

## Al-Zn-Mg-Cu 系合金の強化機構に対する実験的検討†

松岡 秀明\* 広瀬 幸雄\*\*  
岸 陽一\*\*\* 東 健司\*\*\*\*

## Experimental Study on Strengthening Mechanism of Al-Zn-Mg-Cu System Alloy

by

Hideaki MATSUOKA\*, Yukio HIROSE\*\*, Yoichi KISHI\*\*\*  
and Kenji HIGASHI\*\*\*\*

The strengthening of Al-Zn-Mg-Cu system alloy results from the interaction between dislocation and solute atoms or precipitates. In this study, the tensile properties of 7475 aluminum alloys having various average grain sizes were evaluated. The 0.2% proof stress and elongation were discussed based on the theory of dislocation mechanism and the observation of microstructures. The main results obtained were as follows:

(1) The 0.2% proof stress, tensile strength and elongation of the materials increased with decreasing average grain size.

(2) In accordance with the Hall-Petch's relation, the 0.2% proof stress was plotted against the reciprocal square root of the average grain size of the aluminum matrix. A good correlation was obtained, indicating that the 0.2% proof stress depends on the average grain size of the aluminum matrix.

(3) The contributions of the precipitation strengthening, solid strengthening and grain refining effect to the 0.2% proof stress of the present 7475 aluminum alloy were estimated to be 258, 153 and 5 MPa, respectively.

**Key words:** Tensile property, 0.2% proof stress, Elongation, Strengthening mechanism, Hall-Petch's relation, Grain structure

## 1 緒 言

高い時効硬化能を有する Al-Zn-Mg-Cu 系合金では、溶体化処理温度からの焼入れ状態によって過飽和固溶体が形成されるが、その相分解過程は溶体化処理に引き続く時効処理によって G. P. ゾーン→準安定相 ( $\eta'$ -MgZn<sub>2</sub> → 安定相  $\eta$ -MgZn<sub>2</sub>) となることが一般に知られている。<sup>1)~3)</sup> 特に、本系合金の 0.2% 耐力  $\sigma_{0.2}$  に対しては、時効析出した  $\eta'$  相が重要な寄与をするので、<sup>4)</sup> 通常  $\eta'$  相の微細化と分散の均一化を目的に溶体化処理後に工業的スケールにて T6 処理に代表される時効処理が施されて実用化される。

ところで、析出粒子による強化メカニズムは、転位のすべり運動との相互作用によって説明できる。析出粒子は硬質であり、それが基質中に分散していると、転位のすべり運動を妨げる。また、転位が析出粒子をせん断あるいは横断できた場合でも、その際に大きな変形応力が必要となるために、材料は強化されることになる。さらに、時効処理を施した本系合金は基質中には一部溶質原子が残存しているので、 $\sigma_{0.2}$  に対しては固溶強化の寄与についても考慮しておく必要がある。溶質原子は、転位のすべり運動に対して固着作用を有し、この固着雰囲気により変形応力が増加し材料は強化される。このように、析出強化と固溶強化は本系合金の基本的な強化メカニ-

ムであるので、それらのメカニズムについては転位論に基づいた検討が古くから行われてきている。<sup>5)~7)</sup>

また、Hall-Petch の関係<sup>8), 9)</sup> から明らかなように、本系合金の  $\sigma_{0.2}$  は結晶粒微細化によっても強化されている。一般に、多結晶材料は結晶粒寸法  $d_s$  が小さくなるにつれて強度が増加することが知られている。結晶粒界は転位のすべり運動を妨げる最も大きな因子であり、 $d_s$  が小さくなれば結晶粒界が多くなるので変形時に大きなエネルギーを要する。そのために、結晶粒が微細なものほど強度は高くなる。結晶粒微細化強化機構について、 $\sigma_{0.2}$  と  $d_s$  の間には次式が成立することが知られている。

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + K d_s^{-1/2} \quad (1)$$

ここで、 $\sigma_0$  は単結晶材の 0.2% 耐力、 $K$  は粒微細化強化の程度を表す材料定数である。

さて、本系合金の  $\sigma_{0.2}$  は次式で示したように各強化メカニズムの一次加算式で近似できると考えられる。

$$\sigma_{0.2} = \Delta\sigma_{HP} + \Delta\sigma_S + \Delta\sigma_P \quad (2)$$

ここで、 $\Delta\sigma_{HP}$  は結晶粒微細化強化量、 $\Delta\sigma_S$  は固溶強化量、 $\Delta\sigma_P$  は析出強化量である。上述のように、本系合金の強化に対しては、結晶粒形態や基質中で分散する粒子の存在状態が密接に関連しているため、強化メカニズムおよび組織学的因子を考慮して各々の強化量を明らかにすることは工学的に非常に重要である。しかしな

