極低温におけるセレーシヨンの 計算機シミュレーション

柴 田 浩 司

東京大学工学部金属材料学科 東京都文京区本郷 7-3-1

(1987年6月20日受理)

Computer Simulation of Serration at Very Low Temperatures

Koji SHIBATA

Department of Metallurgy, The University of Tokyo,
7-3-1, Hongo, Bunkyo-ku, Tokyo 113

(Received June 20, 1987)

Synopsis :

Concerning computer simulation of serration at very low temperatures, calculation procedure and its several applications have been mentioned. Simulation methods by other researchers have several shortcomings, for instance, deformation being unreasonably considered to occur homogeneously. Using the present author's method, characteristics of serration and the accompanied phenomena can be simulated very well, and the effects of many factors on serration can be clarified.

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、大抵の場合荷重-伸び曲線にセレーシオンが現れる^{1,2)}。セレーシオンの生じかたは材料の種類、強度レベル、試験片の太さ、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 He 気体中か、液体 He (I) 中か液体 He (II) 中か）など多くの因子によって影響をうける。そのため、たんに引張り試験の実験データを集めただけではセレーシオンの生じ方とそれらの個々の因子との関係を総合的、定量的に明らかにしたり、金属材料を複雑な形状を有する極低温の構造部材として使用した場合や材料試験時の、セレーシオンの発生状況を正しく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オ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オンの計算機シミュレーションに関しては、今日までに Kuramoto ら³⁾、Kubin ら⁴⁾の研究がある。しかし、彼らのシミュレーション方法は、変形が均一に生じていること、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に物理的

意味が不明確なものが多く試験条件や材料因子の影響をみにくいことなど不十分な点が多い。また、Kubin らのシミュレーション方法によると強度レベルが高いほどセレーシオンが小さくなってしまったり、変形量が増えてもセレーシオンの大きさが変わらなかったりして、実際に観察されるセレーシオンと異なった結果も得られてしまう。著者らは、極低温における実際の変形挙動を非常によく再現するだけでなく、セレーシオンに及ぼす諸因子の影響を容易に調べることができるシミュレーション法を見いだした⁵⁻⁸⁾。本解説では、セレーシオンの計算機シミュレーションについてその方法を中心に説明すると同時に、計算機シミュレーションの応用例をいくつか紹介する。

2. シミュレーション方法

2.1 セレーシオンに対する基本的考え方

極低温で生じるセレーシオ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、以下のように二つのグループに大別できる。①変形双晶⁹⁾、マルテンサイト¹⁰⁾あるいは転位の急速な運動開始¹¹⁾が生じるときの応力緩和に原因を求めるものと、②変形の際大きな発熱が生じることに原因を求めるものである。

いま、前者を力学的機構、後者を熱的機構と呼ぶことにすると、熱的機構はさらに、局所変形あるいは急速な荷重低下が生じるきっかけ（いわゆるトリガー）としてなんらかの特別な現象が生じる必要があるとするもの^{12,13}（②-1）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^{3,4,14}（②-2）とに分けることができる。しかし、極低温におけるセレーションがAl合金、SUS 310S 鋼など変形中マルテンサイトや双晶を生じないか生じにくい材料においても観察されることや、応力-伸び曲線上でセレーションがかなり規則的に生じることから、マルテンサイトや双晶の発生がセレーションの発生と直接的に関係しているとは考えられない。すなわち、力学的機構がセレーションの生じかたに影響を及ぼすことはあるとしても、セレーションの本質的な原因になるとは考えられない。そこで、著者らは②の立場に立って計算を行うことにした。また、セレーションのきっかけとして別に特別な現象は考慮せず、基本的に熱バランスと転位の熱活性による運動だけを考える。これで実際の変形挙動がよく再現できれば、②-2の説が正しいと考えてよいことになる。以下にその方法の概略を説明する。詳しくは他の文献⁵⁻⁸を参照していただきたい。

2.2 シミュレーション方法⁵⁾

1) 計算要素への分割

丸棒試験片を中心軸に直角に N 個の薄い円盤に分割し、さらにそれぞれの円盤を幅の等しい M 個のリングに分割する（丸棒試験片以外の形状への適用も原理的に可能である）。

