

A l - M g 合金のセレーションに対する種々な因子の影響

池野 進, 多々 静夫

1. 緒 言

ある種の合金を引張り変形すると、その荷重-伸び曲線が揺らぐ現象（セレーション）がみられ、一般には serrated yield, repeated yielding, serrated flow などと呼ばれるばあいもある。この現象は古くから知られており研究、報告も数多い¹⁾。

セレーションは種々の因子によりその形状が大きく変化することもよく知られている²⁾。セレーションの整理は、その性格上どうしても形状から判断せざるを得ないため、同一形状を取る型についての機構を説明する事になり、統一して説明できるモデルはいまだに無い。

現段階では低温変形で生ずるセレーションは形状変化が少ないこと、出現する温度範囲が広いことなどから、研究対象として取り上げ易く、その機構はほぼ明らかとなっている³⁾。しかし、変形温度の高い領域でのセレーションについては、発生機構はもとより、その発生する条件さえ殆ど整理がなされていない。

そこで、本研究ではセレーションの生ずる典型的な A l - M g 合金において、様々な形状のセレーションの発生する領域を明らかとし、その発生に対する機構を検討した。

2. 実験方法

Specimen	Mg(wt%)	A l
A l - 0.5wt%Mg	0.46	bal.
A l - 1.0wt%Mg	1.04	bal.
A l - 1.5wt%Mg	1.24	bal.
A l - 2.0wt%Mg	2.22	bal.
A l - 3.0wt%Mg	3.06	bal.
A l - 5.0wt%Mg	4.90	bal.
A l - 7.0wt%Mg	7.10	bal.

表1 化学分析値

試料は表1に示すごとき成分のものを用いた。作製に用いた A l 及び M g のインゴットはそれぞれ 99.99% 純度であった。

引張り試験片は平行部長さ 18mm、幅 6mm 及び、厚さ 0.8 mm の板状とした。引張り試験は島津製オートグラフ D S S 5000 型で行った。

用いたひずみ速度範囲は 9.52×10^{-2} から 9.52×10^{-6} / s の範囲とし、変形温度範囲は $-196 \sim 300^{\circ}\text{C}$ とした。

3. 実験結果

3. 1 種々のセレーションの発生領域

本合金にみられる種々のセレーションを形状的特徴から図1に示すごとく A, B, C と大別する。A 型の特徴は最も低い変形温度領域で発生し、

1. 荷重-伸び曲線が揺らぐような形態を持つ。

- 2. 変形温度の上昇と共にその発生し始めるひずみ量が小さくなる。
- 3. 通常のリューダース帯のごとくセレーションと共に試験片の肩部から肩部へと不均一変形が伝播する。