† 原稿受理 平成 8 年 7 月 22 日 Received July 22, 1996

\* 学生会員 金沢大学大学院 〒920-11 金沢市角間町, Graduate Student, Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

\*\* 正会員 金沢大学理学部計算科学科 〒920-11 金沢市角間町, Dept. of Computational Sci., Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

\*\*\* 正会員 日本工業大学材料試験研究センター 〒345 埼玉県南埼玉郡宮代町, Mat. Testing & Res. Center, Nippon Inst. of Tech., Miyashiro, Saitama, 345

\*\*\*\* 正会員 大阪府立大学工学部材料工学科 〒593 堺市学園町, Dept. of Metallurgy and Mat. Sci., Osaka Pref. Univ., Gakuen-cho, Sakai, 593

がら, これまでの研究は, 個々の強化メカニズムの解明に議論が集中しており, 式 (2) で示した各強化メカニズムの寄与量について, 実験的あるいは理論的見地から定量的に評価した報告はない.

そこで, 本報では Al-Zn-Mg-Cu (AA7475) 合金の  $\sigma_{0.2}$  に対する析出強化, 固溶強化および結晶粒微細化強化の各強化量を実験的に決定することを最終目的とした. まず, 熱処理によって  $d_s$  を調整した AA7475 合金に対して, 熱処理後の組織形態, 残留応力および硬さについて調査を行った. つぎに, 様々な  $d_s$  を有する本材料に対して引張試験を実施し,  $d_s$  に依存した引張強度特性の違いを詳細に調査した. また, 本材料中の組織学的因子についてこれまでの知見に基づいて検討を行い, その結果と式 (2) から本材料の  $\sigma_{0.2}$  に寄与した析出強化, 固溶強化および結晶粒微細化強化の各強化量を実験的に決定した.

## 2 実験方法

本実験では, スカイアルミニウム(株)において加工熱処理が施された微細結晶組織を有する AA7475 合金 (結晶粒寸法 13(L)×11(T)×9(S)  $\mu\text{m}$ , 板厚 1.6mm)<sup>10)</sup> を母材として, それの平均結晶粒寸法  $d_s$  (以下  $d_s$ ) を熱処理によって調整したものを供試材とした.

本実験で行った熱処理の条件は, 以下に示したような事前の調査結果から決定した. まず, 溶体化処理の温度  $T_s$  (以下  $T_s$ ) については, 本実験では  $d_s$  を調整することを目的としているので, 通常行われる  $T_s$  (= 530K 程) よりも高温として結晶粒成長を促進させることを考えた. しかし,  $T_s$  が 808K 以上となる場合, 一部の結晶粒界が溶解した様子が確認されたので, ここでは  $T_s$  を 804K で一定とし, 溶体化処理時間  $t_s$  (以下  $t_s$ ) を変化させることで  $d_s$  を調整した. 時効処理については温度  $T_A$  (以下  $T_A$ ) を 393K, 413K および 443K として, 本材料の最大ビッカース硬度  $HV = 180$ <sup>11)</sup> が得られるような時効硬化特性を調査し, その結果から  $T_A$  を 443K, 時間  $t_A$  (以下  $t_A$ ) を 32.4ksec で一定とした.

本実験では 2 種類の供試材を準備した. 一つは溶体化処理後に時効処理を施したもので,  $T_s$  は 804K で,  $t_s$  を 17.4, 18.0, 57.6, 360.0, 756.0, 1278.0 および 1440.0ksec 保持し, その後時効処理 ( $T_A = 443\text{K}$ ,  $t_A = 32.4\text{ksec}$ ) を施した (以下時効材, 熱処理後の各供試材は  $t_s$  が短いものより A-FG1, A-FG2, A-FG3, A-FG4, A-FG5, A-FG6 および A-FG7 材と記す). もう一つは溶体化処理だけを施したもので,  $T_s$  を 804K,  $t_s$  を 18.0, 57.6, 756.0, 1278.0 および 1440.0ksec 保持した (以下溶体化処理材, 各供試材を  $t_s$  が短いものより S-FG1, S-FG2, S-FG3, S-FG4 および S-FG5 材と記す).

時効材に対して極点図測定を行い, 熱処理後の結晶粒成長方位と組織形態について調査を行った. 極点図は Al 111 回折面に対し, 特性 X 線 Cu K $\alpha$  を用いて Schulz 反射法<sup>12)</sup> により測定を行った. つぎに, 各供試材の残留応力について調査を行った. 残留応力は Al 222 回折面に

対し, Cr K $\alpha$  を用いて並傾法により測定を行った. X 線面法線入射角  $\psi$  は  $\sin^2 \psi = 0 \sim 0.6$  の間を 0.1 刻みとするようにした. なお, 残留応力は応力定数  $H = -92.18 \text{deg} / \text{MPa}$  として,<sup>13)</sup>  $2\theta - \sin^2 \psi$  法により決定した.

