

Al-Mn系合金のしきい応力に及ぼすマグネシウム添加の影響

Effects of Magnesium Addition on Threshold Stress of Al-Mn Alloys

安藤 誠
Makoto Ando鈴木 義和
Yoshikazu Suzuki伊藤 吾朗
Goroh Itoh

概要 Al-Mn系合金のしきい応力に及ぼすMg添加の影響を検討した。A3003相当合金と、これに0.2mass%のMgを添加した合金とを、160℃、200℃および240℃にて高温引張試験およびクリープ試験に供することにより、しきい応力の大きさを評価した。160℃と200℃においては、Mg添加合金は無添加の合金より大きなしきい応力を示したが、240℃においては両合金でほぼ同程度であった。また、両合金ともにこのしきい応力の値は、分散粒子の密度から求めたオロワン応力よりも大きかった。これらの結果は、固溶Mnがしきい応力を増大させていることを示唆するものである。また、固溶Mgはこのような固溶Mnの効果を増大させるものであると推定されるが、より高温においてはその効果は失われると考えられる。

Abstract : The effects of Mg addition on the threshold stress of Al-Mn alloys were investigated. A3003 aluminum alloy and 0.2 mass% of Mg-added alloy were subjected to high-temperature tensile testing and creep testing at temperatures of 160, 200 and 240°C, and the threshold stress at each of these temperatures was evaluated. The Mg-added alloy showed higher threshold stress than the A3003 aluminum alloy at 160 and 200°C. This effect of Mg addition diminishes with temperature, however, and the threshold stress was approximately the same in both alloys at 240°C. Further, the threshold stress, which was normalized by elastic modulus at each temperature was higher than the Orowan stress that was calculated from the dispersion density. These results indicate that the solid solution of Mn enhances the threshold stress of the A3003 aluminum alloy, because the diffusion velocity of Mn is sufficiently small to limit the mobility of the dislocations. The solid solution of Mg may enhance such an effect of Mn; however, at higher temperatures, Mg does not have any effect.

1. はじめに

A3003アルミニウム合金に代表されるAl-Mn系合金は、自動車用熱交換器などに広く用いられている。近年は熱交換器を高性能化するに伴い、構成部材が従来よりも高い温度にさらされるようになり、本系合金の高温での耐久性を向上させることが必要となっている。

高温で使用される熱交換器を設計するためには、材料の高温特性として、クリープ特性が重要となる。Al-Mn系合金は分散強化型合金であるので、Orowan応力分の強度増加を有する。したがって、Orowan応力とほぼ等しいしきい応力を有すると考えられる¹⁾。熱交換器用材料においてしきい応力が存在するならば、その大きさは

熱交換器の設計においてきわめて有用な情報となる。Al-0.7 mass%Mn純二元合金においては、450℃以上の場合に明瞭なしきい応力が現れるとの報告が過去になされている¹⁾。しかし、A3003合金のような実用合金のしきい応力に関する報告はほとんど見られず、さらに熱交換器が使用されるような200℃以下の温度域における知見も乏しい。また本系合金の高強度化に関しては、室温においてはMgの添加が有効であることは既に知られており²⁾、高温においても同様の効果が期待される。しかし、しきい応力に対するMg添加の効果については知られていない。Mgはろう付中に非腐食性フラックスと反応してろう付性を低下させるが、0.2%程度の添加は可能で

ある。

そこで本研究においては、A3003合金相当の3003合金と、およびこれにMgを添加した3003+Mg合金を作製し、高温特性に及ぼすMg添加の影響を調べ、しきい応力が認められた場合にはこれを発現させる組織因子を明らかにすることを目的とし研究を行った。具体的には、複数の温度でクリープ試験および高温引張試験を行い、その結果からしきい応力を見積もり、その結果を金属組織と対比させて考察した。

2. 実験方法

供試材として3003合金、およびこれに0.2mass%のMgを添加した3003+Mg合金を用いた。各合金の化学組成を表1に示す。各合金鑄塊に熱間圧延および冷間圧延を施し、厚さ1 mmの板材とした後、370℃で2 hの焼鈍によって再結晶材とした。

高温引張試験においては、圧延方向を引張方向としたJIS 5号引張試験片を作製し、試験温度150℃～250℃、初期ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4}/s$ 、 $3.3 \times 10^{-3}/s$ として試験を行った。クリープ試験においては、圧延方向を引張方向とした幅12.5 mm×長さ30 mmの平行部を有するクリープ用試験片を作製し、温度160℃、180℃および200℃において、6連式のクリープ試験機を用いて試験を行った。透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察においては、クリープ試験に供する前のサンプル、およびクリープ試験中に途中で取り出したサンプルを用いて集積イオンビーム装置 (FIB) により薄膜化し、加速電圧200 kVにて観察を行った。薄膜化するときの膜厚は0.1 μmを狙い、実績として0.13 μm程度の膜厚が得られた。元素マッピングは、走査透過型電子顕微鏡 (STEM) を用い、エネルギー分散型X線分析 (EDS) により行った。固溶量分析においては、クリープ試験前のサンプルをフェノールに溶解し、クエン酸にて抽出した後高周波誘導結合プラズマ (ICP) 発光分光分析により分析を行った。

