アルミニウム—マグネシウム合金の研究

マグネシウムおよび珪素の影響について (第1報)

加藤 正 夫* 中 村 康 治**

STUDY ON ALUMINIUM-MAGNESIUM ALLOY
EFFECTS OF MGDANDSIUM (Part 1)

MASAO KATO*, YASUJI NAKAMURA**

The effect of impurities and heat-treatment on mechanical properties of aluminium casting alloys containing from 0 up to 16% magnesium were investigated.

1. The series of high pure alloys. In the as-cast state Mg contents up to 8% increase the strength but further additions reduce the ductility to low values because of the presence of increasing quantities of β -phase. The increase of proof stress is nearly proportional to Mg contents. An extended solution heat-treatment will dissolve more than 10% Mg. This solid solution is retained by quenching or air cooling, which results in excellent strength and ductility. In consequence, the maximum point of strength shifts to 11% Mg and the decreasing tendency of elongation is retarded up to 10% Mg, while the mechanical properties of alloys in portion of lower Mg content is little affected by heat-treatment.

2. The series of low pure alloys. In the as cast state the relations of mechanical properties to Mg content in portion of lower Mg content exhibit similar tendency as that of high pure alloys, although strength is higher and elongation is lower. And the maximum point of strength lies at 9% Mg. In the heat-treated state this point shifts to 14% Mg and Mg contents up to 6% decrease the elongation but further additions increase it to maximum value at 14%.

3. The effect of Si is significant in whole series, especially to ductility of the alloys.

(Received May, 19 1954)

1. 緒 言

Al-Mg 系合金の機械的性質の変化については L. W. Kempf¹⁾ が研究し、その結果が種々の文献に引用されている。しかしながらその研究は砂型鋳物によつたものである。高マグネシウムのアルミニウム合金の溶解・鋳造が困難であることは周知の通りであるが、特に砂型鋳物の場合は型との反応 (Mould Reaction) をおこし、燃え、あるいは型砂中の水分との反応によつて生じた水素の吸収放散による表面直下のピンホール (Sub-surface porosity) あるいは顕微鏡的収縮孔 (Micro-porosity) によつて健全な鋳物を作り難く、Whitacker²⁾ その他の十年來の研究結果の発表においても未だ不満足であることが示され、また著者³⁾ もこの問題に関する研究を行つたがまだ良好な結果を得ていない。これらのことから高マグネシウムの成分のものにまで互つて砂型によつて試験片を作ることはまだ技術的に信頼しえない。

また Al-10%Mg 合金に関する Parker の研究⁴⁾ によつて示されたようにこの合金は Si, Fe 特に Si によつて機械的性質を著しく支配される。このことは著者⁵⁾ も研究し同様な結果を得た。したがつて Al-Mg 系の全系に互つても Si の含有量を規定して実験を行わなければならない。

以上の観点から著者は Al-Mg 系の Mg 0%から16%に互る範囲について、Si, Fe などの不純物を含まない高純度の合金系と、Si 0.4%、Fe 0.2%を含む低純度合金系との2系列の合金を、砂型鋳物のような才3の条件を除外して合金としての性質を明らかにするために、JIS 規定の標準金型に鋳造して試験片を作り、機械的性質、化学的性質などの測定を行つた。本報告はその一部機械

的性質に関するものの研究結果である。

2. 実験方法

2.1. 溶解・鋳造

高マグネシウムのアルミニウム合金は溶解・鋳造が不適当であれば甚しい結果のばらつき、あるいは劣つた性能を示すものでその一例として著者が数ヶ所から提供さ

Fig. 1 Dispersion of Tensile Strength in Al-10%Mg Casting Alloy.