引張試験片は, 試験片長手方向が圧延方向と一致するよう採取した JIS-13B 号試験片 (板厚 1.6mm, 平行部 12.5mm, 標点間距離 50mm) を用いた. なお, 引張試験は引張速度  $8.33 \times 10^{-6} \text{m/sec}$ , 室温, 大気中で行った.

## 3 実験結果

### 3.1 極点図, ビッカース硬さおよび残留応力測定結果

まず, 各試験片の組織観察, 硬さおよび残留応力について調査を実施した.

Fig. 1 には, ケラー試液を用いて行った A-FG1 材, A-FG5 材および A-FG7 材の組織観察例を示した. 各試験片の結晶粒形態は等軸組織となっており,  $t_s$  が長くなるにつれて  $d_s$  が大きくなっていることがわかる. なお, 時効材および溶体化処理材の  $T_s$  と  $d_s$  の関係は Table I に示すとおりである.

Fig. 2 には A-FG1 材および A-FG7 材の極点図の代表例を示した. Fig. 2 から, 本材料の主成長方位は  $t_s$  によらず (100)[001] と (110)[001] であることがわかった. しかしながら, 本材料は  $t_s$  に依存して配向の度合いが異なり  $t_s$  が長いものほど主方位に強く配向しており, さらに (110) [112], (011) [111] 集合組織の発達が顕著であったが, 基本的に再結晶組織となっている.

つぎに, 時効材, 溶体化処理材のビッカース硬さ  $HV$  および残留応力  $\sigma_R$  について調査を行った. Fig. 3 には  $t_s$  と  $HV$  および  $\sigma_R$  と 68.3% 信頼限界の関係を示した. ま

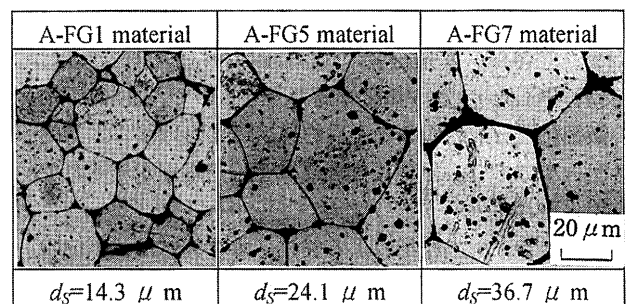


Fig. 1. Typical microstructures and average grain size of the aged materials. The heat treatment conditions for aged material were carried out for solution times 17.4, 756.0 and 1440.0 ksec at 804K and aged at 443K for 32.4ksec.

Table I. Relation between solution time,  $T_s$ , and average grain size,  $d_s$ , of the aged- and as solute-materials.

Code	A-FG1	A-FG2	A-FG3	A-FG4	A-FG5	A-FG6	A-FG7
$T_s$ , ksec	17.4	18.0	57.6	360.0	756.0	1278.0	1440.0
$d_s$ , $\mu\text{m}$	14.3	15.5	16.7	19.8	24.1	33.3	36.7
Code	S-FG1	S-FG2	S-FG3	S-FG4	S-FG5		
$T_s$ , ksec	18.0	57.6	756.0	1278.0	1440.0		
$d_s$ , $\mu\text{m}$	15.4	19.8	29.6	37.5	45.0		

