Al-1.2%Mn 合金の再結晶におよぼす Si, Fe 共存 および Mg, Cu, Zn の影響

山田 始*・伊藤 元貴*・下家 進**

Effects of coexistence of Si and Fe and of Mg, Cu and Zn on
recrystallization of Al-1.2% Mn alloys

UDC 669.715'74:548.53

YAMADA Hajime*, ITO Motoyoshi* and SHIMOYA Susumu**

Effects of coexistence of Fe and Si and of Mg, Cu and Zn on recrystallization of Al-1.2%Mn alloys were studied. The specimens used were Al-1.2%Mn alloys with additions of (1) 0.4% and 0.8% of Fe plus Si, (2) various amounts of Fe with 0.4% Si and (3) 0.3% to 0.8% of Mg, Cu or Zn. The results obtained are as follows.

(1) When the ratio of Si to Fe was about 3, recrystallization temperature of Al-1.2% Mn alloys without preheating treatment was remarkably increased as it occurred when only Si was added. Heating rates also affected recrystallization temperature. Slow heating, especially at 160°C, raised the recrystallization temperature. This was also true when only Si was added.

When the ratio of Si to Fe was about 1/3, the recrystallization temperature became slightly higher than that of alloys with Fe only. Effect of heating rates on recrystallization temperature was small.

When an ingot was preheated, the recrystallization temperature became lower in any cases and the significant difference of the ratio of Si to Fe on recrystallization was not noted.

(2) When the ratio of Si to Fe in alloys without pre-heating treatment was about 3, influence of heating rates on recrystallization on grain size was reduced remarkably as alloys had only Si. However, when the ratio was about 1/3, this effect was less noted. When ingots were preheated, influence of heating rates became more significant as the Si ratio increased. Alloys with Si and Fe in the ratio of 3 behaved similarly as alloys with only Si.

(3) Mg, Cu and Zn had little effect on recrystallization temperature of Al-1.2% Mn alloys whether ingots were preheated or not.

(4) When ingots were preheated, 0.3% of Mg or Cu produced fine grain size on recrystallization. Even if preheating treatment was not applied, fine grains were produced by the addition of Mg and Cu. However, Mg had slightly larger effect. It was found that more than 0.8% of Mg was needed to produce fine grains, similar to that of preheated Al-1.2% Mn alloys. Zn showed little effect on grain size upon recrystallization whether ingots were preheated or not.

(5) When specimens were preheated, effect of heating rates on recrystallization grain size was decreased by the presence of Mg, while it was hardly affected by Cu and Zn.

(Received May 4, 1972)

1. 緒 言

前報¹⁾において、Al-Mn 合金の再結晶におよぼす Si の影響について報告したが、Si は鋳塊の予備加熱を行なわない場合には、再結晶粒度に対する加熱速度の影響を著しく減少し、加熱速度が遅くなつても再結晶粒の粗粒化を少なくする。このため、塩浴よりも一般に遅い、通常の加熱速度においては、Si を含む場合は鋳塊の予備加熱を行なわないほうが、かえつて再結晶粒は細かい結果となる。

Si のこのような特異な影響は Al-Mn 合金の再結晶粒の微細化として、予備加熱を行なうことが工業的には一般とされているので重要である。しかし、合金中には Si のほかに Fe も不可避に存在するので、実際には Si と Fe の共存の影響、とくにその量比が問題となる。したがつて、本報においては Al-1.2%Mn 合金の再結晶におよぼす Si, Fe 共存の影響として、Si, Fe の総量が 0.4% および 0.8% 程度の場合における Si/Fe 比の影響、ならびに Si 量を一定とした場合の Fe の影響などについて調べた。

* 滋賀県立短期大学 (彦根市) Shiga Prefectural Junior College (Hikone)