* 東京大学生産技術研究所

** Institute of Industrial Science Tokoyo Univ

れた Al-10%Mg 合金の金型試片を同時に熱処理と引張試験を行ったときの結果をオ1図に示す。

このように著しい影響を与える条件は主として溶解最高温度、脱ガス法、鑄造温度、その他溶剤の種類と量、除滓、キリングの温度時間などである。本実験ではオ1図のAの結果を得たのと同じ条件で全試料の溶製を行った。すなわち、

ル ツ ボ; 黒鉛ルツボ#10および#30

ライニング; アルミナ水ガラス焼付

溶 炉 解; ガス炉

溶 剤; NaCl(1)+KCl(1)+MgCl₂(2)溶融塩(1混
NaSiF₆ (1合

溶湯の約2%

溶解最高温度; 低マグネシウム合金750°C

高マグネシウム合金730°C

脱 ガ ス 剤; C₆Cl₆+BCl₄ 製剤 Fosco Degasser
No. 190

溶湯の約0.2%

鎮 静 方 法; 730°Cで溶湯1kg に対し3分

鑄 造 温 度; 低マグネシウム合金730°C

高マグネシウム合金710~690°C

金 型 温 度; 約90°C

尚試料は Mg の配合量 0, 1, 2.5, 3.5, 4.5, 5.5, 7, 9, 10.5, 12, 15%を目標とし、低純度合金については 8, 9.5, 11, 14%を追加した。

高純度合金に対しては 99.996%Alの地金と 99.98%Mg の地金を用い、低純度合金に対しては 99.85%Alに 13% Si のシルミン地金で Si の添加を行い、99.8%Mgを用いた。

2.2. 熱 処 理

Al-Mg 系合金の溶体化熱処理は一般に長時間を要する。著者の行った実験⁹⁾は Al-10%Mgの金型および砂型鑄物の 400, 420, 440°Cでの溶体化温度における時間の影響を引張性質について求めたものであったが、それによれば 420°Cでは24時間ではまだ完全に溶体化が行われていないため最高の性質を示さなかつた。一方440°Cでは却つて24時間では幾分性質の低下を示した。本実験では430°C±4°C24時間保持し水冷した。純 Al-Mg系の合金では溶体化温度から空冷、油冷、水冷による差は殆んどないのであるが、低純度合金の低マグネシウムのものでは相変化に分るものが主としてMg₂Siであるので理論的考察に便できるように水冷をとつた。

2.3. 試 験 方 法

2.3.1. 引張試験 JIS 4号試験片(平行部直径14%, 線距離50%)を用い、エキステンソメーターによつて耐力を求める。

2.3.2. 硬さ試験 ブリネル(500g荷重)およびロツ

Table. 1 Chemical Compositions of Alloys
(Analysed Value)

High Purity Alloy				Low Purity Alloy			
*	Mg%	Si%	Fe%	*	Mg%	Si%	Fe%
M 0	0	0.008	—	N 0	0	0.37	0.14
M 1	0.97	—	0.011	N 1	0.98	0.37	0.18
M 2	2.67	0.008	—	N 2	2.99	0.36	0.18
M 3	3.54	—	0.010	N 3	4.14	0.36	0.18
M 4	4.47	0.007	—	N 4	5.30	0.42	0.18
M 5	5.49	0.009	—	N 5	6.32	0.42	0.18
M 6	7.34	—	—	N 6	7.95	0.42	0.18
				N V	8.40	0.43	—
M 7	8.91	—	0.010	N W	9.51	0.41	—
				N 7	10.28	0.40	0.19
M 8	11.17	0.008	0.009	N Y	11.31	0.44	—
M 9	12.57	—	0.010	N 8	12.07	0.37	0.20
M 8'	12.51	—	—	N Z	14.47	0.51	—
MX	15.50	—	—	N 9	14.90	0.39	0.18
MX'	15.94	—	—	N X	16.06	0.39	0.18

* Designation

Note; — unanalysed.

Si Content of Alloys in M series is presumed to be about 0.008%, and Fe content to be about 0.010%, Fe content in N series is presumably 0.18%

クワールF-スケールによつた。

2.4. 合 金 の 成 分

分析結果を一括してオ1表に表示する。

3. 引 張 試 験 結 果

一括して引張強さ、耐力、伸びをオ2表に示す。

またオ2, 3図に図示する。引張試験における歪-応力曲線をオ4, 5図に示す。

4. 硬 さ 試 験 結 果

一括してオ3表に示す。またオ6図に示す。

結果にみられるように高純度合金すなわち純 Al-Mg系合金では熱処理による硬度変化が殆んどない。マグネシウムの増加とともに硬さも増すがその割合は低マグネシウムで著しく、6%以上では僅かづつ増加する。

低純度の合金は一般に高純度合金より硬さが大であるがその差はMg5%以上では余り大でない。また Mg5%以上では熱処理によつての硬度変化が少い。純アルミニウムに Si が増しても鑄造のままでは硬さが殆んど変わらないが、熱処理によつて Si の溶入があるため幾分硬化するようである。Mg1%Si0.4%の合金では鑄造のままではMg₂Siの時効、析出によつて SiO のものより著しく硬化するが、430°Cの熱処理では丁度 Mg₂Si 系合金

Table. 2 Tensile Properties of High Purity Alloys.

