

極低温でのオーステナイト鋼のセレーション 変形におよぼす試験条件の影響

論 文
//////////
//////////
//////////

柴田浩司*・坂本久樹*²・藤田庫造*³・藤田利夫*⁴

Effects of Testing Conditions on Serrated Deformation of Austenitic Steels at Very Low Temperatures

Koji SHIBATA, Hisaki SAKAMOTO, Kouzou FUJITA and Toshio FUJITA

Synopsis:

Tensile deformation behavior of metals at very low temperatures has been investigated using mainly Fe-42%Ni alloy in order to make sure the applicability of the computer simulation method presented by the authors and to clarify effects of testing conditions on serration. The amount of elongation accompanied with each load drop in serration increased with the increase in deformation rate and with the decrease in gauge length. Hourglass type specimen showed serration similar to that observed in specimens with smoothly reduced section. Serration was smaller in liquid He(II) than in liquid He(I). All these characteristics of serration observed experimentally were produced by computer calculation. Using computer simulation, it was clarified that the increase in thermal conductivity and diffusivity decreased the amount of elongation accompanied with load drops in serration. Simulation also showed that work hardening played an important role in determining serrated deformation behavior at very low temperatures. However serration was observed even when work hardening was not considered in calculation and specimen was deformed only at the central region of the specimen. Deformation behavior observed experimentally was discussed using such results obtained by simulation.

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

1. 緒 言

著者らはすでに^{1,2)}、熱活性化による転位の運動方程式と熱バランスの式から成る計算機シミュレーションが、変形が局所的に生じる(くびれが多数生じる)ことをふくめ、Fe-Ni合金の極低温での変形挙動をかなり良く再現することを報告した。また、その計算機シミュレーション法を実験と併用して、セレーションに及ぼす材料の強度レベル²⁾、比熱¹⁾、試験片平行部の太さ²⁾、試験機の剛性¹⁾、マルテンサイト変態²⁾の影響についても明らかにした。セレーションあるいはそれに伴う現象を扱った報告は、従来他にもいくつかみられる³⁾⁻¹⁵⁾。しかしセレーションに影響を及ぼす諸因子の効果を実験的に分離し定量的な議論を行うことが容易でないため、セ

レーションの発生機構、諸因子の影響などに関し十分な理解が得られているとはいえない。一方、計算機シミュレーションをうまく用いれば、セレーションに及ぼす各因子の影響を分離して示すことが可能なため、セレーションに及ぼす諸因子の影響を統一的、定量的に理解できる。また、シミュレーションの利用により材料を試験片として使用した場合だけでなく極低温構造部材として使用した場合のセレーションの発生状況も予測可能であると考えられる。そこで本報告では、著者らの計算機シミュレーション法の適用性をさらに調べると同時に、セレーションに及ぼす上記以外の試験条件の影響を明らかにすることを目的として、引張速度、試験片平行部長さ、試験片形状、冷却方法等試験条件の影響を実験および計算機シミュレーションから比較、検討した。

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 6 月 4 日受付 (Received June 4, 1987)

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

*² 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo)

*³ 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

*⁴ 東京大学工学部 工博 (現: 東京大学名誉教授) (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Now Professor Emeritus)

2. 実験方法

2.1 供試材

主として真空溶解によつて作製した高純度の Fe-42%Ni 合金を用いたが、企業より供与された高 Mn 非磁性鋼 (32% Mn 鋼) も一部用いた。Fe-42%Ni 合金の化学組成 (wt%) は、0.001C, 41.7Ni, 0.0007N である。32% Mn 鋼の化学組成は、0.14C, 31.6Mn, 7.0Cr, 0.13N である。Fe-42%Ni 合金は熱間圧延後、1100°C で 1 h 溶体化処理して試験片に加工した。32% Mn 鋼は供与された板材 (1040°C で 2 h 溶体化処理) を試験片に加工した。試験片の形状は、平行部の長さが 10 mm、直径が 5 mm の丸棒試験片を標準とし、平行部長さの影響を見るため平行部の長さが 5 mm, 15 mm, 20 mm のものも用意した。R 部 (フィレット) の曲率半径は 5 mm で、ねじ部直径はすべて 12 mm である。一部、平行部直径 6 mm、平行部長さ 10 mm の試験片の引張軸に沿つて両側から直径 3 mm の穴をあけ、中央に約 2 mm の隔壁を残した試験片も用意した。これは穴に熱電対を挿入し隔壁におしつけた状態でワニスで固定して変形中の試験片の温度変化をみるために用いた。また、砂時計型の試験片を用いて試験片形状の影響を調べた。砂時計型試験片の寸法は、曲率部の長さ 20 mm、曲率半径 16 mm、最小直径 5 mm、ねじ部直径 12 mm である。

