

金属材料の極低温セレーション変形とそのシミュレーション

柴田 浩 司*

Serrated Deformation of Metallic Materials at Very Low Temperatures and Its Computer Simulation

Koji SHIBATA

1. 緒 言

近年, MRI (Magnetic Resonance Imaging), 大型加速器, リニアモーターカー, 超電導発電, 核融合炉など超電導関連技術の着実な前進が見られ, これら極低温技術を支える優れた構造材料が開発されつつある。しかし, 極低温においては, 超電導, 超流動以外にも他の温度領域では観察されない現象が生じる。極低温における金属材料の変形挙動についてみると, Fig. 1 に SUS 316LN 鋼, 高強度極低温用鋼として開発された 25 Cr-13 Ni-0.4N 鋼, 工業用純チタン, アルミニウム合金

(A5083-O) を例に示すように, およそ 30 K 以下の温度で荷重-伸び曲線上に荷重の低下と上昇が繰り返される極低温セレーション変形と呼ばれる現象が生じる。極低温セレーション変形の生じ方は, あとで述べるように非常に多くの因子によつて影響を受けるが, 荷重低下時にかんがいの温度上昇を伴つて高歪み速度の変形が異なる場所に生じる点に特徴がある(歪み速度, 温度上昇はそれぞれ 10^2 s^{-1} , 150 K 以上にもなる場合がある)。金属材料を極低温で使用する立場からすると, このセレーション変形のために重大な問題が生じる。例えば, 極低温において材料の機械的性質を評価しようとする場合, 試験条件により試験片の温度上昇の程度が異なるなどして, 結果が大きく相違してしまう。そのため, セレーションが生じない温度領域での試験法をそのまま適用することができず, 現在, 極低温における引張試験, 破壊靱性試験, 疲労試験の標準化に関連した作業が国際協力のもとで進められている¹⁾²⁾。また, 上に述べたような特徴を有するセレーション変形が生じると, 場合によつては極低温機器や極低温構造物の安定性, 安全性に問題が生じることも懸念される。そのため, 極低温セレーション変形に関する理解を深め, その発生を予測, 制御することが重要となつている。

ここで, 極低温セレーション変形の発生機構や諸因子の影響に関する従来の研究についてみると, それらは, かなり単純化された仮定にもとづいているものがほとんどである。セレーション変形は, 材料の種類(比熱, 熱伝導度, 強度レベル, 加工硬化度などの相違), 試験片のサイズ・形状, 歪み速度, 試験機の剛性, 試験温度あるいは冷却方法(液体 He 中か気体 He 中か, He(I)中か He(II)中か)など多くの因子の影響をうける³⁾⁴⁾。そのため, 単純な仮定を前提にした議論では, セレーショ

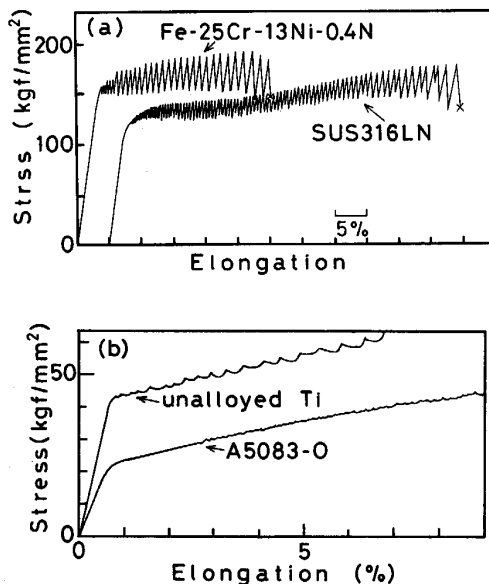


Fig. 1. Stress-elongation curves for SUS316LN, 25Cr-13Ni-0.4N steels, unalloyed Ti and A5083 aluminum alloy in liquid helium.

昭和 63 年 8 月 1 日受付 (Received Aug. 1, 1988) (依頼解説)

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

Key words : deformation ; stress-strain curve ; serration ; very low temperatures ; liquid helium ; metallic materials ; computer simulation.

ンの発生機構を明らかにするのに不十分である。また、実験データを集めただけでは、セレーションの生じかたと個々の因子との関係を総合的、定量的に明らかにしたり、複雑な形状や構成要素を有する構造部材や材料試験片のセレーションの発生状況を正しく予測することは困難である。他方、もし物理的に無理な仮定を用いることなく、セレーション変形を計算によりシミュレートすることができれば、このような困難は解決されるものと考えられる。

著者ら³⁾は最近、無理な単純化や仮定をほとんど行わなくても、計算により極低温における引張変形挙動が非常によくシミュレートできることを示した。本解説では、極低温セレーション変形の発生機構、諸因子の影響などの研究における計算機シミュレーションの応用例について述べる。