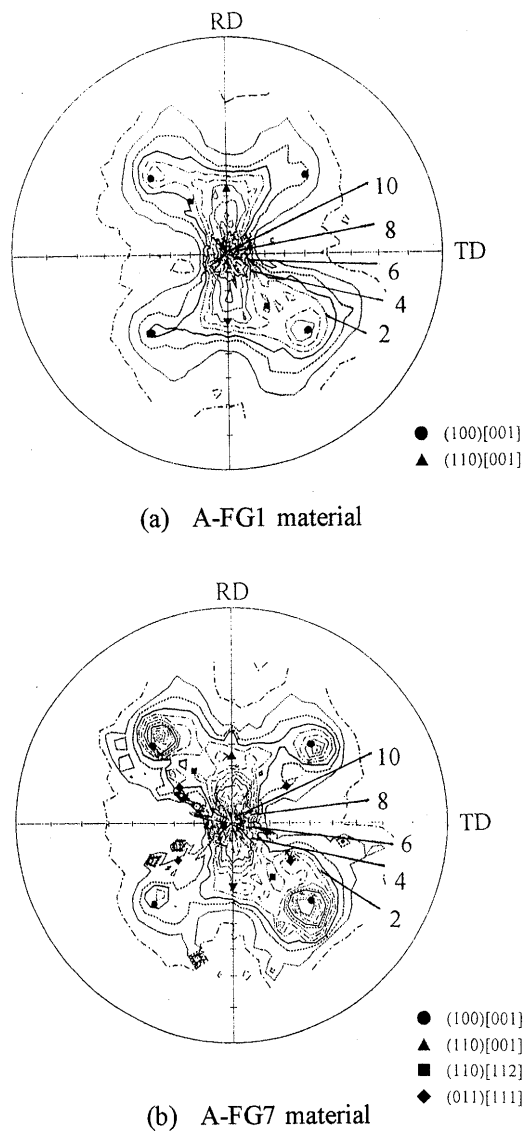


Fig. 2. Pole figures of 111 reflection of the aged materials.

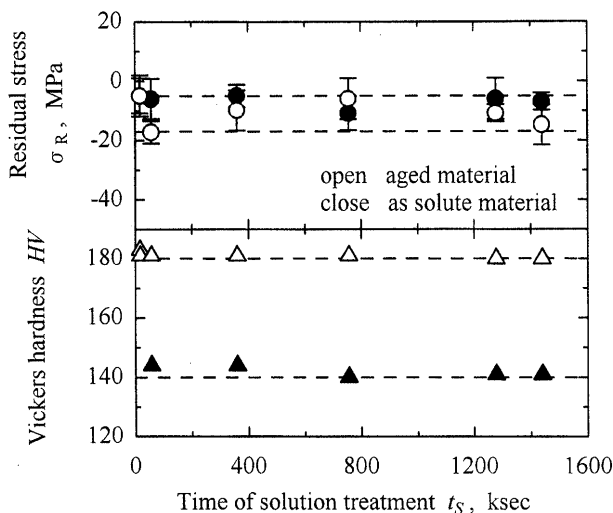


Fig. 3. Effects of solution time at 804K on Vickers hardness and residual stress of the aged and as solute materials. An aging treatment of the aged materials was carried out at 443K for 32.4ksec.

ず、時効材は本系合金で得られる最大ビッカース硬度  $HV = 180^{11)}$  を全ての試験片が有していた。また、 $\sigma_R$  は各試験片で同等な圧縮残留応力が存在していた。一方、溶体化処理材の  $HV$  は  $t_s$  によらず一定 ( $HV = 140$ ) で、各試験片には同等な圧縮残留応力が存在していた。

以上より、時効材は配向の度合いに溶体化処理時間の影響が認められたが、本質的に全てが等軸な再結晶組織で配向方位、硬度および残留応力は同等で、引張強度特性の違いに対してこれらの因子の影響を考慮する必要がないことがわかる。また、溶体化処理材に関しても、硬度および残留応力に違いは認められていない。

### 3・2 引張強度特性

Table II には、時効材および溶体化処理材の引張強度特性を示した。なお、Table II 中の各供試材の引張強度特性は、3 枚の試験片の平均値とした。まず、時効材および溶体化処理材の機械的ヤング率  $E_M$  は、 $d_s$  によらず一定であった。

Fig. 4 には、時効材および溶体化処理材の 0.2% 耐力  $\sigma_{0.2}$ 、引張強さ  $\sigma_B$ 、破断伸び  $\epsilon_I$  と  $d_s$  の関係を示した。Fig. 4 (a) で示したように時効材では引張強度特性に対して  $d_s$  の影響が認められ、 $d_s$  が大きくなるにつれて  $\sigma_{0.2}$ 、 $\sigma_B$  および  $\epsilon_I$  が小さくなることがわかった。また、Fig. 4 (b) で示したように溶体化処理材の引張強度特性についても同様であり、 $d_s$  が大きくなるにつれて  $\sigma_{0.2}$ 、 $\sigma_B$  および  $\epsilon_I$  が小さくなることがわかった。

### 4 考 察

多結晶材料に応力を加えると、Fig. 5 で示した模式図のように増殖した転位が一つの結晶粒内のすべり面上を運動し、粒界で堆積した後、Luders 帯として次々と隣接結晶粒に伝ばする。また、変形中に各結晶粒間の連続性を維持するために、複雑な変形様式を強いられ多重すべりが起こり易くなる。その際、結晶粒界はすべり伝ばの障害物として作用するために、結晶粒微細化によって

Table II. Mechanical properties of the aged and as solute materials.