** 岐阜工業高等学校 (岐阜市) Gifu Technical High School (Gifu)

また、Si の特異な影響と関連し、Mg, Cu および Zn など Si と同じように Al-Mn 合金に対しては強制固溶体になり易い元素である²⁾。なかでも Mg は 3004 合金として 1.2%Mn 合金に加えられる合金元素でもあり、Cu は 3003 合金に対しては不純物として取り扱われ、JIS および AA では 0.2%以下に規定されている。しかし、ALCAN D3S には 0.1~0.2%Cu が添加されており、これは再結晶粒度に対する加熱速度の影響を鈍感にし、再結晶粒の粗粒化を防ぐためといわれているが、その効果はあまり明らかではない。したがって、Al-1.2%Mn 合金の再結晶におよぼすこれら元素の影響についても調べた。

2. 試料および実験方法

試料は 99.99%高純度アルミニウム地金を用いた Al-1.2%Mn 合金に Si と Fe を Si 単独、Si/Fe = 3/1, 1/3 および Fe 単独の割合で総量が 0.4 および 0.8%となるように加えた。また、Si の量を 0.4%一定とし、これに Fe を 0.1, 0.2, 0.6% 添加した試料も作製した。Mg, Cu および Zn の影響については添加量をそれぞれ 0.3, 0.5

Table 1 Chemical compositions of specimens.

Specimens	Composition (wt. %)					
	Mn	Si	Fe	Cu	Mg	Zn
Al-1.2%Mn	1.18	0.01	0.02	tr.	tr.	0.02
Al-1.2%Mn- -0.4%(Si+Fe)	1.21	0.36	0.02	tr.	tr.	0.03
	1.16	0.35	0.12	tr.	tr.	0.02
	1.17	0.10	0.33	tr.	tr.	0.02
	1.16	0.01	0.46	tr.	tr.	0.03
-0.8%(Si+Fe)	1.16	0.86	0.03	tr.	tr.	0.03
	1.17	0.61	0.22	tr.	tr.	0.02
	1.14	0.20	0.66	tr.	tr.	0.02
	1.18	0.01	0.80	tr.	tr.	0.03
Al-1.2%Mn- -0.4%Si -Fe	1.25	0.48	0.01	—	—	—
	1.25	0.48	0.08	—	—	—
	1.21	0.49	0.17	—	—	—
	1.20	0.40	0.65	—	—	—
Al-1.2%Mn- Mg	1.20	0.02	0.03	tr.	0.28	0.04
	1.17	0.02	0.03	tr.	0.51	0.03
	1.16	0.02	0.02	tr.	0.81	0.03
-Cu	1.20	0.01	0.02	0.21	tr.	0.03
	1.19	0.02	0.02	0.44	tr.	0.03
	1.18	0.02	0.03	0.70	tr.	0.03
-Zn	1.21	0.02	0.03	tr.	tr.	0.34
	1.21	0.02	0.03	tr.	tr.	0.57
	1.18	0.02	0.03	tr.	tr.	0.85

および 0.8%とした。これらの試料はいずれも溶解後、14×50×80 mm 寸法の常温の金型に鋳造した。えられた鋳塊は 2 mm ずつの面削りを行なったのち、半分に切断し、その 1 つは 600°C, 24 hrs. の予備加熱を行ない、他の半分の鋳塊は予備加熱を行なわないで、いずれも冷間圧延のみで 0.6 mm の厚さの板に圧延した。したがって、試料の圧延率は 94%であり、試料成分の分析値は **Table 1** に示す。

再結晶粒の現出は前回と同じように、主として Hone-Pearson の電解腐食法により行なった。しかし、Fe に比して Si の多い場合および Cu を含む場合は、この方法でも再結晶粒の現出が困難で、このような場合には Barker の陽極酸化法によった。とくに Cu を含む場合は電解腐食法では現出が困難であつた。