2.2 引張試験

引張試験は、室温、液体窒素中、液体ヘリウム中などで油圧式試験機を用いて行い、試験片の長さ変化は、前報同様試験片に取り付けたクリップオンゲージにて検出した¹⁾。この場合、平行部と共に R 部の長さ変化も同時に検出されるが、歪みは検出される長さ変化を初期平行部長さで除して求めた。また、セレーションの様子を詳しく観察したいため、ほとんどの場合歪み測定之感度を上げ 10% 程度の歪みまでで測定を終了した。液体ヘリウム中での試験は通常の He (I) 中での測定に加え、蒸発ヘリウム圧を真空ポンプでおよそ 30 Torr まで減圧して実現させた¹⁴⁾ He (II) (超流動ヘリウム) 中での測定も行った。平行部を有する試験片の変形速度は、とくに断らないかぎり荷重-伸び曲線における変形初期の弾性変形領域の歪み (公称歪み) 速度がおよそ $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ となるようにクロスヘッド速度を定めた。セレーションが見られる荷重-伸び曲線の塑性変形領域における歪み速度は、荷重低下開始時急速に増大し最大速度を示したあと減速するように変化し一定ではなく、最大速度もおおのこの荷重低下において異なるので、特定の値で示すことができない。

2.3 計算機シミュレーション

計算機シミュレーション方法は、前報¹⁾で詳しく述べた方法と基本的に同様である。Fig. 1 に例を示すように、試験片を計算要素に分割し、Fig. 2 に概略を示したような順序で計算を行う。まず各要素において転位の熱活性化速度式を用いて短時間間隔 ($2 \times 10^{-5} \text{ s} \sim 1 \times 10^{-4} \text{ s}$) の塑性変形量を計算し、ついでクロスヘッド速度一定の条件から荷重変化を求め、熱バランスの式から温度変化を計算する。これらの計算を繰り返すと応力 (公称応力)-伸び (あるいは公称歪み) 曲線、試験片直径あるいは試験片温度の分布曲線などが求まる。Fig. 2 のステップ 1 中の $\dot{\epsilon}$ は塑性変形速度、 U は転位の運動の活性化エネルギーである。 A_0 は Burgers ベクトル、転

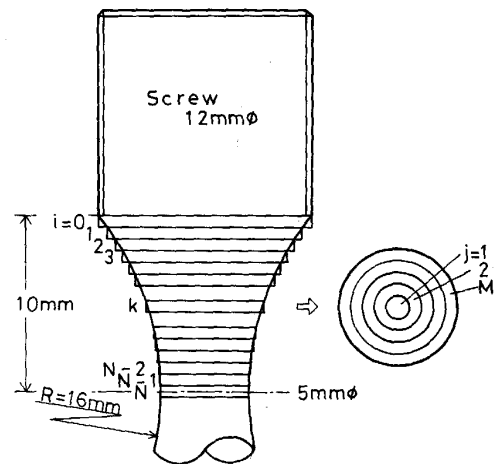


Fig. 1. Elements for calculation of the hourglass type specimen.

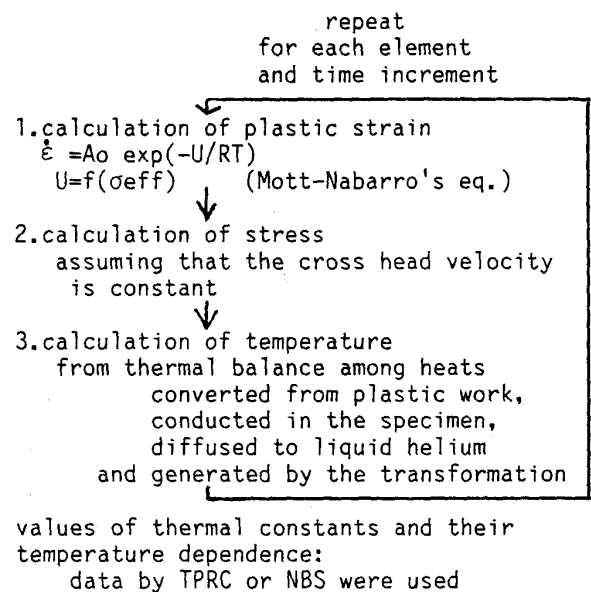


Fig. 2. Basic flow of calculation.

位の運動の素過程における振動数、移動距離などに関する定数、 R は気体定数、 T は絶対温度で表した計算要素の温度である。 σ_{eff} は転位に働く有効応力で、付加応力から変形抵抗の非熱活性化成分を差し引いたものである。ステップ3では、試験片のねじ部と周囲の冷媒の温度を常に T_0 (液体 He(I) の場合 4.2 K, 液体 He(II) の場合 2 K, 液体窒素の場合 77 K) とした。使用した比熱、熱伝導度、熱伝達係数の温度依存性のデータは、文献より引用した。ただし、Fe-42%Ni 合金そのものの熱伝導度はデータが見当たらなかつたのでアンバー合金のデータ¹⁶⁾を用い、比熱のデータは Fe-Ni 合金のデータ¹⁷⁾を外挿して求めた。熱伝達係数は、BRENTARI らのデータ¹⁸⁾を用いた。塑性変形に要した仕事が熱に変換する割合は、KURAMOTO ら⁵⁾にならつて 0.9 とした。高 Mn 鋼の熱定数に関するデータが見出せなかつたので、計算機シミュレーションは Fe-42%Ni 合金でのみ行つた。