2. セレーションの発生機構に関する従来の説

極低温セレーション変形の発生機構に関して今日までに提唱されている説は、二つのグループに大別される³⁾。一つは変形双晶またはマルテンサイトの発生、あるいは転位の急速な運動開始が生じるときの荷重緩和に原因を求めるもので、他は変形の際加速的な温度上昇が生じ、それによる高速度の塑性変形および荷重緩和に原因を求めるものである。前者は力学的機構、後者は熱・力学的(thermo-mechanical)機構とも呼べるものである。しかし、極低温におけるセレーションが、Al合金⁵⁾やTa⁵⁾⁶⁾など、変形中にマルテンサイトや双晶が生じない材料や固着転位の急速な運動開始が生じない場合においても観察されることから、転位の急速な運動開始、マルテンサイトあるいは双晶の発生がセレーションに影響を及ぼすことはあるとしても、直接の原因になつていない³⁾。熱・力学的機構にもとづく説はさらに、局所変形あるいは急速な荷重低下が生じるきっかけ(トリガー)として、なにか特別な現象が生じる必要があるとするものと、とくにそのような現象が生じなくてもよいとするものに分けることができる³⁾。また、多くの者が熱の発生量を塑性変形に要したマクロな仕事量から評価しているのに対し、REEDら⁷⁾は運動転位の周囲にミクロ的に発生する熱量から評価している。

熱・力学的機構にもとづく説の中で最も広く知られている説は、BASINSKI⁵⁾によるものである。Fig. 2は彼の論文を参照にして著者が描いた、セレーション時の急速な荷重低下(不安定変形)の発生機構を示す模式図である。極低温では材料の比熱が非常に小さいため、わずかの塑性変形により試験片温度が上昇する(ΔT)。試験片温度が上昇すると塑性変形速度が大きくなり、材料の変形抵抗は低下する(δW_T)。塑性変形速度が大きくなり試験機の駆動速度を超えると弾性変形成分で荷重緩和が生じる(δW) (BASINSKIは治貝部での荷重緩和を無視し、

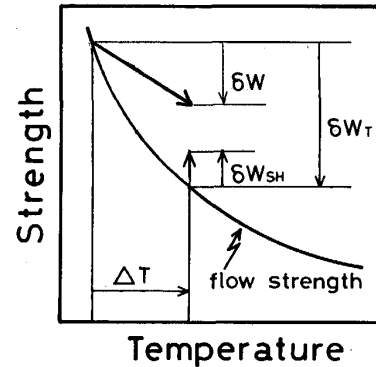


Fig. 2. Basinski model for instability of deformation at very low temperatures.

試験片部での荷重緩和のみを考えている)。また変形が進行したため加工硬化(δW_{SH})も生じる。いま、以下のような不等式が成り立つとき、変形速度が加速的に上昇し変形は不安定となる。

$$|\delta W| < |\delta W_T| - \delta W_{SH} \dots \dots \dots (1)$$

このBASINSKIの考えを延長すると、セレーションは次のような過程で生じると理解される。温度上昇により比熱、熱伝導度が増加し、荷重低下により発熱量(荷重と塑性変形量の積)も減少する。そのため、いずれ温度上昇は温度降下に転じ、(1)式が満たされなくなる。そして荷重が上昇して再び(1)式が満たされ急速な荷重低下が生じるまで、変形は安定に進行する。

以上のようなBASINSKIの考えは分かりやすい。しかし、BASINSKIの機構には後で示すようないくつかの疑問点が存在する。それらの疑問点は、著者らによる計算機シミュレーションを使うと容易に検討することができる。検討結果を示す前に、計算方法を簡単に説明する。

3. セレーション変形の計算機シミュレーション方法

3.1 従来の方法

KURAMOTOら⁶⁾の方法、KUBINら⁸⁾の方法がある。詳細は省略するが、いずれも変形が試験片内で均一に生じているところに重大な欠点がある。すなわち、実際にはセレーション変形は不均一変形であり、例えば、セレーション変形時には荷重低下に対応して、おのおののくびれが生じることが知られている。また、KURAMOTOらは1回の不安定変形挙動を計算しているにすぎず、そのような変形が繰り返されるかどうかは示されていない。KUBINらは、彼らの計算方法でも不安定変形の繰り返しが再現されることを示している。しかし、上に述べた問題点の他に、彼らの方法には、試験片の形状の効果をみることができない。無次元パラメーターを用いて計算しているため単独の因子の効果が分かりにくいなどの短所がある。

3.2 著者らの方法

詳しくは他の文献³⁾を参照していただきたいが、現象を可能な限り忠実に計算の中に組み込むようにした点と、物理的に意味の明らかなパラメーターを用い、セレーションに及ぼす材料因子や試験条件の影響を調べやすくした点に特徴がある。上述の熱・力学機構の立場に立つが、セレーションのきっかけとして特別な現象は考慮していない。計算手順は以下のようである。

(1) 計算要素への分割。試験片を中心軸に直角に薄い要素に分割し、それぞれをさらに幅の等しい要素に分割する (Fig. 3)。図中 L, M, N は分割数を示す。

