

極低温における Fe-Ni 合金のセレーションと その計算機シミュレーション

論文

柴田 浩司*・藤田 利夫*

Serration of Fe-Ni Binary Alloys at Very Low Temperatures and Its Computer Simulation

Koji SHIBATA and Toshio FUJITA

Synopsis:

Computer simulation of serrated plastic flow at very low temperatures has been investigated by comparing it with the deformation curves of Fe-Ni binary alloys obtained in some coolants such as liquid helium. Simulation was carried out by dividing a specimen into small elements and calculating repeatedly some equations concerning the amount of deformation and the temperature change of each element during a short period of time. The equations were derived basically from the thermally activated dislocation motion and from the heat balance among heats converted from mechanical work, conducted in a specimen and exchanged with the coolant. It was concluded that the behavior of the serration and the accompanied phenomena could be reproduced fairly well by the simulation which did not have unreasonable assumption, whereas details of dislocation motion at cryogenic temperatures has not been clarified. The effects of some factors on the serration were discussed by using the simulation.

Key words: plastic deformation; mechanical testing; computer; simulation; high alloy steel; low temperature; helium; serration; stress-strain curve; tensile testing.

1. 緒 言

4.2 K 付近の極低温において金属材料を塑性変形すると、しばしば荷重-伸び曲線にセレーションが現れる。セレーションのおおの荷重低下時においては、変形が発熱を伴いながら高速度で局所的に生じる^{1)~5)}。このような変形が極低温機器の構造部材で生じると場合によつては構造物の力学的安定性や、超伝導マグネットの正常な運転に問題を生じることが懸念される。また極低温における疲労試験⁵⁾⁶⁾、破壊靱性試験⁷⁾、クリープ試験⁸⁾などにおいてもセレーションあるいは発熱の影響が考えられ検討を要することも指摘されている⁹⁾。セレーションの生じかたは材料の種類¹⁰⁾¹¹⁾、試験片の太さ¹²⁾、歪み速度^{13)~15)}、試験機の剛性¹⁶⁾、試験温度¹³⁾¹⁵⁾あるいは冷却方法などによつて変化することが知られている。しかしその詳細については不明の点が多く、詳しい観察が必要とされている。一方セレーションの発生挙動を観察するだけではセレーションの生じ方とそれらの因子との関係を統一的、定量的に理解し、金属材料を極低温の構造部材として使用した場合や材料試験時におけるセ

レーションの発生状況、その影響を予測することは困難である。もし計算機を用いてセレーションをうまくシミュレートできればこのような困難はかなり低減するものと考えられる。極低温でのセレーションの計算機シミュレーションに関しては、今日までにいくつかの研究がある¹⁷⁾¹⁸⁾。しかし、それらの方法は、変形が均一に生じるとしていること、試験片の形状の影響を調べることができないこと、計算に用いられているパラメーターに物理的意味の不明確なものがあることなどの欠点を有している。そこで、できる限り物理的意味の明らかな式やパラメーターを用いて、変形の不均一性も含め実際に良く再現できるシミュレート方法を見出すことを目的として研究を行った。

2. 実験方法

2.1 引張試験

シミュレーションによつて得られる結果と実際に得られる結果を比較するためと計算に用いるパラメーターの値を得るために、Table 1 に示すような化学組成を有する Fe-Ni 合金を室温、液体窒素中、液体ヘリウム中

昭和 61 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1986)

* 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

Table 1. Chemical composition in wt%.

Alloys	Ni	C	N	Al	Fe
A	41.7	0.001	0.0007	0.052	Balance
B	39.5	0.001	0.0007	0.051	Balance

等で引張試験した。この合金系を選んだ理由は、低温での相の安定性¹⁹⁾、熱特性のデータ²⁰⁾²¹⁾が比較的良好に揃っているからである。供試材を液体ヘリウム中で引張り、破断部を組織観察したが、マルテンサイトはB合金でごくわずかに観察されただけでA合金ではまったく観察されなかった。また5%程度までの引張変形では、両合金ともマルテンサイトも変形双晶もほとんど生じないことが観察された。供試材は真空誘導炉にて溶解し、鋳塊を熱間圧延した後1373Kで1h加熱してから、平行部の長さが10mmの丸棒引張試験片に加工した。ねじ部の直径は12mmと一定にしたが平行部の直径は4mm, 5mm, 6mmのものを用意した。引張試験は油圧式試験機を用い、アクチュエーターの駆動速度を弾性変形域における歪み速度がおおよそ $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ となるように設定した。このとき塑性変形域での歪み速度は平均おおよそ $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ となつた。試験片は電解研磨して表面の加工層を除いた後引張試験に供した。試験片(平行部とテーパー部)の伸びは別報⁵⁾に示すように試験片にとりつけたクリップゲージにて感度良く検出した。試験結果は荷重-伸び曲線、荷重-時間曲線あるいは伸び-時間曲線としてペンレコーダーに記録した。

2.2 シミュレーション方法

テーパー部を含め試験片を長さ方向に垂直にN個の円盤に分割し、さらにそれぞれの円盤を半径0.5mm間隔の同心円状に幅の等しいM個のリングと円盤に分割する。これらの要素において、以下に述べる2.2.1から2.2.4の計算を繰り返し、応力-伸び曲線、温度-伸び曲線、あるいは試験片長さ方向の直径の分布曲線などを得た。

