案されている.しかし,現在でもなおクリープ速度の応力依 存性,温度依存性の両方を満足に説明できる理論は完成して いない.今後のbreak-through が期待される.

この解説の執筆にあたって,図面作成などについて,東北 大学助教 鈴木真由美博士の協力を得たことに謝意を表しま す.

文 献

(1) A. S. Argon and W. C. Moffatt: "Climb of extended edge dislo-

cations", Acta Metall., 29(1981), 293-299.

- (2) Q. P. Kong and Y. Li: "On the climb process of extended dislocations during high temperature creep", phys. stat. sol.(a), 126(1991), 129–134.
- (3) F. Mohamed and T. G. Langdon: "The transition from dislocation climb to viscous glide in creep of solid solution alloys", Acta Metall., 22(1974), 779–788.
- (4) O. D. Sherby, R. H. Klundt and A. K. Mills: "Flow, subgrain size, and subgrain stability at elevated temperatures", Metall. Mater. Trans., 8(1977), 843–850.
- (5) T. J. Ginter and F. A. Mohamed: "The stress dependence of the subgrain size in aluminum", J. Mater. Sci., 17(1982), 2007–2012.
- (6) P. C. J. Gallagher: "The influence of alloying, temperature, and related effects on the stacking fault energy", Metall. Trans., 1 (1970), 2429–2461.
- (7) L. Remy and A. Pineau: "Temperature dependence of stacking fault energy in close-packed metals and alloys", Mater. Sci. Eng., 36 (1978), 47–63.
- (8) N. M. Rosengaard and H. L. Skriver: "Calculated stackingfault energies of elemental metals", Phys. Rev. B, 47(1993), 12865–12873.
- (9) B. J. Lee, J. H. Shim and M. I. Baskes: "Semiempirical atomic potentials for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, Al, and Pb based on first and second nearest-neighbor modified embedded atom method", Phys. Rev. B, 68 (2003), 144112 (13pp.).
- (10) J. E. Bird, A. K. Mukherjee and J. E. Dorn: "Correlation between high-temperature creep behavior and structure", in "Quantitative Relationship between Properties and Microstructure", eds. D. G. Brandon & A. Rosen, Israel Univ. Press, (1969), 255–342.
- (11) A. Orlova, M. Pahutova and J. Cadek: "Dislocation structure and effect of stacking fault energy in high temperature creep of Cu–Al solid solutions", Philos. Mag., 23(1971), 303–312.
- (12) H. Oikawa and S. Karashima: "Effect of stacking-fault energy on steady-state creep rates in copper-base solid solutions", Scr. Metall., 5 (1971), 909–914.
- (13) C. R. Barrett and O. D. Sherby: "Influence of stacking fault energy on high temperature creep of pure metals", Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), 1116–1119.
- (14) H. Saka, T. Kondo and T. Imura: "The temperature dependence of the stacking fault energy in silver-base alloys", Philos. Mag. A, 49(1983), 859–868.
- (15) T. Hasegawa, K. Aso and S. Karashima: "Electron microscope study of stacking-fault energies in Cu-11.5 and 16.0 at.pct. Al alloys at temperature between 20 and 700°C", Metall. Trans., 5 (1974), 933–938,
- (16) H. Saka, Y. Sueki and T. Imura: "On the intrinsic temperature dependence of the stacking-fault energy in copper-aluminium alloys", Philos. Mag. A, **37**(1978), 273–289.
- (17) F. Garofalo, W. F. Domis and F. vonGemmingen: "Effect of grain size on the creep behavior of an austenitic iron-base alloy", Trans. Met. Soc. AIME, 230(1964), 1460–1467.
- (18) C. R. Barrett, J. L. Lytton and O. D. Sherby: "Effect of grain size and annealing treatment on steady-state creep of copper", Trans. Met. Soc. AIME, 239(1967), 170–180.
- (19) 浜田登喜夫:「純白金の高温クリープ」(解説), 軽金属, 48

(1998), 354-360.

- (20) S. Karashima, T. Iikubo and H. Oikawa: "On the high-temperature creep behavior and substructures in alpha-iron single crystals", Trans. JIM, 13 (1972), 176–181.
- (21) J. D. Parker and B. Wilshire: "Rate-controlling processes during creep of super-purity aluminium", Philos. Mag. A, 41 (1980), 665–680.
- (22) B. Wilshire and C. J. Polmer: "Grain size effects during creep of copper", Scr. Metall., **46**(2002), 483–488.
- (23) J. Cadek: "Creep in Metallic Materials", Elsevier, (1985), 53.
- (24) F. R. N. Nabarro: "Creep in commercially pure metals" (Overview), Acta Mater., 54(2006), 263–295.
- (25) O. D. Sherby and P. M. Burke: "Mechanical behavior of crystalline solids at elevated temperature", Prog. Mater. Sci., 13(1967), 325–390.
- (26) S. V. Raj: "The effect of stacking fault energy on the creep power-law breakdown criteria in fcc metals", Scr. Metall., 20 (1986), 1333–1338.
- (27) 松尾 孝:「γ単相合金のクリーブ変形に関する研究」、ふぇらむ, 13(2008), 604-609.
- (28) 佐藤英一,山田智康,田中寿宗,神保至:「結晶構造による 金属・合金の室温クリープ現象の分類」,軽金属,55(2005), 604-609.
- (29) T. Mori, S. Onaka and K. Wakashima: "Role of grain-boundary sliding in diffusional creep in polycrystals", J. Appl. Phys., 83 (1998), 7547–7552.
- (30) J. Harper and J. E. Dorn: "Viscous creep of aluminum near its melting temperature", Acta Metall., 5 (1957), 654–665.
- (31) P. Kumar, M. E. Kassner and T. G. Langdon: "Fifty years of Harper–Dorn creep: a viable creep mechanism or a California artifact?", J. Mater. Sci., 42(2007), 409–420.
- (32) M. E. Kassner, P. Kumar and W. Blum: "Harper–Dorn creep", Intern. J. Plast., 23 (2007), 980–1000.
- (33) P. Kumar, M. E. Kassner, W. Blum, P. Eisenlohr and T. G. Langdon: "New observations on high-temperature creep at very low stresses", Mater. Sci. Eng. A, 510/511 (2009), 20–24, (Proc. CREEP 2008).
- (34) H. Lüthy, R. A. White and O. D. Sherby: "Grain boundary sliding and deformation mechanism map", Mater. Sci. Eng., 39(1979), 211–216.
- (35) 北園幸一:「純アルミニウムのクリープと変形機構領域図」 (解説),軽金属,59(2009),458-463.
- (36) S. Ueda, T. Kumeyama, K. Kitasono and E. Sato: "Re-examination of creep behavior in high purity aluminium", Proc. ICS-MA-15, Dresden, Aug. (2009) (in press).
- (37) H. Oikawa: "Deformation mechanism diagram with the strainrate as a coordinate", Mater. Sci. Eng., 45 (1980), 211–215.



及川 洪