(2) 塑性変形量の計算。各要素について以下のような転位の熱活性による運動方程式を用いて、時間 Δt 間の塑性変形量を計算する。

$$\dot{\epsilon}_p \cdot \Delta t = A_0 \cdot n \cdot \Delta t \cdot \exp(-U/RT) \dots\dots\dots(2)$$

$\dot{\epsilon}_p$ は塑性歪み速度、 n は可動転位密度、 U は転位の運動の活性化エネルギー、 R は気体定数、 T は試験片温度 (絶対温度) である。 A_0 は定数である。活性化エネルギー U は転位に働く有効応力 (σ_{eff}) の関数として表される。そのような関数はいくつか提唱されている⁹⁾が、ここでは、転位の運動の律速過程が、溶質原子の応力場を転位が熱活性化過程で超える段階と仮定して、Mott-Nabarro の式

$$U/U_0 = (1 - (\sigma_{eff}/\sigma_0)^2)^{1/2} - (\sigma_{eff}/\sigma_0) \cos^{-1}(\sigma_{eff}/\sigma_0) \dots\dots\dots(3)$$

を用いた。 U , U_0 , σ_{eff} , σ_0 の間の関係を Fig. 4 に模式的に示す。

加工硬化は以下のようにして考慮した。

$$n = n_0 + \alpha \cdot \epsilon^{1/2} \dots\dots\dots(4)$$

$$\sigma_{eff} = \sigma_{app} - \sigma_{ath} - \alpha \cdot \omega \cdot \epsilon^{1/2} \dots\dots\dots(5)$$

n_0 は初期可動転位密度、 ϵ は塑性歪み、 σ_{app} は付加応力、 σ_{ath} は変形抵抗の変形前非熱活性成分である。 α , ω はそれぞれ可動転位の増殖および加工硬化の程度を表す定数である。なお、式(3)中の σ_0 の値は、実験的に得た耐力対試験温度曲線より 0K の耐力を外挿し σ_{ath} を差し引いて求めた値で近似した。 σ_{ath} の値も引張試験を行って得た耐力対温度曲線より推定した。

(3) 変形の拘束の考慮。変形量の平均操作で、隣り合う要素間の拘束を考慮した。

(4) Δt 間の荷重増分の計算。 Δt 間のクロスヘッドの移動距離、プルロッドの弾性伸び、試験片の弾性伸び、試験片の塑性伸び間の関係式を解くことにより計算する。関係式を変えることにより、クロスヘッド速度一定試験のみならず、荷重負荷速度一定試験、荷重一定試験 (クリープ試験)、ゲージ部歪み速度一定試験のシミュレーションも可能である。

(5) Δt 間の温度変化の計算。まず、 Δt 間の荷重増分と塑性変形量から塑性仕事による発熱量を計算する。次いで、温度-熱伝導度、温度差-熱伝達係数に関する文献データを参照して、各要素で熱収支を計算する。つい

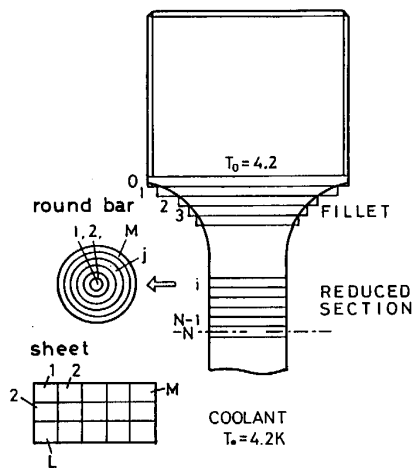


Fig. 3. Elements for calculation.

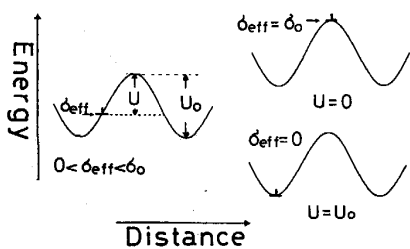


Fig. 4. Schematic interrelation between effective stress (σ_{eff}) and activation energy (U).

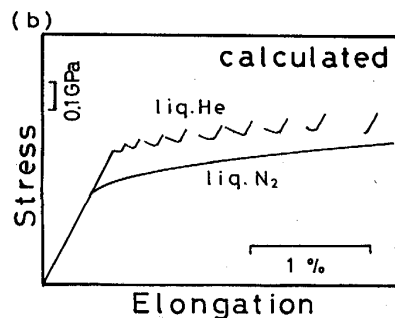
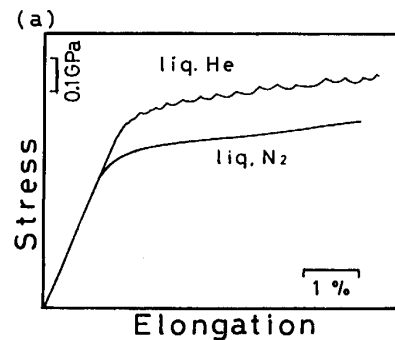


Fig. 5. Stress-elongation curves for Fe-42Ni alloy in liquid helium and nitrogen. (a) was obtained by experiments and (b) by simulation.