3. 実験結果

まず高温引張試験結果の一例として、両合金を200℃にて初期ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3}/s$ の引張試験に供して得られた応力-ひずみ曲線を図1に示す。両合金とも最大応力に達した後応力がほぼ一定となる領域が存在するので、最大応力の値を定常変形の応力と見なすことができる。その値はMg添加合金の方が約30 MPa高く、高温強度が大きく増加していると言える。一方、クリープ試験結果の一例として、3003合金および3003+Mg合金を、試験温度200℃、負荷応力55 MPaのクリープ試験に供し

て得られたクリープ曲線を図2に示す。両合金とも、遷移クリープ域、定常クリープ域および加速クリープ域からなるクリープ曲線が得られた。図3に示すひずみ速度の経時変化において、3003+Mg合金の最小ひずみ速度は3003合金の10分の1以下である。よって、0.2%のMg添加によって耐クリープ性が大きく増加したと言える。

このような高温引張試験およびクリープ試験を、さらに様々な試験条件にて行った。得られた結果を整理するにあたり、以上の結果を1つのグラフにまとめるため、材料の高温変形の一般式である式(1)を用いる。

$$\dot{\epsilon} = A(\sigma_s/E)^n \exp(-Q_d/RT) \quad (1)$$

ここで A は定数、 E はヤング率、 n は応力指数、 R は気

表1 供試材の化学成分 (mass%)

Table 1 Chemical composition in mass% of the alloy specimens used in this study.

	Si	Fe	Mn	Mg	Cu	Al
3003	0.25	0.60	1.1	Tr.	0.15	Bal.
3003+Mg	0.25	0.60	1.1	0.19	0.14	Bal.

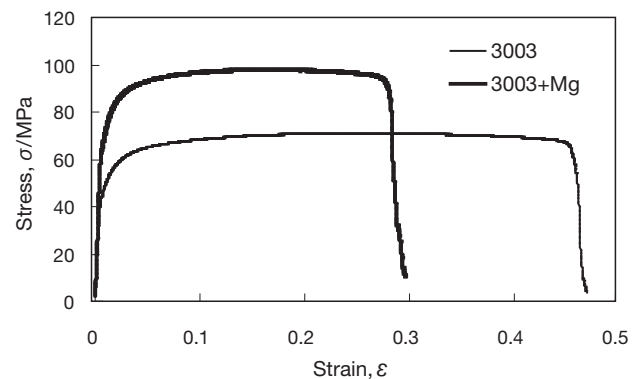


図1 3003合金および3003+Mg合金の応力-ひずみ曲線 (試験温度200℃・初期ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4}/s$)

Fig. 1 Stress-strain curves of 3003 and 3003+Mg alloys, tested at 200℃ at an initial strain rate of $3.3 \times 10^{-4}/s$

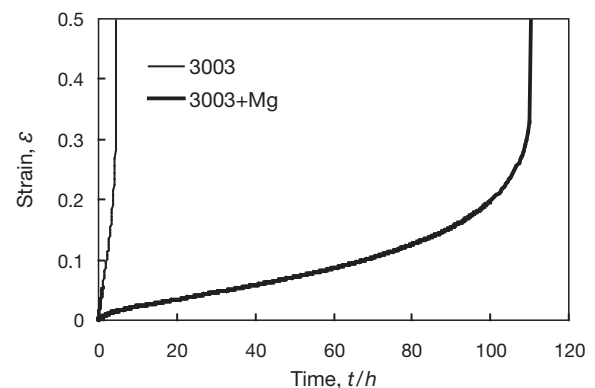


図2 3003合金および3003+Mg合金のクリープ曲線 (試験温度200℃・負荷応力55 MPa)

Fig. 2 Creep curves of the 3003 and 3003+Mg alloys, tested at 200℃ under a stress of 55 MPa.

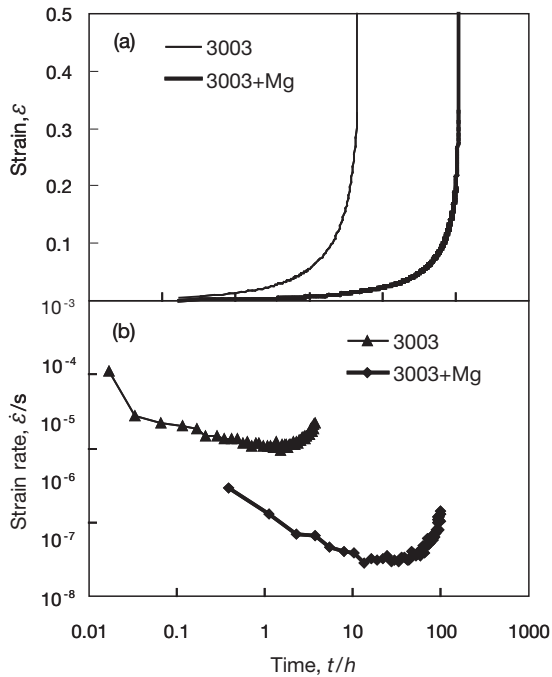


図3 図2における3003合金および3003+Mg合金のクリープ曲線-(a)およびひずみ速度の経時変化-(b) (試験温度200°C・負荷応力55 MPa)