3. 実験結果および考察

3.1 引張速度の影響

Fig. 3 は Fe-42%Ni 合金を用いてクロスヘッド速度の異なる引張試験を行い、セレーションに及ぼす引張速度の影響を調べた結果である。図中に示す歪み速度は弾性変形領域における値である。引張速度が遅いほどセレーションの発生が遅れ、セレーションの大きさ(応力-伸び曲線に見られるセレーションの荷重低下ともなう塑性伸びの大きさ)[†]も小さくなり、曲線の滑らかさが減少して鋭角的になつている。これは、引張速度を遅

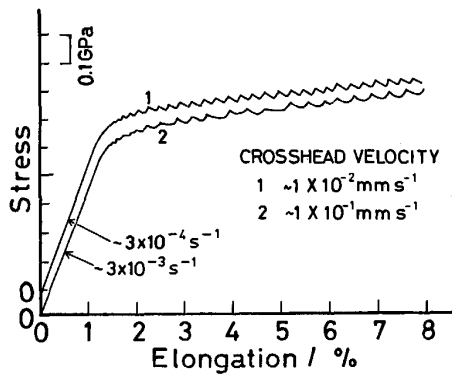


Fig. 3. Effect of strain rate on serration observed experimentally. Subsequent parts of the curves are left out.

[†] セレーションの大きさを荷重低下の大きさとしても荷重低下ともなう伸びとしても矛盾しない場合もある²⁾が、例えばチタン合金では荷重低下の程度が大きくなってそれに伴う伸びが非常に大きいことなどが明らかになりつつあるので、これらを区別して議論したほうが一般的であると考えられる。

くすると、単位時間に塑性変形仕事から変換する熱量が減少するのに対し、熱伝導や熱伝達により失われる熱量は変わらないため、温度上昇が少なくなることによるものと考えられる。著者らの計算機シミュレーション法¹⁾は、セレーションが基本的に塑性変形仕事による発熱と熱伝導・熱伝達により失われる熱との間の熱バランスおよび転位の熱活性化運動とのかねあひのみで生じるという考えにもとづいている。したがって、セレーションに及ぼす引張速度の影響もこのシミュレーションによつて再現されることが予想される。Fig. 4 に平行部長さ 10 mm の Fe-42%Ni 合金を想定した計算結果を示す。予想したとおり引張速度を遅くすると、セレーションの発生が遅れ曲線の滑らかさも減少している。セレーションの大きさも小さくなつており、実際に観察されると同様の効果が良く再現されている。別報で強度レベルが低くなるほど²⁾、また平行部が細くなるほど¹⁾セレーションが小さくなることを明らかにした。これをセレーションに及ぼす引張速度の影響と合わせて考えると、一般に試験片中に熱がたまりにくいほどセレーションが小さくな

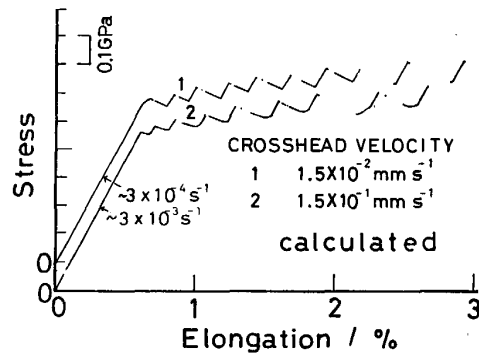


Fig. 4. Effect of strain rate on serration obtained by calculation.

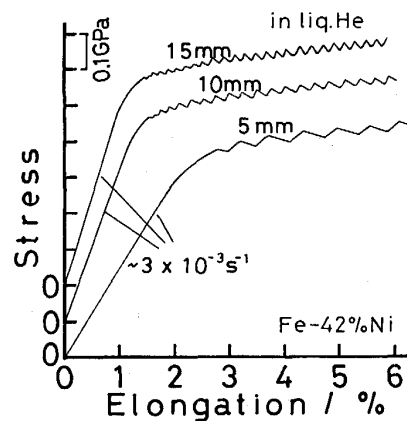


Fig. 5. Effect of gage length on serration observed experimentally. Subsequent parts of the curves are left out.

