

P

178

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 2 April 1969

アルミニウム黄銅の応力腐食感受性に及ぼす添加元素の影響

佐 藤 史 郎
野 世 溪 精

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム黄銅の応力腐食感受性に及ぼす 添加元素の影響*

佐藤 史郎** 野世 溪精***

Effects of Additional Elements on Stress Corrosion Susceptibility of Aluminium Brass

by Shiro Sato and Tadashi Nosetani

Aluminium brass widely used for heat exchanger tubes has such a defect as to present high susceptibility to stress corrosion cracking. Stress corrosion of Cu-Zn alloys has been investigated from various points, while that of Cu-Zn-Al alloys has not yet been clarified.

Authors have then studied the stress corrosion of Cu-Zn-Al ternary alloys and the effects of additional elements on it.

- (1) An addition of silicon to aluminium brass shows a remarkable effect to decrease stress corrosion susceptibility.
- (2) Aluminium brass containing silicon does not greatly depart from plain aluminium brass in corrosion resistance to sea water and sulfide, and also in mechanical and physical properties.
- (3) From the above-mentioned facts, it is considered that, for heat exchanger tubes such as in petroleum refining plants, aluminium brass modified with silicon exceeds the customary aluminium brass in inhibiting stress corrosion failure. Besides, it does not seem to occur any other troubles in its use.
- (4) A mechanism how an addition of silicon affects the stress corrosion susceptibility has been studied. And it is assumed that the mechanism is principally attributed to some chemical factors.

1. 緒 言

アルミニウム黄銅管は各種の熱交換器管として広く用いられている。このことはアルミニウム黄銅管が海水に対してすぐれた耐食性、特に耐かい食性を有することをはじめとして、他の多くの腐食媒に対しても安定した耐食性を有すること、ならびに価格および機械的性質においても熱交換器管として適当な特性を有するためであるとみられる。このようなアルミニウム黄銅管にとって最大の欠点と目されているものは、アルミニウム黄銅が応力腐食割れに対して大きな感受性を有することであり、アルミニウム黄銅管の応力腐食割れの例は、これまで少なからず経験されてきた。とりわけ、石油精製装置の凝縮器における凝縮蒸気側（管外面）からの応力腐食割れの例および淡水を冷却水とする冷却器における淡水側（管内面）からの応力腐食割れの例が多いようである。¹⁾ その応力源としては主として熱交換器を組立てる時に実施される拡管加工によって生じる残

留応力が考えられ、またその腐食媒としては、前者の例につき、中和剤として系内に注入されているアンモニア分の作用が考えられているが、後者の例については明らかにされていない。

Cu-Zn 合金の応力腐食性についてはこれまでに種々の角度から検討がなされており、そのうち添加元素の影響に関する研究では Edmund, Steinle²⁾ はけい素の添加が Cu-Zn 合金のアンモニアを腐食媒とする応力腐食感受性を低下させることを見出した。一方 Cu-Zn-Al 合金の応力腐食性についてでは応力腐食割れの調査の事例を除けばほとんど検討が加えられていない。筆者らは、まずアンモニアを腐食媒とする場合における Cu-Zn-Al 3 元合金の応力腐食性ならびにそれに対する添加元素の影響について検討した。そして、けい素の添加が Cu-Zn 合金におけるのと同様にアンモニアを腐食媒とする応力腐食感受性を低下させることを知り、さらに Cu-Zn-Al-Si の 4 元合金の応力腐食性についてアンモニアを腐食媒とする場合と淡水を腐食媒とする場合について詳細に検討した。そして、けい素添加による応力腐食感受性の低下がアンモニアを腐食媒とする場合ばかりでなく淡水を腐食媒とする場合にも成立することを