2.2.1 塑性変形量、転位密度の増加、加工硬化の計算

塑性変形速度($\dot{\epsilon}_p$)は

$$\dot{\epsilon}_p = (1/3.06) \dot{\gamma}_p = (1/3.06) n b v \quad (1)$$

なる式から求めた。ここで、係数(1/3.06)は多結晶体の各結晶粒で生じる多重すべりの効果を表すものである²²⁾。 $\dot{\gamma}_p$ はせん断変形速度、 n は可動転位密度、 b はバースベクトル、 v は転位の運動速度で、

$$v = A \exp(-U/RT) \quad (2)$$

より求めた。 R は気体定数、 T は絶対温度、 U は活性化エネルギーである。 A は転位の運動の素過程に関連

する定数である。転位の運動の素過程に関してはいまだ不明の点が多く残されている²³⁾が、本研究ではAとUの大きさを試みに以下のように評価した。まずAについては長さDの転位が一つの抵抗を乗り越えるか固着点を離脱するときに、変形方向に移動できる距離を θD とする。 θ は転位の運動の素過程がどのようなものであるかによつて異なる定数である。このとき転位の力学的平衡が崩れることや、慣性力の効果などにより、続けて乗り越えることのできる抵抗の数あるいは離脱することのできる固着点の数を j とすると、

$$A = j \theta D \nu \quad (3)$$

と表せる²⁴⁾。 ν は転位の振動数で、DEBYEの振動数を $\nu_D (\equiv 10^{13} \text{ s}^{-1})$ とすると $\nu_D b/D$ の程度の大きさとし積もれる。これらを(1)式に代入すると(1)式は

$$\dot{\epsilon}_p = (1/3.06) n j \theta b^2 \nu_p \times \exp(-U/RT) \\ = A_0 n \exp(-U/RT) \quad (4)$$

となる。いま仮に、 $j\theta = 1$ 、 $b = (3.60/\sqrt{2}) \times 10^{-10} \text{ m}$ とすると

$$A_0 = 2.12 \times 10^{-7} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$$

となる。

一方、 U は転位に働く有効応力(σ_{eff})の関数として表すことができる。本研究では現在までに提唱されている²⁵⁾そのような関数のうちMott-Nabarroの式

$$U/U_0 = [1 - (\sigma_{eff}/\sigma_0)^2]^{1/2} \\ - (\sigma_{eff}/\sigma_0) \cos^{-1}(\sigma_{eff}/\sigma_0) \quad (5)$$

を用いた。 U_0 、 σ_0 は定数で、 $\sigma_{eff} = 0$ のとき $U = U_0$ 、 $\sigma_{eff} = \sigma_0$ のとき $U = 0$ となる。 U_0 が大きいと材料の強度の温度依存性が大きく、 σ_0 が大きいと強度レベルが上がる。 U_0 の値を実際に求めた文献を見い出せなかつたので、極低温クリープのデータより求められている各種金属の U_0 値²⁶⁾などを参考にして適当な値を代入した。 σ_0 については、本研究で行った室温から液体ヘリウム温度における引張試験結果より変形抵抗の非熱活性成分(σ_{ath})を推定し、計算より求めた応力-伸び曲線の強度レベルが実際に得られた強度レベルとほぼ同様となるような値を用いた。

塑性変形による転位の増殖は、

$$n = n_0 + \alpha (\epsilon_p)^{1/2} \quad (6)$$

に従つて生じると仮定して計算した。ここで、 ϵ_p は塑性変形量(歪み)、 n_0 は初期可動転位密度、 α は定数である。初期可動転位密度の値としては、供試材が溶体化処理材であることを考慮して 10^{11} m^{-2} 程度とした²⁷⁾。

また、(5)式に

$$\sigma_{eff} = (\sigma_{appl} - \sigma_{ath}) - \omega(n - n_0)^z \\ = (\sigma_{appl} - \sigma_{ath}) - \omega(\alpha \epsilon_p^{1/2})^z \quad (7)$$

を代入することによって加工硬化を考慮した。 ω , z は加工硬化の程度を表す定数で、計算では $z=1$ とした。 α , ω は実際の応力-伸び曲線の加工硬化の程度に合うように選んだ。 σ_{appl} は付加応力である。 σ_{ath} は一般にヤング率の温度依存性に相当する程度の温度依存性を有する。しかし、本研究ではアンバー合金のヤング率が 4.2 K から 200 K の範囲で 2% 弱しか変化しない²⁰⁾ ので温度依存性は無視した。なお、転位の増殖、加工硬化を考慮しなくてもセレーションは計算で生じさせることはできるが、伸びの増加とともにセレーションが大きくなるというような実際の観察結果に計算結果を近づけることはできない。

2.2.2 変形の拘束

まず変形の拘束を考えずに時間 t の微小間隔 Δt 間の塑性伸びを各要素について計算してから、以下のような仮定のもとに、隣り合う要素間における変形の拘束を考慮した。計算過程の模式図を Fig. 1 に示す。

① 各円盤内の要素の塑性伸びの平均値をその円盤の塑性伸びとする。平均は要素の断面積 S (塑性変形しても体積は変化しないと仮定して計算した) で重みをつけて計算した (1st step)。