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。

$$\dot{\epsilon}_p \Delta t = A_0 n \exp(-U/RT) \quad (1)$$

$\dot{\epsilon}_p$ 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 は多結晶体の各結晶粒で生じる多重すべりの効果、転位のバーガースベクトル、デバイの振動数、転位が一つのエネルギー障壁を越えるときの移動距離、一つのエネルギー障壁を越えたとき転位の力学的平衡がくずれることや慣性力の効果などによって続けて越えることができる障壁の数に関係する定数である。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おり、他の関数を用いる

こともできるが、ここでは Mott-Nabarro の式

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

を用いた。 U 、 U_0 、 σ_{eff} 、 σ_0 の間の関係を Fig. 1 に模式的に示す。

加工硬化は以下のようにして考慮した。

$$n = n_0 + \alpha \epsilon^{1/2} \quad (3)$$

$$\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{app}} - \sigma_{\text{ath}} - \beta \epsilon^{1/2} \quad (4)$$

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 、 β 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(2)中の σ_0 の値は、実験的に得た0.2%耐力-試験温度曲線より0 K付近の0.2%耐力を外挿し σ_{ath} を差し引いて求めた値で近似した。

3) 変形の拘束の考慮

以下のような仮定のもとに隣り合う要素間の拘束を考慮した。第一に、各円盤内のリングの塑性伸びの平均をその円盤の塑性伸びとする。第二に、ある円盤の塑性伸びは、隣の円盤との二つの接合領域の塑性伸びを平均したものとする。第三に、隣の円盤との接合領域における塑性伸びは、互いに接する二つの円盤の拘束を考えない場合の塑性伸びの平均値をとるとする。

4) Δt 間の荷重増分の計算

クロスヘッドの駆動速度一定という条件を仮定し

$$\Delta Y = \Delta L_{\text{ER}} + \Delta L_{\text{E}} + \Delta L_{\text{P}} \quad (5)$$

なる式を解くことによって計算する。ここで ΔY は Δt 間のクロスヘッドの移動距離、 ΔL_{ER} 、 ΔL_{E} 、 ΔL_{P} はそれぞれ Δt 間のブルロードの弾性伸び、試験片の弾性伸び、試験片の塑性伸びである。 ΔL_{ER} 、 ΔL_{E} を荷重、ヤング率を用いて表せば、荷重は(5)の中で唯一の未知数となる。

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

Fig. 1 Interrelation between effective stress (σ_{eff}) and activation energy (U).

よる発熱量を計算する。ついで、比熱¹⁵⁾、熱伝導度¹⁵⁾および、熱伝達係数¹⁶⁾の温度依存性に関する文献データを参照して、各要素での熱の流出量を計算し、これらの和を熱量 dQ とする。あらかじめ温度-比熱曲線より

$$Q(T) = \int_{T_0}^T C_p(T) dT \quad (6)$$

を計算し、温度 T から $Q(T)$ が求まるようにしておき、方程式

$$Q(x) - Q(T) - dQ = 0 \quad (7)$$

の根 $x(=T + \Delta T)$ を、Newton 法を用いて求め ΔT を得た。 T_0 は冷媒の温度である。冷媒が液体窒素、液体ヘリウムの場合の熱伝達係数は Brentari ら¹⁶⁾の熱流束-温度差曲線を参考にした。彼らのデータにもとづき試験片材料による熱伝達係数の相違は考慮しなかった。塑性仕事から熱への変換率は $0.4 \sim 0.6^{13)}$ や $1.0^{2)}$ とする報告もあるが $0.9^{2)}$ 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。測定系(熱電対、レコーダ)のレスポンス(時定数)を考慮すると、測定にかかる温度変化も得られる。

