

## 論文

Al-1.03 mass%Si 合金における高温変形挙動と  
Si 析出粒子の Ostwald 成長

呂 満 珊,\* 後 藤 正 治,\*\* 麻 生 節 夫,\*\*  
小 松 芳 成,\*\* 劉 武\*

Ostwald Growth of Si Precipitates and Elevated  
Temperature Deformation in Al-1.03 mass%Si Alloy

by

Manshan Lu†, Shoji Goro††, Setuo Aso††, Yoshinari KOMATSU†† and Wu LIU†

## ABSTRACT

The coarsening behavior of Si precipitates for over-aging stage was observed in Al-1.03 mass%Si alloy. The coarsening data were agreement with Lifshitz-Wagner theory on diffusion-controlled coarsening. The influence of this Ostwald growth of Si precipitates on elevated temperature deformation in this alloy was studied at temperatures from 473K to 623K in air and at initial strain rates from  $7.94 \times 10^{-5}$  to  $1.76 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . It was showed that the steady state flow stress is decreased with the Ostwald growth of Si precipitates. TEM observation revealed that the interaction between dislocations and Si precipitates is of attractive-interaction type, indicating that the stress field of a dislocation is relaxed at the Si precipitates/matrix interface.

**Key Words** : Al-Si alloy, Ostwald growth, dislocation, elevated temperature deformation, yield stress, precipitation-hardening, attractive interaction, void-hardening.

## 1. 緒 言

金属材料の高温強度向上のために、従来熱的に安定な粒子を含む粒子分散強化合金に関しては、高温変形に対するいろいろな基礎的立場からの研究が行われて<sup>1) 2) 3)</sup>、実験結果に基づく経験式もすでに確立されている。しかし、実用材料には時効析出型の合金を用いる場合が多く、この場合析出粒子は熱的に不安定で、高温使用中に中間相から安定相に変化したり、あるいは Ostwald 成長を伴って粗大化するため、力学的性

平成9年3月24日受付

\* 秋田大学大学院鉱山学研究科博士後期課程機能物質工学専攻  
〒010 秋田市手形学園町1-1 ☎0188-89-2418\*\* 秋田大学鉱山学部物質工学科  
〒010 秋田市手形学園町1-1† Graduate student, Graduate school of Mining and  
Engineering, Akita University, 1-1 Tegata Gakuencho,  
Akita 010, Japan.†† Department of Materials Engineering and Applied  
Chemistry, Mining College, Akita University, 1-1  
Tegata Gakuencho, Akita 010, Japan.

Table 1 Chemical composition of the alloy

Si (mass%)	Fe (ppm)	Ti (ppm)	Cu (ppm)	Mg (ppm)	Mn (ppm)	Al (mass%)
1.03	966	34.5	46.8	30.1	12.1	bal.

質の劣化を生ずることが多く問題となっている。したがって、実際面では熱的に安定な粒子ではなく、熱的に不安定な粒子を含む析出型合金の高温変形挙動を明らかにしておくことが材料開発の点で基本的に重要なことである。

ところで、Al-Si 合金に関する従来の研究によれば、複雑な析出過程はなく、時効初期からダイヤモンド構造を有する硬い Si 粒子が析出し、その後、母相の Si 濃度は平衡値に近づき、Si 析出粒子の総体積はほぼ一定となる、いわゆる一段硬化挙動を示すことが知られている<sup>9)</sup>。この時効段階では Ostwald 成長によって、より大きな析出粒子が小さな析出粒子をくって更に大きなものへと成長する。この析出物は比較的性質の明らかな Si 単体である。したがって、析出型合金の高温変形挙動におよぼす Ostwald 成長の影響などを研究するには、Al-Si 合金は非常に適したものであると考えられる。今まで Al-Si 合金の研究では Ostwald 成長に伴う粒子の平均半径の時間変化や粒子半径の分布曲線などの基礎的実験<sup>9)</sup>は行われて来ているが、変形に関する研究は少なく、根本ら<sup>9)</sup>が Al-1.42wt%Si 合金の室温変形において転位と析出粒子の相互作用を観察して、Orowan の by-pass 機構について明らかにしたのみである。しかしながら、この合金の高温変形挙動や変形機構に関してはまだ明らかにされておらず、特に高温変形に対する Si 粒子の Ostwald 成長の影響については全く研究が行われていない。

そこで本研究では Al-Si 合金の時効析出過程における、Si 粒子の Ostwald 成長と高温変形挙動との関連性を明らかにするとともに、高温における Si 粒子と転位との相互作用を透過電子顕微鏡による直接観察を行うことによって、高温変形機構についても明らかにすることによって、熱的に不安定な析出粒子を含む合金の高温変形挙動の予測のための基礎的知見を得ることを目的とした。

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料作製と熱処理

純 Al と金属 Si を大気中溶解して、20wt%Si 母合金を作製した。その後この母合金と純 Al を大気中溶解して、 $35 \times 91 \times 146$ mm 形状の Al-1.03mass%Si 合金インゴットを作製した。そのインゴットを 843K で 75 時間の均質化焼鈍を行った。これを 4 等分したのち 573K で熱間圧延加工によって、 $6 \times 51 \times 370$ mm の板材を作製した。合金の化学成分は Table 1 の通りである。次にこの板材を切削加工することによって、軸方向が圧延方向に平行で、長さ 10mm、直径 4mm の円柱状圧縮試験片とした。これらの試験片を 833K で 3 時間の溶体化後 0℃ の氷水中に焼入れ、初期時効条件を等しくし、かつ時効初期に球状に近い微細析出粒子を形成させるために急冷後 0℃ の氷水中で 1 時間の予備時効をした<sup>9)</sup>。その後 473K で 200hr までの時効処理を行って、時効処理試験片とした。