また、顕微鏡では不適当な大きな再結晶粒に対しては Tucker の液によりマクログレンを現出し、いずれも求積法によつて再結晶粒度を算出した。なお、ミクログレんとマクログレनによる粒度では、マクログレンによる粒度のほうが一般に大きく一致しにくい。しかも、大きな結晶粒では両者を補正することもできないので、本報においてはミクログレんとマクログレンによる粒度を区別して表わすことにした。また、鋳塊組織の現出は Keller 液によつた。

3. 実験結果

3.1 Si, Fe 共存の影響

Fig. 1 は Si, Fe の総添加量 0.4% の場合における Al-

Fig. 1 Effect of Si/Fe ratio (Si+Fe 0.4%) on annealing curves of Al-1.2%Mn alloys with 94% cold reduction.

Specimens were charged into the furnace at various annealing temperatures and annealed for 1 hr.

1.2%Mn 合金の再結晶軟化におよぼす Si/Fe 比の影響を示す。総量 0.8% の場合もほとんど同じ傾向を示すので、この場合の図は省略することにした。焼なましの条件は予め所定の焼なまし温度に予熱した炉に試料を装入し、1 hr. の焼なましを行なったものである。鋳塊の予備加熱を行なわない場合、Si は Al-1.2% Mn 合金の再結晶温度を著しく上昇するが、Si と Fe の比が Si/Fe = 3/1 の場合も Si 単独の場合に類似した影響をおよぼし、再結晶温度の上昇が著しい。これより Fe の割合が増加し Si/Fe = 1/3 となると再結晶温度の上昇は少なくなる。しかし、この場合においても Si の影響は認められ、Fe 単独の場合よりも再結晶温度はいくらか上昇する。なお、Fe 単独の場合には Al-1.2%Mn 合金の再結晶温度に対してはほとんど影響がない。

鋳塊の予備加熱を行なった場合は、いずれも再結晶温度が低くなり、Si/Fe 比によるとくに著しい相違は認められない。

Fig. 2 は前報の Si 単独の場合と同じように、焼なましの前にあらかじめ試料を 160°C および 200°C で予熱を行ない、このような温度で十分に加熱をすることが、再結晶軟化にいかなる影響をおよぼすかを Si/Fe 比について調べた結果である。なお、160°C および 200°C の予熱はそれぞれ油浴による急速加熱によつて 2 hrs. 行ない、その後の焼なましも塩浴による急速加熱（加熱速度約

60,000°C/hr）によつた。Si と Fe の比が Si/Fe = 3/1 の場合には、Si 単独の場合のように、160°C で予熱することにより再結晶軟化温度の上昇が認められる。したがって、Si と Fe がこのような比率のときには再結晶軟化に加熱速度が影響し、160°C 付近をゆつくり加熱することにより再結晶の遅延が起こり、再結晶温度が上昇することが明らかである。しかし、Si/Fe = 1/3 および Fe 単独の場合には、このような現象は起こらなくなる。

Fig. 3, 4 は Al-1.2%Mn 合金の再結晶粒度におよぼす Si/Fe 比の影響を種々の加熱速度について調べた結果である。焼なまし温度はいずれも 550°C で 1hr. の焼なましを行なったものである。このうち、**Fig. 3** は Si, Fe の総添加量 0.4%、**Fig. 4** は 0.8% の場合であるが、工業的には大きな再結晶粒よりも細かい粒度の領域のほうが重要であるので、細かい粒度を明瞭に表わすため再結晶粒度は対数目盛りで図示することにした。

鋳塊の予備加熱を行なわない場合には、塩浴のように加熱速度が非常に速いときは、いずれも再結晶粒は細かく Si/Fe 比による再結晶粒度の著しい相違はない。しかし、加熱速度がこれより遅くなると、Si と Fe との比が Si/Fe = 3/1 の場合には Si 単独のときと同じように再結晶粒度に対する加熱速度の影響を著しく減少する。したがって、加熱速度が遅くなつても再結晶粒の粗粒化は少ない。これに対し、Si/Fe = 1/3 となるとこのような効

Fig. 2 Effect of preheating for the sheet before annealing on annealing curves of non-preheated Al-1.2%Mn alloys containing Si, Fe at various ratio (total 0.4%) with 94% cold reduction. Specimens were preheated in oil bath for 2 hrs. followed by annealed in a salt bath for 1 hr. at various temperatures.