一方、B型セレーションの特徴はA型よりも高温で発生し、

- 1. 大きく、明瞭な荷重降下を伴ってセレーションが生じる。

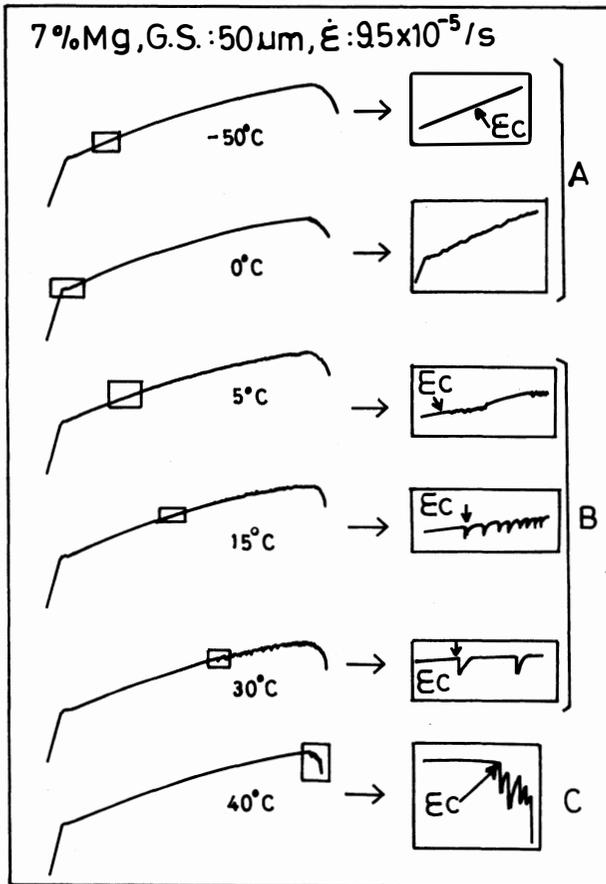


図1 様々なセレーションの形状

により、セレーションの発生する領域がどのように変わるかを見たのが図2である。既に述べたごと

- 2. 変形温度の上昇と共にその発生し始めるひずみ量が大きくなる。

- 3. 一つの荷重降下と共に一本のリューダース帯が走る。

また、C型セレーションの特徴は最も高温領域で発生し、

- 1. 大きく、明瞭な荷重降下を伴ってセレーションが生じる。

- 2. 変形温度の変化ではその発生し始めるひずみ量がほとんど変わらない。

- 3. 一つの荷重降下と共に一本のリューダース帯が走るが、その走る場所はほぼ同一箇所であり、局部収縮が最も激しい部分に局限される。

ここでは、AとB型の間には明瞭な境界が捕らえ難いため、明らかなB型と分かるまでのセレーションをA型に区分した。

まず、変形温度とMg濃度

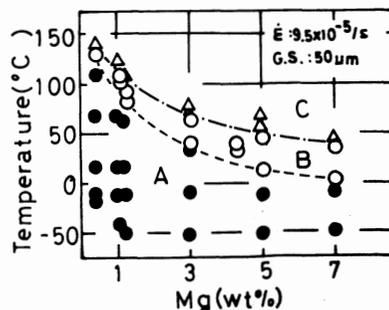


図2 各セレーションに及ぼす変形温度の影響

く、いずれの濃度の合金においても変形温度が高くなると共にAからB、Cへと順にセレーションの形状が変化している。また、B及びC型セレーションの発生する温度領域はMg濃度の増加と共に低温側へ移行し、同時にB型の発生領域が広がっている。

通常の変形において温度と逆の相関を持っているとされているひずみ速度について調べたのが図3である。図は変形温度が室温の時の結果である。相対的にひずみ速度が速いとA型が発生し易く、また、Mg濃度が大きいほどB型が比較的大きいひずみ速度で発生しており、セレーションの形態にお

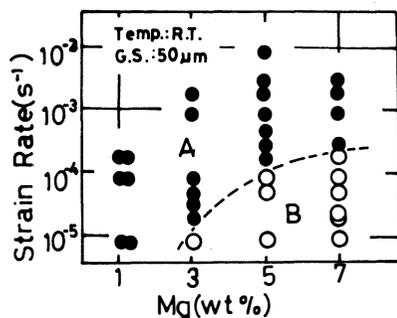


図3 各セレーションに及ぼすひずみ速度の影響

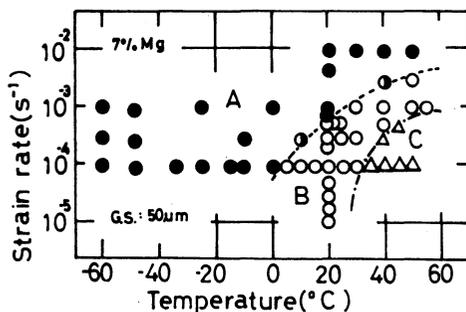


図4 各セレーションに及ぼすひずみ速度と変形温度の影響

いても温度との逆の相関がみられるように思われる。

そこで、変形温度とひずみ速度の関係を調べた一例を7%Mg合金において図4に示す。図から分かるように、変形温度が高くまたひずみ速度が遅いほどC型が発生し易く、変形温度が低くひずみ速度が速くなると共にBからA型へと変化している。

これらの因子のほかに、本実験結果では結晶粒度による変化も見出された。その結果を図5に示す。どの濃度の合金においても、結晶粒度が大きくなるとA型セレーションが発生することが分かった。

この様に、A、B及びC型とセレーションを形状から大別して整理すると比較的良く発生領域が整理でき、またそれぞれの因子に相関があることが明らかとなった。

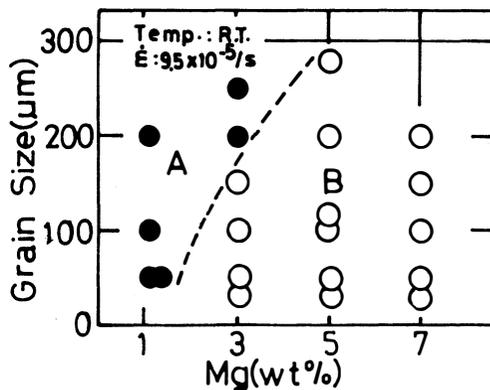


図5 各セレーションに及ぼす結晶粒度の影響

3.2 セレーションの発生し始めるひずみ

既に報告しているが、7%Mg合金においては結晶粒度が異なるとAとB型で発生し始めるひずみの挙動に大きな違いがみられた。今回の実験でMg濃度が低くなって同様な傾向が認められた。その一例を図6に示すが、この図は3及び1%Mg合金におけるA型セレーションの結果であり、いずれの合金においても、結晶粒度が大きくなって発生し始めるひずみ (ϵ_c) と温度の間に直線関係が認められる。そして結晶粒度が大きくなると共に発生し始めるひずみは大きくなっている。一方、B型セレーションにお