### 2.2 高温圧縮試験

時効処理試験片の変形には Instron 型万能試験機を用いて、大気中 473K から 623K までの温度範囲および  $7.94 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  から  $1.76 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  の初期ひずみ速度範囲で圧縮試験を行った。応力-ひずみ曲線の形状を検討するとともに、得られた応力-ひずみ曲線から定常変形応力(応力-ひずみ曲線で変形応力がひずみにほとんど依存しなくなる応力)とひずみ速度の関係を求めた。さらに比例限界の応力を降伏応力として決め、これを測定した。試験片の加熱には、抵抗加熱炉を用い、かつ P. I. D. 方式によって温度制御した。試験中の温度変動は設定温度に対して  $\pm 2.0$ K の精度であった。また、各試験温度での変形組織をできるだけ安定に保持するために、試験機から取出した試験片は試験後ただちに氷水中に焼入れた。

### 2.3 電子顕微鏡観察

粒子のオストワルド成長を確認するため、Si 析出粒子観察用の薄膜試料は、473K で各時間時効処理した円柱状試験片の断面を切断して、厚さ 0.5mm の円板を作製し、エメリー紙およびバフで研磨した後、273K に保持した過塩素酸-エチルアルコール 1:4 混合溶液を用いてツインジェット電解研摩法によって作

製した。また、転位と析出粒子の相互作用の様子を観察するために圧縮変形した試験片から電子顕微鏡観察用の薄膜試料を作製した。観察には JEM-2010型電子顕微鏡を用いて、加速電圧200KVで行った。転位と粒子のコントラストを常に最良の状態に保つために試料二軸傾斜ホルダーを用いた。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 応力-ひずみ曲線

Fig. 1~Fig. 4 は各温度および各初期ひずみ速度での圧縮試験で得られた応力-ひずみ曲線について調べた結果である。Fig. 1 は473K/11hr 時効処理した合金に対するもの、Fig. 2 は473K/30hr 時効処理した合金に対するもの、Fig. 3 は473K/100hr 時効処理した合金に対するもの、また Fig. 4 は473K/200hr 時効処理した合金に対するものである。いずれの応力-ひずみ曲線においても直線的に応力が増加する弾性変形域から加工硬化を伴う塑性変形域までを示している。しかし、ひずみ量が約12%以上になるといずれの温度やひずみ速度においても定常変形状態域に入ることがわかる。また同一圧縮試験温度ではひずみ速度が減少

するほど応力レベルが低下し、かつ同一ひずみ速度では変形温度が上昇するほど応力レベルが低下することがわかる。このことは後にも述べるように、変形によって導入された転位の密度増加による加工硬化と変形中に回復によって生ずる転位密度減少による軟化および Ostwald 成長による Si 粒子の粗大化再分散が主な原因になっているものと考えられる。特に温度573K 以上での低ひずみ速度では変形初期に明瞭な高温降伏現象が見られるが、高ひずみ速度では定常変形状態に入る前に大きく加工硬化していることがわかる。次にこれらの曲線から得られる降伏応力と定常変形応力の挙動について検討することにする。

#### 3.2 降伏応力

粒子分散強化合金の高温変形においては、それ以下の小さい応力では変形が進行しない、いわゆる変形に対するしきい応力が存在することが知られている。しきい応力値が高いほど材料は高応力でも変形できないのであるから、この値は材料の高温強度向上に対して重要な因子であり、この値を知ることは高温変形機構の解析にも大変重要となってくる。そこで、本節では前述の応力-ひずみ曲線をもとに最初にしきい応力に

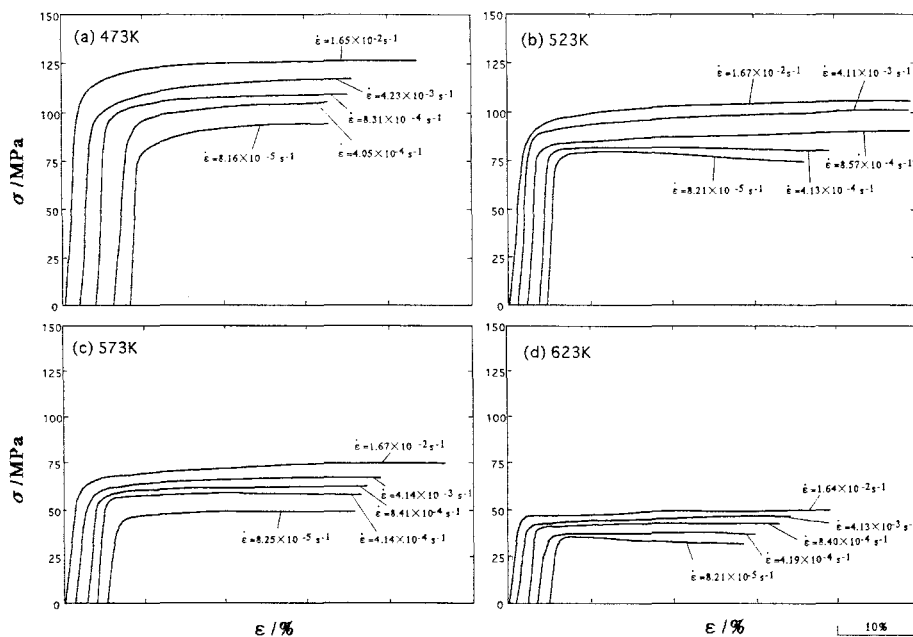


Fig. 1 True stress-true strain curves at various strain rates and temperatures for the alloy aged at 473K for 11hr