Code	Young's modulus $E_M$ , GPa	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ , MPa	Tensile strength $\sigma_B$ , MPa	Elongation $\epsilon_I$ , %
A-FG1	71 ± 1	464 ± 6	564 ± 5	16.9 ± 0.5
A-FG2	70 ± 0	462 ± 4	555 ± 8	16.3 ± 1.1
A-FG3	71 ± 1	459 ± 5	552 ± 4	15.6 ± 0.9
A-FG4	71 ± 0	455 ± 5	550 ± 6	13.8 ± 1.2
A-FG5	69 ± 2	454 ± 10	551 ± 9	11.0 ± 1.8
A-FG6	69 ± 1	449 ± 7	544 ± 2	9.8 ± 2.0
A-FG7	70 ± 2	444 ± 6	545 ± 5	9.0 ± 1.5
S-FG1	70 ± 1	231 ± 9	434 ± 13	32.5 ± 2.2
S-FG2	71 ± 2	225 ± 11	434 ± 8	29.0 ± 1.5
S-FG3	69 ± 2	219 ± 10	409 ± 4	27.5 ± 1.5
S-FG4	70 ± 1	212 ± 12	401 ± 5	26.1 ± 2.5
S-FG5	69 ± 3	209 ± 8	398 ± 9	25.0 ± 0.9

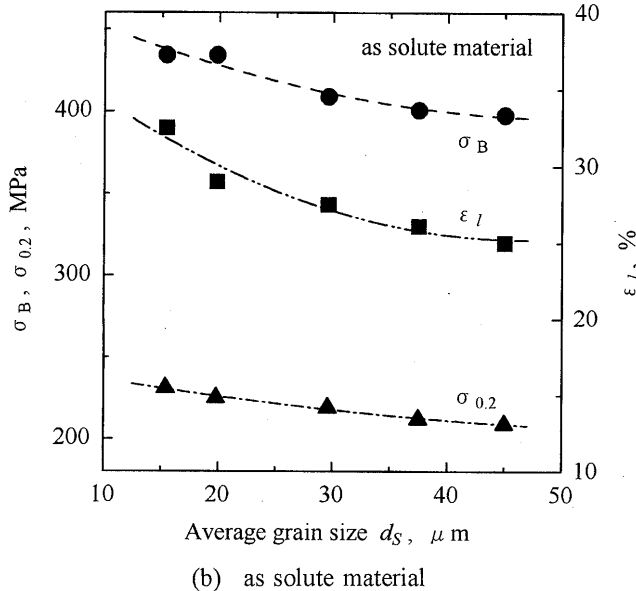
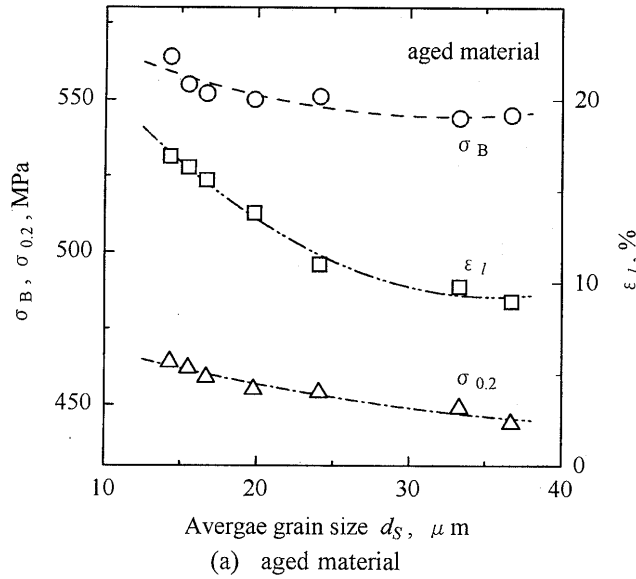


Fig. 4. Relation between grain size and tensile strength, 0.2% proof stress and elongation at aged and as solute materials.

すべり運動に寄与する粒界が多いものほど降伏応力が高くなる。このような関係は、式 (1) で示した Hall-Petch の関係<sup>8), 9)</sup>として一般によく知られており、各種金属および合金で成立することが実験的に確認されている。そこで、式 (1) に従いながら、本材料の  $\sigma_{0.2}$  に対する  $d_s$  の効果について詳細に考察を行った。

Fig. 6 には、時効材および溶体化処理材の  $\sigma_{0.2}$  と  $d_s$  を  $-1/2$  乗した値との関係 ( $\sigma_{0.2}$  vs.  $d_s^{-1/2}$  線図) を示した。その結果、時効材および溶体化処理材の  $\sigma_{0.2}$  と  $d_s^{-1/2}$  の間には良好な直線関係が認められ、式 (3) および (4) で示した Hall-Petch の関係が成立していた。また、Fig. 6 中の式 (5) には、純アルミニウムの  $\sigma_{0.2}$  と  $d_s^{-1/2}$  の関係<sup>14)</sup>を示した。ここで、式 (3) および (4) と式 (5) を比較すると、時効材と溶体化処理材の  $K$  値には大きな違いは認められていないが、両材料と純アルミニウ