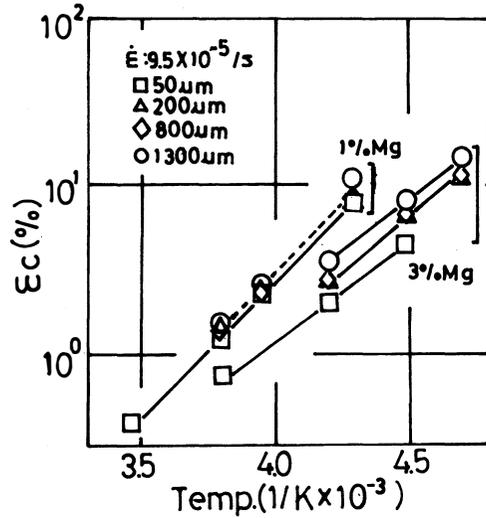


図6 A型セレーションの発生ひずみに対する結晶粒度の影響

ては、図7、8に示すごとく、A型とは逆に結晶粒度が大きくなると発生し始めるひずみが小さくなり、非常に大きい結晶粒度では変形温度によらずほぼ一定となっている。

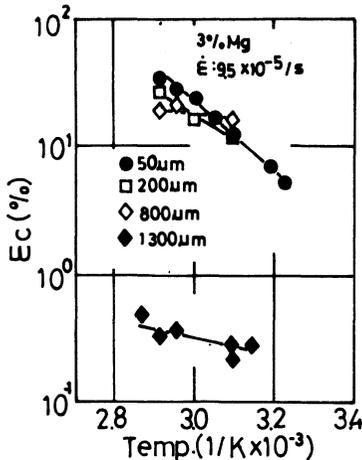


図7 3%Mg合金におけるB型セレーションの発生ひずみに対する結晶粒度の影響

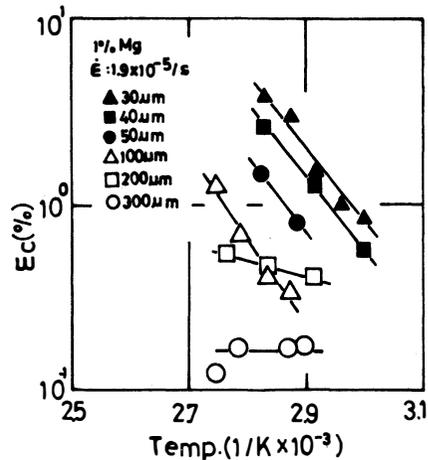


図8 1%Mg合金におけるB型セレーションの発生ひずみに対する結晶粒度の影響

4. 考察

4.1 A型セレーション

通常セレーションは塑性変形により導入される転位の平均速度と空孔の助けを借りて拡散移動する溶質原子の速度が等しくなったときに溶質原子の固着雰囲気形成され、その固着雰囲気から転位が離脱するときに荷重の降下が生ずることにより発生すると考えられている。⁴⁾ もしそうだとすると、セレーションの発生に対し次ぎのごとく関係が導き得る⁴⁾。置換型固溶体合金の溶質原子の拡散係数Dは

$$D = a^2 \nu z C \exp(-E_m / kT) \dots (1)$$

で与えられる。ここで a は格子定数、 ν はデバイ振動数、 z は配位数、 C_v は原子空孔濃度、 E_m は原子空孔移動の活性化エネルギー、 K はボルツマン定数、 T は絶対温度である。

