Al-7% Si-Mg 鑄造合金の機械的性質に及ぼす 低温保持の影響

藤木 俊介*・佃 誠*・小池 進**・福井 泉**

Effect of storage at low temperatures before artificial
aging on mechanical properties of Al-7%Si-Mg casting alloys

UDC : 669. 715 '782 '721-14 : 539. 4 : 621. 785. 7

Shunsuke FUJIKI*, Makoto TSUKUDA*

Susumu KOIKE** and Izumi FUKUI**

Al-7%Si-0.3 or 0.75%Mg casting alloys were solution treated at 535°C for 5 hr, quenched in water, stored or preaged at -75° to 25°C for 3 to 95 hr, and artificially aged. If the alloys are stored at -20° to 25°C, the hardness, tensile and yield strength lowers, but the elongation and impact strength improve. If stored at -75° to -55°C, the alloys have mechanical properties identical to those of the alloys quenched and immediately aged. These facts are discussed on the basis of the change in supersaturation caused by clusters formed during storage and remained unchanged at 140°C.

(Received November 23, 1981)

1. 緒 言

著者らはこれまで Al-7%Si-Mg 合金の機械的性質におよぼす Mg, Fe の影響¹⁾Mg 量・Fe 量・熱処理条件の相乗作用²⁾, 熱処理の影響³⁾, 常温時効の影響⁴⁾ など一連の研究を行ってきたが, 今回は本合金の機械的性質におよぼす低温保持の影響について調べた。これは鑄造用 Al-7%Si-Mg 系合金においても Al-Mg-Si 鍛錬合金と同じく, 溶化・焼入後室温にしばらく放置してから焼もどしをすると, 焼入後ただちに焼もどした場合よりも, 焼もどし後の強度が低下し⁴⁾, 実用上問題となる。この現象は負の効果を示す二段時効現象として知られている⁵⁾。焼入後ただちに焼もどしが行えない場合, 負の効果を防ぐためには低温に保持する必要があると考えられる。

低温保持について, 鍛錬合金では-20°C保持で3日までは, 普通時効に比べて機械的性質の低下が無く, 針状析出物の平均長さにも変化が見られなかったという Pashley ら⁶⁾の報告がある。しかし Al-7%Si-Mg 合金鑄造材は鍛錬合金とは組成も違いまた組織も異なるため, 低温保持の焼もどし後の機械的性質にあたえる影響も鍛錬材と鑄造材では多少異なると考えられる。また鍛錬合

金では Mg_2Si 量によって二段時効現象が異なり, Mg_2Si 量が0.9%以上になると, 焼入れ後室温に放置して常温時効が起こった後, 高温時効を行うと十分な硬化が起こらない^{6)~8)}。しかし Mg_2Si 量が0.54~0.9%の場合には, 常温時効が正の効果を示して有効であることが知られている^{9),10)}。したがって本研究では Al-7%Si-0.3%Mg (0.47% Mg_2Si) および Al-7%Si-0.75%Mg (1.18% Mg_2Si) 合金を用いて低温保持の焼もどし後の機械的性質にあたえる影響を調べた。

2. 実験方法

試料作製法は既報^{3),4)} とほぼ同様であり, 99.99%アルミニウム地金, 99.999%金属けい素, 99.9%マグネシウム地金および Al-5%Ti-B 中間合金と鉄細線を配合して溶製した。Table 1 に試料の分析結果を示す。引張試験片は JIS 金型試験片 1 本を 4 分割し, フェデラルスタンダード No. 151b スモールサイズ引張試験片 4 本を作成。衝撃試験片は 6 分割して JIS 3 号衝撃試験片 6 本を作成して, それぞれ異なる条件で熱処理した。硬さは引張試験片のチャック部を平行に切削して引張試験前にブリネル硬さ計で測定した。電気抵抗測定用試料は Fig. 1 に示すような形状のものとし, JIS 金型試験片 1 本か

* 津山工業高等専門学校 (津山市) (Tsuyama Technical College (Tsuyama))

** ㈱神戸製鋼所 (名古屋市) Kobe Steel Ltd. (Nagoya)

Table 1 Chemical composition (wt%)

	Si	Mg	Fe	Ti	B	Na	Others total	(Mg ₂ Si)
Al-7%Si-0.3%Mg	6.84	0.28	0.15	0.06	0.002	0.007	<0.02	(0.44)
Al-7%Si-0.75%Mg	7.04	0.74	0.13	0.07	0.002	0.006	<0.02	(1.16)