* 昭和41年8月3日受理石油学会第8回腐食研究討論会（昭和41年11月1日）にて講演、石油学会誌、11(1968), 857に一部発表

** 研究部 工学博士

*** 研究部

確めた。本報においては以上の実験結果とそれに対する考察の結果について報告する。

2. 試 料

本研究に使用された合金の成分は次のようにある。

- (1) Cu-Zn(0~40%) - Al(0~7%) - As(0.05%) 合金,
主として α 相成分範囲内 : 49種 (Table 1)
- (2) Cu-Zn(20%) - Al(2%) - As(0.05%) - Cd, Cr,
Sn, Si, Ti, Mn, Fe, Ni 添加合金 : 58種 (Table 2)
- (3) Cu-Zn(10, 20, 30%) - Al(1, 1.5, 2%) - Si(0.5,
1.0, 1.5%) - As(0.05%) 合金 : 23種 (Table 3)

3. 実 験

実施した試験および試験方法の概要は次のようである。

3・1 応力腐食試験

(1) 応力腐食試験機：直接荷重懸垂式応力腐食試験機を使用した (Fig. 1)。引張り応力は、 10kg/mm^2 に限定した。

(2) 試験片：Fig. 2 に示した引張り試験片状のものとした。試験片は成形後に焼鈍し、結晶粒を $0.025\sim0.030\text{mm}$

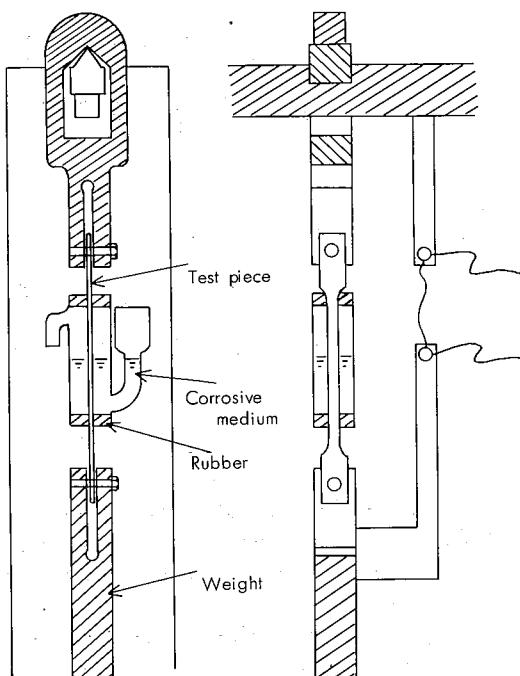


Fig. 1 Apparatus for stress corrosion test of aluminium brass.

Table 1 Chemical compositions of Cu-Zn-Al alloys containing arsenic.

(* : Zn' (%) = $100 - 100 \times [\text{Cu}(\%)] / [100 + [\text{Al}(\%)] \times 5]$, where zinc equivalent of aluminum is assumed to be 6.0.)

Mark	Chemical compositions (%)				Apparent zinc content* Zn' (%)	Mark	Chemical compositions (%)				Apparent zinc content Zn' (%)	
	Cu	Zn	Al	As			Cu	Zn	Al	As		
0000	99.84				—	1510	84.47		0.94	0.048	19.33	
0005	99.45				0.43	0.054	2.65				R	
0010	99.02				0.90	0.050	5.08	1515	83.73	1.43	0.048	
0015	98.57				1.41	0.049	7.92	1520	83.36	(~15)	0.047	
0020	97.96				1.92	0.051	10.62	1530	82.41	1.94	24.01	
0030	97.11				2.85	0.047	15.01			2.97	0.051	
0050	95.07				4.88	0.053	23.57	2000	80.32	—	28.25	
0070	93.02				6.74	0.049	30.42	2005	79.67	0.036	—	
0500	95.18				—	0.048	—	2010	79.22	0.45	0.048	
0505	95.69				0.46	0.048	4.31	2015	78.54	R	22.08	
0510	94.11				0.90	0.041	9.94	2020	78.22	(~20)	0.047	
0515	93.67				R (~5)	1.42	0.048	12.54	2030	77.26	0.97	23.77
0520	93.39					1.92	0.055	14.80	2500	75.26	1.42	0.048
0530	91.77					3.00	0.042	20.20	2505	74.61	1.95	26.66
0550	90.24					4.81	0.048	27.25	2510	74.17	0.048	28.73
0570	88.03					6.76	0.052	29.62	2515	73.46	20.30	32.82
1000	90.01					—	0.047	—	2520	73.09	3.00	0.048
1005	89.69					0.45	0.051	12.28	3000	69.97	—	—
1010	89.08					0.95	0.048	14.96	3005	69.54	0.045	31.95
1015	88.69				R (~10)	1.47	0.050	17.38	3010	68.82	(~30)	0.044
1020	87.98					1.97	0.050	19.91	3015	68.64	0.94	34.27
1030	87.16					2.96	0.051	24.07	3500	65.24	1.41	0.046
1050	85.25					4.84	0.042	31.36	3505	64.55	R (~35)	35.88
1500	85.07	R (~15)	—	0.046		—		—	3510	64.03	0.45	0.048
1505	84.66		0.46	0.050		17.24			4000	59.85	0.94	36.87
									4005	59.21	0.41	0.045
											38.85	
											41.9	