Designation of Specimens	Mg Content %	As Cast			Heat Treated		
		σ_B	σ_s	δ	σ_B	σ_s	δ
M0	0	4.89	2.20	54.8	4.97	—	*41.6 ①
		4.93	2.34	43.0	4.82	1.92	49.0
		5.14	—	51.0	4.92	2.00	55.0
M		4.99	2.27	49.6	4.91	1.96	52.7
		9.42	4.80	45.8	8.52	3.23	41.2
		9.33	5.07	50.0	8.52	2.90	*40.6 ①
M1	0.97	9.84	4.21	42.6	8.48	2.87	42.6
		9.53	4.69	46.1	8.51	3.00	41.9
		16.18	5.08	36.0	14.77	4.35	37.1
M2	1.67	15.21	5.18	33.0	15.43	4.73	32.4
		15.26	5.11	32.0	14.80	4.85	31.0
		15.55	5.12	33.7	15.06	4.64	33.5
M3	3.54	17.43	6.22	32.0	16.42	5.40	31.4
		16.90	5.32	36.0	16.83	5.20	36.6
		17.94	5.81	38.6	16.90	5.33	37.0
M		17.42	5.78	35.5	16.72	5.31	35.6
		19.93	7.30	32.0	21.08	7.60	*28.4 ①
		20.05	7.37	41.4	21.16	6.92	34.0
M4	4.47	20.17	7.19	32.4	20.56	7.49	32.9
		20.05	7.29	35.5	20.94	7.49	33.4
		23.18	8.85	31.0	23.33	—	35.2
M5	5.49	22.68	8.33	33.0	23.07	8.53	31.3
		23.25	8.13	33.0	23.39	8.80	31.6
		23.05	8.44	32.7	23.27	8.67	32.7
M6	7.34	27.21	9.83	24.8	28.06	10.95	31.4
		27.00	9.90	24.5	26.85	11.95	34.3
		27.43	11.27	24.5	28.39	11.20	31.9
M		27.21	10.33	24.6	27.77	11.37	32.6
		27.85	10.95	12.2	32.91	13.42	25.0 ①
		26.46	12.54	10.7	30.58	12.93	*19.2
M7	8.91	27.92	12.93	14.0	30.58	12.58	27.0
		27.38	11.83	12.0	31.26	12.98	26.0
		22.62	14.70	2.2	33.52	16.28	26.6
M8	11.17	22.71	15.42	3.4	38.14	16.45	26.2
		*19.73	14.65	*1.6 ②	33.66	15.97	21.0
		22.67	14.92	2.8	35.10	16.23	24.6
M9	12.57	23.06	15.32	2.2	—	—	—
		23.04	14.50	2.2	—	—	—
		23.82	15.25	2.7	—	—	—
M		23.31	15.02	2.4	—	—	—
		—	—	—	*25.00	*15.54	*7.0 ②
		—	—	—	35.94	17.88	20.0
M9'	12.51	—	—	—	*27.15	18.63	*7.4
		—	—	—	32.28	20.60	14.8
		—	—	—	*25.19	—	*4.1 ③
M		—	—	—	34.11	19.62	17.4
		*14.43	—	*0.2 ②	22.56	20.58	1.6
		*19.23	*16.90	*0.6 ②	20.06	19.55	*0.4
MX	15.50	22.34	19.68	1.8	22.59	19.35	1.5
		22.34	19.68	1.8	21.74	19.83	1.5
		—	—	—	28.12	21.15	9.6
MX'	15.95	—	—	—	25.49	20.50	*2.1 ①
		—	—	—	*19.27	—	*1.2 ③
		—	—	—	26.96	20.65	8.4
M		—	—	—	26.86	20.80	9.0

Note ; ① Broken at outside of guage line. ② Segregation or partial oxidation. ③ Broken at grip zone of specimen. * Omitted when the mean of its group is calculated. σ_B Tensile Strength, kg/mm², σ_s 0.2 % Proof strength, kg/mm², δ Elongation% in 50%.