果は減少し、さらに Fe 単独では、その効果はほとんどなくなる。

予備加熱を行なった場合は、Fe の割合が多いほうが再結晶粒は細かい。また、再結晶粒度に対する加熱速度の影響も予備加熱のない場合とは反対に、Si の割合が多

くなるほど著しくなり、 $\text{Si/Fe} = 3/1$ では Si 単独の場合とほとんど同じ影響を示す。

Si, Fe の総量が 0.8 % の場合も 0.4 % の場合よりも総体に再結晶粒が細くなる程度で Si/Fe 比による影響には変わりがない。

Fig. 3 Effect of Si/Fe ratio ($\text{Si} + \text{Fe}$ 0.4%) and heating rate on recrystallization grain size of Al-1.2% Mn alloy with 94% cold reduction. Annealing was done at 550°C for 1 hr. at various heating rates.

Fig. 4 Effect of Si/Fe ratio ($\text{Si} + \text{Fe}$ 0.8%) and heating rate on recrystallization grain size of Al-1.2% Mn alloys with 94% cold reduction. Annealing was done at 550°C for 1 hr. at various heating rates.

すなわち、 $\text{Si/Fe} = 3/1$ 程度の場合は Si 単独の場合に類似した影響をおよぼし、鋳塊の予備加熱を行なわないときには再結晶粒度に対する加熱速度の影響を著しく減少する。したがって、塩浴よりも遅い通常の加熱速度においては、鋳塊の予備加熱を行なわないほうが、再結晶粒は細かい結果となる。これに対し、 $\text{Si/Fe} = 1/3$ 程度のときは予備加熱による再結晶粒の微細化効果がえられる。

つぎに、Al-1.2% Mn 合金の再結晶におよぼす Si と Fe の相互作用を調べるため、Si の量を一定とし、これに Fe を 0.1, 0.2 および 0.6 % 加えた場合の影響について調べた。なお、この場合の実際の Si と Fe の量比は分析の結果、 $\text{Si/Fe} \approx 6/1$, $3/1$ および $1/2$ である。

Fig. 5 は予備加熱を行なわない場合の Al-1.2% Mg-0.4% Si 合金の再結晶軟化におよぼす Fe の影響を示す。焼なましの条件は前述の **Fig. 1** の場合と同じであ

Fig. 5 Effect of Fe on the annealing curve of unpreheated Al-1.2%Mn-0.4%Si alloy with 94% cold reduction.

Fig. 6 Effect of Fe and heating rate on recrystallization grain size of unpreheated Al-1.2%Mn-0.4%Si alloy with 94% cold reduction. Annealing was done at 550°C for 1 hr.

る。Fe の量が 0.1 および 0.2 % 程度の場合にはほとんどその影響はないが、Fe が 0.6% 程度 ($\text{Si/Fe} \approx 1/2$) になると Si による Al-1.2% Mn 合金の再結晶温度の上昇効果は Fe によつて阻止されるようになる。また、**Fig. 6** は再結晶粒度および加熱速度に対する Fe の影響を示すが、この場合も Fe の量が 0.6 % 程度になると、Si による Al-Mn 合金の再結晶粒度に対する加熱速度の影響の減少効果も Fe によつて阻害されるようになる。