② ①で求めた隣り合う $k-1$ 番目, k 番目, $k+1$ 番目の円盤の拘束を考慮しない場合の塑性伸びをおのの $PE(k-1)$, $PE(k)$, $PE(k+1)$ とする。 k 番目の円盤をはさむ両側の接合面における歪みは、隣り合う円盤が互

いに拘束し合つておのの近似的に

$$[PE(k-1) + PE(k)]/2 \dots\dots\dots (8-1)$$

$$[PE(k) + PE(k+1)]/2 \dots\dots\dots (8-2)$$

に対応する歪みになるとし、 k 番目の円盤は円錐台の形となる (2nd step) と考える。ついであとの計算が行いやすいように、この円錐台を再度上の二つの値を平均した塑性伸びを有する円盤とみなす (3rd step)。

2.2.3 Δt 間の荷重増分の計算

Δt 間のアクチュエーターの駆動距離 ΔY (一定と考える) は

$$\Delta Y = \Delta L_{ER} + \Delta L_E + \Delta L_P \dots\dots\dots (9)$$

と表せる。 ΔL_{ER} , ΔL_E , ΔL_P はそれぞれプルロッドを含めた試験機の弾性伸び増分、試験片の弾性伸び増分、試験片の塑性伸び増分で、以下のように表される。

$$\Delta L_{ER} = (1/E_R)(\Delta P/S_{R0})L_{R0} \dots\dots\dots (10)$$

$$\Delta L_E = (1/E)(\Delta P/S_0)L_0 \dots\dots\dots (11)$$

$$\Delta L_P = \epsilon_P \Delta t L_0 \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 E , S , L は試験片とプルロッドのおののヤング率、断面積、長さで、添字 R はプルロッド、添字 0 は初期値を表す。試験片のヤング率はアンバー合金の文献値²⁸⁾を用いた。温度による E , E_R の変化は無視した。 ΔP は荷重増分で、(10)~(12) 式を (9) 式に代入することによって求められる。なお、(10) 式では試験機の弾性伸び増分のうちプルロッド以外の弾性伸び増分を区別して数式化すると複雑化するし困難も伴うので、近似として試験機の弾性変形をプルロッドの弾性変形の中にすべて含めている。

2.2.4 Δt 間の温度上昇

Δt 間の塑性変形による発熱量 Δq を以下の式より求めた。

$$\Delta q = c_0 V' \epsilon_P \Delta t \times [\sigma_{appl}(t) + \sigma_{appl}(t + \Delta t)]/2 \dots\dots\dots (13)$$

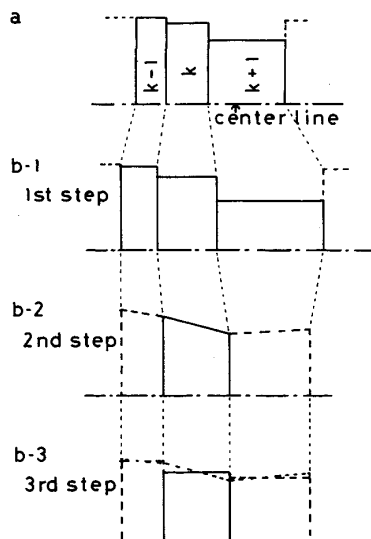
c_0 は定数で 0.4~0.6²⁸⁾ や 1.0¹⁾ としている報告もあるが、本研究では KURAMOTO ら¹⁷⁾ にならつて 0.9 とした。 V' は要素の体積である。

隣り合う要素間の Δt 間における熱伝導量 Δq_c は

$$\Delta q_c = k(T)(dT/dx)S_1 \Delta t \dots\dots\dots (14)$$

なる式より求めた。 $k(T)$ は温度 T における熱伝導度である。文献²¹⁾によると、Ni 量による $k(T)$ の違いは小さいのでアンバー合金のデータ²¹⁾を用いた。 T は考えている Δt 間の初期温度である。温度勾配 (dT/dx) は

$$(dT/dx) = [T(k, l) - T(k-1, l)] / \{ [LD(k, l) + LD(k-1, l)]/2 \} \quad (k=1 \sim N, l=1 \sim M) \dots\dots\dots (15)$$



(a) and (b) show elements of the specimen before and after the deformation during Δt , respectively. (b-1): Without considering the constraint, (b-2): After considering the constraint, (b-3): After deforming the element geometry for computation convenience.

Fig. 1. Schematic diagrams showing simulation process of considering deformation constraint.