Table. 3 Tensile Properties of Low Purity Alloys.

Designation of Specimens	Mg Content %	As Cast			Heat Treated		
		σ_B	σ_s	δ	σ_B	σ_s	δ
N0	0	8.69	3.19	45.0	8.36	4.40	44.8
		8.82	3.20	46.1	8.64	4.33	41.3
		8.89	2.87	48.2	8.66	4.60	43.6
M		8.80	3.09	46.6	8.53	4.44	43.2
		15.97	6.73	28.3	11.28	6.72	33.4
N1	0.98	15.88	7.05	28.8	11.58	7.32	31.0
		15.72	7.35	27.1	11.43	6.13	35.5
		15.86	7.04	28.0	11.43	6.72	33.3
M		17.76	7.06	18.1	17.87	7.58	21.2
		18.15	6.82	20.0	17.86	6.55	20.0
		17.97	7.78	23.3	18.10	6.22	24.9
N2	2.99	17.96	7.20	20.5	17.94	6.79	22.0
		20.82	7.83	19.0	19.11	6.97	19.0
		20.75	7.50	18.9	20.76	7.57	18.9
N3	4.14	20.83	7.55	18.6	20.61	7.45	14.8
		20.80	7.63	18.8	20.16	7.33	17.4
		20.40	8.73	9.6	22.18	8.98	13.0
N4	5.30	20.48	9.87	9.6	21.47	8.38	10.8
		22.80	8.65	12.8	22.09	8.91	10.5
		21.23	9.08	12.3	21.91	8.76	11.4
M		21.61	10.40	8.8	24.95	10.33	14.7
		20.72	10.20	7.2	24.69	11.20	13.0
		20.34	10.58	6.6	24.47	12.14	13.5
N5	6.32	20.89	10.39	7.5	24.70	11.23	14.1
		27.30	12.85	11.7	28.47	12.72	12.1
		27.00	12.03	11.2	*27.24	11.85	*8.3 ①
N6	7.95	27.05	12.77	10.0	28.19	12.60	*8.9 ①
		27.12	12.22	10.9	28.33	12.39	12.1
		28.30	13.90	14.1	28.42	12.36	12.2
N V	8.40	27.35	13.32	10.2	29.77	12.40	15.9
		27.48	12.83	9.6	28.23	12.60	14.5
		27.15	13.30	*7.4 ①	30.04	13.22	17.1
M		27.57	13.34	11.3	29.11	12.65	14.9
		22.38	13.35	3.1	29.45	14.72	12.0
		24.22	14.30	2.7	33.29	14.94	17.4
N W	9.51	22.35	13.75	6.0	30.51	14.25	14.9
		22.87	14.15	3.4	31.12	15.15	14.8
		—	—	—	32.56	14.61	13.4
M		22.95	13.88	3.8	31.38	14.73	14.5
		22.92	14.83	3.1	30.58	14.68	13.4
		22.10	15.12	2.9	31.09	15.52	17.5
N7	10.28	23.43	14.62	4.4	32.33	15.65	17.0
		22.82	14.86	3.5	31.33	15.28	14.9
		22.41	16.30	1.2	36.12	17.97	20.5
N Y	11.31	22.78	16.71	1.9	*30.24	17.16	*9.3 ②
		22.76	15.50	1.5	36.86	16.26	20.1
		20.75	16.45	2.4	35.34	17.18	14.1
平均	M	—	—	—	33.41	17.93	13.4
		22.18	16.24	1.8	35.43	17.36	17.0
		21.82	16.50	*1.1 ①	35.14	18.53	19.0
N8	12.07	—	—	—	39.55	18.42	27.5
		22.18	16.70	1.3	36.29	18.35	17.0
		22.00	16.60	1.3	36.99	18.46	23.2
M		23.58	16.90	0.8	*26.29	20.80	*3.6 ②
		21.68	16.57	0.4	38.66	20.80	14.8
		22.24	17.57	0.3	38.33	19.71	13.9
N Z	14.57	22.94	18.50	0.2	39.74	24.50	15.8
		—	—	—	42.40	25.21	17.9
		22.61	17.38	0.4	39.78	22.20	15.5
M		20.47	18.07	0	38.41	18.70	*18.2 ①
		—	—	—	39.93	18.70	24.9
		20.47	18.07	0	39.24	19.29	25.4
N9	14.90	—	—	—	39.19	18.92	25.2
		—	—	—	31.37	20.60	6.9
		—	—	—	29.02	24.05	5.9
N X	16.06	—	—	—	30.19	20.52	6.4
		—	—	—	—	—	—
		—	—	—	—	—	—