Fig. 3 Creep curves -(a) and the change in strain rate with time-(b) of the 3003 and 3003+Mg alloys, tested at 200°C under a stress of 55 MPa, corresponding to Fig. 2.

体定数, Q_d は拡散の活性化エネルギーである。また, 引張試験においては応力-ひずみ曲線における定常変形の応力が, クリープ試験においては試験時の負荷応力 σ が, 定常応力 σ_s となる。応力とひずみ速度の関係は, Z 値によって整理される。

$$Z \equiv \dot{\epsilon} \exp(Q_d / RT) \quad (2)$$

なお, ここで E にはASMEにおける3003合金の値を用い³⁾, Q_d にはアルミニウムの自己拡散における活性化エネルギーとして144 (kJ/mol) を用いた⁴⁾。図4はクリープ試験と高温引張試験の結果から得られた応力 σ/E (応力 σ をヤング率 E によって規格化) と Z 値を両対数でプロットしたものである。3003合金, 3003+Mg合金のいずれも, 高 Z 値側ではほぼ直線関係が得られ, どの Z 値においても3003+Mg合金の方が高応力側となっている。また, 両合金の応力差は Z 値が高いほど大きい。すなわち, Mgの添加は幅広い Z 値にて高温強度の増大に有効であり, その効果は Z 値の高い変形であるほど大きいことが分かる。図4において直線の傾き, すなわち n 値を求めると, 3003合金では17, 3003+Mg合金では20となり, いずれの Z 値の範囲においてもほぼ一定である。アルミニウムの変形機構領域⁵⁾によると, 規格化応力が $10^{-4} \sim 10^{-3}$ の領域では転位クリープの累乗則に従うと考えられるが, 図4の結果は累乗則で得られる n 値

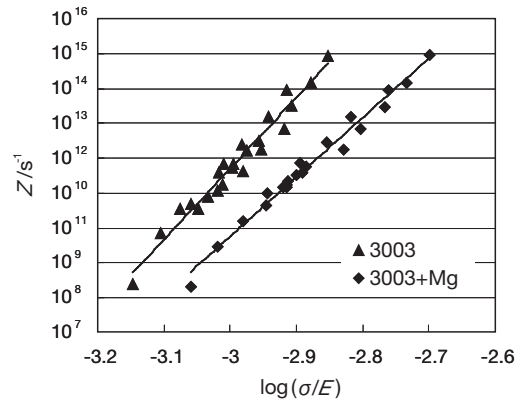


図4 160°C, 200°Cおよび240°Cの引張試験およびクリープ試験から得られた Z 値 (Zener-Hollomon parameter) と応力 σ (ヤング率 E にて規格化) との関係

Fig. 4 Zener-Hollomon parameter, Z , obtained through tensile and creep testing at 160°C, 200°C and 240°C, as a function of applied stress σ normalized by elastic modulus E at each temperature.

よりもかなり大きな値となっている。この理由として, 転位クリープの発生領域においてはしきい応力が発現して, 見かけ上の n 値が高くなっていることが推定される。

そこで, クリープ試験結果を試験温度ごとに分け, 図5に示す。これによると, 3003合金および3003+Mg合金のどちらにおいても低応力側でひずみ速度が急激に低下しており, しきい応力の発現が認められる。

冒頭でも述べたように, しきい応力は分散粒子のOrowan応力によってもたらされるというのが一般的な考え方である¹⁾。図5で認められたしきい応力を裏付けるため, クリープ試験を途中で中断した供試材のTEM観察を行った。なお, ここでのクリープ試験の条件は, いずれも温度は200°C, 試験応力は3003合金については45 MPa, 3003+Mg合金については55 MPaである。試験応力については両合金にてなるべく近い定常クリープ速度を得られる条件を選んでおり, 3003合金の定常クリープ速度は 6.9×10^{-7} /s, 3003+Mg合金については 3.0×10^{-7} /sであった。取出しの時間は試験開始から2 hおよび70 h後であり, これはそれぞれ遷移クリープ域と定常クリープ域に相当する。なお, サンプルの薄膜化はここではジェットポリッシュによって行った。以上の内容にて行ったTEM観察結果を図6に示す。写真から, どちらの合金においても分散粒子に転位が絡み付いている様子が観察される。そしてクリープの進行に伴う変化として2 hと70 hの取り出しサンプルを比較すると, 3003合金においては, 遷移クリープ域よりも定常クリープ域の方が, 転位が分散粒子周辺に局在化している様子がより顕著に観察される。これは, クリープ変形が進むに従い, マトリクスでは転位の発生と消滅が平衡し, 分散粒子周辺で