に調整した。

(3) 腐食媒：主として濃アンモニア水を用い液線露出法によつたが、変色層に関する実験には Mattson 溶液（アンモニア-硫酸銅溶液）を用いた。淡水（100ppm-NaCl 溶液）を腐食媒とする応力腐食試験は $10\mu\text{A}/\text{cm}^2$ の陽分極法によつた。この場合試験片の平行部片面 1cm^2 を残して他の部分にはペンキを塗付した。電極には白金線を用いた。

3・2 海水耐食性試験

水車型回転腐食試験機を用いた（残留塩素 1.0ppm）。

3・3 硫化物耐食性試験

溶融いおうの中へ24時間浸せきし腐食減量を求めた。

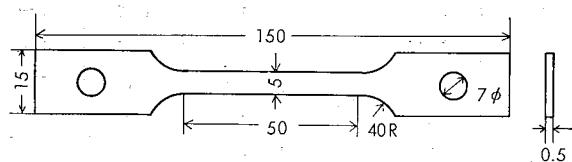


Fig. 2 Test piece.

Table 2 Additional elements to aluminium brass.

Mark	Chemical compositions (%)					Mark	Chemical compositions (%)				
	Cu	Zn	Al	As	Additional element		Cu	Zn	Al	As	Additional element
R-1	77.03	R	2.05	0.05	Cr: 0.05	K-11	76.32	R	-1.90	0.05	Mn: 0.008
R-2	77.45	〃	1.69	0.04	Cr: 0.07	K-12	77.14	〃	1.90	0.05	Mn: 0.01
R-3	75.26	〃	1.94	0.02	Cr: 0.28	162A	76.50	〃	2.11	0.04	Mn: 0.01
T-1	76.91	〃	1.79	0.05	Cd: 0.06	K-13	76.71	〃	2.02	0.05	Mn: 0.03
T-2	77.51	〃	1.67	0.04	Cd: 0.07	163A	76.71	〃	2.10	0.04	Mn: 0.26
T-3	76.50	〃	1.77	0.04	Cd: 0.16	K-14	77.15	〃	1.89	0.04	Mn: 0.047
T-6	76.31	〃	2.06	—	Be: 0.025	K-15	77.30	〃	1.93	0.05	Mn: 0.33
Y-1	77.25	〃	1.87	0.04	Sn: 0.03	165A	76.40	〃	2.13	0.04	Mn: 0.99
Y-2	76.91	〃	1.89	0.05	Sn: 0.05	K-16	77.91	〃	2.01	0.05	Mn: 1.27
Y-3	77.63	〃	1.71	0.04	Sn: 0.18	166A	76.43	〃	2.11	0.04	Mn: 1.92
Y-4	77.11	〃	1.76	0.04	Sn: 0.53	K-18	77.13	〃	1.73	—	Mn: 0.044
Y-5	77.54	〃	1.70	0.04	Sn: 1.01	K-19	77.76	〃	1.85	—	Mn: 0.039
Y-6	77.19	〃	1.81	0.05	Sn: 2.15	X-1	76.56	〃	1.89	0.04	Fe: 0.04
Y-7	77.26	〃	1.71	—	Sn: 0.12	133-2	76.76	〃	2.22	0.05	Fe: 0.32
Y-10	77.25	〃	1.73	—	Sn: 0.94	135A	76.13	〃	2.10	0.04	Fe: 1.58