Photo 1 はこの場合の鋳塊組織を示す。Fe の量が 0.1 あるいは 0.2 % 程度の場合は鋳造状態において晶出化合物が少なく。したがって、予備加熱を行なわない場合には Al-1.2% Mn 合金の再結晶に影響をおよぼすのに十分な量の Si が固溶されているものと考えられる。これに対して、Fe の量が 0.6 % 程度に増加すると Al-Fe-Mn-Si 系化合物³⁾の晶出が著しくなり、このため固溶される Si の量が減少するので、Al-Mn 合金の再結晶に対する Si の影響が Fe によつて阻止されるようになるものと思われる。

3.2 Mg, Cu および Zn の影響

Photo 2 は 0.5 % 近辺の Mg, Cu および Zn をそれぞれ含む Al-1.2% Mn 合金の鋳塊の組織を Mn 単独の場合と比較して示す。金型に鋳造したままでは、いずれも晶出化合物は認められず、これらの元素は Al-Mn 合金に対して強制固溶体になり易いことが明らかである。Mg を含む場合は細かいセルが現われ、予備加熱を行な

Fig. 7 Effects of Mg, Cu, Zn and of preheating of the ingot on the corrosion resistance of Al-1.2% Mn alloy sheets. (5.3% NaCl + 0.3% H_2O_2 , 1 month)

Non-preheated

Preheated

Fe 0.01%

Fe 0.08%

Fe 0.17%

Fe 0.65%

Photo 1 Effect of Fe on microstructure of the ingot of Al-1.2%Mn-0.4%Si alloy. ($\times 180$)

Photo 2 Microstructures of ingots of Al-1.2%Mn alloy and Al-1.2%Mn alloys containing Mg, Cu and Zn respectively. ($\times 180$)

つた場合、その析出物は Al_6Mn のみでとくに新しい相の析出はないものと思われる⁴⁾。

Cu を含む場合はセルの大きさは大きくなるようである。これを予備加熱した場合には写真(C)より明らかなように、かなり著しい析出が起り、析出物は Al_6Mn と三元化合物 ($\text{Cu}_2\text{Mn}_3\text{Al}_{20}$ ⁵⁾ または $\text{CuMn}_2\text{Al}_{12}$ ⁶⁾ と考えられる。

Zn を含む場合は写真(D)に見られるように、非常に規則正しい形状のセルが形成される。これを予備加熱した場合、その析出物は Al_6Mn のみで、とくに新しい相の析出はないものと思われる⁴⁾。

Fig. 7 は铸造のまま、および予備加熱を行なったこれらの鑄塊を圧延し、5.3%NaCl+0.3% H_2O_2 溶液に1カ月浸漬した場合の予備加熱の有無による耐食性の相違を示すが、Mg, Zn は予備加熱による耐食性の相違はほとんどない。さらにまた、Al-1.2%Mn 合金の耐食性に対してもほとんど影響がない。これに対し、Cu は1.2%Mn 合金の耐食性を害するが、さらに予備加熱を行なった場合には耐食性の減少が著しくなり、このようなことから予備加熱によつて Al_6Mn 以外に三元化合物の析出のあることが明らかである。

Fig. 8 は Al-1.2%Mn 合金の再結晶軟化におよぼす Mg の影響を示す。図より明らかなように、Mg は1.2%Mn 合金のかたさは増加するが、再結晶温度に対しては

Fig. 8 Effect of Mg on the annealing curves of Al-1.2%Mn alloys with 94% cold reduction. Specimens were charged into the furnace at various annealing temperatures and annealed for 1 hr.