試験条件(歪み速度^{7,8)}、試験温度⁷⁾、試験機の剛性⁵⁾など、試験片形状(平行部太さ⁵⁾、平行部長さ⁷⁾、砂時計型試験片⁷⁾、切り欠き付き試験片など)、材料(Fe-36~42% Ni 鋼^{5,6)}、アルミニウム合金⁸⁾、純チタン⁸⁾、チタン合金)をいろいろ変化させて検討したが、計算結果は実際に観察される変形挙動をよく再現することがわかった。以下にシミュレーションの応用例をいくつか示す。とくに断わらない限り材料は Fe-42% Ni 鋼で、実験では高純度の原料を用い真空炉で溶解し、 $1,100^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ 加熱、水冷の熱処理を施したものを用いた。

3. 計算機シミュレーションの応用

3.1 セレーションの大きさに及ぼす比熱⁶⁾、熱伝導度⁷⁾の影響

セレーションに影響を及ぼすと考えられるある因子の影響を実験的に明らかにしようとする他の因子も同時に変化してしまうことが普通である。しかし、計算機シミュレーションでは、厳密な意味で一つの因子だけを变化させることが可能である。Fig. 2 (a) はセレーションに及ぼす比熱の影響を示したものである。

Fig. 2 Effect of specific heat (a) and thermal conductivity (b) on serration.

曲線 2 は Fe-42% Ni 鋼を想定した計算結果で、実際に観察されるセレーションの特徴がよく再現されている。曲線 1 は全温度にわたって比熱が 3 倍になった場合を想定した結果である。比熱が大きくなると、セレーションが小さくなる様子がわかる。Fig. 2 (b) は熱伝導度の影響を示したものである。曲線 2 は Fe-42% Ni 鋼の結果で、曲線 1 および 3 はそれぞれ熱伝導度が全温度にわたって Fe-42% Ni 鋼の場合の 2.5 倍、2.5 分の 1 にした場合の結果である。熱伝導度が小さくなるとセレーションは大きくなることがわかる。なお、Fig. 2 の横軸の伸びは、実験方法との関係からファイレット部を含む試験片長さを初期平行部長さで除した値で示す。本解説ではとくに断わらない限り、平行部長さ 10 mm、直径 5 mm の試験片を用い、伸びはこのような表しかたをした。弾性変形領域での歪み速度も断わらなければおよそ $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である。

3.2 試験温度⁷⁾、熱伝達係数の影響⁷⁾

液体ヘリウム (He(I)) 中と液体窒素中での引張り挙動を計算すると、液体窒素中では観察されないセレーションが、液体ヘリウム中では観察される様子がよ

く再現させることができる⁵⁾。また、計算から求められる直径の分布曲線より、液体窒素中では変形は均一に生じているが、液体ヘリウム中では不均一変形が生じていることも再現できる。Fig. 3 は Fe-42% Ni 鋼を液体 He(I) 中で引張った場合と液体 He(II) 中で引張った場合の、計算で得られた応力-伸び曲線、温度-伸び曲線を比較したものである（この場合の試験片形状は温度測定のため長手方向に穴をあけたものを想定した⁶⁾）。液体 He(II) 中でのほうがセレーションが小さくなっている。これは実際に観察される傾向^{7,17)}と一致している。液体 He(II) 中での引張り試験では、温度が低く熱伝達も大きい。温度が低いと強度レベルは上がり、比熱、熱伝導度は小さくなる。強度が上がるとセレーションが大きくなることはすでにわかっている⁶⁾。また比熱、熱伝導度が小さくなるとセレーションが大きくなることは上に述べたとおりである。したがって、液体 He(II) でセレーションが小さくなるのはこれらの効果ではない。そこで熱伝導度の影響を検討した⁷⁾。結果を Fig. 4 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 2 K 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の大きさだけを液体 He(I) の場合のものとした結果である。曲線 1 に比

Fig. 3 Calculated serration and specimen temperature during tensile test in liquid He(I) and He(II). Simulations were performed using specimens with holes. Temperature is that of an inner element located at the center of the specimen.

Fig. 4 Effect of thermal diffusivity and coolant temperature on serration.