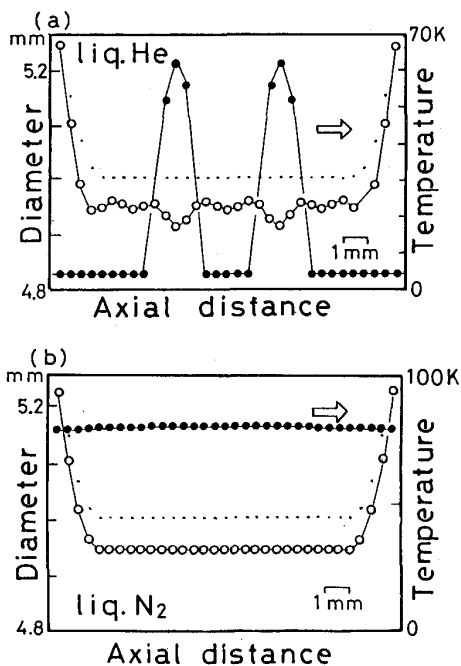


Fig. 6. Calculated profiles of specimen diameter and temperature in the axial direction of Fe-42Ni alloy deformed by 3%.

で、温度-比熱曲線を用い温度変化を得る。塑性仕事から熱への変換率は、いろいろな値が提唱されている³⁾が KURAMOTO ら⁶⁾ にならつて 0.9 とした。

以上の計算を繰り返すことにより、応力(荷重)-伸び曲線、温度-伸び曲線、試験片長さ方向の直径の分布曲線、あるいは半径方向の温度分布曲線などが求まる。

Fig. 5 に液体ヘリウムと液体窒素中での引張変形挙動の計算結果を、実際に得られた結果と比較して示す。材料は Fe-42Ni 合金である。計算で得られた応力-伸び曲線は実際の曲線と良く似ていることが分かる。Fig. 6 は Fig. 5(b) の曲線と同時に得られたもので、3% まで引張変形した直後の、直径と試験片内部温度の引張軸方向の分布である。液体窒素中で均一変形が再現され、液体ヘリウム中で局所変形が再現されている。著者らの計算機シミュレーションは、これらの例以外に、セレーション変形に及ぼす試験片太さ、試験片長さ、クロスヘッド速度、冷媒(He(I)とHe(II))、試験機の剛性の影響を例外なく良く再現することが確かめられている^{3,4)}。そこで、計算機シミュレーションを、実験では検討困難ないくつかの問題に応用し、例として以下に示すような知見を得た。

4. 計算機シミュレーションの応用

4.1 セレーション変形に及ぼす材料因子の影響

他の因子の影響を除いて、一つの材料因子の影響を実験的に明らかにしようとするのは、大抵の場合困難である。その点、計算機シミュレーションは一つだけの因

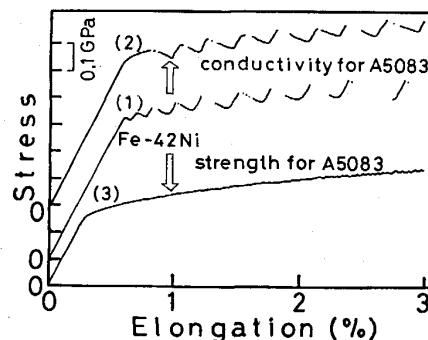


Fig. 7. Effect of thermal conductivity and strength on serrated deformation.

子の影響を容易に調べることができ、現在までに、比熱³⁾、熱伝導度⁴⁾、加工硬化⁴⁾、変形中に誘起されるマルテンサイト変態の潜熱¹⁰⁾、強度レベル¹⁰⁾、強度の温度依存性¹¹⁾、転位密度、転位の運動の活性化エネルギーなどの影響が明らかになっている。加工硬化、強度の温度依存性の影響については、BASINSKI の機構の検討の節で述べるので、ここではまず強度レベル、熱伝導度およびマルテンサイト変態潜熱の影響についての検討結果について述べる。

4.1.1 Al 合金のセレーションが小さい理由¹²⁾

Fe-Ni 合金のセレーションは Fig. 1 に示した実用鋼などと比べ小さい(荷重低下あるいはそれに伴う変形量が小さい)が、Al 合金(A5083-O)のセレーションはさらに小さい。4.2 K における A5083-O 合金の強度、比熱、熱伝導度を Fe-42 Ni 合金と比較すると、おのおのおよ 1/2.5, 1/2, 14 倍である。比熱が小さければ、セレーションは大きくなる³⁾ので、Fe-42 Ni 合金の他の因子の値はそのままにして、熱伝導度、強度をそれぞれ 14 倍、1/2.5 倍にして変形をシミュレートしてみた。Fig. 7 がその結果で、熱伝導度の影響より強度レベルの影響が大きいことが分かる。曲線(3)は実際に観察される曲線(Fig. 1)に類似している。従つて、A5083 合金のセレーションが小さいのは、おもに強度レベルが低いことによると考えられる。