より求めた。LD は各要素の熱流方向の厚さである。(14) 式の S_1 は隣り合う要素間の接触面積で、それらの要素の面積の平均値を用いた。

Δt 間の熱伝達量 Δq_i は

$$\Delta q_i = q(\Delta T') S_2 \Delta t \quad \dots\dots\dots (16)$$

なる式より求めた。 $q(\Delta T')$ は液体ヘリウムあるいは液体窒素とそれらに接している試験片の最外要素との温度の差が $\Delta T'$ のときの熱伝達による熱流束で、BRENTARI²⁹⁾ のデータを用いて計算した。BRENTARI によると、 $q(T')$ は多くの材料ではほぼ同じ値を示すので、計算では $q(T')$ の材料による違いは考慮しなかつた。 S_2 は冷媒と最外要素との接触面積である。

Δt 間の温度増分 ΔT を求めるには、まずあらかじめ比熱 c_p の温度依存性に関する文献データを参考にして

$$Q(T) = \int_{T_0}^T c_p(T) dT \quad \dots\dots\dots (17)$$

を計算し、 T より $Q(T)$ が求まるようにしておく。 T_0 は冷媒の温度である。

$$\Delta Q = \Delta q + \Delta q_c \quad \dots\dots\dots (18-1)$$

あるいは

$$\Delta Q = \Delta q + \Delta q_c - \Delta q_i \quad \dots\dots\dots (18-2)$$

とすると、 ΔT は、方程式

$$Q(x) - Q(T) - \Delta Q = 0 \quad \dots\dots\dots (19)$$

の根 $x(=T+\Delta T)$ より求められる。Ni 量による c_p の違いは、Fe-Ni 合金に関する文献データ²¹⁾ を内挿、外挿して求めた。4.2 K における A 合金、B 合金の c_p の値を示すと、おのおのおよそ 1.3×10^{-4} 、 1.6×10^{-4} cal/(g·K) である。

2.3 計算に用いたパラメーターの値

本研究の計算において用いたパラメーターの値をまとめて Table 2 に示す。 σ_0 の値は A 合金 350 MPa、B 合金 450 MPa とした。 σ_{ath} の値は液体ヘリウム温度から 20°C の温度範囲での引張試験の結果 (後述) を参考に

Table 2. Typical values of parameters used in the simulations.

Parameters	Values
E_R	0.3×10^5 (MPa)
S_{R0}	$0.03^2 \times (\pi/4)$ (m^2)
L_{R0}	0.5 (m)
E	1.42×10^5 (MPa)
S_0	$0.005^2 \times (\pi/4)$ (m^2)
L_0	0.01 (m)
$v = \Delta Y / \Delta t$	1.0×10^{-4} (ms^{-1}) *
n_0	10^{11} (m^{-2})
α	10^{11} (m^{-2})
ω	1.5×10^{-9} ($MPa \cdot m^2$)
A_0	2.12×10^{-7} ($m^2 s^{-1}$)
U_0	3.6×10^4 ($J \cdot mol^{-1}$)

* Strain rate in elastic range $\approx 3 \times 10^{-3} s^{-1}$

して A 合金、B 合金とも 200 MPa とした。この値は大き過ぎることも考えられるが、より小さな値を用いても両合金の塑性変形挙動の相違を定性的に比較する範囲内では結果に大きな影響を及ぼさない。長さ方向の分割の数は試験片平行部 (長さ 10 mm) 25、両側のテーパ部 (長さおのおの 4 mm) それぞれ 10 とした。試験片の直径は 5 mm とし径方向の分割の数は 5 とした。時間間隔 Δt は $1.0 \times 10^{-4} s$ である。

3. 結 果

3.1 引張試験

Fig. 2 に応力-伸び曲線の一部を示す。試験片の平行部直径は 5 mm である。A 合金に比べ B 合金の強度レベルが全体に高く、セレーションの大きさ (荷重低下の大きさあるいは荷重低下の際の伸びの程度) も大きい。

Fig. 3 は、0.2% 耐力が試験温度によってどう変化するかを示したものである。液体ヘリウム中での値は、セ

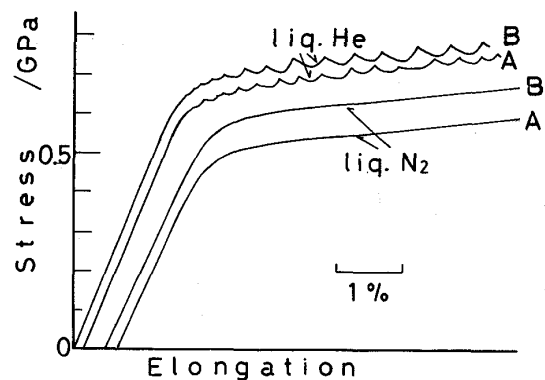


Fig. 2. Stress-elongation curves of alloys A and B.

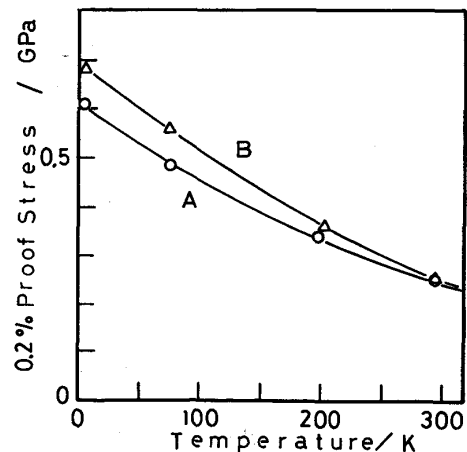


Fig. 3. Temperature dependence of 0.2% proof stress of alloys A and B.