Fig. 1 Shape of specimens for electrical resistivity measurement. (mm)

ら12本を作製した。これに同一組成の合金で作ったリード線をスポット溶接で取り付けマイカで固定して試験に供した。

熱処理は既報⁴⁾と同様535°C×9 hr 溶体化処理し15°Cの水中に焼入した。低温保持温度は-20, -55および-75°Cとし、比較のため25°C保持の場合も測定した。焼もどし処理は140°C×5 hrとした。この処理は強さ、耐力をあまり低下させずに、高い伸びおよび衝撃値を確保する熱処点条件である³⁾とともに室温放置の場合、その影響を大きく受ける焼もどし処理⁴⁾である。なお透過電顕による組織観察用試料には、溶体化処理中の脱Mgを抑えるため、あらかじめ535°C×9 hrの溶体化処理を行った素材から1.0 mm厚の板材を切り出して用いた。この場合その後の溶体化処理は535°C×2 hrとした。

3. 実験結果

3.1 低温保持の機械的性質への影響

Fig. 2 に Al-7%Si-0.3%Mg 合金を, Fig. 3 に Al-7%Si-0.75%Mg 合金をそれぞれ焼入後 25, -20, -55, および-75°Cに 3, 23, 50および100 hr 保持した後 140°C×5 hr 焼もどし処理したときの機械的性質の変化を示す。

25°C 保持の場合 Al-7%Si-0.3%Mg (以下0.3%Mg という), Al-7%Si-0.75%Mg (以下0.75%Mg という)の両合金とも引張強さと耐力は3 hr 保持後140°C×5 hr 焼もどしすると, 焼入後ただちに140°C×5 hr 焼もどしたもののよりも低い値となり, かつその値は3 hr 以上保持してもほとんど変わらない。しかしその低下の割合は両合金でかなり違いがあり, 0.3%Mg 合金の方が大きい。硬さは0.3%Mg 合金の場合, 23 hr 保持まで保持時間が長くなる程次第に低下し, それ以上の保持時

Fig. 2 Effects of storage temperature and time on mechanical properties of Al-7%Si-0.3%Mg alloy. Specimens were solution-treated at 535°C for 9hr, quenched into 15°C-water stored at indicated temperature for various hours and aged finally at 140°C for 5hr.

間でほぼ一定値となる。これに対して0.75%Mg 合金の場合は3 hrではほぼ一定値となる。伸びは両合金とも23 hr 保持までは急激に増加するがそれ以上の保持では変化が少ない。衝撃値も両合金とも25°C保持によつて増加し, 3 hr 以上の保持ではほとんど一定値となる。

焼入後-20°Cに保持した後140°C×5 hr 焼もどした場合も, 25°C保持の場合と同じく, 焼入後ただちに焼もどしたときよりも硬さ, 引張強さおよび耐力は低下し, 伸びおよび衝撃値は増加する。しかし保持時間の影響は

Fig. 3 Effects of strage temperature and time on mechanical properties of Al-7%Si-0.75Mg alloy.

相当異なっている。また0.3%Mg合金と0.75%Mg合金とでその影響の程度も異なる。0.3%Mg合金の場合は、引張強さ、耐力および伸びは23hr保持までの変化は微量で、それ以上の保持時間でほぼ直線的に引張強さと耐力は低下し、伸びは増加する。硬さと衝撃値は直ちに变化し、ほぼ直線的に低下あるいは増加する。しかし0.75%Mg合金では、いずれも -20°C での保持時間の長い程、硬さ、引張強さおよび耐力は低下し、伸びおよび衝撃値は増加する。また変化の度合いについても0.3%Mg合金と0.75%Mg合金では異なり、0.3%Mg合金では100hrまでの保持後焼もどしでは、硬さ、引張強さおよび耐力については、 25°C 保持後焼もどしの場合の値まで低下しない。伸び衝撃値についても同じく、 25°C 保持後焼もどしの値まで増加しない。0.75%Mg合金では $-20^{\circ}\text{C} \times 100\text{hr}$ 保持後焼もどしすると、 25°C 保持後焼もどしの場合とほぼ同等の値にまで硬さ、引張強さおよび耐力が低下し、伸びおよび衝撃値が増加する。0.3%Mg合金の場合100hr保持後焼もどしで硬さ、引張強さおよび耐力は低下の傾向に、伸びおよび衝撃値は増加の傾向にあるので保持時間を1000hrに延長し焼もどしたところ、ブリネル硬さ57、引張り強さ23.7kg/mm²、耐力