Table. 4 Hardness of Al-Mg Casting Alloys

High Purity Alloys							Low Purity Alloy				
As Cast				Heat Treated			As Cast			Heat Treated	
Specimen	Mg %	H _{RF}	Bhn	Specimen	H _{RF}	Bhn	Specimen	Mg %	H _{RF}	Specimen	H _{RF}
M 02	0	— 4	12	M 05	— 5	11	N 02	0	— 4	N 05	0
M 12	0.97	0	22	M 15	1	22	N 12	0.98	37	N 15	5
M 22	2.67	26	35	M 25	25	32	N 22	2.99	40	N 25	37
M 32	3.54	39	37	M 35	32	34	N 32	4.14	52	N 35	49
M 42	4.47	51	45	M 45	52	45	N 42	5.30	59	N 45	61
M 52	5.49	60	48	M 55	—	—	N 52	6.32	68	N 55	67
M 62	7.34	71	59	M 65	72	59	N 62	7.95	75	N 65	74
—	—	—	—	—	—	—	N V 2	8.40	—	—	—
M 72	8.91	77	65	M 75	79	70	N W 2	9.51	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—	N 72	10.28	81	N 75	82
M 82	11.17	83	73	M 85	84	75	N Y 2	11.31	—	—	—
M 92	12.57	86	74	M 95	88	86	N 02	12.07	86	N 85	87
—	—	—	—	—	—	—	N Z 2	14.47	—	N Z 6	—
MX2	—	92	96	MX5	92	96	N 92	14.90	91	N 95	89
—	—	—	—	—	—	—	N X 2	16.06	93	N X 5	94

の焼なまし温度に相当して軟化するが、高純合金に比べて幾分硬い。

5. 結 果

以上の本実験で得た結果を述べると次の如くなる。説明の便宜上才 6, 7 図に高純合金系、低純合金系および Kempf の結果をそれぞれ鋳造のままと熱処理したものとにまとめて図示する。

a) 鋳造のままの試料

1. 純アルミニウムは引張強さは約 5 kg/mm^2 で伸びは約 50% でこれに Si が加わると強さが急に増し、伸びがやや減少する。またこの場合耐力以上の応力がかかると応力を増さずに横軸の原線に殆んど平行に伸びを示していた純アルミニウムの応力-歪曲線は Si の増加とともにやや加工硬化を示して傾斜をもつてくる。

2. Mg の増加とともに高純、低純の両合金とも伸びを著しく減少し、強さが増す。その程度は少量の Mg の範囲に著しい。高純合金で 3~6 % Mg の範囲で伸びの減少の停滞がある。低純合金でも幾分その傾向がある。Mg の 10% 以上では伸びが殆んどなくなる。

3. 引張強さは幾分 β 相が現われて伸びの低下しはじめる所で最大を示し、高純合金、低純合金ともに 8~9% Mg のところであるが、Kempf の結果では 5~6 % Mg のところとしている。

4. Mg 4~5% 以下では低純合金が高純合金より強さが大であるが、それ以上では逆の関係となる。

5. 伸びは高純合金のほうが全般に大で特に 3~6 %

Mg の範囲では差が大である。

6. 耐力は一般に Mg の増加に伴い直線的に増加する。

7. 低純合金の耐力は高純合金より大である。

b) 熱処理された試料

1. 高純合金の Mg 6% 以下のものは熱処理による機械的性質の変化は殆んどなく、わずかに耐力が低下する。

2. 高純合金は溶体化熱処理によつて β 相が溶入し、強さの極大点が 11% Mg の辺りに移動し、伸びの減少しはじめる点が 9% となり、減少の度合がゆるやかになる 15% でも尚約 10% の伸びを残している。