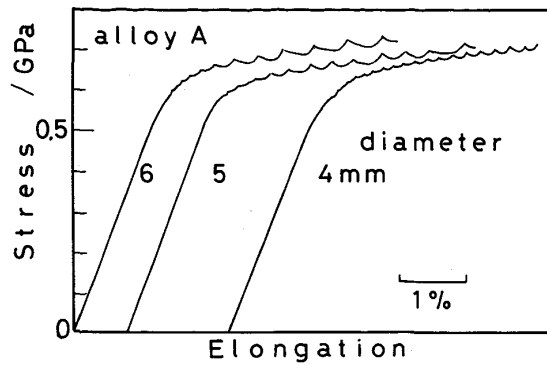


Fig. 4. Stress-elongation curves of alloy A with different diameter.

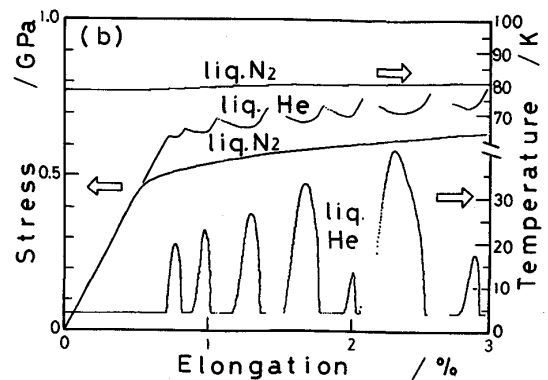
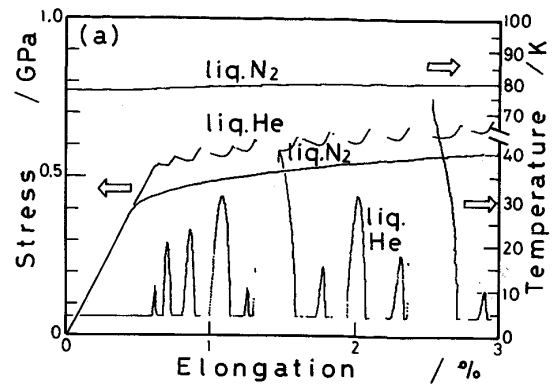
レーションがすでに生じているため荷重-伸び曲線の上部包絡線を描いて求めた。室温付近ではA合金とB合金の0.2%耐力にそれほど違いが認められないが、試験温度が低下するに従って差が大きくなり、A合金の耐力はB合金の耐力より全体に低い。

Fig. 4は液体ヘリウム中におけるA合金のセレーションの生じ方に及ぼす試験片太さの影響を示したものである。試験片平行部が太くなるほどセレーションの大きさが大きくなることからわかる。

3.2 計算機シミュレーション

Fig. 5にA合金とB合金を液体ヘリウム中及び液体窒素中で3%まで引張った際の応力-伸び曲線のシミュレーション結果を示す。細部を除けばおのおのの荷重低下の生じ方、セレーションが伸びとともに大きくなる様子などFig. 2に示した実際のセレーションの特徴が良く再現されており、セレーションの大きさもA合金よりB合金で大きくなっている。曲線とところどころ欠けたところがあるが、これは逐時的に計算を行った際の時間間隔 Δt の間に大きな変形が生じたことをあらわす。Fig. 5には試験片中央部の最も内側の要素の温度変化曲線も示した。セレーションのおのおのの荷重低下に対応して温度が上昇しているが、実際変形中の試験片の温度を測定すると類似の温度変化曲線が得られる¹⁴⁾³⁰⁾。図中液体ヘリウム中での結果において荷重低下が開始する時点と温度上昇が認められる時点とがずれている場合がある。それは温度変化をみている位置から離れた箇所で発熱が生じたことによるものである。液体窒素中での結果では、セレーションがみられなくなるとともに液体ヘリウム中の結果に比べ強度レベルが低下している。この傾向も実際に良く再現している。

Fig. 6はB合金を計算のうえで3%まで引張った直後の試験片長さ方向の直径と温度の分布である。温度分



(a) is for alloy A and (b) for alloy B.

Fig. 5. Stress-elongation and temperature-elongation curves obtained by the simulation.

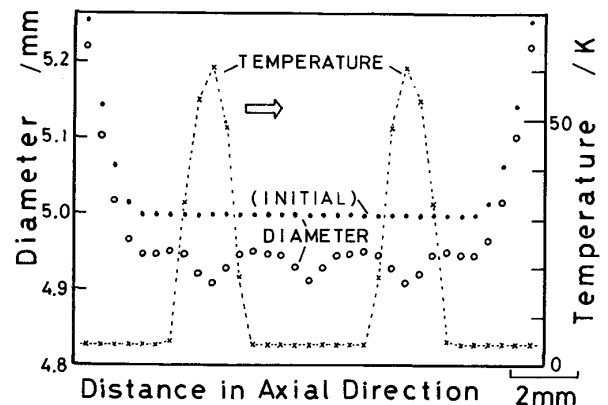


Fig. 6. Simulated profiles of diameter and temperature in the axial direction of the specimen of alloy B at the instant of elongating by 3% in liquid helium.