11.9kg/mm²、伸び22.5%、衝撃値2.2kg-m/cm²となった。この値は 25°C 保持後焼もどした場合にほぼ一定値となる値に等しい。即ち -20°C 保持後焼もどした場合、両合金の機械的性質は0.3%Mg合金で1000hr、0.75%Mg合金で100hr保持で、それぞれ 25°C に保持後焼もどしたときの値とほぼ同じになる。このようにMg含有量により保持時間の影響が異なり、Mg含有量の多い合金でその影響が短時間であられる。

焼入後 -55°C に保持した後 $140^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$ 焼もどした場合の機械的性質におよぼす保持時間の影響は -20°C 保持のときに比べて非常に小さく0.3%Mg合金では50hrまでは影響が認められない。100hr保持ではわずかに影響が認められ、その影響は強さに対するよりも、伸び、衝撃値に対する方が大きい。0.75%Mg合金では保持の影響が50hrで現れ、100hr保持でその影響が増加しているが、0.3%Mg合金同様強さよりも、伸び、衝撃値に対して大きい。

焼入後 -75°C に保持した後 $140^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$ 焼もどしたときの機械的性質におよぼす保持時間の影響は、 -55°C 保持のときに比べて一層小さい。0.3%Mg合金の場合、100hrの保持で、ただちに焼もどしたものに比べて、引張強さおよび耐力の低下が2~3%、伸びおよび衝撃値の増加が3%および7.5%であった。0.75%Mg合金では100hrの保持で、引張強さおよび耐力の低下が2~4%、伸びおよび衝撃値の増加が6.6%および23.0%あり、衝撃値への影響が認められるが強度の低下は非常に小さい。

3.2 電気抵抗測定

焼入後ただちに焼もどした材料と焼入後低温に保持した後焼もどした材料の機械的性質が変化する理由を明らかにするため、低温保持中および低温保持後 140°C に焼もどしたときの材料の電気抵抗変化を測定した。Fig. 4およびFig. 5は0.3%Mg合金および0.75%Mg合金を25、 -20 、 -55 および -75°C に0~100hr保持したときの等温時効曲線である。0.3%Mg合金についてみると、保持温度 25°C のとき電気抵抗は3hrまでの増加が大きく、3hr以後では増加の傾向が少なくなるが、100hrの測定時間まで増加を続ける。保持温度 -20°C のときは5hrまでほとんど変化が無く23hr以後急激に増加し、100hrでも同じ傾向にある。保持温度 -55 および -75°C では100hr以内で電気抵抗の増加はほとんど無く、 $-55^{\circ}\text{C} \times 100\text{hr}$ で0.1%の増加があつたに過ぎず、 $-75^{\circ}\text{C} \times 100\text{hr}$ では変化が全く認められなかつた。0.75%Mg合金についても、その電気抵抗の変化は0.3%Mg合金の場合と同じ傾向が認められた。しかしその変化量は0.3%合金のそれに比べてかなり大きい。即ち保持温度 25°C では、電気抵抗はその初期で急激に増加し、3hr以

Fig. 4 Electrical resistivity change vs. aging time curves of Al-7%Si-0.3%Mg alloy. Resistivity measurements were always made at -196°C .

Fig. 5 Electrical resistivity change vs. aging time curves of Al-7%Si-0.75%Mg alloy.