3. 高純合金の耐力は 6% 以下では熱処理によつて幾分低下するが、それ以上では幾分増加する。Mg に対する直線関係は保たれるようである。

4. 低純合金の Mg 3% 以下では熱処理によつて強さを減じ伸びがやや増して焼なまし効果を示している。Mg 0 のものでは Si の溶体化があり、伸びを減少させる。

5. 低純合金の強さの極大点は 14% Mg 辺でそれ以上の Mg では急激に減少する。極大の値は約 40 kg/mm^2 で高純合金のそれより大であり、Mg の量も多い方にずれている。

6. 低純合金の伸びは 0 から Mg の増加とともに急激に減少するが、6% Mg で極少の谷を示し、それ以上の Mg の増加によつて伸びを増し、14% Mg で極大を示して、再び急激に減少する。

7. 低純合金は Mg 12% 以上では引張強さ、伸びとも

Fig. 5 Stress Strain Diagram of Al-Mg Alloy, Low Purity

Fig. 4 Stress-Strain Diagram of Al-Mg Alloy, High Purity

Fig. 3 Tensile Properties of Low Purity Al-Mg Casting Alloy.

Fig. 2 Tensile Properties of High Purity Al-Mg Casting Alloy.

Fig. 6 Hardness of Al-Mg Casting Alloy

Fig. 7 Tensile Properties of Al-Mg Casting Alloy, As cast.

に高純合金よりも大である。

8. しかしながら著者の行つた実験⁵⁾のように10% Mgでは高純合金のほうが幾分強さが大で、伸びは甚しく大である。

9. 高純、低純両合金とも15% Mg以上ではこの430°Cの熱処理では溶体化が行われず、 β 相が残っており、強さおよび伸びの急減の理由となつている。

10. 高 Mg 合金では引張応力-歪曲線の降伏後の傾き、すなわち加工硬化能は熱処理によつて傾きが小になる。

6. 考 察

以上の結果について考察すれば次のことがいえる。すなわち、高純合金系は純 Al-Mg 系の合金であるので、大体今迄に与えられた状態図通りの考え方により、固溶体は Mg の固溶とともに強さを増すが、伸びを幾分低下させる。これに Mg が固溶限界以上が含まれて β 相が現われはじめると伸びの急減を示す。しかし強さは多少の β 相の残る程度で最大を示している。熱処理では430°Cにおける Mg の固溶限が増すため、強さの最大点および伸びの減少しはじめる点が高 Mg 側にずれてきている。

低純合金の低 Mg 側では機械的性質を支配するものが主として Mg_2Si でその挙動によつて大体説明される。すなわち Mg_2Si の出現によつて鑄造のままの試料は伸びが急激し、高純合金よりも著しく低位となるが、強さは大である。 $[Mg 1\%$ のものでは金型に鑄造後の冷却がこの合金の焼入と同じ効果を示すため強さおよび硬度が大であつた。熱処理温度が430°Cで Mg_2Si 系合金の焼鈍温度と殆んど同じであるので低 Mg の低純合金では焼鈍と同じ効果を示した。

低純合金の高 Mg 側の挙動は今迄の知識ではこれが却つて高純合金よりも引張強さおよび伸びの双方とも大であつたことを簡単には説明づけられない。著者の10% Mgの合金に対する Si の影響を調べた前の実験では Si は強さ特に伸びを著しく減少させ、今回の実験でも同様な傾向を得たのであるが、Mg12%以上では却つて Si の存在が有効になつている。すなわち機械的性質がすぐれているが、このときの顕微鏡組織は高純合金が多量の β を示すのに