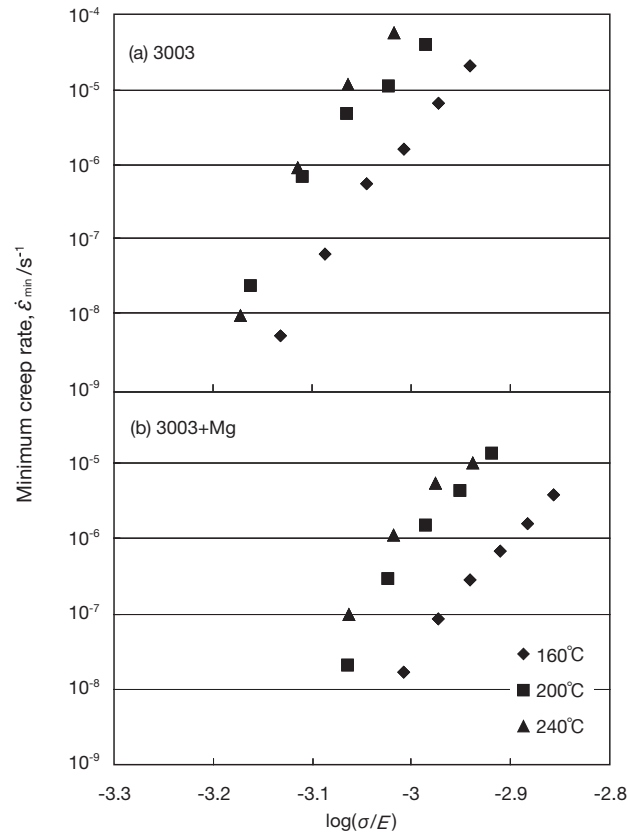


図5 160°C, 200°Cおよび240°Cのクリープ試験から得られた最小クリープ速度と $\log(\sigma/E)$ の関係
 Fig. 5 Minimum creep rate vs. $\log(\sigma/E)$ plots obtained through creep testing at 160°C, 200°C and 240°C.

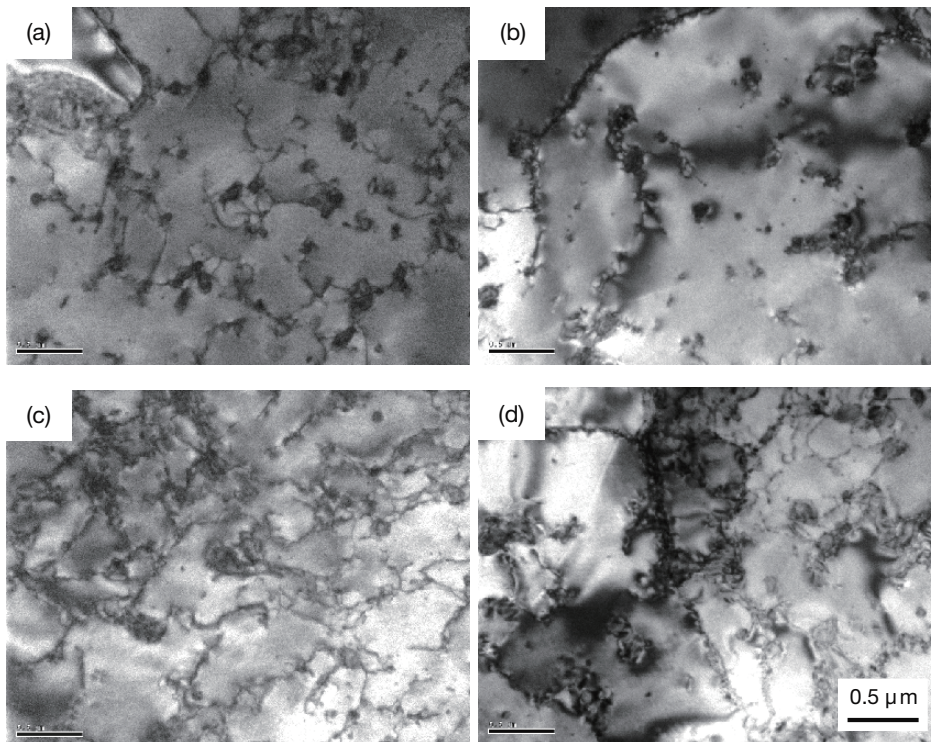


図6 クリープ試験後サンプルのTEM写真。3003合金-(a), (b), 3003+Mg合金-(c), (d)。(a)および(b)は温度200°C・応力45 MPa・時間はそれぞれ2 hおよび70 h, (c)および(d)は温度200°C・応力55 MPa・時間はそれぞれ2 hおよび70 h

Fig. 6 Transmission electron micrographs of the 3003 alloy -(a), (b), and 3003+Mg alloy -(c), (d). (a) and (b) show specimens crept at 45 MPa at 200°C for 2 h and 70 h, respectively; (c) and (d) show specimens crept at 55 MPa at 200°C for 2 h and 70 h, respectively.