ベセレーションが大きくなっている。曲線 3 は液体 He(II) 中での引張りを想定し、曲線 2 の計算条件のうち熱伝達の大きさだけを全温度にわたって 5 倍にした場合の結果である。セレーションは小さくなっている。ここで用いた 5 倍という値にははっきりした根拠はない。試験片表面と液体 He との温度差が小さい場合には、液体 He(II) の熱伝達の大きさが液体 He(I) の場合の 1 桁から 2 桁大きくなるという報告⁷⁾もあるが、詳細が不明のため仮りに用いた値である。Fig. 4 の結果は熱伝達が大きいとセレーションは小さくなることを示しており、結局液体 He(II) でのセレーションが小さいのはこの熱伝達係数の効果であることがわかる。なお、計算においては熱伝導の温度依存性として、通常核沸騰から膜沸騰への遷移を考慮した。核沸騰・膜沸騰遷移が生じないとするとセレーションの発生にどのような影響を示すかも調べたが、核沸騰・膜沸騰遷移の有無にかかわらずセレーションは発生することがわかった。

3.3 材料によるセレーションの生じ方の違い⁸⁾

著者らは、極低温での熱定数のデータが文献から求められるアルミニウム合金、純チタン、チタン合金の変形挙動を実験と計算とから比較したが、両者でよい一致がみられた。Fig. 5 にアルミニウム合金 (A5083) の場合の実験結果と計算結果を示す。アルミニウム合金のセレーションは生じにくく、生じたとしても非常に小さいことがわかる。温度変化曲線に実験結果と計算結果で差が見られるが、測定系のレスポンスを考慮するとよい一致がみられるようになる⁸⁾。次に、計算機シミュレーションを用いて、Fe-42% Ni 鋼に比べ A5083 合金のセレーションの特徴を決めている因子が何なのかを検討した。A5083 合金は Fe-42% Ni 鋼に比べ、4.2 K での比熱が約 1/2、熱伝導度が約

Fig. 5 Deformation behavior of A5083 aluminum alloy obtained by (a) experiment and by (b) simulation.

14 倍, 0.2% 耐力が約 2.5 分の 1 である。比熱が小さいことはセレーシオンを大きくするので, 熱伝導と強度の効果を比較し結果を Fig. 6 に示す。Fig. 6 の曲線 1 は Fe-42% Ni 鋼の計算結果である。曲線 2 は他の条件を Fe-42% Ni 鋼のものと同じにして熱伝導の値だけ A5083 合金のものにした場合の結果である。セレーシオンの発生は遅れるが明瞭なセレーシオンが認められる。曲線 3 は同様に強度因子 (σ_0 と σ_{ath}) の

Fig. 6 Analyses of the factor determining deformation characteristics of aluminum alloy. Curve 1 shows deformation behavior for Fe-42% Ni alloy. Curves 2 and 3 are results of calculation where thermal conductivity and strength parameters (σ_0 and σ_{ath}) for A5083 alloy, respectively, are used.

みを A5083 合金のものにした結果である。セレーシオンの発生が遅れ, 大きさも小さくなっている。これより A5083 合金のセレーシオンを特徴づけているものとして強度因子の効果が大きいことがわかる。

3.4 試験片平行部長さの影響⁷⁾

平行部の長さを 5, 10, 15mm と変化させた場合の実験結果, 計算結果を Fig. 7 に比較して示す。材料は Fe-42% Ni 鋼, 平行部の太さはいずれも 5mm である。実験結果, 計算結果ともに, 平行部が長くなるとセレーシオンは小さくなることを示している。Fig. 7 では, 平行部長さが短くなるほど弾性変形領域の直線の傾きが小さくなっている。これは長さ変化をフィレット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フィット部での変形量の割合が大きくなるためである。平行部の変位量だけを取り出して図を描かせれば, 弾性変形領域の直線の傾きの違いは小さくなり, 他の特徴は Fig. 7 と同様な結果が得られる。平行部が長くなると熱のシンクの一つである上下のチャックまでの距離が長くなるので, 熱が奪われにくくなりセレーシオンは大きくなるように思われるが, 結果は逆である。どうしてこのようなことが生じるかは, いまのところ次のように考えてい

Fig. 7 Effect of gage length on serration. (a) is experimental and (b) is calculated.