応力場を移動する溶質原子の拡散速度はEinsteinの関係式より

$$V_i = DF/KT \quad \dots\dots(2)$$

で与えられる。ここで V_i は溶質原子の移動速度、 F は転位と溶質原子の相互作用力である。式(1)、(2)より

$$V_i = (a^2 \nu z F / KT) C_v \exp(-E_m / KT) \quad \dots\dots(3)$$

ここで原子空孔濃度 C_v のうち熱平衡による空孔濃度は塑性変形によって形成される空孔濃度に比べて、極めて低いから、塑性変形によって形成された空孔だけを考慮にいと、その濃度は式(4)で与えられる。

$$C_v = B \epsilon^m \quad \dots\dots(4)$$

で取り、ここで B 及び m は定数である。従って式(3)は

$$V_i = (a^2 \nu z F B / KT) \epsilon^m \exp(-E_m / KT) \quad \dots\dots(5)$$

となる。

一方ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ と転位の動く平均速度 V_d との関係は

$$\dot{\epsilon} = \rho b V_d \quad \dots\dots(6)$$

で表される。ここで ρ は可動転位密度、 b はバーガースベクトルである。今 $V_i = V_d$ のときにセレーションが起こるとすると、式(5)、(6)より

$$\dot{\epsilon} = (\rho b a^2 \nu z F B / KT) \epsilon^m \exp(-E_m / KT) \quad \dots\dots(7)$$

となる。また、可動転位密度 ρ は

$$\rho = N \epsilon^\beta \quad \dots\dots(8)$$

で表され、 N 及び β は定数である。今、 $a^2 \nu z N b F B / K = A$ (定数)と置くと次の式が成り立つ⁹⁾。

$$\dot{\epsilon} T = A \epsilon c^{m+\beta} \exp(-E_m / KT) \quad \dots\dots(9)$$

ここで ϵc はセレーションの発生し始めるひずみである。今、この式から $\log \epsilon c - 1/T$ プロットをして得た活性化エネルギーを表2に示す。

Specimen	Activation Energy E_m (eV)						
	0.5wt%Mg	1.0wt%Mg	1.5wt%Mg	2.0wt%Mg	3.0wt%Mg	5.0wt%Mg	7.0wt%Mg
(Grain Size)							
20 μ m	—	—	—	—	—	—	0.24
50 μ m	0.33	0.33	0.35	0.28	0.24	0.24	0.24
200 μ m	—	0.33	—	—	0.24	—	0.24
800 μ m	—	0.33	—	—	0.24	—	0.24
1300 μ m	—	0.33	—	—	0.24	—	0.24

表2 A型セレーションの活性化エネルギー

表から分かるように、 $0.24\text{eV}\sim 0.33\text{eV}$ という値であり、Al 中における原子空孔の拡散に要する値とほぼ等しい²⁾。このことから、A型セレーシヨンの発生は移動転位の溶質原子雰囲気による固着と離脱が繰り返されることによるいわゆる動的歪時効として理解され得る。従って、変形温度の上昇と共にセレーシヨンの発生ひずみが小さくなるのは、変形温度の上昇と共に溶質原子の拡散が活発となり、塑性変形により導入される空孔の助けが小さくても拡散速度がセレーシオン開始条件を満足するほど大きくなるためである。また、結晶粒度が大きくなると発生が遅れるのは、結晶粒度が大きくなると導入される転位量がちいさくなるため、セレーシオンが発生するためにより大きな変形量が必要となるためであろう。

4.2 B型セレーシオン

この型のセレーシオンはA型とはことなり、変形温度の上昇と共に発生するひずみが大きくなるから、(3)式にしたがって解析すると活性化エネルギーが負になってしまうため、従来の機構がまったく当て嵌まらないものである。

別報^{5), 6)}において我々はこの型のセレーシオンが鉄合金におけるごとくりューダース帯の挙動として理解し得ることを報告した。すなわち粒界に堆積する転位群の応力集中により、隣接する結晶粒の転位が励起され雪崩のごとく急激に新しい転位群が活動することからりューダース帯が発生し、荷重一伸び曲線上にマクロ的なセレーシオンが発生するのである。従って、B型セレーシオンの結晶粒度依存性は非常に大きい。結晶粒度が非常に大きく、甚だしい場合にはB型セレーシオンは発生しない事になる。図7, 8にみるごとく、いずれのMg濃度合金においても結晶粒度が大きい場合にはセレーシオンの発生ひずみが変形温度によってはほとんど変化せず、B型セレーシオンがみられなくなる事はこの考え方を裏付けている。