はこれを越えられない転位が集積したためであると考えられる。したがって3003合金については、しきい応力は分散粒子によるOrowan応力が関係しているものと考えられる。一方、3003+Mg合金では定常クリープ域における転位の局在化が明瞭ではない。これは、固溶Mgによって積層欠陥エネルギーが低下して転位の上昇運動、すなわち動的回復が抑制され^{6),7)}、定常クリープ域で平衡するマトリクスの転位密度が高くなったためと考えられる。3003+Mg合金の方が高い負荷応力にて同程度のひずみ速度を得られているのは、このような固溶Mgの効果が影響していると考えられる。

これらの観察で見られた分散粒子の種類を特定するため、STEM-EDSにより元素マッピングを行なった結果を図7に示す。3003合金、3003+Mg合金のいずれにおいても、観察された分散粒子からはMn、FeおよびSiが検出されており、分散粒子はAl-Mn-Fe-Si系の化合物であることが分かる。また、3003+Mg合金において、Mgを含む化合物は検出されなかった。したがって、添加したMgはほぼ全て固溶していると考えられる。

次に、図5で現れたしきい応力の大きさを見積もることを試みる⁸⁾。しきい応力を有さない場合、高温変形に

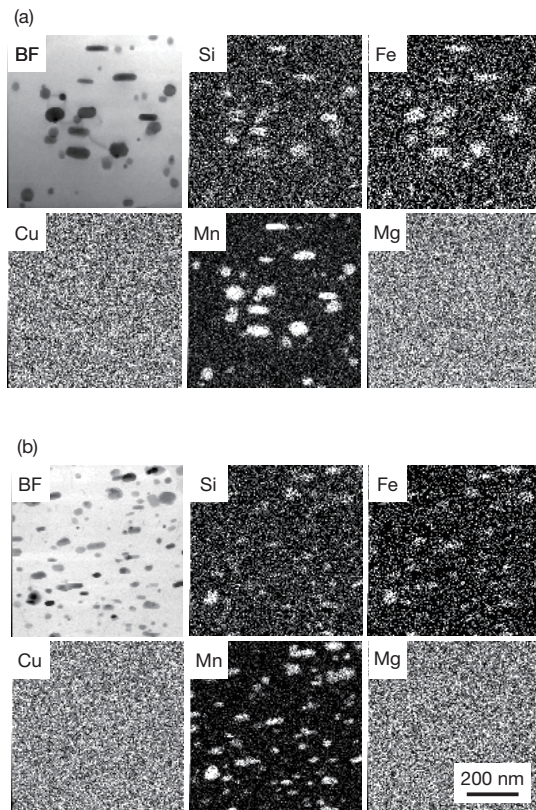


図7 クリープ試験前のSTEM明視野像および元素マッピング(Si, Fe, Cu, MnおよびMg) 3003合金-(a)、3003+Mg合金-(b)

Fig. 7 Bright field image, BF, and STEM-EDS mappings for five elements (Si, Fe, Cu, Mn and Mg) of 3003 alloy-(a) and 3003+Mg alloy-(b) before creep testing.

における定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ は、式(1)で示した一般式によって与えられる。温度一定の場合にはこの右辺が n のべき乗で定数となるので、新たな係数 A' を用いて式(3)のような n 乗則となる。一方、しきい応力 σ_{th} を有する場合には、ある定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ を与える応力 σ に、しきい応力 σ_{th} が上乗せされることとなる。したがって、しきい応力を有する場合の n 乗則は、マトリクスの応力指数 n' を用いて式(4)のようになる。この両辺を $1/n'$ 乗すると式(5)、すなわち定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ の $1/n'$ 乗と σ とは直線関係となり、その σ 軸切片がしきい応力 σ_{th} として求められる。なお、本研究において定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ には、最小クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{min}$ の値を用いて考察する。

$$\dot{\epsilon}_s = A' \sigma^n \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon}_s = A'' (\sigma - \sigma_{th})^{n'} \quad (4)$$

$$\dot{\epsilon}_s^{1/n'} = A''' (\sigma - \sigma_{th}) = A''' (\sigma - \sigma_{th}) \quad (5)$$

図5のクリープ試験結果について、以上の解析手法に基づき、 n' の値を1から6としてプロットしたものが図8である。なお、ここでは代表例として200℃で行ったクリープ試験結果のプロットを示している。それぞれの n' における相関係数を示した表2によると、いずれも $n'=5$ の場合が最も相関係数が高かったことから、マトリクスの応力指数 n' 値は5とするのが最も適切であると判断される。この図から、横軸切片すなわちしきい応力を読み取り、規格化応力を200℃での応力に換算すると、3003合金については34 MPa、3003+Mg合金については