る傾向にあるといえる。

3.2 平行部長さの影響

Fig. 5 に実際に得られた応力-伸び曲線を示す。平行部が短くなるにしたがいセレーションが大きくなること分かる。なお、弾性変形領域の直線の傾きが平行部長さが短くなるほど小さくなっている。これは、変形中の長さ変化を平行部だけでなくR部も含めて測定しているため、平行部長さが短いと検出される変形量のうちR部での変形量の割合が多くなるためと考えられる。Fig. 6 は計算結果である。(a) は実験同様R部の変形も含めて歪みを検出した場合に相当し、(b) は平行部のみの歪みを検出した場合に相当する。Fig. 5 と Fig. 6(a) を比較すると変形初期の弾性変形領域から塑性変形領域に移行する部分の様子に相違が見られるものの、平行部長さが短くなるほど弾性変形領域の直線の傾きは小さくなり、セレーションの大きさも全体が大きくなっていて、計算結果は実験結果を良く再現しているといえる。すでに述べたように、一般に熱が試験片にたまりにくいとセレーションが小さくなるように考えられる。しかし、このような考えだけにとづけば、平行部長さが短くなると、軸方向の温度勾配が大きくなるので、熱伝導の割合が大きくなってセレーションは小さくなることが予想され

る。しかしそうならないのは、単純に熱バランスだけを考えたのではセレーションの挙動を説明できないことを示す。著者らは平行部が短くなるほどセレーションが大きくなる一つの理由を次のように考えている。セレーションの一つ一つの荷重低下に対応する局所変形は、おのおの場所を変えながら生じ、局所変形が生じた領域が平行部をおおった後、すでに局所変形した領域に重なって新たな局所変形が生じると考えられる。局所変形が生じた領域は他の領域に比べ加工硬化の程度が大きいので、局所変形がこの領域に重なって生じると単位時間に生じる発熱量が増えセレーションは大きくなる。もし、平行部長さが変化しても、局所変形領域の大きさにそれほど大きな相違がないと仮定すると、一つの局所変形領域が担う変形量は歪みになおすと平行部長さが短いほど大きくなることに加え、平行部が短いほど数少ない局所変形で平行部がおおわれ、全体に大きなセレーションが生じるようになることが考えられる。そこで、そのような仮定を検証するため、変形後の試験片直径が軸方向にどのように分布しているかを観察した。Fe-42%Ni 合金では局所変形領域の大きさが観察するには小さすぎるので、大きな局所変形が生じ観察しやすい 32%Mn 鋼を用いて、平行部長さと局所変形領域の大きさとの関係調べた。結果を Fig. 7 に示す。いずれにおいても荷

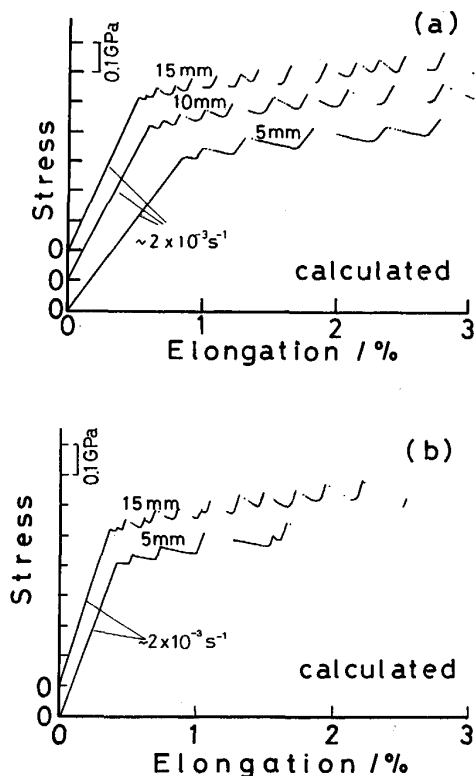


Fig. 6. Effect of gage length on serration obtained by simulation (a) with and (b) without considering fillet in elongation calculation.

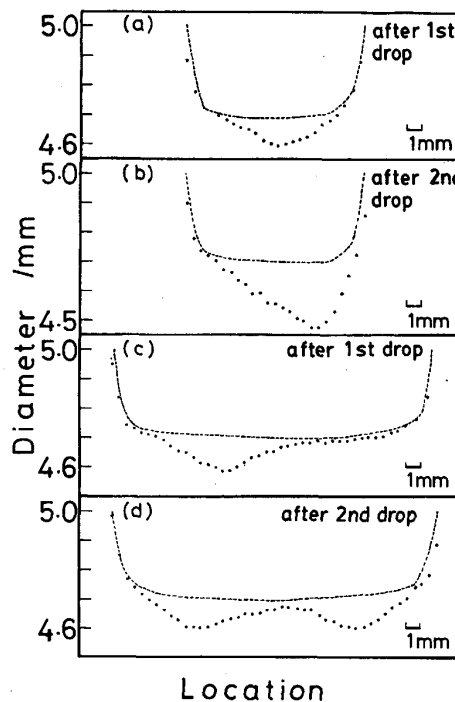


Fig. 7. Profile of diameter of Fe-32%Mn specimens deformed to just after the first or the second load drop in serration. Gage length is 10 mm for (a) and (b), 20 mm for (c) and (d).