K-1	76.68	〃	1.92	0.05	Si: 0.03	X-8	77.08	〃	1.94	—	Fe: 0.12
K-2	76.78	〃	2.02	0.05	Si: 0.05	138A	76.90	〃	2.00	—	Fe: 0.37
K-3	76.69	〃	1.96	0.05	Si: 0.16	139A	76.74	〃	1.94	—	Fe: 0.59
K-5	77.46	〃	2.20	0.05	Si: 0.90	X-11	76.80	〃	1.83	0.04	Ni: 0.10
K-6	75.49	〃	2.20	0.04	Si: 2.05	X-12	76.49	〃	1.99	0.02	Ni: 0.13
K-10	76.80	〃	1.99	—	Si: 0.95	X-13	76.50	〃	1.77	0.04	Ni: 0.28
122A	77.10	〃	2.18	0.03	Ti: 0.11	X-14	76.88	〃	1.90	0.05	Ni: 0.23
P-23	77.45	〃	1.95	0.05	Ti: 0.03	X-15	77.45	〃	1.60	0.04	Ni: 0.97
123A	77.15	〃	1.97	0.03	Ti: 0.28	X-16	76.27	〃	1.72	0.04	Ni: 1.88
P-24A	77.24	〃	1.77	0.04	Ti: 0.06	X-17	78.04	〃	1.81	—	Ni: 0.13
124A	77.32	〃	2.01	0.06	Ti: 0.64	X-18	76.65	〃	1.67	—	Ni: 0.27
P-25	77.64	〃	1.60	0.05	Ti: 0.80	X-19	77.84	〃	1.52	—	Ni: 0.49
P-26	77.62	〃	1.78	0.03	Ti: 1.41	149A	76.93	〃	2.00	—	Ni: 0.55
125A	76.69	〃	1.76	0.03	Ti: 0.90	150A	76.23	〃	2.03	—	Ni: 1.05

4. 試験結果

4・1 Cu-Zn-Al 3 元合金の成分と応力腐食感受性

濃アンモニア水を腐食媒とする応力腐食試験において得られた合金成分と応力腐食割れ感受性との関係を合金の Zn 含有量と破断時間の関係として Fig. 3 (a) に示した。破断時間は亜鉛量の増加につれて減少しているが、かなりバラツキが大きい。合金の Al 含有量に対して亜鉛当量（アルミニウムの亜鉛当量は 6）の考えを導入して、見かけ亜鉛量と破断時間の関係を求めてみると、Fig. 3 (b) のように見かけ亜鉛量の増加につれて破断時間が減少する傾向がみられ、(a)におけるよりもかなりバラツキは小さい。

4・2 実用アルミニウム黄銅への各種添加元素と応力腐食感受性

濃アンモニア水を腐食媒とする応力腐食試験により得られた破断時間と各種添加元素量の関係を Fig. 4 に示した。

応力腐食感受性を低下させる添加元素としてはけい素がこの実験の範囲では最もすぐれていることがわかった。

4・3 けい素を含むアルミニウム黄銅の応力腐食感受性

濃アンモニア水を腐食媒とする応力腐食試験により得られた破断時間とけい素添加量の関係を Fig. 5 に示した。破断時間(t)の対数 $\log t$ はけい素の含有量の増大につれてほぼ直線的に増大する傾向がみられた。すなわち Cu-Zn-Al 3元合金に対するけい素の添加は合金の応力腐食感受性を減少させる。