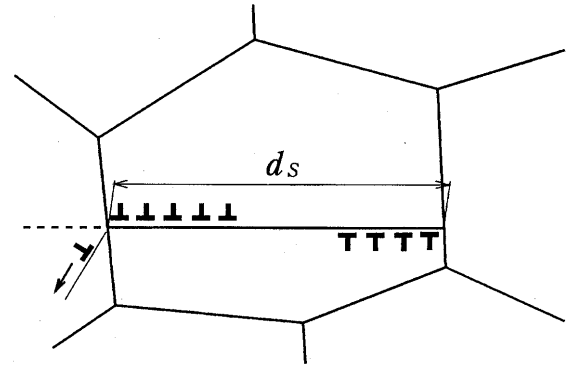


Fig. 5. Schematic illustration of the generation of dislocation in a grain and the propagation of Luders band at grain boundary.

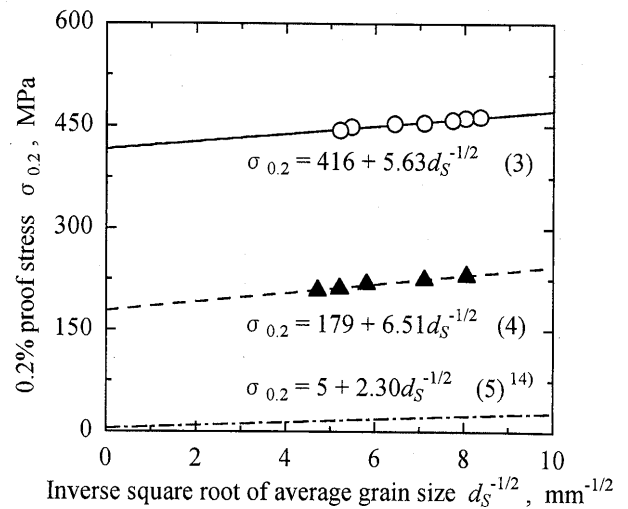


Fig. 6. Schematic explanation for relationship between 0.2% proof stress and average grain size of aged, as solute materials and pure aluminum (99.99%).

ムを比較した場合、材料間で違いが認められた。前述したように、 $K$  値は結晶粒微細化強化の程度を表す定数であることから、時効材および溶体化処理材と純アルミニウムの  $K$  値の違いは、結晶粒寸法が異なることによってすべりを拘束する程度の異なる粒界が形成されていることを明確に示している。このような違いに対しては、本材料と純アルミニウムの粒界での組織学的因子の違いが密接に関係していると考えることができる。本材料の粒界では合金元素である Mg が偏析しており、このような溶質原子は転位の固着作用を有しているため、固着雰囲気により変形応力は増加し、その結果材料は強化される。特に、結晶粒微細化によって粒界で溶質原子が偏析する度合いが多くなれば、固着硬化によって強度向上が顕著に現れる。上述のような固着雰囲気が純アルミニウムでは生じないことを考慮すれば、本材料と純アルミニウムの  $K$  値の違いには粒界偏析した溶質原子が密接に関与しており、固着作用によってすべりを拘束する程度が異なる粒界が形成されたために、材料間で結晶粒微細化強化の程度に違いが生じたものと考えることができる。

つぎに、本材料の 0.2% 耐力に寄与した各々の強化量について検討を行った。Fig. 6 で示した Hall-Petch の関係で切片  $\sigma_0$  は単結晶材の強度を表しているが、式 (3)、(4) および (5) から明らかなように各試料の  $\sigma_0$  値には違いが確認された。なお、時効材、溶体化処理材および純アルミニウムの各  $\sigma_0$  値は 416MPa, 179MPa, 5MPa であった。 $\sigma_0$  値の違いには、各試験片の熱処理状態での内部構造の違いが密接に関係していると考えられる。これまでの知見から、本系合金は焼入れ（溶体化処理）状態において固溶しきれずに残存した過飽和固溶体がクラスタを形成して基質中に分散している。また、過飽和固溶体の相分解過程は溶体化処理に引き続く時効処理によって G. P. ゾーン  $\rightarrow$  準安定相  $\eta'$ -MgZn<sub>2</sub>  $\rightarrow$  安定相  $\eta$ -MgZn<sub>2</sub> となることが知られている。<sup>1)~3)</sup> このことと本実験で施した熱処理条件を勘案すれば、溶体化処理材は焼入れ状態であるので、その内部は 100% 固溶状態であり、一方の時効材は時効処理によって過飽和固溶体から  $\eta'$  相が析出していると考えられる。したがって、両材料の強化機構は、溶体化処理材が固溶強化と結晶粒微細化強化であり、一方の時効材が析出強化、固溶強化および結晶粒微細化強化であるといえる。