4.1.2 セレーション変形に及ぼすマルテンサイト変態潜熱の影響¹⁰⁾

READ ら¹³⁾ はマルテンサイト変態に対して安定度の低い SUS 304 鋼と安定な SUS 310 鋼の極低温セレーションを比較して、明瞭な相違が認められなかつたことから、マルテンサイト変態はセレーションに影響を及ぼさないとしている。しかし、組成が大きく異なるこれらの鋼を比較してそのような議論を行うことは問題である。例えば、強度レベル、熱定数などの影響が潜熱の効果を隠蔽しているのかも知れないからである。著者らは組成の近い Fe-36.3 Ni 合金と Fe-37.4 Ni 合金を用い、強度レベル、熱定数の効果も考慮して、 α' マルテンサ

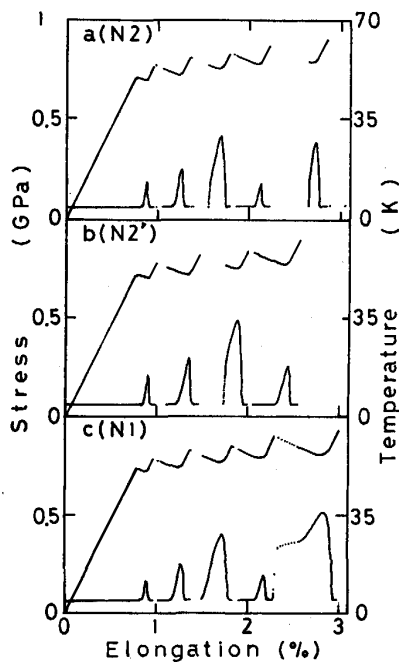


Fig. 8. Effect of latent heat of martensitic transformation and specific heat on stress- and temperature-elongation curves.

イトの誘起による潜熱がセレーションにどの程度の影響を及ぼすかを検討した。実験より求めた歪み量とマルテンサイト変態量の関係式をシミュレーションの中に組み入れ、潜熱は KAUFMAN らのデータを外挿して求めた。Fe-36.3 Ni 合金は Fe-37.4 Ni 合金に比べ、液体ヘリウム中での引張変形でより多くのマルテンサイトを生じる。熱伝導度、強度は両者でほとんど差がないが、比熱および潜熱(Ni 量により異なる)は前者のほうが大きい。Fig. 8 に計算結果を示す。a は Fe-37.4 Ni 合金の変形挙動を示す。b は Fe-37.4 Ni 合金のままで、マルテンサイト変態の生じかたのみ Fe-36.3 Ni 合金のものにした場合の結果である。a に比べセレーションが大きくなっている。すなわち、 α' マルテンサイトの潜熱はセレーションを大きくすることが分かる。c は Fe-36.3 Ni 合金の変形挙動である。b と比べセレーションの大きさは小さくなり a の場合と同様となる。すなわち、比熱の効果により変態潜熱の効果が隠蔽される。

4.2 BASINSKI の機構の検討

4.2.1 強度が正の温度依存性を示すとセレーションは生じないのか¹¹⁾

BASINSKI⁵⁾ はセレーションの発生機構を、強度が負の温度依存性を示す(温度の上昇とともに強度が低下する)ことを前提に議論している。しかし、セレーションを示す材料の中には、極低温で正の温度依存性を示すものが報告されている¹⁴⁾。そこで、 σ_0 が温度により変化すると強度に温度依存性をもたせ、計算によりセレーションの生じかたを検討した。その結果、強度が強い負

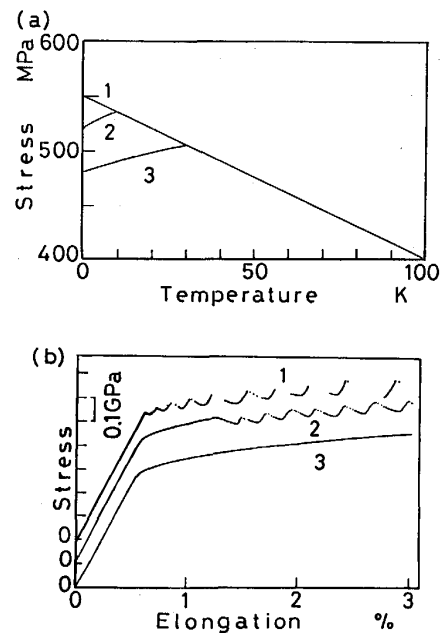


Fig. 9. Effect of temperature dependence of strength on serrated deformation.