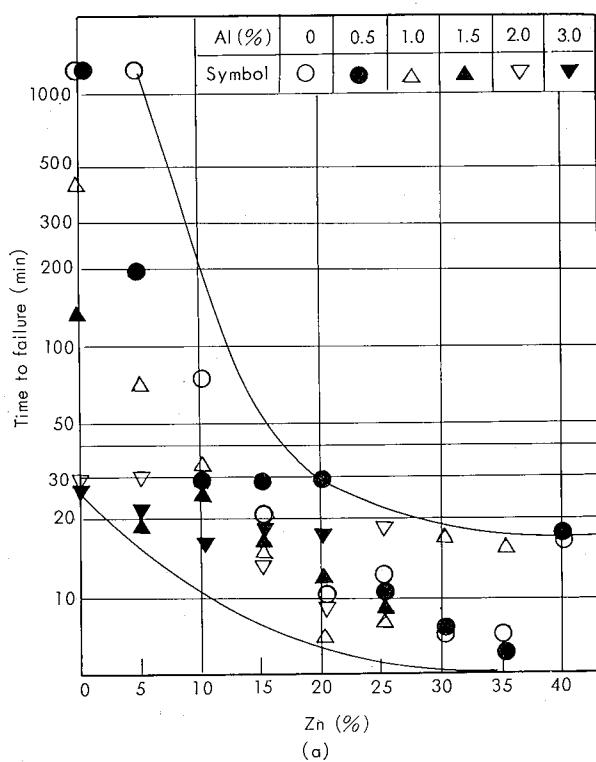
Photo. 1 および 2 にけい素を含有しないアルミニウム黄銅とけい素を 1.0% 含有するアルミニウム黄銅のアンモニアを腐食媒としたときの破断状況を示した。どちらの合金においても割れは負荷応力に直角な方向にほぼ直線的に主として粒内を通っており、破断時間の差に割れの形状は関与していないものと思われた。

Fig. 6 は淡水を腐食媒とする応力腐食試験により得られた破断時間とけい素添加量の関係を示したものである。本試験においても、濃アンモニア水を腐食媒とする応力腐食試験と同様に、けい素添加が合金の応力腐食感受性を減少させることができた。

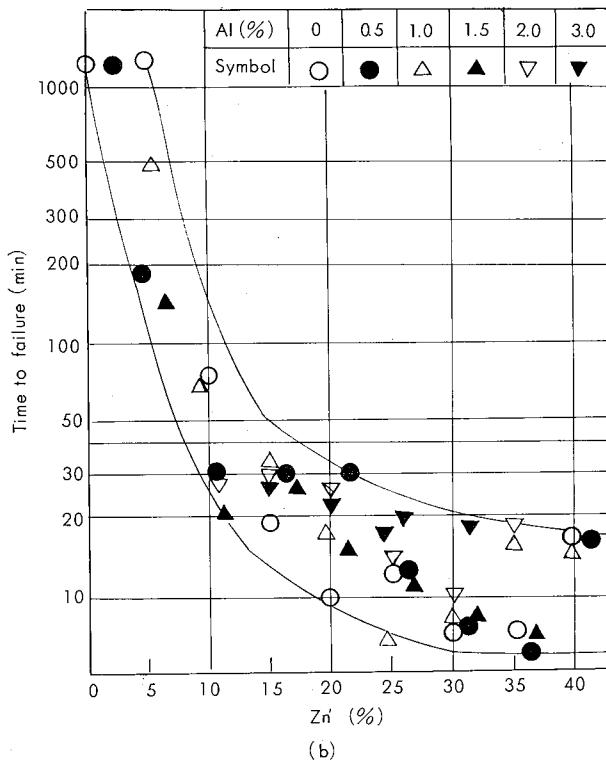
Photo. 3 および 4 にけい素を含有しないアルミニウム黄銅とけい素を 1.0% 含有するアルミニウム黄銅の淡水を腐食媒としたときの破断状況を示した。割れはいずれも孔食の底部に端を発していた。孔食部には粒状の金属銅がみられるところもあった。割れの形状はアンモニアを腐食媒とするときと同様に主として粒内割れであった。

Table 3 Chemical compositions of Cu-Zn-Al-Si alloys containing arsenic.