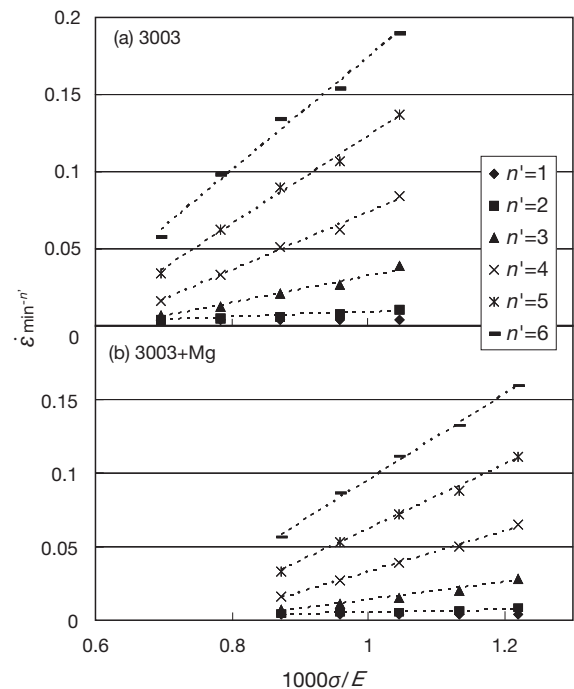


図8 200℃のクリープ試験から得られた $\dot{\epsilon}_{min}^{-n'}$ vs σ/E の関係
Fig. 8 $\dot{\epsilon}_{min}^{-n'}$ vs σ/E plots obtained through creep testing at 200°C.

40 MPaとなった。したがって200°Cにおいてはしきい応力という観点からも、0.2%のMg添加はこれを15%ほど増加させるものであり、クリープ強度の向上に有効であると言える。

160°Cおよび240°Cのクリープ試験結果についても図8と同様の処理を行い、しきい応力と試験温度との関係に整理したものが図9である。これによると、0.2%Mg添加によるしきい応力増加の効果は試験温度の上昇とともに減少し、240°Cでその効果がほぼ失われていることが分かる。

表2 $\dot{\epsilon}_{\min}^{-n}$ vs σ/E の関係(図8)における相関係数
Table 2 Correlation coefficients of $\dot{\epsilon}_{\min}^{-n}$ vs σ/E plots in Fig. 8.

	3003	3003+Mg
$n'=1$	0.737	0.753
$n'=2$	0.929	0.932
$n'=3$	0.982	0.982
$n'=4$	0.993	0.995
$n'=5$	0.993	0.998
$n'=6$	0.989	0.997

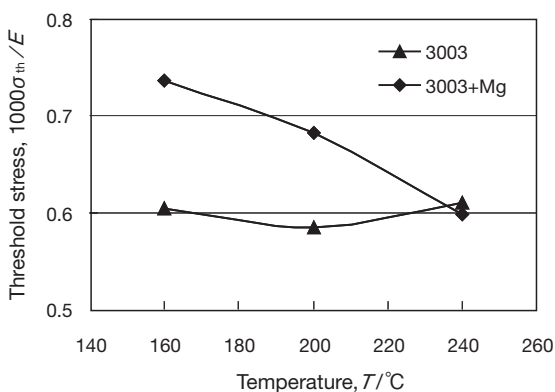


図9 しきい応力 σ_{th} 、(ヤング率 E によって規格化)と温度との関係

Fig. 9 Threshold stress, σ_{th} , normalized by the elastic modulus E at each temperature, as a function of temperature.

4. 考察

しきい応力をもたらす分散強化機構としては、Orowan機構あるいはSrolovitz機構が提案されているが、Al-Mn-Fe-Si分散粒子のようにマトリクスと非整合な場合には後者であるとされている⁹⁾。ただし、Srolovitz機構における強化の理論値は、分散粒子が小さくその体積分率も小さい場合、Orowan応力とほぼ等しくなる¹⁾。図6で観

察された分散粒子は微細であり体積分率も小さいので、本実験においてもOrowan応力で評価して差し支えないであろう。そこで、供試材におけるOrowan応力を評価するため、試験前の供試材のTEM観察を行った結果を図10に示す。なお、ここではサンプル作製時の膜厚の違いによる影響を除外するため、サンプルの薄膜化にはFIBを用いて一定膜厚(0.15 μm)となるようサンプル作製を行った。