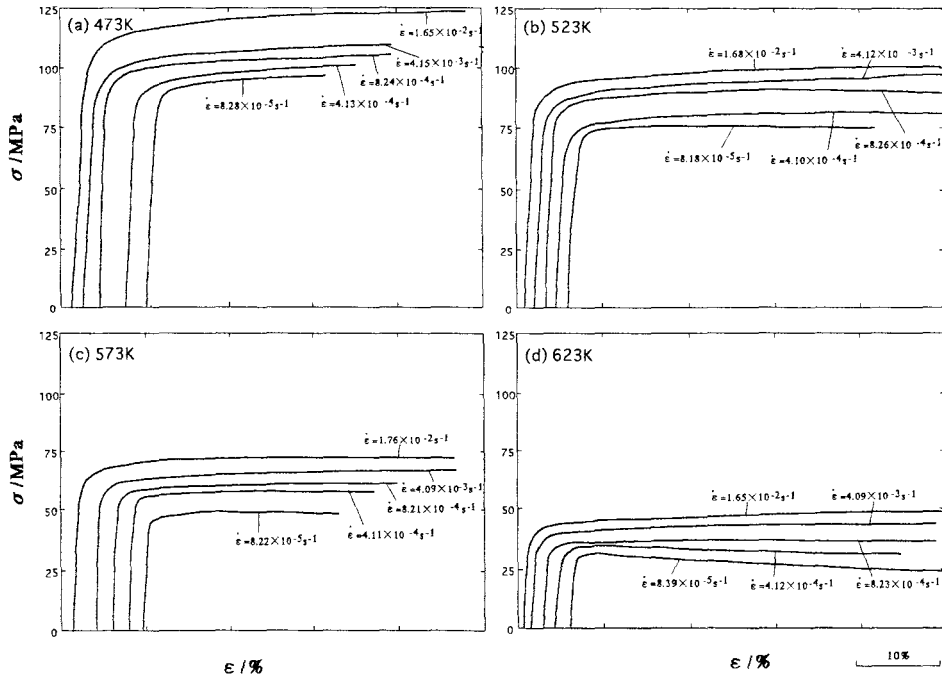


Fig. 2 True stress-true strain curves at various strain rates and temperatures for the alloy aged at 473K for 30hr

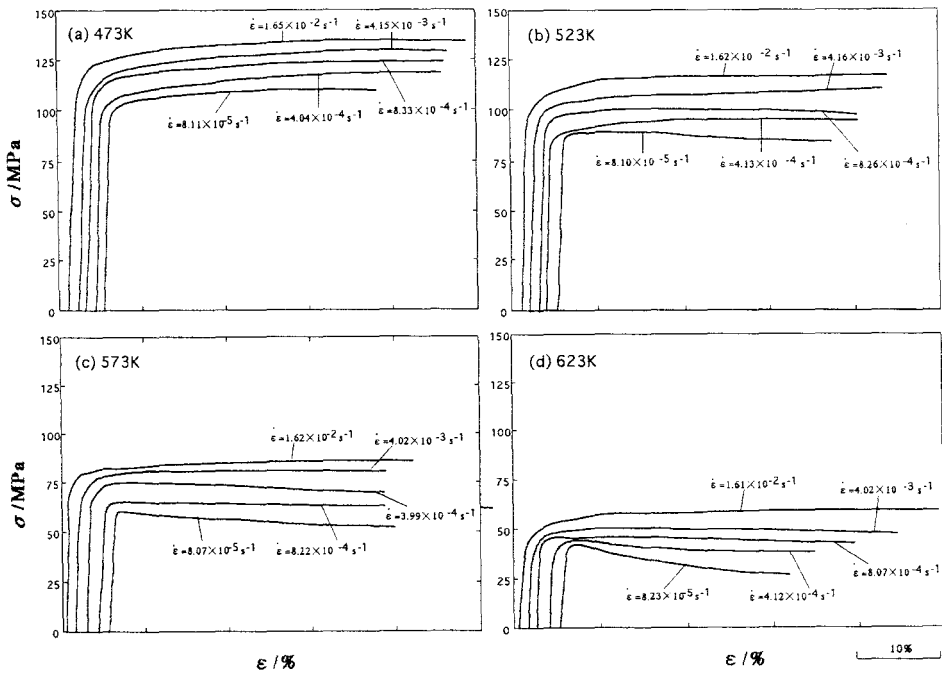


Fig. 3 True stress-true strain curves at various strain rates and temperatures for the alloy aged at 473K for 100hr