Mark	Chemical compositions (%)				
	Cu	Zn	Al	Si	As
1	88.17	R (~10)	1.13	0.48	0.06
2	87.72		1.09	1.07	0.06
3	87.30		1.14	1.52	0.04
4	87.90		1.56	0.56	0.07
5	87.28		1.56	1.03	0.05
6	86.96		1.54	1.58	0.06
7	87.06		2.08	0.61	0.08
8	86.43		2.09	1.05	0.07
9	86.26		2.03	1.48	0.05
10	78.69	R (~20)	1.13	0.61	0.05
11	77.88		1.35	1.07	0.05
12	77.48		1.11	1.57	0.04
13	77.99		1.72	0.60	0.03
14	77.39		1.60	1.07	0.04
15	77.10		1.85	1.53	0.03
16	77.53		2.07	0.57	0.05
17	77.04	R (~30)	2.11	1.13	0.06
18	69.16		1.08	0.57	0.05
19	67.72		1.44	1.12	0.06
20	67.48		1.15	1.48	0.05
21	68.08		1.60	0.60	0.02
22	67.30		1.59	1.08	0.05
23	67.40		2.08	0.56	0.05



(a)



(b)

Fig. 3 Results of stress corrosion test of Cu-Zn-Al alloys showing the effect of zinc and apparent zinc content on time to failure.

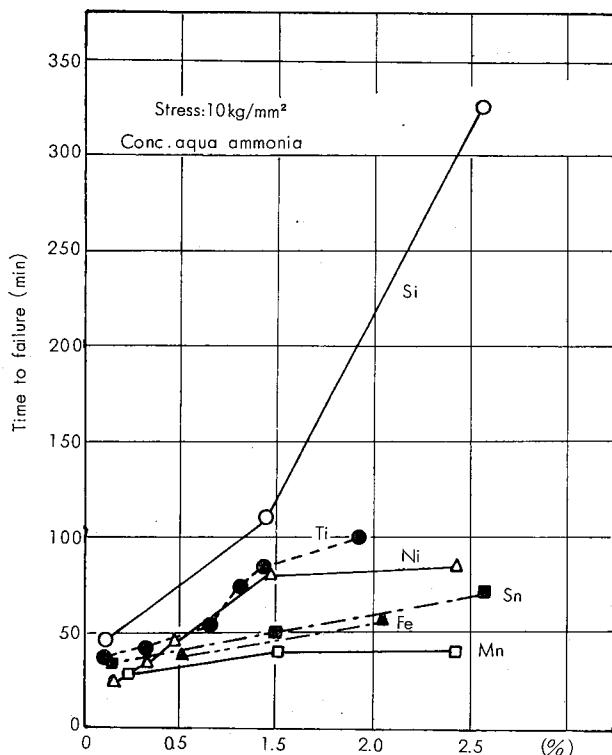
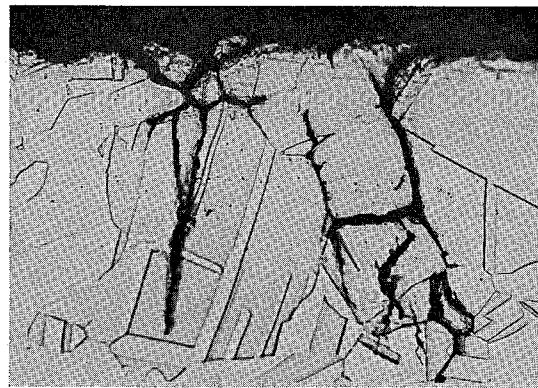


Fig. 4 Effects of additional elements to aluminium brass on stress corrosion cracking.

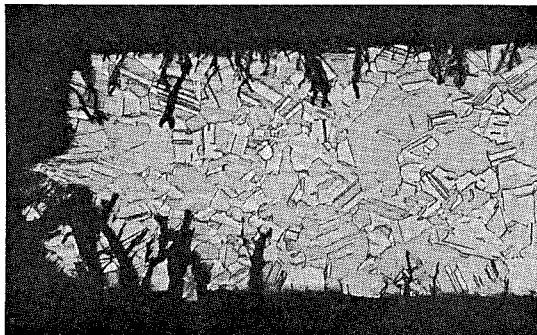


(a) ($\times 100$)