つぎに、時効材および溶体化処理材の 0.2% 耐力が各強化量の一次加算式（式 (2)）で表されると考えて、それぞれの強化量を実験的に決定した。まず、純アルミニウムには合金元素添加されていないことから、その強化は結晶粒微細化強化によって成されている。したがって、 $\Delta\sigma_{HP}$  値は純アルミニウムの  $\sigma_0$  値に対応することから、本材料の  $\Delta\sigma_{HP}$  値は 5MPa とした。つぎに、溶体化処理材は焼入れ状態であるので、その内部は 100% 固溶状態である。しかしながら、過飽和固溶体から時効処理によって第二相粒子が析出するので、本材料の  $\Delta\sigma_S$  を決定するためには時効析出量  $f_p$  を考慮する必要がある。

電気伝導度  $\rho$  の減少は第二相粒子の析出に比例している。一般にオストワルド成長が開始するまでの範囲では式 (6) で示したジョンソン・メールの関係<sup>15)</sup> と同じ式で

表すことができる。

$$y = 1 - \exp[-(R \cdot t_A)^n] \quad (6)$$

ここで、 $R$  は定数、 $n$  は時間指数である。本時効処理条件は、オストワルド成長によって第二相粒子の析出が平衡状態に達する範囲よりも十分に小さいので、本材料中での第二相粒子の析出率  $y$  の変化は  $\rho$  の変化に適合する。<sup>16), 17)</sup> 吉田は、本材料と同種な Al-Zn-Mg-Cu 系合金の時効析出挙動を調査しており、<sup>18)</sup> その結果において本実験で行った時効処理条件では  $\rho/\rho_{max}$  が 12% となることを報告している。このことを考慮すれば、本実験で用いた時効材では過飽和固溶体から 12% の第二相粒子が析出していると考えられるので、この結果に従って本材料の  $\Delta\sigma_S$  を決定した。Fig. 7 には、溶体化処理材の  $\sigma_0$  値と固溶量  $f_S$  の関係を示した。 $f_S$  が 0% の場合では  $\Delta\sigma_{HP}$  による強化量（5MPa）であるので、溶体化処理材（ $f_S = 100%$ ）の  $\sigma_0$  の増加量  $\Delta\sigma_0$  値が固溶体による強化量に相当する。前述したように過飽和固溶体からの析出量は 12% であるので、 $\Delta\sigma_S$  は  $\Delta\sigma_0$  値の 88% に相当すると考えることができる。したがって、本材料の  $\Delta\sigma_S$  値は 153MPa であり、式 (2) より  $\Delta\sigma_P$  は 258MPa であることがわかった。

なお、次報では本材料の析出強化に対して従来より提唱されている理論から詳細な検討を行い、本材料の析出強化メカニズムについて明らかにする予定である。

## 5 結 言

本論文では、熱処理により結晶粒寸法を調整した AA7475 合金の引張強度特性と破壊様式に関する調査を行った。得られた結果をまとめると以下ようになる。

- (1) 本材料の機械的ヤング率は同等であるが、結晶粒寸法が大きくなるにつれて 0.2% 耐力および破断伸びが低くなることが明らかとなった。
- (2) 本材料の 0.2% 耐力と結晶粒寸法との間には、Hall-Petch の関係が成立した。また、各試験片の  $\sigma_0$  値の増加から本材料の 0.2% 耐力に寄与した析出強化、固溶強化および結晶粒微細化強化の各強化量を実験的に決定することができた。
- (3) 本材料の析出強化量は 258MPa、固溶強化量は 153MPa、結晶粒微細化強化量は 5MPa であった。

## 参 考 文 献

- 1) L. F. Mondolfo, N. A. Gjostein and D. W. Levinson, Trans. AIME, **206**, 1378 (1956).
- 2) R. Graf, Compt. Rend., **242**, 1311 (1956).
- 3) H. Schmalzried and V. Gerold, Z. Metallk., **49**, 291 (1958).
- 4) 例えば、D. Altenpohl, "Aluminium and Aluminium Legierungen", p.773 (1965) Springer Verlagm.
- 5) E. Orowan, Inst. Metals, 451 (1948).
- 6) 幸田成康, 諸住正太郎, 根本 実, J. Inst. Metals, **93**, 449 (1964).
- 7) 例えば, J. G. Byrne, M. E. Fine and A. Kelly, Phil. Mag., **6**, 1119 (1961).
- 8) E. O. Hall, Proc. Phys. Soc. B, **64**, 747 (1951).