の依存性を有するほど大きなセレーションが生じるが、Fig. 9 に示すように極低温で正の温度依存性を示す場合でも、その温度領域が狭ければセレーションは生じ得ることが示された。

4.2.2 加工硬化が小さいとセレーションはどうなるか¹¹⁾

BASINSKI は加工硬化がセレーションの大きさを小さくする効果のみに注目している。しかし、加工硬化の効果はそれだけであろうか。計算機シミュレーションでは、加工硬化の大きさを任意に変えることができる。計算の結果、加工硬化が無くてもセレーションは生じること、加工硬化は変形初期にはセレーションを小さくするが、変形後期ではセレーションを大きくすることなどが分かった。また、加工硬化の程度が小さいと変形が1箇所に集中して生じる傾向が強まることも示された。この結果は、加工硬化の程度が小さい Ti-6 Al-4 V、Ti-5 Al-2.5 Sn 合金を実際に極低温で引張変形すると、くびれが1箇所に集中して生じる傾向を示すことと、良く対応する。さらに、加工硬化の大きさは、荷重負荷速度制御下での変形挙動に大きな影響を及ぼすことが、計算により確かめられる。これについては後で別にふれる。

4.2.3 荷重緩和は試験片だけで生じるのか¹⁵⁾

BASINSKI は荷重緩和が試験片内でのみ生じるとしている。しかし、通常クロスヘッド速度制御試験ではプルロッドなどの治具部での緩和のほうが大きい。このことは、試験機の剛性によりセレーションの生じかたが大きく異なる³⁾ ことから分かる。シミュレーションでは、どの部分でどの程度の緩和が生じているかを知ることが

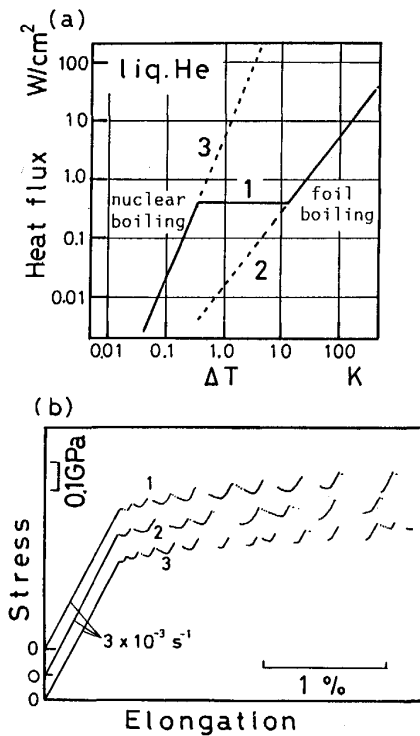


Fig. 10. Effect of transition from nuclear to film boiling on serrated deformation.

できる。

4.2.4 セレーションの発生に試験片表面からの熱伝達の効果を見無視して良いのか¹⁵⁾

BASINSKI は、試験片温度が上がると膜沸騰が生じ熱伝達が悪くなるので、試験片表面からの熱の流出は無視できるとしている。しかし、Fe-42Ni 合金を対象とした計算機シミュレーションの結果、表面からの熱伝達を見無視すると、セレーションは生じず、試験片表面からの熱流出は無視できないことが分かる。ただし、表面から熱が流出しないとしても、熱伝導度を大きくする(例えば5倍)と、セレーションが生じるようになる。

熱伝達に関連して、セレーションに及ぼす核沸騰・膜沸騰遷移の効果についてみると、核沸騰から膜沸騰へ遷移することがセレーションの発生に関係があるとする報告がある。しかし、Fig. 10 に示すように、沸騰機構の遷移がなくてもセレーションは発生し得ることが分かる。

また、REED ら⁷⁾ は、各種 γ 系ステンレス鋼を液体ヘリウムおよびヘリウムガス中で、広範囲に歪み速度を変えて引張試験し、セレーション開始歪み (ϵ_i)、開始応力 (σ_i) と歪み速度との関係を調べ、 σ_i に関しては Fig. 11 のような結果を得ている。すなわち、歪み速度が遅い領域では σ_i と ϵ_i はともに大きな値で一定となるが、歪み速度の速い領域では小さな値で一定値をとり、中間の歪み速度で遷移を示す。彼らはこの遷移の原因を、核

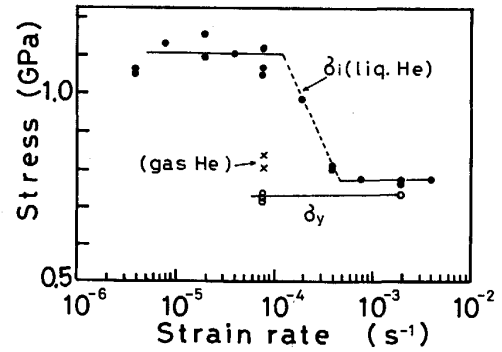


Fig. 11. The stress at initiation of serration and yield strength versus strain rate at 4K for SUS310 steel (after REED and SIMON)⁷⁾.