る。すなわち、1回の荷重低下に相当する局所変形領域の大きさは、試験片の平行部長さを変えてもそれほど変化しないこと⁷⁾、およびそのため平行部長さが短いと数少ない局所変形の発生で平行部がおおわれてしまい新たに生じる局所変形は、すでに局所変形して加工硬化した領域上で生じ、したがって平行部長さが短いと、変形の早い時期に大きなセレーションが生じることによる。このようにセレーションに及ぼす加工硬化の効果は重要と思われる。そこで次節で加工硬化の影響に関してもう少し詳しくみることにする。

3.5 加工硬化の影響⁷⁾

セレーションの発生において、荷重の低下がどこでどれだけ進行するかを左右する要因として、発熱量の大きさ、熱の流出しやすさとともに、温度上昇による強度低下の程度、加工硬化の程度が重要であろうことは容易に想像がつく。Basinski¹⁾も塑性変形の不安定化が生じる条件の中に、変形が進行したとき温度上昇によってどれだけ強度が減少するかということとともに、どれだけ加工硬化するかということをあげている。ただし、加工硬化の効果といっても、たとえば、強度を上昇させることに注目すれば発熱の程度を増してセレーションを大きくするだろうし、変形抵抗をあげることに注目すれば荷重低下中の変形の抵抗を増しセレーションを小さくするとも考えられ、単純ではない。そこで、試みに加工硬化がまったく生じないとしたらどのような変形挙動が見られるかをシミュレートしてみた((4)式の β を0とした)。応力-伸び曲線を加工硬化するとした場合の曲線と比較して Fig. 8 に示す。加工硬化しなくても(曲線2)セレーションは生じること、強度レベル(荷重レベル)が変形とともに全体に低下することがわかる。また、変形初期のセ

Fig. 8 Effect of work hardening on serration. Curves 1 and 2 are results of calculation with and without considering work hardening, respectively.

レーションは大きいが変形とともにセレーションの大きさは減少する。Fig. 8 中に矢印で示したところまで変形したときの試験片直径の分布を示したのが Fig. 9 である。加工硬化しないとした場合、局所変形が試験片中央部でのみ生じているのがわかる。一方、加工硬化が生じる場合はすでに、局所変形したところをさけるようにして次の局所変形が生じており、一つ一つのセレーションの大きさもかなり小さくなっている。結局、加工硬化は変形が1カ所に集中するのを妨げ一つ一つの局所変形の程度を小さくすることによってセレーションを小さくする。同時に、強度レベルを上げることによってセレーションを大きくするようにも働く。変形初期には前者の効果が強く現れる。

3.6 荷重低下のきっかけ(トリガー)と荷重低下前の発熱⁷⁾

セレーションが熱的機構により生じるとしても、急速な荷重低下が局所的に生じるのに何か特別なきっかけ(トリガー)が存在しているとする説のあることを緒言で述べた。しかしマルテンサイト変態、双晶変形はもちろん転位の運動においても特別にきっかけとなるような現象を考慮しなくてもセレーションが生じうることは上に述べてきたとおりである。ただ、局所変形が急速に生じるためのきっかけに関連して、Basinski¹⁾は荷重の急速な減少すなわち塑性変形の不安定化が生じる前に、局所的な温度上昇とそれによる急速変形(nucleating deformation)が生じる必要がある

Fig. 9 Effect of work hardening on the profile of specimen diameter. The profiles are those of specimens deformed to the elongations shown by arrows in Fig. 8.

としている。この点を確認するため計算機シミュレーションを用い荷重低下付近の様子を詳しく観察した。その結果、少なくとも現在までのところ、荷重低下が生じる前には必ずある程度の温度上昇が生じることがわかった。その例を Fig. 10 に示す。Fig. 10(a) は Fig. 2 の曲線 1 などに示した標準の計算結果と同様な条件で、はじめのセレーションが生じた直後まで計算を行ったものである。この場合の温度は試験片中央部の最も内側の要素の温度である。Fig. 10(b) は Fig. 10(a) に矢印で示した部分まで計算した結果を拡大したものである。荷重低下が生じる前に温度上昇が認められる。ただし目で観察する限り、Basinski のように荷重低下が生じる前に急速変形が生じるようなことはなく、変形速度が早くなると荷重低下はほとんど同時に生じているようである。Fig. 11 は Fig. 10(a) の矢印まで変形したときの試験片内の温度と直径の分布曲線である。この段階ですでに温度分布が生じていることがわかる。Basinski¹⁾は、局所変形の発生場所は偶発的 (accidentally) に生じる nucleation deformation に左右されるとしているが、そうではなく、局所変形は Fig. 11 に示すような温度分布 (加工硬化の程度にも分布が生じていることも考えられる) により必然的に決まる場所で生じると考えるほうが妥当と思われる。