後増加傾向が小さくなるが100 hr でも増加が続いている。保持温度 -20°C のときは5 hr ぐらいまでは変化が微少で、それ以後急激に増加し、100 hr では増加率が13%に達する。これは $25^{\circ}\text{C} \times 3\text{ hr}$ の変化率13.4%にほぼ等しい。保持温度 -55 および -75°C では電気抵抗の増加は極めて小さく $-55^{\circ}\text{C} \times 100\text{ hr}$ で0.15%の増加で -75°C ではそれ以下であった。

これは機械的性質が 25°C 保持では短時間で急激に変化し、3~23hrではほぼ一定となる、 -20°C 保持では、0.3%Mg合金で23 hr保持以降、0.75% Mg合金で3 hr保持あたりから漸次変化し始める、 -55 および -75°C 保持では変化が極めて小さい、という事実とよく対応している。

Fig. 6およびFig. 7は0.3%Mg合金および0.75%Mg合金を $25^{\circ}\text{C} \times 23\text{ hr}$ 、 $-20^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ 、 $-55^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ および $-75^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ 保持した後、 140°C で焼もどしたときの電気抵抗の変化である。図中には比較のため、 140°C でただちに焼もどしたときの電気抵抗の変化も記入した。

140°C でただちに焼もどしたとき両合金とも電気抵抗は初期に増加し極大をへた後減少する。しかし0.3%Mg合金の電気抵抗の増加は小さく1 hr保持の極大値で0.64%であった。一方0.75%Mg合金では最初の6 minで急激に増加し、同じく1 hr保持で極大となり、極大

Fig. 6 Electrical resistivity change vs. aging time curves of Al-7%Si-0.3%Mg alloy. Specimens were stored at indicated temperature for 23 or 95hr and subsequently aged at 140°C .

Fig. 7 Electrical resistivity change vs. aging time curves of Al-7%Si-0.75%Mg alloy.

値は5.9%であった。

$25^{\circ}\text{C} \times 23\text{ hr}$ 保持後 140°C に昇温したときは、両合金とも電気抵抗は6 minで急激に低下する。しかしその低下量は 25°C 保持中に上昇した量に比べると非常に少ない。6 min以後の電気抵抗は保持時間にもなつて漸次減少し5 hr以後急激に減少する。

$-20^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ 保持後 140°C に昇温したときは、最初の6 minで0.3%Mg合金では電気抵抗がわずかに減少しているのに反して0.75%Mg合金では急激な増加がみられる。それ以後両合金とも保持時間にもなつてわずかに上昇し、1~2 hrで極大となった後5 hr以後急激に減少する。0.75%Mg合金では $25^{\circ}\text{C} \times 23\text{ hr}$ 保持したものと、 $-20^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ 保持したもので、その後の 140°C 時効で2 hr以後の電気抵抗曲線が非常に接近する。これは両試料の機械的性質が $140^{\circ}\text{C} \times 5\text{ hr}$ の焼もどし処理でほとんど等しいことと関連している。

$-55^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ および $-75^{\circ}\text{C} \times 95\text{ hr}$ 保持後 140°C に昇温したときの電気抵抗曲線は、0.3%Mg合金では焼もどした後ただちに 140°C で等温時効したときのものとほとんど

(a) as cast

(b) solution-treated at 535°C for 9 hr

Photo 1 Microstructures of Al-7%Si-0.3%Mg alloys. ($\times 250$)

一致している。これは上記3試料の焼もどし後の機械的性質がほとんど一致していることと関連している。0.75%Mg合金では $-55^{\circ}\text{C} \times 95\text{hr}$ および $-75^{\circ}\text{C} \times 95\text{hr}$ 保持後 140°C に昇温したとき、最初の6minで電気抵抗が急激に増加している。これは 140°C の昇温で新たにクラスタが急激に生成されていることを示している。しかしその数は 25°C あるいは -20°C 長時間保持のときの数に比べて非常に少ないものであろう。6min以後は時間の経過とともに漸増し1hrで極大に達した後減少する。この傾向は焼入後ただちに 140°C で等温時効したときの電気抵抗曲線と似ているが、抵抗の増加は、焼入後ただちに 140°C で時効したときの方が大きい。

3.3 組織観察

Photo 1 (a) (b) に Al-7%Si-0.3%Mg合金の鑄造組織および $535^{\circ}\text{C} \times 9\text{hr}$ 溶体化処理後の顕微鏡組織を示した。鑄造組織では共晶のSiがなまこ状であるが、 $535^{\circ}\text{C} \times 9\text{hr}$ の溶体化処理でSiが球状化している。**Photo 2** に同じく0.3%Mg合金の $140^{\circ}\text{C} \times 5\text{hr}$ 焼もどし処理したときの透過電顕による組織写真を示した。これによると、析出物と考えられるものは見られない。写真は略したが、低温保持後焼もどしたものおよび0.75%Mg合金においても析出物は観察できなかつた。

4. 考 察

Al-7%Si-Mg系合金を溶体化・焼入後ただちに焼もどししないで、常温あるいはそれ以下の温度にしばらく

Photo 2 Electron micrograph of Al-7%Si-0.3%Mg alloy, aged at 140°C for 5hr.