この写真からOrowan応力を次のように算出する。Orowan応力は、転位が分散粒子を通過する際の張力から求めた式(6)を用いて記述され、ここでもこれを用いる。

$$\tau_{or} = \frac{Gb}{\lambda} \quad (6)$$

ここで G は剛性率、 b はバーガースベクトル、 λ は分散粒子の粒子間距離(厳密にはすべり面上の平均自由行路)である。この式を用い、図6におけるクリープ試験前のTEM写真を画像解析することにより得られる平均自由行路(3003合金で0.221 μm, 3003+Mg合金で0.224 μm)から200°CにおけるOrowan応力を算出すると、図8で得られた3003合金のしきい応力より低い値となる(3003合金で27.7 MPa, 3003+Mg合金で27.4 MPa)。なお、ここでの平均自由行路は、TEM写真から分散粒子の表面間距離を画像解析で求めたものであり、粒子半径の分布も考慮された値となっている。

このようにしきい応力がOrowan応力よりも大きいことから、分散粒子以外にもしきい応力に寄与する因子があることになる。一般に高温変形において結晶粒による強化機構は働かないため、影響する因子としては固溶強化が考えられる。そこで、両合金のクリープ試験前の固溶元素量をフェノール溶解法にて測定した。その結果を図11に示す。なお、Siについてはフェノール溶解による分析が困難であるため、分析を行っていない。検出された固溶元素のうち、主要添加元素であるMnは、両合金において固溶量が比較的多い。また、3003+Mg合金については、添加量とほぼ等しい量のMgが検出された。この結果は、図6のTEM観察でMg₂SiなどのMg由来の析出物が観察されなかったことと合致する。

しきい応力がOrowan応力よりも高かったことを考察するため、これら検出された元素の拡散係数を計算して表3に示す⁴⁾。高温におけるMgやCuの拡散係数は比較的大きく、転位の周囲に形成された溶質雰囲気は運動転位に追隨して動くことができると考えられる。したがってその強化機構は溶質雰囲気の引きずり抵抗として現れるため、固溶MgやCuはしきい応力の発現には影響しない。一方、Mnの拡散係数は比較的小さく、運動転位の周囲に雰囲気を形成したとしても、それに追隨して動くこと

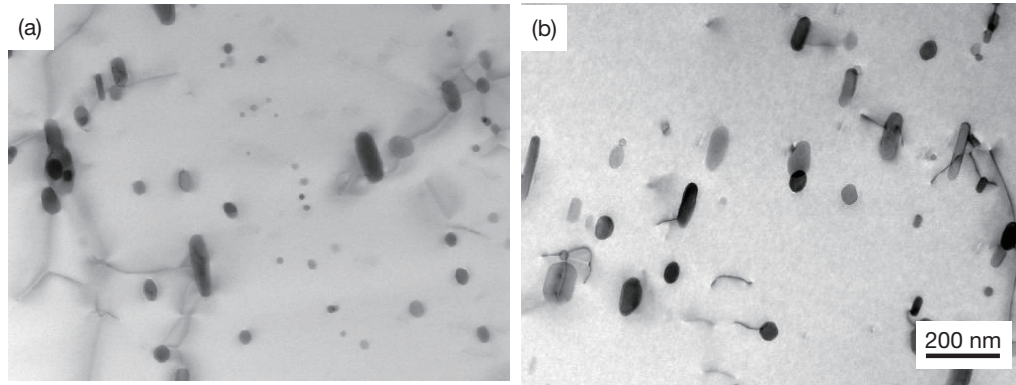


図10 クリープ試験前のTEM明視野像。3003合金-(a)、3003+Mg合金-(b)。薄膜の厚さは0.13 μm
Fig.10 Transmission electron micrographs of the 3003 alloy -(a) and 3003+Mg alloy -(b) before creep testing.
The thickness of the observed specimen is 0.13 μm.

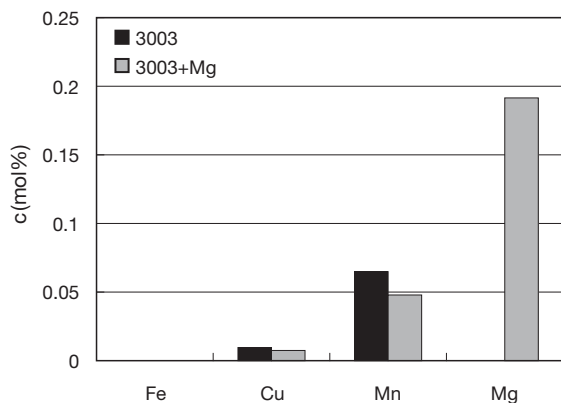


図11 フェノール溶解法によるクリープ試験前の固溶元素量c
3003合金-(a)、3003+Mg合金-(b)

Fig. 11 Amount of solid solution elements, c, in 3003 and 3003+ Mg alloys before creep testing, assayed by the phenol dissolution method.

表3 供試材に添加された合金元素の拡散係数 (cm²/s)
Table 3 Diffusion coefficient in cm²/s of the three elements contained in the alloys at the testing temperatures.