Fig. 10 Temperature rise observed before load drop in serration. (a) is an enlargements of the regions near the first load drop in Fig. 8 (a). (b) is an enlargements of the regions shown by an arrow in (a). Temperature is for the most inner and outer elements located at the center of specimen.

Fig. 11 Temperature and diameter distribution in the specimen deformed to the elongation shown by an arrow in Fig. 10 (a).

4. 結 言

以上、著者らによるセレーションの計算機シミュレーション法を中心にいくつかの応用例についてふれた。他にもセレーションに及ぼすマルテンサイト変態の効果⁹⁾や強度の温度依存性の効果なども明らかにすることができる。著者らの最終の目的は、複雑な形状を有する試験片、構造部材のセレーションをシミュレートすることである。これには多くの人の議論や協力が必要である。本解説の読者が一人でも多くこの課題に興味を持たれることを期待する次第である。

謝 辞

最後に、この研究の費用の一部は文部省科研費、岩谷直治研究助成金、科学技術庁科学技術振興調整費によりましたことを付記し深謝いたします。また試験片を提供下さった川崎製鉄、神戸製鋼所、日本製鋼所および新日鉄と、実験に御協力頂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。

参 考 文 献

- 1) Z. S. Basinski: Proc. Roy. Soc., **A240** (1957) 229
- 2) D. T. Read and R. P. Reed: Advances in Cryogenic Engineering Materials **26** (1980) 91
- 3) E. Kuramoto, S. Takeuchi and T. Suzuki: J. Phys. Soc. of Japan **34** (1973) 1217
- 4) L. P. Kubin, Ph. Spiess and Y. Esterling: Acta Metall. **30** (1982) 385
- 5) K. Shibata and T. Fujita: Trans. ISIJ **26** (1986) 1065 ((邦文) 柴田浩司, 藤田利夫: 鉄と鋼 **73** (1987) 723)
- 6) K. Shibata, M. Kurita, K. Fujita and T. Fujita: Proc. on Intern. Conf. on Martensitic Transformation (1986) 509 [The Japan

- Inst. of Metals]
- 7) 柴田浩司, 坂本久樹, 藤田庫造, 藤田利夫: 鉄と鋼 (投稿中)
 - 8) K. Shibata, H. Sakamoto, K. Fujita and T. Fujita: *Advances in Cryogenic Engineering Material* **34** (投稿中)
 - 9) T. H. Blewitt, R. R. Coltman and L. K. Redman: *J. of Appl. Phys.* **28** (1957) 651
 - 10) C. J. Gunter and R. P. Reed: *Trans. ASM* **55** (1962) 399
 - 11) B. Obst and D. Pattanayak: *Advances in Cryogenic Engineering Materials* **28** (1982) 57
 - 12) V. A. Moskalenko, V. L. Startsev and V. N. Kovaleva: *Titanium* **80** (1980) 821
 - 13) R. Zürcher, V. Groger and F. Stangler: *Phys. Stat. Sol. (a)* **84** (1984) 475
 - 14) E. F. Medvedev and E. S. Kilillov: *Cryogenic* **17** (1977) 283
 - 15) Thermo-Physical Research Center: *Thermal Properties of Matter*, Plenum Press, New York and London **4** (1970)
 - 16) E. G. Brentari and R. V. Smith: *Advances in Cryogenic Engineering* **10** (1965) 325
 - 17) T. Ogata, K. Ishikawa, K. Nagai and T. Yuri: *Cryogenics* **25** (1985) 444