ほとんど影響がない。すなわち、Al-Mn 合金の強制固溶体に Mg が加わつても、その再結晶温度にはほとんど影響がない。また、予備加熱によつて Mn 単独の場合と同じように再結晶温度は低くなる。

Fig. 9 は Cu の影響を示すが、Cu も Mg と同じように Al-1.2%Mn 合金の再結晶温度に対してほとんど影響がない。

Zn もまた、1.2%Mn 合金の再結晶温度に対して影響がない。とくに Zn の場合には Mg, Cu のようにかたさの増加も少なく、Mn 単独の場合の軟化曲線とほとんど変わらないので、その図は省略する。

また、Mg, Cu および Zn について Si の場合と同じように、焼なましの前に 160°C および 200°C の予熱を行ない、再結晶軟化におよぼす影響について調べたが、Si のように 160°C の予熱によつて再結晶温度が上昇するというような現象は全く見られなかった。

Fig. 10, 11 は Al-1.2%Mn 合金の再結晶粒度におよぼす Mg および Cu の影響を示す。この場合の加熱速度はあらかじめ所定の焼なまし温度の炉に試料を装入し、1hr. の焼なましを行なったものである。鑄塊の予備加熱を行なった場合、0.3% 程度の Mg あるいは Cu は 1.2%Mn 合金の再結晶粒を微細にする。しかし、それ以上は Mg, Cu の量が増してもその効果はほとんど変わらない。また、鑄塊の予備加熱を行なわない場合も Mg, Cu は再結晶粒を細かくするが、その効果は Mg のほう

Fig. 9 Effect of Cu on the annealing curves of Al-1.2%Mn alloys with 94% cold reduction.

Fig. 10 Effect of Mg on the recrystallization grain size of Al-1.2%Mn alloys with 94% cold reduction. Specimens were charged into the furnace at various annealing temperatures and annealed for 1 hr.

が Cu よりもいくらか大きい。しかし、Mg においても、予備加熱を行なった 1.2% Mn 合金の再結晶粒に近い粒度を与えるには約 0.8% あるいはそれ以上の量の Mg を必要とする。

Fig. 12 は 1.2% Mn 合金の再結晶粒度におよぼす Zn の影響を示す。予備加熱を行なった場合は 0.3% 程度の Zn によって多少、再結晶粒が細くなる傾向は見られるが、Al-1.2%Mn 合金の再結晶粒度におよぼす Zn の影響は非常に少ない。なお、いずれの場合も焼なまし温度 600℃ のほうが再結晶粒は細かいが、これはつぎに述べる加熱速度の影響（焼なまし温度 400, 500, 600℃ の

Fig. 12 Effect of Zn on the recrystallization grain size of Al-1.2%Mn alloys with 94% cold reduction.

Fig. 11 Effect of Cu on the recrystallization grain size of Al-1.2%Mn alloys with 94% cold reduction.

場合における 400℃ までの平均加熱速度はそれぞれ約 5,000, 6,000, 16,000℃/hr) によるものである。

Fig. 13~15 は Al-1.2% Mn 合金の再結晶粒度におよぼす加熱速度に対する Mg, Cu および Zn の影響を示す。いずれも予備加熱を行なわない場合の Si のような著しい影響はない。これらのなかでは、Mg が予備加熱を行なった場合において、再結晶粒度に対する加熱速度の影響をいくらか減少する効果はあるが、Cu および Zn はその効果が少ない。

以上の結果、鋳塊の予備加熱を行なった場合には 0.3% 程度の Mg および Cu、また予備加熱を行なわない場合は 0.8% 程度の Mg が Al-1.2%Mn 合金の再結晶粒を微細にすることが明らかとなつたが、予備加熱を行なわない場合の微細化効果は、1.2% Mn に Mg, Cu が加わつた強制固溶体によるものであり、また予備加熱を行なつ

Fig. 13 Effect of heating rates on grain size of Al-1.2%Mn alloys containing Mg with 94% cold reduction. Annealing was done at 550℃ for 1 hr.

Fig. 14 Effect of heating rates on grain size of Al-1.2%Mn alloys containing Cu with 94% cold reduction. Annealing was done at 550°C for 1 hr.