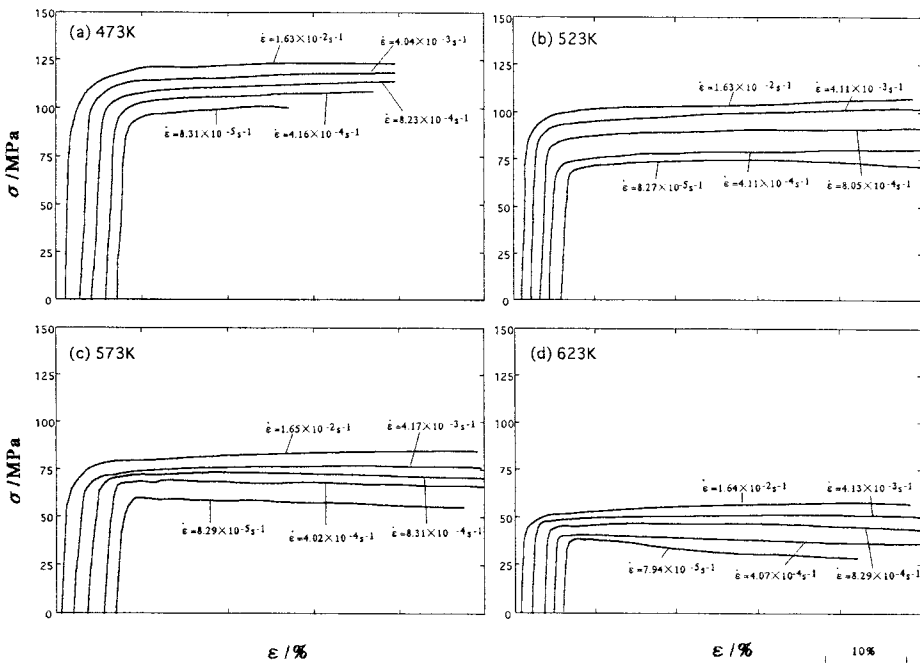


Fig. 4 True stress-true strain curves at various strain rates and temperatures for the alloy aged at 473K for 200hr

ついて検討することとした。しきい応力の求め方にはクリープ試験法や引張試験法などいろいろの方法が提案されているが、吉田ら<sup>8)</sup>によれば、分散強化合金の高温変形のしきい応力測定法の一つとして、引張試験によって得られた応力-ひずみ曲線の形状を解析すれば、このときの比例限界の応力すなわち、降伏応力値がしきい応力とほぼ一致することを報告している。本実験においても吉田ら<sup>8)</sup>の方法に従って、圧縮試験で得られた応力-ひずみ曲線の比例限界応力を降伏応力、すなわちしきい応力として測定した。Fig. 5は473Kで各時間時効処理した試料を室温 (RT), 523K, 573K および623Kで圧縮試験したものの降伏応力の値をそれぞれ (a), (b), (c) および (d) の曲線として示した。各曲線は473Kにおける時効処理時間に対して中間にピークを有する単純な一段時効硬化曲線の形態を呈している。このことから本合金は時効初期に微細Si粒子が単体で析出し、粒子径の増大は見られないが<sup>9)</sup>、数密度の増加を伴った初期時効段階を経てピーク位置を示した後にSi粒子同志のOstwald成長によって、粒子径は増大し、数密度は減少するいわゆる過時効段階を経て軟化するものであることが推察できる。

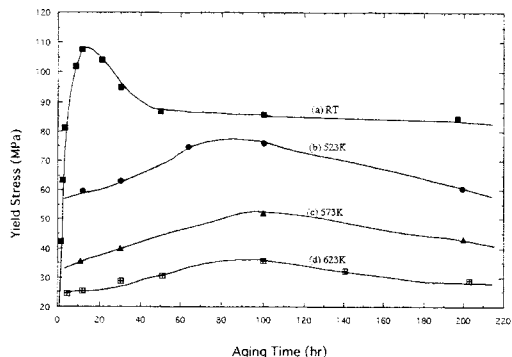


Fig. 5 The change in yield stress pressed at various temperature with time aged at 473K

圧縮温度の増加とともに、応力レベルおよびピーク値ともに低下するのは圧縮温度が本試験片の最初の時効処理温度よりも高温であるために、それらの温度で圧縮試験を行っている過程ですでにOstwald成長が進行し、473Kでの時効状態が一層加速されたことによるもの(ピーク以後)と考えられる。なお、523~623Kにおける圧縮の場合約100hrのピーク値を示す時効時間まではそれぞれの温度でのピーク値より低い値を

示しているが、これはそれらの温度では Si 粒子のサイズが小さすぎて、まだ初期時効段階に相当していたことや復元現象にもとづく一部粒子の再固溶による軟化によるものであろう。いずれにしても、ピーク値以後は析出粒子の体積分率が一定のもとで粒子同志のくい合いがおこり、Ostwald 成長に帰因する過時効の効果によって降伏応力、すなわちしきい応力が低下してゆくものと推察される。

以上のように熱的に不安定な粒子を含む析出硬化型合金の場合は、変形に対するしきい応力の値が分散粒子の析出状態によって、様々に変化し得ることが明らかとなった。このことは材料の実用面においても大変注目すべきことである。

### 3.3 定常変形状態における応力とひずみ速度の関係

#### 3.3.1 変形温度依存性

473K で時効処理した合金に対して、種々の温度におけるひずみ速度  $\dot{\epsilon}$  を定常変形応力  $\sigma$  の両対数でプロットした一例を Fig. 6 に示す。なお、この図には 473K で 11hr 時効処理後 473~623K で圧縮試験を行った時の定常変形応力のみを示し、その他の時効処理時間 (30hr, 100hr, 200hr) での結果もほぼ同様の傾向を示したのでここではそれらを省略した。また比較のため

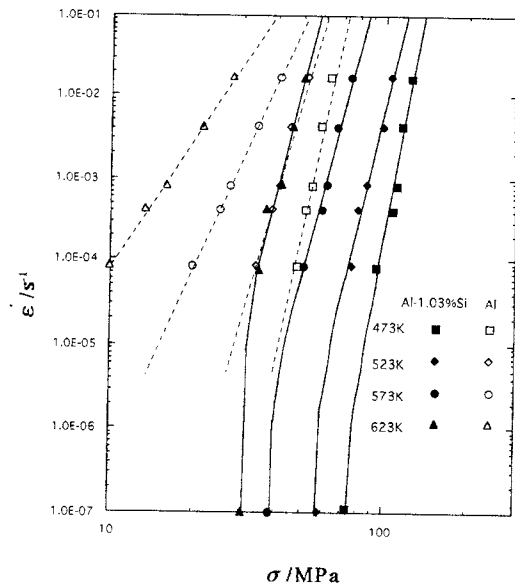


Fig. 6 The relation between stress and strain rate for the steady-state deformation