布曲線に見られるピークはその位置付近で生じている不均一変形によるものである。

Fig. 7はA合金において試験片の平行部の直径を変化させた場合のシミュレーション結果である。Fig. 3の結果と同様試験片が太くなるに従ってセレーションが

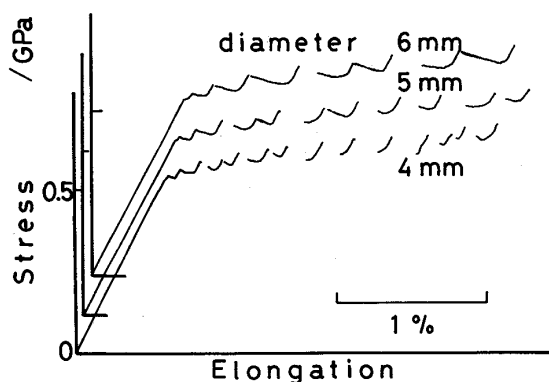


Fig. 7. Simulated stress-elongation curves of specimens with different diameter.

大きくなっている。

以上より、前章で述べたシミュレーション法により極低温におけるセレーションが比較的良く再現できることが分かった。本報告ではふれることはできなかったが、このシミュレーション法を用いると、セレーションに及ぼす引張速度の影響や、変形中に生じるマルテンサイト変態の影響³⁰⁾、試験片の形状の影響なども検討することができる。それらについては別に報告することにして、以下にセレーションに及ぼす各パラメーターの効果、本研究におけるシミュレーション方法の課題等について検討する。

4. 考 察

4.1 セレーションの大きさに及ぼす強度レベルと比熱の影響

KUBIN らのシミュレーション法¹⁸⁾によると、強度レベルが上がるとセレーションの大きさが小さくなる。しかし一般にはFig. 2 に示したように強度の高い材料のほうが大きなセレーションを示すことが知られている。本研究のシミュレーション法によると、Fig. 5 に示したように強度の高いB合金のセレーションのほうが大きく、実験結果と対応する。ただし Fig. 5 を得た計算ではA合金とB合金とで強度レベルだけでなく比熱も変えている。そこで、セレーションの大きさに及ぼす強度レベルと比熱の影響を分離して計算してみた。Fig. 8 はその結果で、曲線1および4はそれぞれ Fig. 5 に示したのと同じB合金、A合金の曲線である。曲線2は曲線4の計算に用いたパラメーターのうち σ_0 だけを 350 MPa から 450 MPa へ大きくして計算したものである。セレーションの発生頻度、応力の低下の程度が、曲線1のそれらと近いものとなつている。曲線3は曲線4の計

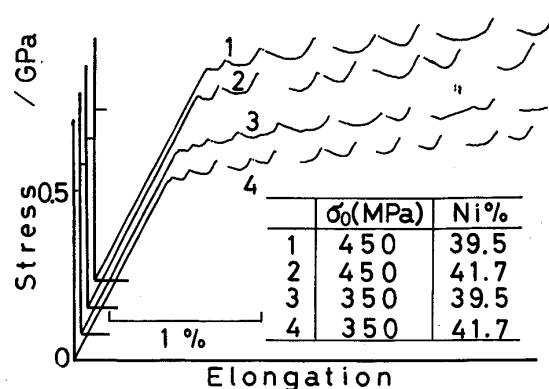


Fig. 8. Simulated stress-elongation curves showing the effects of strength level and specific heat. In the calculation, input of the values of parameters concerning strength level were performed independently from Ni content which was treated to affect only specific heat.

算に用いたパラメーターの値のうち比熱だけをB合金に対応する値に変えて計算したものである。セレーションの発生の様子は曲線4の場合とそれほど変わらない。従つて曲線1と曲線4の特徴の差は主として強度レベルの違いによるものと言える。しかし強度レベルの違いは σ_{ath} の差によつても生じる。そこでセレーションの大きさに及ぼす σ_{ath} の効果も計算により調べた。具体的な結果は示さないが、 σ_{ath} を大きくするとセレーションは大きくなる傾向にあつた。結局、KUBIN らの方法との不一致が何によるのか明らかでないが、強度レベルが高くなるとセレーションが大きくなるという一般的な観察事実が、本研究のシミュレーション法で再現されることがわかった。

4.2 塑性変形の素過程

前章で、マルテンサイト変態や変形双晶を考慮しなくても、セレーションが計算によつて良く再現できることが分かった。このことは、セレーションの発生機構として前述した転位の運動とそれによる塑性仕事にもとづく発熱を原因に考える機構が基本的に正しいことを示すものと考えられる。しかし、転位の運動の素過程に関しては不明の点が多く、この点に関する部分に不確かさを残している。例えば、本研究で用いた Fe-Ni 合金の主要な強化機構を固溶強化と考えても、ごく最近の研究レビュー²³⁾ に述べられているように固溶強化機構に関する理解はいまだ不十分なようである。また、耐力は Ni 量の多いA合金のほうが低く、とくに低温になるほど違いが顕著になるという結果が得られたが、これは一般的