た場合の微細化については、Mgを含む場合の析出物が Al_6Mn のみで、とくに新しい析出物のないこと、あるいはまた、Cuの場合にはCuを含む新しい三元化合物の析出があるけれども再結晶粒度に対する加熱速度の影響がMn単独の場合とあまり変わらないことなどから、その原因は析出物に帰因するものではなく、Mgおよび予備加熱を行なつたのちにおいても、なお固溶されるCuを含むマトリックスの影響によるものと考えられる。

4. 総 括

以上の結果を総括すると

1) Al-1.2%Mn合金の再結晶温度におよぼすSi, Fe共存の影響は、その総量が0.4%あるいは0.8%程度の場合においては、SiとFeとの比が $Si/Fe \div 3/1$ のときにはSi単独の場合に類似した影響をおよぼす。すなわち、鋳塊の予備加熱を行なわない場合には著しく再結晶温度を上昇し、また、Si単独の場合と同様、160°C付近を通過する加熱速度が遅いほうが再結晶軟化の温度は上昇する。これに対し、 $Si/Fe \div 1/3$ の場合は再結晶温度の上昇は少なくなる。しかし、Fe単独の場合よりは再結晶温度を上昇する。また、このような比率の場合には再結晶温度に対する加熱速度の影響はなくなる。

予備加熱を行なつた場合は、いずれも再結晶温度は低くなり、Si, Fe比によるとくに著しい相違は認められない。

2) 再結晶粒度におよぼす影響についても、 $Si/Fe \div 3/1$ の場合はSi単独のときと類似の影響をおよぼし、予備加熱を行なわないときには再結晶粒度に対する加熱速度の影響を著しく減少させ、加熱速度が遅くなつても再結晶粒の粗粒化を少なくする。これに対し、 $Si/Fe \div 1/3$ の場合はこのような効果は少ない。

予備加熱を行なつた場合は、反対にSiの割合が多く

Fig. 15 Effect of heating rates on grain size of Al-1.2%Mn alloys containing Zn with 94% cold reduction. Annealing was done at 550°C for 1 hr.

なるほど再結晶粒度に対する加熱速度の影響は増加し、 $Si/Fe \div 3/1$ の場合にはSi単独の場合と同じ傾向を示す。

したがって、塩浴よりも遅い通常の加熱速度においては、 $Si/Fe \div 3/1$ のときには鋳塊の予備加熱を行なわないほうが再結晶粒は細かい結果となり、 $Si/Fe \div 1/3$ の場合は予備加熱による再結晶粒の微細化効果がえられる。

3) Mg, CuおよびZnは予備加熱を行なつた場合も、また行なわない場合においても、Al-1.2%Mn合金の再結晶温度に対してはほとんど影響をおよぼさない。

4) 再結晶粒度におよぼすMg, CuおよびZnの影響は、予備加熱を行なつた場合には、0.3%程度のMgおよびCuは再結晶粒を微細にする。それ以上はMg, Cuの量が増してもその効果はあまり変わらない。

鋳塊の予備加熱を行なわない場合もMg, Cuは再結晶粒を細かくするが、その効果はMgのほうがCuよりもいくらか大きい。しかし、Mgにおいても予備加熱を行なつた1.2%Mn合金の再結晶粒に近い粒度をえるには約0.8%あるいはそれ以上の量のMgを必要とする。

Mg, Cuに対し、Znの再結晶粒度に対する影響はさらに少ない。

5) Mg, CuおよびZnは1.2%Mn合金の再結晶粒度に対する加熱速度の影響に対しても、Siのような著しい影響はない。

終わりに、本研究は軽金属奨学会の研究補助金によるものであることを付記し、深甚なる感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 山田, 伊藤: 軽金属, **22** (1972), 128.
- 2) 市川, 大橋: 軽金属, **18** (1968), 97.
- 3) 直江, 広沢: 軽金属, **20** (1970), 283.
- 4) W. Köster U. W. Horn, Z. Metallkde., **53** (1962), 294.
- 5) K. Robinson, Physi. Mag., **43** (1952), 775.
- 6) G. Fragmen, J. Inst. Metals, **77** (1950), 489.