に純 Al 試験片に対する結果も示した。さらに、前述の比例限界応力  $\sigma_y$  をしきい応力として見なし、ひずみ速度がほとんど無視できるほどの変形速度、すなわち  $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$  の位置にプロットして示した。図から明らかなように、比例限界応力  $\sigma_y$  が変形温度に強く依存していることが見られる。ところで、葉英華ら<sup>1)</sup>によると分散強化 Al-1.5 vol%Be 合金の高温変形におけるしきい応力は変形温度には依存しないことが報告されており、本実験の結果と大きな違いを示している。このことは前節でも述べたように本実験で用いた試料は熱的に不安定な析出粒子を含むからである。このことは著者らが前報<sup>10)</sup>で提案したモデルを用いて得られた結果、すなわち、熱的に不安定な粒子を含む合金の場合はしきい応力が変形温度に強く依存するが、安定な粒子である場合はしきい応力は変形温度に依存しないということを実験的に証明したものである。Fig. 6 に示している測定点はそれぞれの高応力域で直線関係が成り立ち、その直線の勾配すなわち応力指数は変形温度の増加とともに幾分小さくなる傾向が認められるようである。なお、比較のため純 Al に対して測定した結果も同図に併記した。純 Al と Al-1.03%Si 合金の場合を比べると、変形温度が高いほど、また応力が低下するほど、両者間の差が大きくなって常に Al-1.03%Si 合金の方が高応力側に位置しており、いずれの温度においても析出粒子強化の効果が顕著に現れていることがわかる。

#### 3.3.2 Si 析出物粒子のパラメーター依存性

Al-1.03mass%Si 合金においては転位は Si 析出粒子によって運動を阻止されるので、そのことによって、合金の強度は高くなる。したがって、Si 析出粒子の分散パラメーターが高温変形中にどのように変化するかを明らかにすることは合金の高温強度を論じる上で重要な問題である。前節で述べたように Fig. 5 により、473K で時効処理した合金を 473~623K の温度範囲で変形すれば降伏強度のピーク位置が約 70hr~100hr 時間範囲に現れている。その後の時間に対しては析出粒子が Ostwald 成長すると考えられる。この場合、定常変形応力とひずみ速度の関係がどのように変化するかを解明するために、473K で各時間時効処理した合金を種々の温度で圧縮変形して、そのときの定常変形応力とひずみ速度の関係を求めて Fig. 7 示した。図中の記号は 473K で時効処理した時間を示す (たと

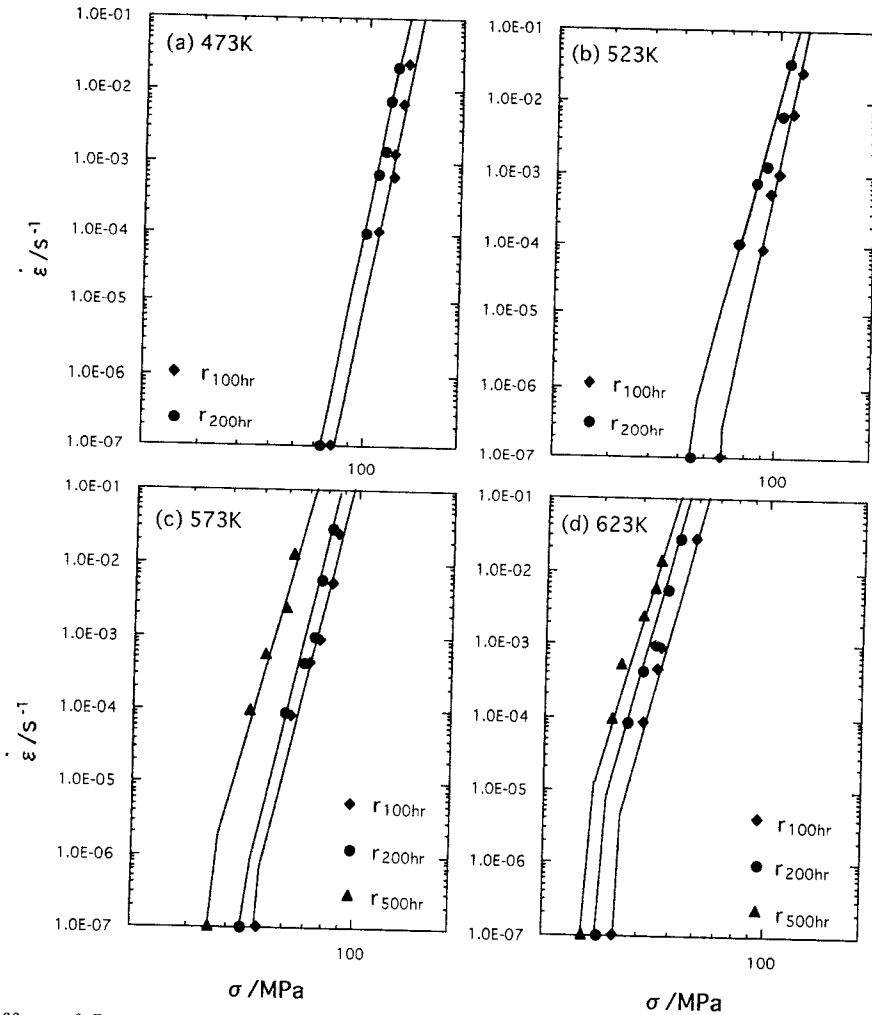


Fig. 7 Effect of Ostwald growth on the relation between strain rate and steady-state stress for (a) 473K (b) 523K (c) 573K and (d) 623K