重-伸び曲線の弾性変形領域における歪み速度がおよそ $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ となるようにクロスヘッドの移動速度を調整した。液体ヘリウム中で引張変形を与え、セレーションの荷重低下が一つあるいは二つ生じたところで変形を停止し、試験片を取り出して試験片の直径分布をシャドウメーター（投影顕微鏡）で測定した。平行部の長さが変化しても、セレーションに対応する局所変形領域の大きさはあまり変わらず、上記仮定が正しいことが分かる。しかし、平行部の長さが変われば温度勾配にも差が生じるので、局所変形領域の大きさに明瞭な違いが見られてよいように考えられるのにそうならない理由については、現在のところ明らかでない。局所変形が生じるとその部分の断面積が減少して応力が増加するのにセレーションがこの場所に集中して生じない理由としては、加工硬化の効果が考えられる。加工硬化の効果については後で別に検討する。

3.3 砂時計型試験片の変形挙動

加工硬化しても応力集中の程度が大きければ局所変形が1か所に集中することも予想される。そこで、砂時計型試験片を用いた場合はどうかを調べてみた。Fig. 8

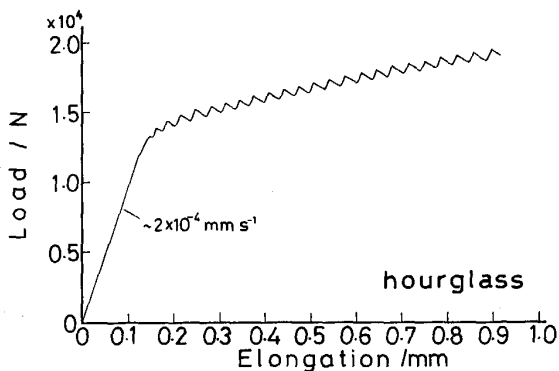


Fig. 8. Load-elongation curve observed using an hourglass type specimen. Subsequent part of the curve is left out.

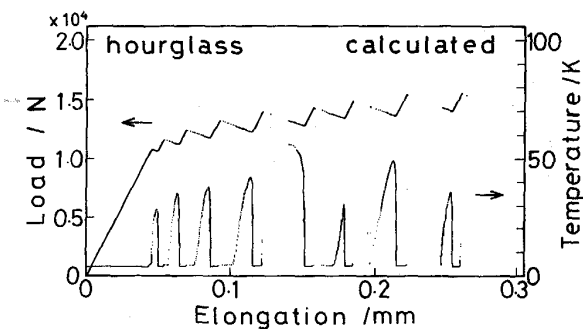


Fig. 9. Load-elongation and temperature-elongation curves obtained by simulation using an hourglass type specimen.

は、実際に試験して得られた砂時計型試験片の荷重-伸び曲線である。弾性変形領域の変形速度はおよそ $2 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$ である。砂時計型試験片でも、意外にセレーションが大きくならず数も多く生じることが分かる。Fig. 9 は砂時計型試験片を用いた場合の計算機シミュレーション結果である。弾性変形領域の変形速度は Fig. 8 の場合と同様にした。この場合も計算結果は実験結果を良く再現しているといえる。図には試験片中央部の最も内側の要素の温度変化も示してある。もし局所変形が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。一方、試験片の中央部以外で局所変形が生じれば、そこで生じ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。このように Fig. 9 を見ると、変形が中央部以外でも生じていることが分かる。曲率半径が 5 mm の試験片についてもシミュレートしたが同様な結果が得られた。砂時計型試験片の使用は、極低温での疲労試験において特別な意味を要する。すなわち、局所変形が生じる場所を定めることにより、平行部付き試験片では問題が生じる¹⁹⁾ 歪み量と疲労硬化・軟化あるいは疲労寿命との関係の詳しい解析を可能にすることができると考えられていた。しかし本研究結果より、曲率半径をかなり小さくしても、局所変形を1か所に集中させられないことが分かった。

3.4 加工硬化の効果

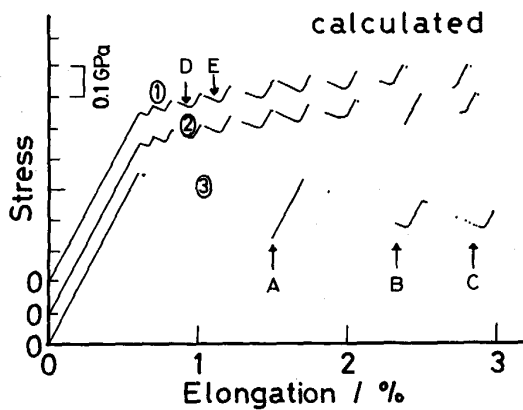
3.2, 3.3 節でセレーションの発生挙動は加工硬化の大きさに影響を受けると考えられることを述べた。本節では計算機シミュレーションを用いてセレーションに及ぼす加工硬化の効果について詳しく検討する。著者らのシミュレーション法においては、前報¹⁾ で述べたように、次式を仮定することにより加工硬化を考慮している。すなわち、変形に伴って可動転位密度が(1)式に従って増加するとともに、転位間の相互作用も増して(2)式のように有効応力が減少する。