	27 °C	160 °C	200 °C	240 °C
Mg	5.8×10^{-22}	3.28×10^{-17}	1.23×10^{-14}	5.33×10^{-14}
Cu	1.19×10^{-24}	1.17×10^{-25}	7.39×10^{-16}	2.12×10^{-14}
Mn	2.02×10^{-35}	9.57×10^{-26}	5.41×10^{-22}	9.10×10^{-20}

はできないと考えられる。またMnは固溶による格子定数の変化率が大きい¹⁰⁾ことも考慮すると、クリープ試中に固溶Mnへ転位が固着し、転位の運動を妨げている可能性が考えられる。引張試験の場合、転位は固着した固溶原子からやがて離脱するが、クリープ試験においては転位を固着した固溶原子から離脱させるだけの負荷応力をかけていなければ、それ以上転位は移動しなくなると考えられる。すなわち、Al-Mn系合金においては、固溶Mnの固着によってしきい応力が増加する機構が働いて

いるという仮説が導かれる。^{*1)}

また、3003+Mg合金のしきい応力が3003合金より大きかったことについて考察する。図6で示したように、本供試材においてMgはほぼ全て固溶しているため、しきい応力がOrowan応力によってのみもたらされるならば、Mg添加の影響も無いはずである。しかし、上述のように固溶Mnの転位への固着がしきい応力に影響しているとの仮説に基づけば、固溶Mgの固溶Mnとの相乗効果によってさらにしきい応力が増加するという機構が働く可能性も考えられる。アルミニウム中の固溶原子としてのMgとMnは寸法因子が異符号であり¹⁰⁾、転位への固着は単純な加算則が成り立つためである。また、しきい応力におよぼす固溶Mgの影響が高温ほど小さくなったことを考えると、このような相乗効果は高温ほど現れにくいという推測が成り立つが、その根拠についてはより詳細な検証が必要である。

*1) ただしこの仮説に基づけば、転位が固溶Mnに固着してもMnの拡散速度より遅い速度であれば転位は運動できるため、しきい応力はMnの拡散速度付近のひずみ速度で現れることとなる。したがって、厳密にはMnの拡散速度付近で発現するしきい応力を議論すべきであると考えられるが、拡散速度を求めるのに必要となる転位密度を正確に測定することは困難である。そのため、本報における図8の解析ではひずみ速度を0まで外挿することで、しきい応力を一意的に評価することとしている。また、本研究で供試材とした3003合金はMn以外の成分も多く含んだ実用合金であり、固溶Mn量もさほど多くはない。よって、以上の仮説を検証するためには、より単純な成分の合金を用いた実験を行う必要があると考えられる。

5. おわりに

3003合金およびこれにMgを添加した3003+Mg合金の高温引張試験およびクリープ試験を行い、しきい応力について次の知見を得た。

(1) いずれの合金においても200℃のクリープ試験に

おいてしきい応力が認められた。

- (2) 3003+Mg合金の200℃以下におけるしきい応力は3003合金より高く、0.2%のMg添加はしきい応力の観点から高温強度の向上に有効であることが分かった。
- (3) 0.2%Mg添加によるしきい応力増加の程度は、試験温度の上昇とともに減少し、240℃においてその効果がほぼ失われた。
- (4) クリーブ試験によって得られた3003合金のしきい応力は、分散粒子から計算されるOrowan応力よりも高かった。両合金のしきい応力に寄与する組織因子として、固溶Mnおよび固溶Mgの影響が推定された。

なお、本論文は(一社)軽金属学会発行の軽金属、62(2012).に掲載されたものを転載しています。

参考文献

- 1) 葉英華, 中島英治, 栗下弘明, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, **52** (1988), 1255.
- 2) 伊藤章郎, 岩井克夫, 長良敏夫, 宮木美光, 藤本日出夫, 瀧川淳: 軽金属, **44** (1994), 246.
- 3) 日本アルミニウム協会: アルミニウムハンドブック第6版, (2001), 27.
- 4) 藤川辰一郎: 軽金属, **46** (1996), 202.
- 5) 北蘭幸一: 軽金属, **59** (2009), 458.
- 6) T. Sheppard, N. C. Parson and M. A. Zaidi: Met. Sci., **17** (1983), 481.
- 7) F. A. Mohamed and T. G. Langdon: Acta. Metall., **22** (1974), 779.
- 8) R.S. Mishra, A.B. Pandey and A.K. Mukherjee: Mat. Sci. Eng., **A201** (1995), 205.
- 9) D. J. Srolovitz, R. Petokovic-Luton and M. J. Luton: Phil. Mag. **A48** (1983), 7959.
- 10) G. Thomas: Electron Microscopy and Strength of Crystals, Interscience, (1963), 793.



安藤 誠 (Makoto Ando)
古河スカイ(株) 技術研究所



鈴木 義和 (Yoshikazu Suzuki)
古河スカイ(株) 技術研究所



伊藤 吾朗 (Goroh Itoh)
茨城大学 工学部 機械工学科