例えば  $r_{100h}$  は473K で100hr 時効処理を Si 粒子を成長分散させた合金を各温度で圧縮変形したものである) すなわち,  $r_{100h}$  から  $r_{500h}$  になるほど Si 粒子は粗大分散している。これらの図を見ると, いずれとも Si 析出物粒子の大きさが増加するとともに, 定常変形応力が減少することが見られる。すなわち, また圧縮試験温度が上昇するほど ((a) から (d) へ) 応力値は低応力レベル側に移動し, 高温変形中にも Ostwald 成長を伴った強度低下が進行していることを示している。この原因を調べると, Ostwald 成長して析出粒子の粗大化にともなって, 析出粒子の数密度は減少し, 平均粒子

間距離が増加するので, Si 析出粒子強化の効果が弱くなるものと考えられる。このことは宮川ら<sup>13)</sup>によっても報告されているように, 分散パラメータが小さい方が分散粒子による強化が大きいということと同じ傾向である。

### 3. 4 Ostwald 成長の観察

前節においては高温における定常変形応力の変化やしきい応力の温度依存性などは, すべて本合金における Si 析出粒子の Ostwald 成長に帰因するものとして議論を進めて来た。しかし, 本合金において実際に Ostwald 成長が生じているか否を実証する必要

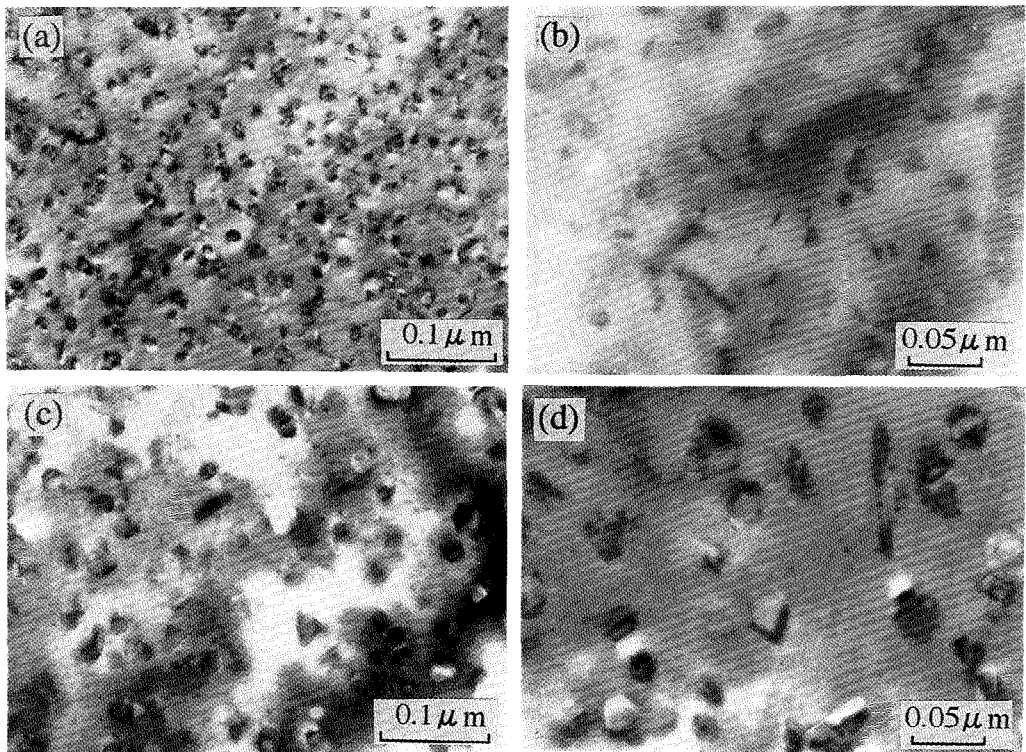


Fig. 8 TEM photograph of Si precipitates in alloy

- (a) aged at 473K for 11 hr,  $\bar{r}_a = 4.30 \times 10^{-7}$  cm, (b) aged at 473K for 30 hr,  $\bar{r}_b = 5.50 \times 10^{-7}$  cm,  
 (c) aged at 473K for 100 hr,  $\bar{r}_c = 4.30 \times 10^{-7}$  cm, (d) aged at 473K for 200 hr,  $\bar{r}_d = 4.30 \times 10^{-6}$  cm.

がある。そこで本節ではこの点について検討することにした。Fig. 8は473Kで時効処理した合金のSi析出粒子の透過電子顕微鏡写真である。(a)は、11時間で時効したもの、(b)は30時間で時効したもの、(c)は100時間で時効したもの、また(d)は200時間で時効したものである。いずれの場合もSi析出粒子はほぼ球状であることが確認された。Lifshiz-Wagnerの理論によれば、Ostwald成長が拡散律速で起こる場合には、時効処理時間 $t$ に対する析出物粒子の平均半径 $r$ の依存性は $\bar{r}^3 = \bar{r}_0^3 + kt$ で与えられる。ここで、 $k = 8\sigma DCVm / 9RT$ 、 $\sigma$ は析出粒子と母相の間の界面の界面自由エネルギー、 $D$ は母相中での溶質原子の拡散係数、 $Vm$ は析出物粒子のモル体積、 $R$ は気体定数および $T$ は温度であり、 $\bar{r}_0$ はOstwald成長が始まる時点での析出粒子の平均半径である。TEM写真からSi析出粒子の平均半径を測定した結果をFig. 9に示し