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

$$\sigma_{eff} = \sigma_{app} - \sigma_{ath} - \gamma \epsilon^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 n は可動転位密度、 n_0 は初期可動転位密度、 σ_{app} は付加応力、 σ_{ath} は変形抵抗の初期非熱活性成分、 ϵ は塑性変形量である。 α, γ はそれぞれ可動転位の増殖および加工硬化の程度を示す定数である（前報¹⁾ では γ を $\alpha \times \beta$ のように表した）。そこで、 α, γ の値を変えることにより加工硬化の影響を検討した。結果を Fig. 10 に示す。Fig. 10 の曲線1は Fig. 4 の曲線1と同じもので、可動転位の増殖、加工硬化ともに考慮したものである。曲線2は α の値のみゼロにした場合の結果で、

曲線3は、(1)、(2)式の α, γ をゼロとおき可動転位の増殖も加工硬化も生じないとした場合の結果である。曲線2,3の計算では、 α, γ 以外のパラメーターの値は曲線1の場合と同じにしている。これより、加工硬化しなくてもセレーションは生じることが分かる。しかし、加工硬化しないとした場合、変形とともに荷重レベルが全体に低下し、セレーションの大きさも変形初期には大きい変形とともに減少する。したがって、セレーションの大きさに及ぼす加工硬化の効果は、変形初期のセレーションを小さくし、変形後期のセレーションを大きくするといえる。なお曲線1,2を比較すると、可動転位が



① Both were considered ② Generation of mobile dislocation was not considered ③ Both were not considered

Fig. 10. Effect of work hardening and dislocation generation on serration obtained by simulation.

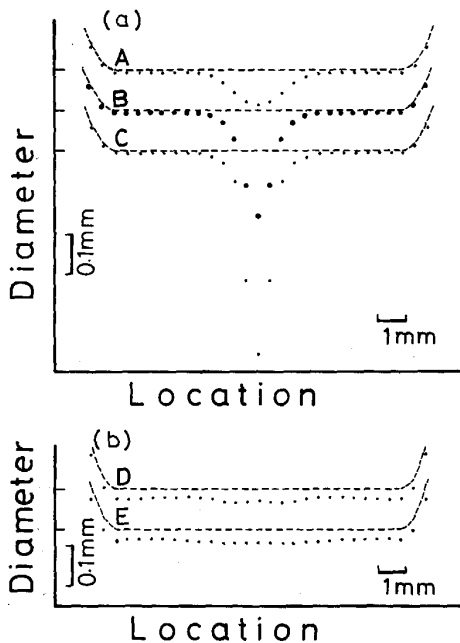


Fig. 11. Profiles of diameter of the specimens deformed to the elongation shown by arrows in Fig. 10.

増殖してもしなくてもセレーションの発生挙動にはそれほど大きな影響は見られないことが分かる。Fig. 11はFig. 10の曲線1,3上に示した矢印のところまで変形させたときの、試験片直径の分布曲線である。加工硬化しない場合、変形が試験片中央部にはげしく集中して生じている。そのためこの部分の応力集中はかなり大きいものと考えられる。Fig. 10の曲線3の応力レベルが変形とともに減少しているのはこのためと考察される。加工硬化しないとした場合、変形が試験片中央部にみに集中して生じるのに対して、加工硬化する場合局所変形は試験片中央部にみに集中していない。このことは、加工硬化による変形能低下の効果を示すものと理解され、加工硬化する場合変形初期のセレーションが加工硬化しないとした場合より小さくなる理由と考えられる。Fig. 10, 11の結果はまた、局所変形が1箇所に集中してもセレーションそのものは生じ得ることも示している。これより、セレーションにおいて、荷重が急速に低下したあとなぜ停止するか理由の中に加工硬化の寄与を考慮する考えがある³⁾が、セレーションの発生そのものに対する加工硬化の寄与は本質的なものではないことが明らかとなった。セレーションの発生機構に関する詳しい検討および計算機シミュレーションのアルミニウム合金、チタン合金などへの適用については別に報告する。

3.5 セレーションに及ぼす液体 He(I) 中引張りと液体 He(II) 中引張りの影響

Fig. 12に He(I) 中および He(II) 中で得られた応力-伸び曲線と温度-伸び曲線を比較して示す。He(II) 中で生じるセレーションのほうはずかではあるが小さく温度上昇もない。この結果は SUS 304LN, 310S 鋼を用いて行った緒形らの結果¹⁴⁾と同様である。以下にこ

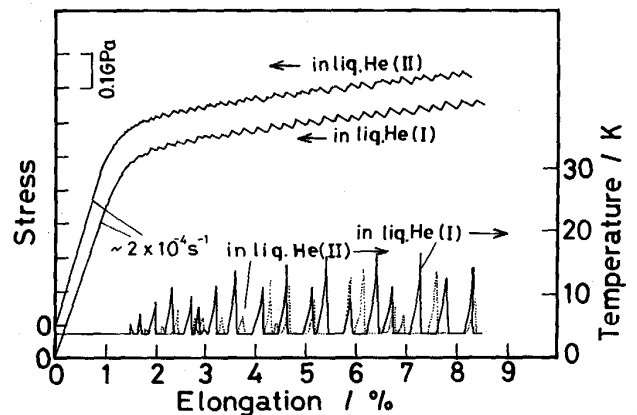


Fig. 12. Stress-elongation and temperature-elongation curves obtained experimentally in liquid He(I) and He(II) using specimens with holes for temperature measurement.