対して、低純合金は β 相を示さなかつた。

低純合金系で不純物として存在する Si, Fe のうち Parker の研究⁴⁾ によつて機械的性質を主として支配するものが Si であることが示されており、Phillip の研究⁷⁾ に示されるように Fe は FeAl_3 という形で直ちに現われ、熱処理によつて形を変形しないから、少量の Fe は考慮に入れる必要がなく、Al-Mg-Si 系として考察してよいと考えられる。Al-Mg-Si 系の固溶度の変化については Hanson & Gaylor が Al 隅について与えており、この系統の合金の固溶度の変化を利用して A51S, 53S などの展伸材用アルミニウム合金が実用されている。この状態図によればその 3 元固溶度は Mg 側にうつるに従つて急激に減少することを示している。

低純合金の Mg と Si が共存すると Mg_2Si が先づでき、これに Mg が増すと Mg_2Si と Al_3Mg_2 (β 相) とが共存する。430°C の溶体化処理によつて β は溶体化されても Mg_2Si が残ることによつて Al-10%Mg 合金に対する Si の悪影響を与えることを著者は前の実験で知つたのであつた。前述のように Mg 12, 14% のものが低純合金で熱処理されて β 相を示さないという事実につい

ては、今後精密な実験を行つて固溶度変化を確めるつもりである。

7. 総 括

アルミニウムにマグネシウムを 0 から 16% に互つて種々の成分の合金を珪素および鉄のそれぞれ 0.009% の高純度のものと、珪素約 0.4%、鉄約 0.2% を含む低純度のものとの二系列について作り、鑄造のままと 430°C 24 時間の溶体化処理を施した試料について機械的性質を測定して次の結果を得た。

1. 高純度合金では Mg の増加とともに強さおよび硬さが増し、伸びを減少する。この傾向は少量の Mg を添加した場合に著しく、漸次その変化の割合が小さくなる。 β 相の出現とともに伸びが急減し、強さも極大点を経て急減する。強さの極大点は鑄造のままでは 8% Mg のところである。耐力は Mg の含有量にはほぼ直線的に比例して大きくなる。

2. 高純度合金の低 Mg 側は熱処理による性質の変化は殆んどないが、高側では β 相の固溶のため強さの極大点が 11% Mg に移動する。

3. 全系に互つて Si の影響が大きく、特に伸びに対する影響が大である。

4. 低純度合金の鑄造のままの試料は Mg の含有量に対して高純度合金における同傾向の変化を示し、強さの極大点は 8~9% Mg にある。しかしながら低 Mg 側では高純合金に比べて強さはやや大で、伸びが著しく低く、高 Mg 側では強さ、伸びともに低位にある。

5. 低純度合金の熱処理した試料は強さはその極大点が 14% Mg に延長移動されたような形であるのに対し、伸びは 5~6% Mg では熱処理によつて変化なく、ここを極小として Mg の増加とともに再び増加し、14% Mg で極大を示す。これがこの合金系の高純度のものとの著しい相違で、Kempf の実験結果とやや似た傾向である。

6. 12% Mg 以上の低純度合金の熱処理されたものは却つて高純度合金よりも強さおよび伸びともに大であつて、強さの最大値は 40 kg/mm² 以上になつた。

この結果高 Mg のアルミニウム合金も Al-Mg-Si 三元素としての十分の考察を必要とするものであることが知られた。

Fig. 8 Tensile Properties of Al-Mg Casting Alloy, Heat-Treated

9. 謝 辞

本実験を行うに当り、高純度アルミニウム地金に関しては住友化学、純アルミニウム地金に関しては日本軽金属、試料の溶解鑄造および分析については東京軽合金の御援助を得た。ここに謝意を表しておく。

9. 参 考

9.1. 顕 微 鏡 組 織

9.2. 文 献

- 1) L. W. Kempf Trans. Am. Foundrymen's
 Assoc. 1938.
- 2) Whitacker Foundry Trade J. No. 19
 1953.
- 3) 加藤・中村 軽金属 No. 9. (1953-XI) P. 92
- 4) Parker J. Inst. Met. Vol. 73 1947
- 5) 加藤・中村 軽金属 No. 9 (1953-XI) P. 92
- 6) 加藤・中村 軽金属 No. 9 (1953-XI) P. 92
- 7) Phillips J. Inst. Met. Vol. 72 1946
- 8) Hanson & Gaylor I. Inst. Met. Vol. 26. 1921. 321