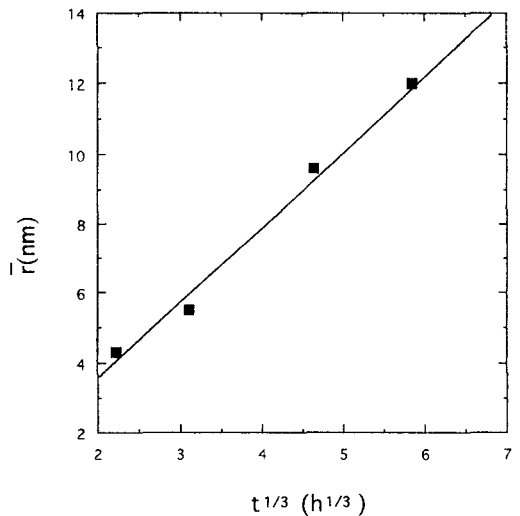


Fig. 9 The change of mean radius of Si precipitates aged at 473K



た。本測定を行うにあたって統計的に意味のある結果を得るために、各時効条件に対して三つの視野写真から合計200~300個もの多数の析出粒子について測定を行った。この結果を見ると、Si析出粒子は時効時間にもなると大きくなること、すなわち Ostwald 成長していることが明瞭になった。また Si析出粒子の平均半径  $\bar{r}$  の時効時間依存性はほぼ Lifshiz-Wagner 理論にしたがって  $t^{1/3}$  になることがわかる。

### 3.5 転位と Si 析出粒子の相互作用

粒子分散強化型合金の高温強度や高温変形機構を解析するためには、変形を担う転位とそれに対して障害となる分散粒子との相互作用について正しく理解しておくことが必要である。そこで本節では本合金における高温変形において Si析出粒子による強化機構を解析するために、電子顕微鏡を用いて転位と Si析出粒子との相互作用のその場観察を行った。その結果を Fig. 10 に示す。この写真は473K で100hr 時効処理後の合金を573K,  $8.31 \times 10^{-5} \text{ S}^{-1}$  の条件で圧縮変形させ

た試料の高温変形組織である。なお、同一試料においても種々の相互作用が観察されたので、代表的な4つの視野 ((a) ~ (d)) についての観察結果を示した。Schroder と Arzt<sup>12)</sup> は不整合界面を有する分散粒子と転位が吸引的な相互作用をすることを観察している。本研究で用いた Al-1.03mass%Si 合金中の Si析出粒子はダイヤモンドの構造を有し、fcc 構造の Al 母相との間に不整合界面が存在するものと思われる。したがって、本合金における転位と粒子が高温で吸引的な相互作用をするものと推察される。Fig. 10 (a) において矢印の位置に注目すると、①番は転位が粒子に到達する直前の状態である。②番で粒子に引きつけられていた転位は、写真の下の方に向かって張り出している。③番は転位が粒子から離脱する直前の状態で、また④番は転位が粒子から離脱したところであると思われる。これらを見ると、転位は粒子に到達した側ではなく粒子から離脱する側から張り出していることが推察される。

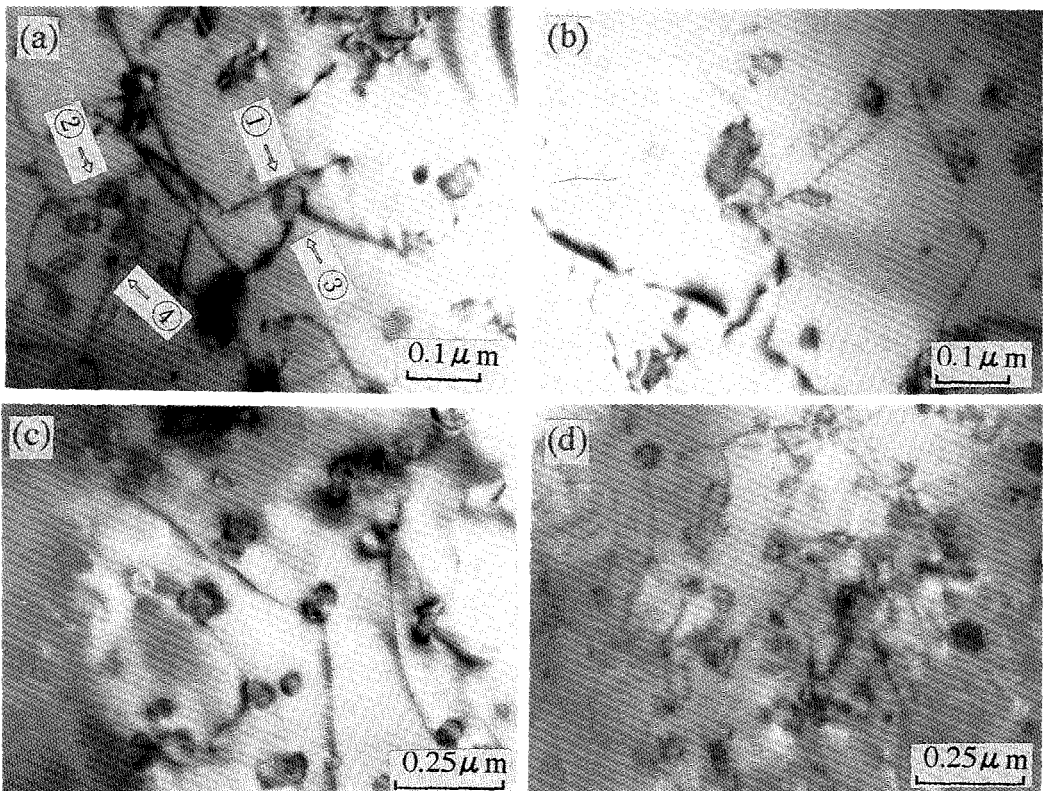


Fig. 10 TEM photograph of interaction of dislocation with Si precipitates in the alloy compressed at 573K and  $8.31 \times 10^{-5} \text{ S}^{-1}$