の理由について考察する。まず、液体 He(I) の温度は 4.2 K で液体 He(II) の温度はこの場合およそ 2 K である。そのため、強度、比熱、熱伝導度、熱伝達係数が両者で異なる。温度が下がると比熱、熱伝導度は小さくなる。熱伝達係数は、広い試験片温度範囲にわたって液体 He(II) でのほうがかなり大きいとされている²⁰⁾²¹⁾。極低温における強度の温度依存性に関しては明らかでない点が残されており、温度が低くなると強度が通常とは逆に低下するという報告²²⁾²³⁾ も見られる。本研究では、用いた温度測定用の穴を有する試験片では正確に断面積が測定できないため、液体 He(I) 中と液体 He(II) 中での強度を比較できなかった。しかし、たとえ強度に逆温度依存性があるとしても両者の差はわずかであると考えられる²²⁾²³⁾。強度、比熱のセレーションに及ぼす影響についてはすでに報告したように、強度レベルが高いほど²⁾、また比熱が小さいほど¹⁾ セレーションは大きくなる。熱伝導度の影響については熱伝導度が小さくなるほど変形中試験片に熱がたまりやすくなるのでセレーションは大きくなることが予想される。すでに述べてきたように計算機シミュレーションは良く実験結果を再現することが分かったので、このセレーションに及ぼす熱伝導度の効果をシミュレーションを用いて確認した。結果を Fig. 13 に示す。曲線 2 は Fe-42%Ni 合金の場合で、曲線 1, 3 はそれぞれ熱伝導度が Fe-42%Ni 合金の場合の 5 倍、5 分の 1 にした場合の結果である。これより熱伝導度が小さくなると確かにセレーションは大きくなる（セレーションの荷重低下にともなう塑性伸びが大きくなる）ことが分かる。このように、比熱、熱伝導度の効果を考えると 4.2 K から 2 K への温度低下は、セレーションを大きくするように働く。強度レベルの効果に関しては、強度が通常の温度依存性を示すのであれば温度低下はセレーションを大きくするように働く。また、たとえ強度に逆温度依存性があるとしてもその効果は温度低下によりセレーションを明らかに小さくするほどには大きくないものと考えられる。したがって、液体 He(II) 中でのほうが液体 He(I) 中よりセレーションが小さくなるという実験結果は、これら因子の効果によるものでないことが分かる。そこで、熱伝達係数の大きさの効果を検討した。結果を Fig. 14 に示す。曲線 1 は液体 He(I) 中での引張りを想定したものである。曲線 2 は 2K の液体 He(II) 中での引張りを想定したものであるが、計算のうえで熱伝達係数だけを液体 He(I) の場合のものとした結果である。曲線 3 は液体 He(II) 中での引張りを想定し、曲線 2 の計算結果のうち熱伝達係数を全温度にわたって 5 倍にした場合の結果である。5 倍

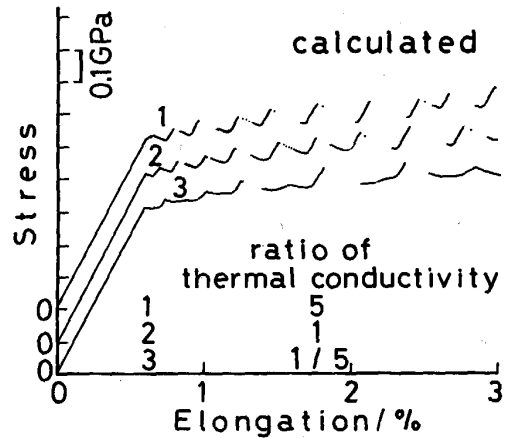


Fig. 13. Effect of thermal conductivity on serration obtained by calculation.

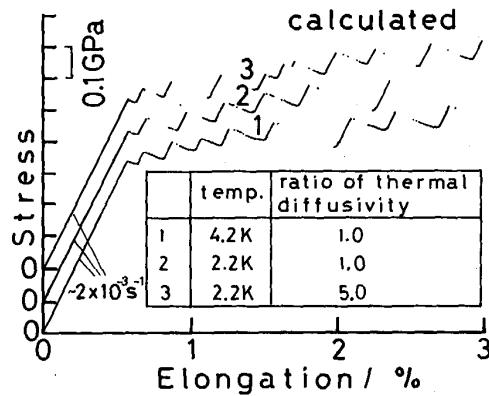


Fig. 14. Effects of test temperature and thermal diffusivity on serration obtained by simulation for specimens with holes.