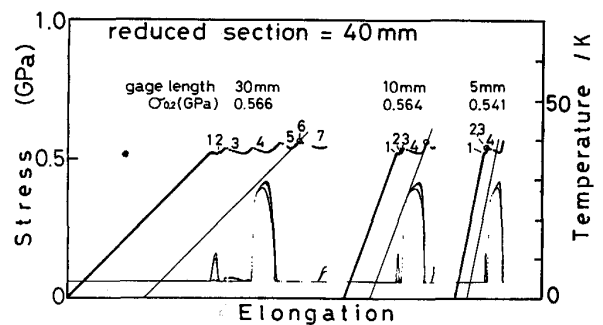


Fig. 12. Calculated stress-elongation curves and 0.2% proof strength for various gage length.

沸騰から膜沸騰への遷移が生じるためであると考えている。しかし、著者のシミュレーション結果では、沸騰機構の遷移が無いようにしても、Fig. 11 に示されるような σ_i および ϵ_i の遷移が認められた。実験とシミュレーションから、さらに詳細な研究を行うことが必要と思われる。

4.3 極低温材料試験への応用

4.3.1 シミュレーションによる歪み測定手段の評価¹⁶⁾

セレーション変形では変形が均一に生じない。そのため、材料試験の際のゲージ範囲のとりかたによつて、歪みの値が異なることが考えられる。例えば、引張試験の際の歪みの検出を平行部に歪みゲージを貼つて行う場合、歪みゲージを貼つた場所以外のところで局所変形が生じれば、その歪みは検出されない。平行部にクリップオンゲージなどの伸び計をとりつけてゲージ部の長さ変化を検出する方法においても、ゲージ長さをどれほどにしたら良いか明らかでない。そこで、ゲージ長さをいろいろ変えて計算により荷重-伸び曲線を得、0.2% 耐力を求めて検討してみた。結果の1例を Fig. 12 を示す(対象材料は Fe-42Ni, 平行部長さ 40 mm, 直径 5 mm, 試験片中央部の温度変化も示す)。ゲージ長さが 10 mm までは耐力の値に大きな違いが生じないが、5 mm (歪み

ゲージを使用した場合に対応) になると無視できない違いが生じることが分かる。他の材料についても検討したが、このような問題が生じるのは、セレーションの開始歪みが0.2%より小さい、Fe-Ni合金とか純Tiの場合で、 γ 系ステンレス鋼など多くの実用金属材料では、通常、変形が0.2%を過ぎてからセレーションが生じるので、問題とならない。このような検討を実験的行おうとすると、耐力値を得るまでにさまざまな誤差が重なり本質的な議論を行うことが困難である。

4.3.2 荷重負荷速度制御下での変形¹⁷⁾

実際の構造物には、荷重が緩和せず増加する一方の状況におかれることも想定される。極低温で金属材料にこのような荷重状態が生じたら、どのようなことになるだろうか。緒形ら¹⁸⁾はSUS 304, 316 LN, 310鋼を用い、そのような条件下での変形挙動を調べ、とくに荷重負荷速度が遅い場合、一度に大変形が生じること、加工硬化はそのような大変形の程度を抑制するとしている。著者らの計算方法はわずかな変更により、荷重負荷速度を一定にした場合にも適用可能である。SUS 304, 316 LN, 310鋼を比較する場合、確かに加工硬化の程度に差があるが、強度レベル、熱定数、マルテンサイト変態の生じやすさなどにも違いがある。そこで、計算機シミュレーションを行い、加工硬化の効果を単独に検討した。結果をFig. 13に示す。実際のFe-42Ni合金の加工硬化の程度を1として、2/3, 1/3にした場合の結果を比較した。図中の時間は、最初の急速変形が生じてから9%変形が進行するのに要した時間である。加工硬化の程度が小さいと、大変形が短時間の内に生じることがわかる。この結果は、極低温用材料の開発、使用方法に重要な示唆を与えるものと考えられる。

4.3.3 ゲージ部の歪み速度制御試験のシミュレーション

ゲージ部の歪み速度を一定に制御してゆつくり変形させた場合でも、セレーションは生じるのだろうかという疑問は、基礎的にも実用的にも興味ある問題である。現在までのところ、そのような引張試験の報告は見られな

い。しかし、極低温における破壊靱性試験においては、荷重線変位速度を一定にして荷重を負荷することがASTM規格で推奨されようとしており⁹⁾、このような荷重負荷条件しかもき裂の存在下でのセレーション変形挙動は、今後明らかにされなければならない課題の一つである。計算機シミュレーションの結果によれば、Ti-6Al-4V合金をゲージ部の歪み速度を $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ に制御して引張変形しても、セレーションに対応する荷重低下と局所変形が生じる。

4.3.4 砂時計型試験片の局所変形⁴⁾

極低温での低サイクル疲労試験に平滑試験片を用いると、セレーションが生じる場合、歪み量が試験片の場所および繰返し変形ごとに異なってしまう、結果の解析に困難を生じる²⁰⁾。そこで、砂時計型試験片を用い変形を1箇所に拘束することが考えられる。しかし、どの程度の曲率の試験片を用いたら良いか明らかでない。このような場合にも計算機シミュレーションは応用できる。この場合、荷重-伸び曲線とともに試験片中央部の最も内側の要素の温度も計算する。もし、変形が試験片中央部で生じれば、荷重低下の開始に対応して温度上昇の開始が認められるはずである。また、中央部以外の場所で変形が生じれば、発生した熱が中央部に伝わってくる時間だけ遅れて温度上昇が認められるものと考えられる。計算の結果、曲率半径をかなり小さくしても、変形は中央部以外でも生じていることが分かった。