保持すると、このことが後の焼もどしによる機械的性質に影響をおよぼす。これは、この合金が常温あるいはそれ以下の温度に保持されている間に、時効現象を起こすためであり、このことは、あとの焼もどしとあわせて二段時効現象として知られている¹¹⁾。

本研究でも低温保持中の時効現象(予備時効)を電気抵抗測定により調べた結果(Fig. 4, Fig. 5)と最終時効後の機械的性質(Fig. 2, Fig. 3)の間に顕著な相関性が認められた。即ち①予備時効が 25°C の場合、予備時効したことによる強度の低下(負の効果)が3~23hrでほぼ一定値になり、以後100hrの予備時効までこれが続く。これは電気抵抗が3~23hrまで急激に増加することに対応している。② -20°C 予備時効の場合0.3%Mg合金では負の効果が23hrからあらわれ始め以後漸次増加する。0.75%Mg合金では3hr頃からあらわれ漸次増加し、100hrでは 25°C 保持の場合と同程度になる。電気抵抗の時間的変化もこれに対応している。③ -55°C および -75°C では100hrの保持でも負の効果は非常に小さいが、これも電気抵抗の増加がほとんど見られないことと一致する。しかし0.75%Mgの場合100hrの保持で耐力の低下と伸びおよび衝撃値の増加が少し認められるが、これは 140°C 普通時効と -55°C あるいは -75°C に95hr保持後 140°C で最終時効したときの電気抵抗変化(Fig. 7)にも多少の違いが認められることと関連があると思われる。

Al-Mg₂Si 擬二元合金の時効析出過程については、一般に過飽和固溶体→クラスター→針状G・P・ゾーン→棒状中間相 β' →板状安定相 β の時効過程が認められている。^{12)~15)} この過程で針状G・P・ゾーンの前段階の過程を鈴木ら^{13),14)}はクラスタと呼びLutts¹²⁾は集合体の内部において原子に周期性が全くないG・P・ゾーンであるとし、それは原子空孔を相当高い濃度で含むことを明らかにしている。

電気抵抗が増大する原因としては、合金中にクラスタが生成されることによるものと考えられている。^{10),14)~16)} したがって二段時効で負の効果が現れるのは、予備時効でクラスタが多数生成された状態で最終時効を行つた

Fig. 8 Influence of pre-aging on aging behavior of Al-7%Si-Mg alloy.

ときである。予備時効した場合、最終時効での硬化速度が焼入後ただちに時効したときに比べてゆるやかになり、途中で予備時効したものと、予備時効しないものの硬さが逆になり、そのまま最高硬さに達する^{4),7),8)}こと、また最高硬さが予備時効したものの方が低くなるのは、予備時効したものの針状G・P・ゾーンの長さが予備時効しないものに比べて大きくなるためである^{4),6)~8)}ことから、予備時効の負の効果は予備時効でクラスタが形成されることによるマトリックス中の溶質原子の潤滑にもとづくもの¹⁰⁾と解釈されている。

25°Cあるいはそれ以下の温度での予備時効のために140°Cでの時効速度が遅くなるのは、予備時効で生成したクラスタが140°Cに昇温してもすぐには消滅せず安定であるため (Fig. 6, Fig. 7) それ以後の析出物の成長が抑制されることによると考えられる。

140 × 5 hr 時効の析出物については電顕観察にかからなかったもので、クラスタの安定性および140°C × 5 hr 時効の析出物を調べる意味で25°C × 23 hr → 140°C × 5 hr 時効のものと140°C × 5 hr 時効のものを220°Cに昇温し電気抵抗の変化を測定したところ Fig. 8のごとくなった。これによると25°C × 23 hr 予備時効したものは急激な電気抵抗の減少を示した。これは25°C × 23 hr で生成したクラスタの一部が140°C × 5 hr 時効で消滅せず残っていたものが、220°Cの昇温で溶解した結果と考えられる。これに対して140°C × 5 hr 時効のものはクラスタの溶解と考えられる急激な電気抵抗の減少が認められない。即ち140°Cで直接生成する析出物または140°Cで構造変化あるいは成長した一部のクラスタは220°Cで溶解しない種類のものと考えられる。それに続く抵抗の減少は析出物の