という値にはとくに根拠はなく、液体 He(II) を使用した場合の熱伝達係数がどれだけ大きくなるか具体的に示した文献が見出せなかつたため仮に用いた値である。実際にはさらに大きな値となることも考えられる²⁰⁾²¹⁾。Fig. 14 の結果は熱伝達係数が大きくなるとセレーションは小さくなることを示しており、液体 He(II) 中でのセレーションが小さいのはこの熱伝達係数の効果のためであるといえる。

4. 結 論

極低温で生じるセレーションに及ぼす試験条件の影響を、主として Fe=42%Ni 合金を用いた弾性変形領域の歪み速度が $10^{-3} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の範囲の引張試験と計算機シミュレーションから比較、検討し、以下のような結論を得た。

①引張速度を遅くするとセレーションは小さくなり、最初の荷重低下が生じるまでの変形量が大きくなると

もに、応力-伸び曲線が全体に鋭くなる。

②平行部長さを短くするとセレーションは大きくなる。

③曲率半径が 16 mm の砂時計型試験片においても、セレーションが観察された。

④液体 He(II) 中では液体 He(I) 中と比べセレーションが小さくなる。

⑤以上の実験結果は、計算機シミュレーションによっても再現された。シミュレーションによれば、曲率半径を 5 mm にしても局所変形を試験片中央部のみで生じさせることはできないことが分かった。

⑥試験片平行部長さとセレーションの大きさとの関係は、局所変形領域の大きさが平行部長さにあまり影響されないことと、他の条件が同じなら加工硬化の程度の少ない箇所で局所変形が生じやすいことによるものと考えられる。

⑦加工硬化は局所変形が 1 箇所に集中するのも妨げる。また加工硬化は変形初期のセレーションを小さくし、変形後期のセレーションを大きくする。

⑧加工硬化しなくても、また局所変形が 1 箇所だけに集中して生じてもセレーションそのものは生じ得る。

⑨熱伝導率、熱伝達係数が大きいとセレーションは小さくなる。液体 He(I) 中での引張りに比べ液体 He(II) 中での引張りの方がセレーションが小さいのは、後者での熱伝達係数が大きいことによる。

最後に、供試材の準備に御協力いただいた川崎製鉄の野原清彦博士、日本製鋼所の大西敬三博士、三浦立氏、実験の便宜を与えていただいた東京大学低温センターに深謝致します。また研究費の一部は岩谷直治研究助成金、科学技術庁科学技術研究振興調整費によりましたことを付記し感謝致します。

文 献

- 1) K. SHIBATA and T. FUJITA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **26** (1986), p. 1065, *鉄と鋼*, **73** (1987), p. 723
- 2) K. SHIBATA, M. KURITA, K. FUJITA and T. FUJITA: *Proc. the Int. Conf. on Martensitic Transformation*, Japan Inst. of Metals (1986), p. 509
- 3) Z. S. BASINSKI: *Proc. Roy. Soc.*, **A240** (1957), p. 229
- 4) G. Y. CHIN, W. F. HOSFORD, Jr. and W. A. BACKOFEN: *Trans. AIME*, **230** (1964), p. 1043
- 5) E. KURAMOTO, S. TAKEUCHI and T. SUZUKI: *J. Phys. Soc. Japan*, **34** (1973), p. 1217
- 6) 福島英二, 後藤 明: *日本金属学会誌*, **39** (1975), p. 182
- 7) E. F. MEDEDEV and E. S. KILRILLOV: *Cryogenic*, **17** (1977), p. 283
- 8) D. T. READ and R. P. REED: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **26** (1980), p. 91
- 9) V. A. MOSKALENKO, V. I. STARTSEV and V. N. KOVALEVA: *Titanium*, **80** (1980) 2, p. 821
- 10) T. KAWABATA, S. MORITA and O. IZUMI: 同上, p. 801
- 11) L. P. KUBIN, P. SSIESSER and Y. ESTRIN: *Acta Metall.*, **30** (1982), p. 385
- 12) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿: *鉄と鋼*, **71** (1985), p. 1390
- 13) 石川圭介, 緒形俊夫: *日本金属学会誌*, **50** (1987), p. 28
- 14) T. OGATA, K. ISHIKAWA, K. NAGAI and T. YURI: *Cryogenics*, **25** (1985), p. 444
- 15) K. NAGAI, T. YURI, Y. NAKASONE, T. OGATA and K. ISHIKAWA: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **32** (1986), p. 313
- 16) *LNG Materials and Fluids-User's Manual and Supplement, I-II*, NBS, Boulder (1977)
- 17) *Thermal Properties of Matter, IV*, ed. by TPRC, Plenum, New York/Washington (1970)
- 18) E. G. BRENTARI and R. V. SMITH: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **10** (1965), p. 325
- 19) 柴田浩司, 藤田利夫: *鉄と鋼*, **73** (1987), p. 1178
- 20) R. C. JOHNSON and W. A. LITTLE: *Phys. Rev.*, **130** (1963), p. 596
- 21) A. P. DOREY: *Cryogenics*, **5** (1965), p. 146
- 22) V. I. VERKIN, V. Ya. ILICHEV and I. N. KLIMENKO: *Advances in Cryogenic Engineering Materials*, **26** (1980), p. 120
- 23) R. OGAWA, M. SHIMADA and T. HORIUCHI: *Trans. Jpn. Inst. Met.*, **27** (1986), p. 5