5. おわりに

以上、著者らによるシミュレーションの応用を中心に、極低温セレーション変形について解説した。多くの先達の地道な努力が実り、極低温技術は大きく発展しようとしている。本解説が多少ともそれに貢献できれば幸甚である。

最後に、研究結果は文部省科研費、岩谷直治研究助成金、科技庁科学技術振興調整費による援助で得られましたことを付記し感謝いたします。供試材を提供下さった川崎製鉄、神戸製鋼所、日本製鋼所、新日本製鉄と実験に御協力いただいた東京大学低温センター、共同研究者に感謝いたします。

文 献

- 1) H. NAKAJIMA, Y. YOSHIDA, S. SHIMAMOTO, R. L. TOBLER, P. T. PUNTSCHER and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Eng. Mater.*, 34, ed. by A. F. CLARK and R. P. REED (1988), p. 241 [Plenum Publishing Corp.]
- 2) K. NAGAI, T. OGATA, K. ISHIKAWA, K. SHIBATA and E. FUKUSHIMA: *Cryogenic Materials '88*, ed. by R. P. REED, Z. S. XING and E. W. COLLINGS (1988), p. 893 [International Cryogenic Materials Conference]
- 3) K. SHIBATA and T. FUJITA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 26 (1986), p. 1065
- 4) K. SHIBATA, H. SAKAMOTO, K. FUJITA and T. FUJITA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 28 (1988), p. 136

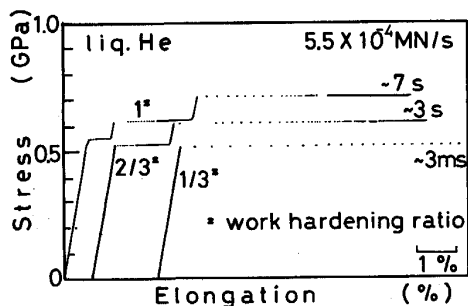


Fig. 13. Effect of work hardening on deformation behavior under constant loading rate condition in liquid helium (calculated).

- 5) Z. S. BASINSKI: Proc. Roy. Soc., A 240 (1957), p. 229
- 6) E. KURAMOTO, S. TAKEUCHI and T. SUZUKI: J. Phys. of Jpn., 34 (1973), p. 1217
- 7) R. P. REED and N. J. SIMON: Cryogenic Materials '88, ed. by R.P. REED, Z. S. XING and E. W. COLLINGS (1988), p. 851 [International Cryogenic Materials Conference]
- 8) L. P. KUBIN, Ph SPIESER and Y. ESTERIN: Acta Metall., 30 (1982), p. 285
- 9) K. ONO: J. Appl. Phys., 39 (1968), p. 1803
- 10) K. SHIBATA, M. KURITA, K. FUJITA and T. FUJITA: Martensitic Transformations '86 (1986), p. 509 [Jpn. Inst. Met.]
- 11) 柴田浩司, 藤田庫造, 坂本久樹: 第 101 回日本金属学会講演大会概要集 (1987), p. 145
- 12) K. SHIBATA, H. SAKAMOTO, K. FUJITA and T. FUJITA: Advances in Cryogenic Eng. Mater., 34, ed. by A. F. CLARK and R. P. REED (1988), p. 217 [Plenum Publishing Corp.]
- 13) D. T. READ and R. P. REED: Advances in Cryogenic Eng. Mater., 26, ed. by A. F. CLARK and R. P. REED (1980), p. 91 [Plenum Publishing Corp.]
- 14) R. OGAWA, M. SHIMADA and T. HORIUCHI: Trans. Jpn. Inst. Met., 27 (1986), p. 5
- 15) K. SHIBATA: Cryogenic Materials '88, ed. by R.P. REED, Z. S. XING and E. W. COLLINGS (1988), p. 865 [International Cryogenic Materials Conference]
- 16) K. SHIBATA, K. FUJITA, H. SAKAMOTO, E. FUKUSHIMA, K. NAGAI and K. ISHIKAWA: Cryogenic Materials '88, ed. by R.P. REED, Z. S. XING and E. W. COLLINGS (1988), p. 873 [International Cryogenic Materials Conference]
- 17) K. SHIBATA: Cryogenic Materials '88, ed. by R.P. REED, Z. S. XING and E. W. COLLINGS (1988), p. 883 [International Cryogenic Materials Conference]
- 18) T. OGATA and K. ISHIKAWA: Cryogenics, 26 (1986), p. 365
- 19) R. T. TOBLER: Private communication
- 20) 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1178