† C_p の値をさらに大きくするとセレーションの発生頻度が明らかに増すことを示す結果が別に得られている。

な固溶強化理論からは説明できない。ECHIGOYA³¹⁾らは Fe-Ni 合金の強度は 37 wt% 付近で極大となること、この組成付近の合金の強度の温度依存性が大きいことを報告しており、この現象を、アンバー効果によって刃状転位に働く磁気的な強化作用から説明している。そのような効果が働く場合、それが σ_0 や U_0 にどう影響するか詳細は明らかでないが、アンバー組成に近い合金のほうが強度の温度依存性が大きいことから、 U_0 も大きいことが推察される。そこで、 U_0 がセレーションに及ぼす効果をシミュレートしてみたが、 U_0 だけを大きくするとセレーションの大きさは小さくなることがわかった。従ってシミュレーション結果から判断するかぎり、アンバー組成に近い B 合金のほうがセレーションが大きいことを U_0 が大きいということからは説明できない。転位の運動を律速する機構により A_0 も変化することが考えられる。現状では、 A_0 の値を確定することはできないので、セレーションにおよぼす A_0 の影響もシミュレーションにより検討した。その結果 A_0 を大きくするとセレーションが大きくなることがわかった。転位の運動の素過程は、さらに、極低温で転位の運動に特異性が生じることや³²⁾、温度域によって異なる機構が働く²⁶⁾ ことなども考えられ複雑である。本報告で述べたセレーションのシミュレーション法は、いろいろな実験事実を良く再現し有用なものであることが分かったが、転位の運動に関する基礎的研究がさらに進展することが期待される。

4.3 試験機の剛性の効果

3章に示したシミュレーション結果ではプルロッドのヤング率(E_R)を 30 GPa としている。この値は実際に用いたプルロッドの材料である SUS 316 鋼のヤング率の値、およそ 200 GPa よりかなり小さい。プルロッドのヤング率に小さな値を代入したのは、大きな値を用いると油圧式試験機を用いて実験的に得られるセレーションとかなりかけ離れた形の応力-伸び曲線となってしまうからである。計算においてプルロッドのヤング率として扱った項は本来試験機全体のヤング率すなわち試験機の剛性として考慮されるべきものである。一方従来よりセレーションの生じ方は試験機の剛性によって変化することが知られている¹⁶⁾。本研究で用いた試験機の剛性がどの程度なのか調べられなかつたが、油圧式であることを考えるとかなり低いことが推察される。計算上プルロッドのヤング率として扱われる試験機の剛性がシミュレーションによるセレーションにどのように影響するのか調べた結果の一例を Fig. 9 に示す。曲線 3 は Fig. 5 に示した A 合金の曲線と同じもので、 E_R は 30

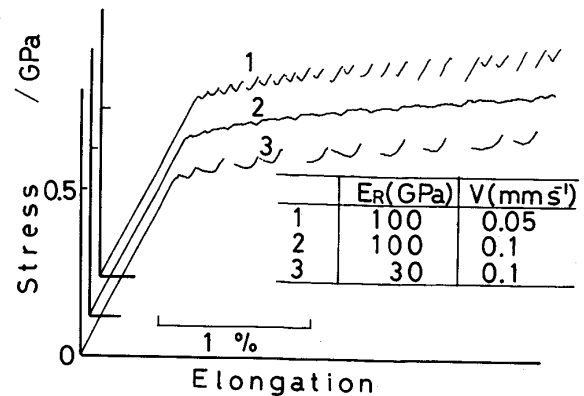


Fig. 9. Simulated stress-elongation curves showing the effects of the machine stiffness and the driving speed of the actuator.

GPa である。曲線 2 は E_R を 100 GPa にした場合のもので、セレーションが不明瞭になっている。ただしこの場合応力-伸び曲線の弾性変形領域における歪み速度が曲線 3 の場合よりおよそ 2 倍速くなつてしまっている。これはアクチュエーターの駆動速度 V を一定にして試験機の剛性を大きくした場合、(9) 式からも分かるように単位時間内のプルロッドの弾性変形量が減少しただけ試験片の弾性変形量が増すためである。そこでこの領域での歪み速度が曲線 3 の場合と同じ程度となるように、 V を $1 \times 10^{-4} \text{ ms}^{-1}$ から $5 \times 10^{-5} \text{ ms}^{-1}$ に小さくした場合のセレーション挙動を調べた。曲線 1 がその結果である。荷重低下の数が非常に多くなっている。この結果は、試験機のばね定数を変化させてセレーションへの影響を実験的に調べた CHIN ら¹⁶⁾ の結果と定性的に一致する。

4.4 セレーションにおける荷重低下のきつかけ

極低温で生じるセレーションの発生機構に関して今日までに提唱されている説を整理すると、変形双晶³³⁾、マルテンサイト³⁴⁾あるいは堆積転位の急速な運動³⁵⁾が生じるときの応力緩和に原因を求めるもの(以下力学的機構と呼ぶ)と、変形の際の発熱を重視するもの(以下熱的機構と呼ぶ)とに大別できる。セレーションは変形双晶やマルテンサイトが生じない材料でも観察される⁴⁾¹⁷⁾ ことや、堆積転位が急速に運動した様子がみられない場合でも生じる¹⁷⁾ ことから、今日では熱的機構のほうがより一般的なものとして重要視されている。しかし熱的機構の場合でも、発熱のきつかけとして例えば堆積転位の急速な運動の開始¹²⁾²⁸⁾ などのなんらかの特別な現象が生じることが必要であるとするもの⁴⁾ と、とくにそのような現象が生じなくてもセレーションは生じるとするもの⁷⁾¹⁵⁾¹⁷⁾¹⁸⁾ とがある。本研究のシミュレーショ