以上の推察と観察より、この場合の転位と Si 粒子との相互作用は吸引型であると考えられることができる。同様の現象が写真 (b), (c) および (d) においても観察される。この高温特有の吸引型相互作用は転位のまわりの弾性的応力場が Al 母相と Si 粒子の不整合界面で緩和されることによって生じるものと思われる。Fig. 10 (a) ~ (d) の写真にも観察されるように大部分の転位線は粒子から離れて独立に存在することはなく、すべての転位は粒子に引っかかって、粒子から直接抵抗を受けていることが見受けられた。ところで一方、根本ら<sup>7)</sup>は本実験のような高温ではなく、室温で変形させた Al-Si 合金においては Si 粒子のまわりに転位ループが形成されることを確認しているが、このような転位ループの形成は本実験の高温変形の場合には見られなかった。したがって、Al-Si 合金における室温変形では転位が析出物粒子のまわりにループを残して進行する、いわゆる by-pass 機構に基づく Orowan の理論と一致するものと考えられるが、一方、高温変形では転位は Si 粒子-母相界面に吸引され、転位が Si 粒子から離脱するときに大きな抵抗を生じ、これが本合金の強化機構を支配しているものと推察される。この場合は粒子間に張り出す転位間距離は Orowan の理論に基づくものよりも長くなるので、Orowan 応力よりも低い応力で粒子の障害を通過することが可能であって、いわゆる Weeks ら<sup>13)</sup>のボイド強化の理論と一致すると考えられる。

#### 4. 結 論

Al-Si 析出型合金においては Si 析出粒子がマトリックス中で Ostwald 成長することにもなって高温変形強度がどのように変化するのか、さらにはその際の強化機構は何によって支配されているかについて解析するために、473K で種々の時間時効処理を施した Al-1.03mass%Si 合金について Ostwald 成長過程を調べ、かつ 473~623K の温度範囲で  $7.94 \times 10^{-5} \sim 1.76 \times 10^{-5} \text{ S}^{-1}$  の初期ひずみ速度範囲で圧縮試験を行うとともに転位と Si 析出粒子との相互作用の観察を行って、以下の結論を得た。

1. 透過電子顕微鏡観察によって析出粒子の Ostwald 成長過程を調べた。Si 析出粒子の平均半径の時効時間依存性は Lifshitz-Wagner 理論にしたがって  $t^{1/3}$  に比例することを確認した。

2. 高温における定常変形状態での応力とひずみ速度の両対数プロットにおいては高応力域では直線関係が成り立ち、応力指数は変形温度の増加とともに幾分小さくなる傾向がみられた。なお、温度が高いほど、かつ応力が低いほど、析出粒子分散強化の効果が顕著にあらわれることが知られた。

3. 析出粒子の Ostwald 成長にともない、高温変形におけるひずみ速度と定常変形応力の両対数関係曲線は低応力側に向かって移動することが知られた。このことは、Ostwald 成長過程において析出粒子の数密度が減少し、平均粒子間距離が増加することにより、粒子の分散強化の効果が弱くなることによるものと推論された。

4. 高温変形した合金の薄膜を透過電子顕微鏡により直接観察した結果、転位と Si 析出粒子との相互作用は吸引型であることが知られた。この高温特有の転位と粒子の相互作用は転位の弾性的応力場が Al 母相と Si 粒子の界面で緩和することによって生じるものと考えられる。したがって、本合金の高温変形においては転位はボイド強化機構によって寄与していることが確認された。

#### 謝 辞

最後に、本研究の一部は1994年度 The British Council 財団, The Daiwa Anglo-Japanese Foundation, 1997年度科学研究費補助金基盤研究 (c) および (財) 軽金属奨学会の教育研究資金によって行われたものである。また本論文をまとめるにあたり、Malcolm Mclean 教授 (Imperial College, Department of Materials, London) には有益な助言をいただいた。ここに記して感謝の意を表する次第である。

#### 参 考 文 献

- 1) 葉 英華, 中島 英治, 栗下 裕明, 後藤 正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, 52 (1988), 1246.
- 2) G.Gonzalez-Doncel, O.D.Sherby: Acta metall. mater., 41 (1993), 2797.
- 3) S.E.Broyles, K.R.Anderson, J.R.Groza and J.C.Gibeling: Metallurgical and Materials Transactions, 27A (1996), 1217.
- 4) 津田 大, 伊藤 太一郎, 中山 豊: 軽金属, 28 (1978), 15.

- 5) 田代 均, 藤川辰一郎, 平野 賢一 : (1979), 377.  
軽金属, 29 (1979), 322.
- 6) 根本 実, 幸田 成康 : 日本金属学会誌, 29 (1965), 399.
- 7) 根本 実, 幸田 成 : 日本金属学会誌, 29 (1965), 406.
- 8) 吉田 冬樹, 菅元 淳二, 中島 英治, 吉永 日出男 : 日本金属学会誌, 58 (1994), 613.
- 9) 田代 均, 藤川辰一郎, 平野 賢一 : 軽金属, 29 (1979), 377.
- 10) 呂 満珊, 後藤 正治, 麻生 節夫, 小松 芳成, 劉 武 : 素材物性学雑誌, 9 (1996), 30.
- 11) 宮川 英明, 中島 英治, 吉永日出男 : 日本金属学会誌, 57 (1993), 36.
- 12) J. H. Schroder and E. Arzt : Scripta Met., 19 (1985), 112
- 13) R. W. Weeks, S. R. Pati, M. F. Ashby and P. Barrand: Acta Met., 17 (1969), 1403.