しかし、りューダース帯の発生のみではなぜB型セレーシオンの発生が変形温度の上昇と共に遅れるのかが説明困難である。これに対しては、A型セレーシオンの変形温度依存性から考えていかなくてもならない。すなわち、変形温度の上昇と共に溶質原子の拡散速度が速くなり、移動転位をより低ひずみで固着することから、セレーシオンの発生はより低ひずみになっていき、最終的には塑性変形の初期からセレーシオンが発生する。より高温となり、溶質原子の拡散速度がさらに速くなると、変形の初期で転位は十分強固な溶質原子の固着雰囲気には捕らえられ、固着雰囲気を引き摺ったままで移動する。これが変形により導入されている転位のセルなどの障害で停止するとそこで集中応力が生じ新しい転位群が固着雰囲気に捕らえられないほどの高速で活動する。この転位群が粒界にぶつかり更に大きな応力集中を粒界に加えることから、マクロ的なりューダース帯が生ずるほどの局所的な変形が発生する。これがB型セレーシオンの発生である。従って、より高温となると溶質原子の固着雰囲気がさらに強くなり、セレーシオンが発生するのにより高応力(すなわちより高ひずみ量)が必要となるために、セレーシオンの発生が変形温度の上昇と共に高ひずみ側に移行するのである。

4.3 C型セレーシオン

B型セレーシオンよりも更に高温で生ずるこの型については、機構的にはB型とほとんど差異はないと考えられる。但し、あまりにも高温であるために、転位の移動速度が溶質原子のそれよりも甚だしく遅く変形の後期にいたっても強固な固着雰囲気がはずれない。固着雰囲気からはずれるためには転位の移動速度がいつそう速くならなければならない。この条件は試料の局部収縮により生ずる。すなわち、局部収縮が生じたときには顕著な断面収縮から、その部分の歪み速度が速くなり、固着雰囲気から離脱する転位群が生まれる。こう考えるとC型セレーシオンが常に局部収縮が生じた後に発生し、ほとんどその発生するひずみ量が一定であることの説明ができる。

5. 結 言

Al-Mg合金のセレーションについてその発生する温度、ひずみ速度、溶質濃度、結晶粒度の各因子における発生領域及び発生因を調べた。得られた結果を要約すると次のごとくである。

1. 低温領域で生ずるA型セレーションはひずみ速度が速く、溶質原子濃度が低く、また結晶粒度が大きいほど発生しやすかった。

2. 中温領域で生ずるB型セレーションはA型とは逆にひずみ速度が遅く、溶質濃度が高く、また結晶粒度が小さいほど発生しやすかった。

3. 最も高温で生ずるC型セレーションは常に局部収縮が生じて後発生した。

4. A, B, C型ともにその発生は溶質原子と転位との相互作用で考えられ、いずれも溶質原子による固着雰囲気から転位が離脱するときに生ずると考えられた。しかし、B型セレーションは結晶粒界における堆積転位の応力集中がなくては発生しないことも明らかとなった。

参考文献

- 1) 例えば
J. Caisso and J. Guillot: Mem. Sci. Rev. Met., **59**, 395 (1962)
- 2) 例えば
W. Charnock: Phil. Mag., **8**, 615 (1968)
- 3) A. H. Cottrell: Phil. Mag., **44**, 829 (1953)
- 4) K. Matsuura, T. Nishiyama and S. Koda: Trans. JI M, **10**, 429 (1969)
- 5) S. Miura and H. Yamauchi: Trans. JIM, **13**, 82 (1972)
- 6) 池野進, 渡辺徹也, 多々静夫: 日本金属学会誌, **47**, 231 (1983)
- 7) 池野進, 上谷保裕, 多々静夫: 日本金属学会誌, **48**, 1163 (1984)

Effects of various factors on serrated yield in Al-Mg alloy.

Susumu IKENO, Shizuo TADA

In order to investigate the effects of various factors on serrated yield, tensile tests were performed on Al-0.5~7.0wt%Mg alloys.

Three type of serrated yield named Type A, B and C were distinguished.

The values of activation energy for Type A serrated yield were found to be 0.24~0.33 eV, which were independent on grain size.

Type B serrated yield was appeared at middle temperatures, and Type C serrated yield at higher temperatures.

The mechanism for onset of both B and C Type serrated yield were explained qualitatively as the propagation of lüders band due to stress concentration at grain boundary.

〔英文和訳〕

Al-Mg合金のセレーションに対する様々な因子の影響

池野 進, 多々 静夫

Al-0.5~7.0wt%Mg合金のセレーションに対する種々の因子の影響を引張り試験により調べた。その結果、セレーションはA、B及びC型の3種類に大別された。

A型セレーションの活性化エネルギーは0.24~0.33 eVであり、結晶粒度によっては変化しなかった。

B型セレーションは中間温度範囲で生じ、C型セレーションは最も高い温度領域で生じた。B及びC型セレーションはいずれも結晶粒界における堆積転位の応力集中によりリュース帯が伝播する事により生ずると定性的に説明された。

(1985年10月31日受理)