ン結果は実際のセレーション挙動を良く再現することが分かったが、計算においてはセレーションのきつかけとなるようなものは特別に考慮していない。すなわち、セレーションはきつかけとなる特別の現象がなくても熱バランスとそれに関連した試験片の温度変化が転位の運動速度に与える効果の結果として生じ得るということがわかる。ただしこのことは、双晶変形、マルテンサイト変態、堆積転位の急速な運動などが生じる場合、それらの効果を否定するものではない。それらによる応力の緩和、発熱も当然セレーションの発生に影響を及ぼすことは考えられる。しかしその場合それらの影響がどの程度なのなのか、定量的に評価する必要があると残されている。

5. 結 論

変形が局所的に生じることを含め、極低温での変形挙動をできるだけ良くシミュレートする方法を見いだすことを目的として、Fe-Ni 合金を室温から液体ヘリウム温度の範囲で引張試験して得られた応力-伸び曲線と比較しながら、熱活性化による転位の運動方程式と熱バランスの式を組み合わせた計算機シミュレーション法を検討した。その結果、固溶強化理論や極低温での転位の運動の素過程に関する理解の現状に起因する不十分さはあるものの、本研究で用いたシミュレーション法により比較的無理なくいろいろな実験事実を良く再現できることがわかった。

最後に、供試鋼の溶解をお願いした川崎製鉄に深謝致します。シミュレーションのプログラム作成と極低温での実験に協力いただいた小田克郎君、志賀英俊君、藤田庫造君、栗田真人君、東京大学低温センターに感謝致します。また研究費の一部は、文部省科学研究費助成金（一般C，昭和 60，61 年度）、岩谷直治研究助成金によりましたことを付記致します。

文 献

- 1) D. T. READ and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **26** (1980), p. 91
- 2) K. NAGAI, T. YURI, Y. NAKASONE, T. OGATA and K. ISHIKAWA: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **32** (1986), p. 313
- 3) 柴田浩司, 岸本康夫, 河端慎一, 藤田利夫: 鉄と鋼, **70** (1984), S1290
- 4) Z. S. BASINSKI: *Proc. Roy. Soc.*, **A240** (1957), p. 229
- 5) 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼 (投稿中)
- 6) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿, 由利哲美: 鉄と鋼, **71** (1985), S1462
- 7) R. L. TOBLER: *ASTM STP803* (1983), p. 763
- 8) 緒形俊夫, 石川圭介: 低温工学, **21** (1986), p. 93
- 9) 島本 進: 低温工学, **20** (1985), p. 113
- 10) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1390
- 11) 福島英二, 後藤 明: 日本金属学会誌, **39** (1975), p. 182
- 12) V. A. MOSKALENKO, V. I. STARTSEV and V. N. KOVALEVA: *Titanium*, **80** (1980) 2, p. 821
- 13) T. KAWABATA, S. MORITA and O. IZUMI: 同上, p. 801
- 14) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1390
- 15) E. F. MEDVEDEV and E. S. KIRILLOV: *Cryogenic*, **17** (1977), p. 283
- 16) G. Y. CHIN, W. F. HOSFORD, Jr. and W. A. BACKOFEN: *Trans. AIME*, **230** (1964), p. 1043
- 17) E. KURAMOTO, S. TAKEUCHI and T. SUZUKI: *J. Phys. Soc. of Japan*, **34** (1973), p. 1217
- 18) L. P. KUBIN, Ph. SPIESSER and Y. ESTRIN: *Acta Metall.*, **30** (1982), p. 385
- 19) L. KAUFMAN and M. COHEN: *J. Met.* (1956), p. 1393
- 20) *LNG Materials and Fluids-User's Manual and Supplement*, 1-2 (1977) [NBS]
- 21) *Thermal Properties of Matter*, **1** (1970) 4, TPRC [Plenum]
- 22) G. I. TAYLOR: *J. Inst. Metal*, **62** (1938), p. 307
- 23) U. F. KOCKS: *Metall. Trans.*, **16A** (1985), p. 2109
- 24) 金属の強さ (鈴木秀次監修) (1972) [アグネ]
- 25) K. ONO: *J. of Appl. Phys.*, **39** (1968), p. 1803
- 26) J. K. TIEN and C. T. YEN: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **30** (1984), p. 319
- 27) A. S. TETELMAN and A. J. MCEVLEY: *Fracture of Structural Materials* (1967) [John Wiley]
- 28) R. ZÜRCHER, V. GRÖGER and F. STANGLER: *phys. stat. sol. (a)*, **84** (1984), p. 475
- 29) E. G. BRENTARI and R. V. SMITH: *Advances in Cryogenic Engineering*, **10** (1965), p. 325
- 30) K. SHIBATA, M. KURITA, K. FUJITA and T. FUJITA: *Proc. of ICOMAT-86* (印刷中)
- 31) J. ECHIGOYA, S. HAYASHI and M. YAMAMOTO: *phys. stat. sol. (a)*, **14** (1972), p. 463
- 32) R. OGAWA, M. SHIMADA and T. HORIUCHI: *Trans. of Japan Inst. of Metals*, **27** (1986), p. 5
- 33) T. H. BLEWITT, R. R. COLTMAN, and J. K. REDMAN: *J. of Appl. Phys.*, **28** (1957), p. 651
- 34) C. J. GUNTER and R. P. REED: *Trans. ASM*, **55** (1962), p. 399
- 35) B. OBST and D. PATTANAYAK: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **28** (1982), p. 57