成長によるものであろう。

つぎに鍛錬合金ではMg₂Si量が0.9%以下の場合には、室温放置後焼もどすと正の効果を示すことについて緒言で述べたが、本研究の条件では両合金とも負の効果となった。これは両合金とも同じ挙動を示すためであることがわかった。即ち前述のごとく予備時効中に生じたクラスタが140°C時効で溶解せず多数残留し、140°Cで成長可能な析出物の生成および成長を抑制し、しかもクラスタ自身は小さくて強度にほとんど寄与しないためである。またこのクラスタは25°C以下100 hr以内では予備時効の時間を長くしても、構造変化あるいは成長をほとんどしない種類のものようである。

5. 結 言

Al-7%Si-0.3%Mg (0.47% Mg₂Si) および Al-7%Si-0.75%Mg (1.18Mg₂Si) 鋳造材の140°C × 5 hrの時効処理の機械的性質におよぼす溶体化・焼入後の低温保持 (25, -20, -55および-75°C) の影響を調べ、次の結果を得た。

(1) 焼入後25°C保持では両合金とも3~23 hrの保持でただちに焼もどしたときに比べ焼もどし後の硬さ、引張強さ、耐力が低下し、伸び、衝撃値が増加する。しかしそれ以上長時間保持しても100hrまではそれ以上の変化はほとんどない。

(2) 焼入後-20°C保持のときは、0.3%Mg合金では23 hr保持まではただちに焼もどしたときに比べ焼もどし後の変化はほとんどなく、それ以上の長時間保持で漸次焼もどし後の硬さ、引張強さ、耐力が低下し、伸び、衝撃値が増加して1000 hrの保持で25°C保持の場合と同程度になる。0.75%Mg合金では保持時間とともに漸次焼もどし後の硬さ、引張強さ、耐力が低下し、伸び、衝撃値が増加して100hrで25°C保持の場合と同程度になる。

(3) -55および-75°C保持では100hrの保持でもその影響は小さい。とくに0.3%Mg合金ではその影響はほとんど認められない。

(4) 組織観察および電気抵抗測定の結果から、低温保持して焼もどした場合、ただちに焼もどしたものに比べて強度が低くなるのは、低温で生じたクラスタの一部が140°Cの焼もどしでそのまま残留し、それ以後の析出物の生成・成長をさまたげるためである。

(5) Mg₂Siが0.9%以下の0.3%Mg合金も二段時効で正の効果を示さず、0.9%以上の場合と同じ挙動を示した。

(6) 焼入操作からただちに140°Cの焼もどしが行えない場合、焼もどし後の負の効果をさけるためには、-55°C以下、長時間保持では-75°C以下に保持する必要がある。

参 考 文 献

- 1) 佃, 原田, 鈴木, 小池: 軽金属, **28** (1978), 109.
- 2) 佃, 鈴木, 原田, 小池: 軽金属, **29** (1979), 131.
- 3) 佃, 小池, 原田: 軽金属, **28** (1978), 8.
- 4) 佃, 小池, 浅野: 軽金属, **28** (1978), 531.
- 5) 河内: 軽金属, **14** (1955), 47.
- 6) D. W. Pashley, (Miss) J. W. Rhodes and A. Sendorek: *J. Inst. Metals*, **94** (1966), 41.
- 7) 大根田, 志村, 竹内: 軽金属, **19** (1969), 41.
- 8) 鈴木, 菅野, 白石: 軽金属, **29** (1979), 197.
- 9) H. Zoller and A. Ried: *Aluminium*, 41 (1965), 626.
- 10) 馬場, 高島: 軽金属, **19** (1969), 90.
- 11) 例えば浅野, 藤川, 平野: 日本金属学会報, **7** (1968), 457.
- 12) A. Lutts: *Acta. Met.*, **9** (1961), 577.
- 13) 宮内, 藤川, 平野: 軽金属, **21** (1971), 565.
- 14) 鈴木, 菅野, 白石: 軽金属, **28** (1978), 233.
- 15) 菅野, 鈴木, 白石: 軽金属, **28** (1978), 553.
- 16) C. Panseri and T. Federighi: *J. Inst. Metals*, **94** (1966), 99.