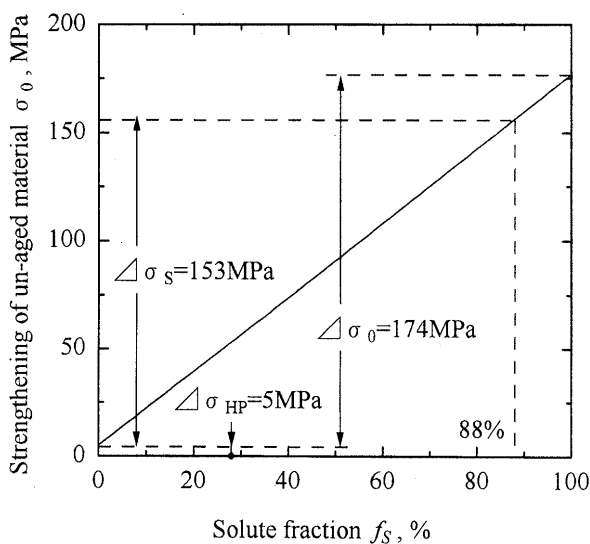


Fig. 7. Schematic explanation of the precipitate fraction.

- 9) N. J. Petch, J. Iron and Steel Inst., **174**, 25 (1953). Masumoto, Philosophical Magazine Letters, **67**, 225 (1993).
- 10) 松岡秀明, 広瀬幸雄, 岸 陽一, 東 健司, 材料, **45**, 537 (1996). 15) Japanese Industrial Standards, JIS-H0505 (1996).
- 11) 大西忠一, 東 健司, 桜井重宏, 中谷義三, 軽金属, **33**, 334 (1983). 16) 東 健司, 大西忠一, 中谷義三, 岡林邦夫, 軽金属, **30**, 551 (1980).
- 12) L. G. Schulz, J. Appl. Phys., **20**, 1030 (1949). 17) 大西忠一, 中谷義三, 軽金属, **29**, 21 (1979).
- 13) “X線回折の手引き 改訂第4版”, p.171 (1989) リガク電機. 18) 吉田英雄, 京都大学学位論文 (1991).
- 14) H.Nagahama, K. Ohtera, K. Higashi, A. Inoue and T.

~~~~~

書 評

~~~~~

“Microbially Influenced Corrosion of Materials”

E. Heitzs, H. -C. Flemming, W. Sand (編著)

(1996年, Springer-Verlag発行, B5判, 475ページ, 定価18 310円)

本書はおそらく微生物腐食に関する世界で最初の著書と思われる。

基礎編では, 一般的な経済的および技術的見解, 微生物による劣化機構, 電気化学および化学的機構, 微生物汚濁, 微生物の死滅と膜形成の機構, 微生物の多様性と空気による輸送, 防止の一般的な方法, 死滅方法, 微生物膜の除去方法が解説されている。続いて, 最新の方法として, FTIRによる分析, 水中で呼吸しているバクテリアと微生物膜の蛍光レドックス染料による定量, 天然および人造石のバクテリアによる損傷の模擬, ミニプラントを用いてのMICの模擬と制御が取り上げられている。損傷の実例に入り, 金属材料としては, 一般的事柄と典型例, マンガン—酸化性バクテリアによる水力発電所でのCr-Ni鋼の劣化, 炭素鋼製バイオガス容器内面の腐食解析, 河川水に使用した高合金オーステナイト鋼管の孔食, 銅製携帯水容器の微生物腐食を論議している。非金属材料の実例としては, 一般的事柄と典型例, 建築石: バクテリア集団・群棲・栄養物, バクテリアと菌によるモルタルの損傷, 下水パイプラインにおける煉瓦の損傷, ガラスの損傷, 七宝製勲章での菌の成長, セラミック・スラリーおよび緑色容器での微生物の問題を論議している。有機物の実例としては, 一般的事柄と典型例, 塗装系, ポリウレタン・フィルムに含まれるコラーゲン, 微生物の変質と薄膜/膜形成, 紙と添加剤, 紙用木材粉碎工程水系での微生物膜, 炭化水素の分解が述べられている。最後に, 技術課題として, ポンプおよび付帯設備の微生物腐食, 微生物腐食のためのチェックリストで締め括られている。

微生物腐食は我が国でも研究が開始されたばかりであり, その方面の研究者および技術者の必読の書と言える。

(大阪府立大学工学部 山川 宏二)