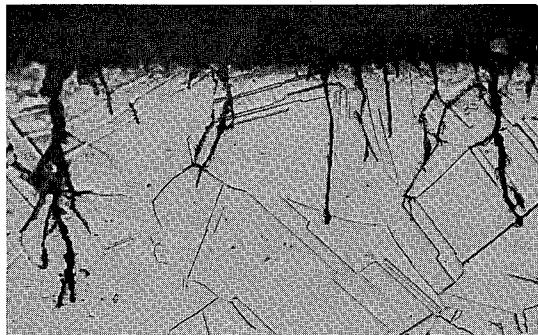


(b) ($\times 400$)

Photo. 1 Stress-corrosion cracks in Cu-20%Zn-2%Al-0.05%As alloy tested at 10kg/mm^2 stress in conc. aqua ammonia.



(a) ($\times 100$)



(b) ($\times 400$)

Photo. 2 Stress-corrosion cracks in Cu-20%Zn-2%Al-1.0%Si-0.05%As alloy tested at 10kg/mm^2 stress in conc. aqua ammonia.

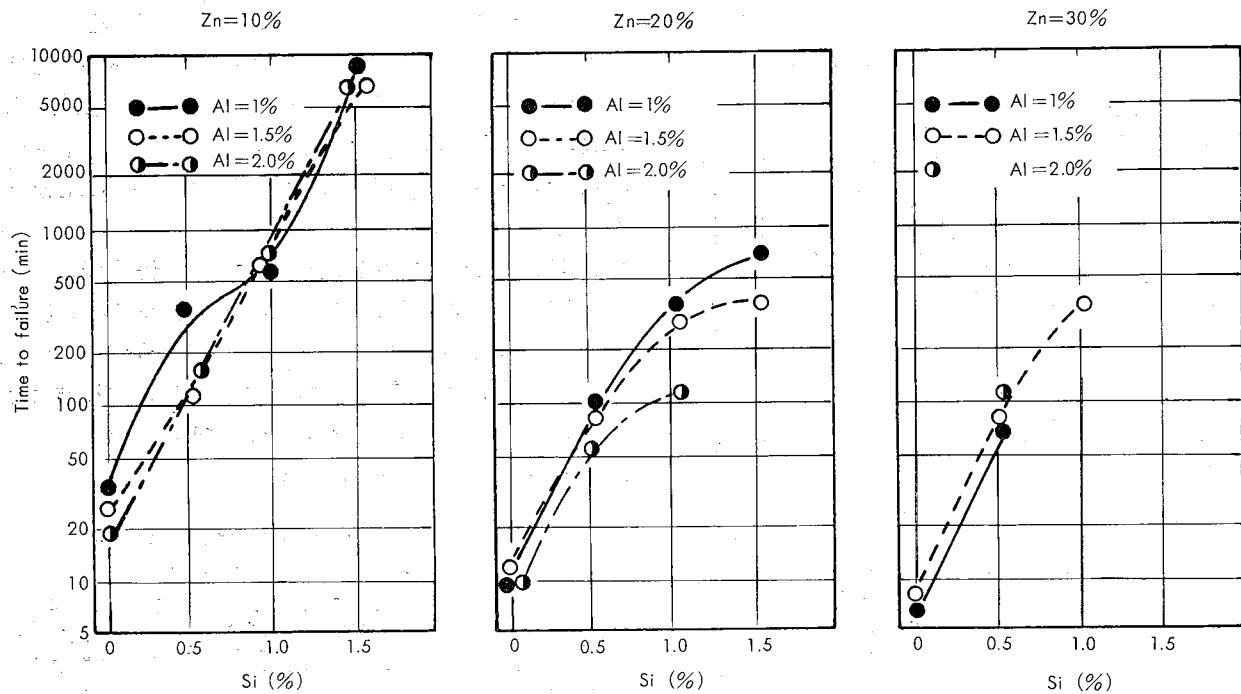


Fig. 5 Results of stress corrosion test of Cu-Zn-Al-Si alloys containing 0.05%As. (stress: 10kg/mm², conc. aqua ammonia)

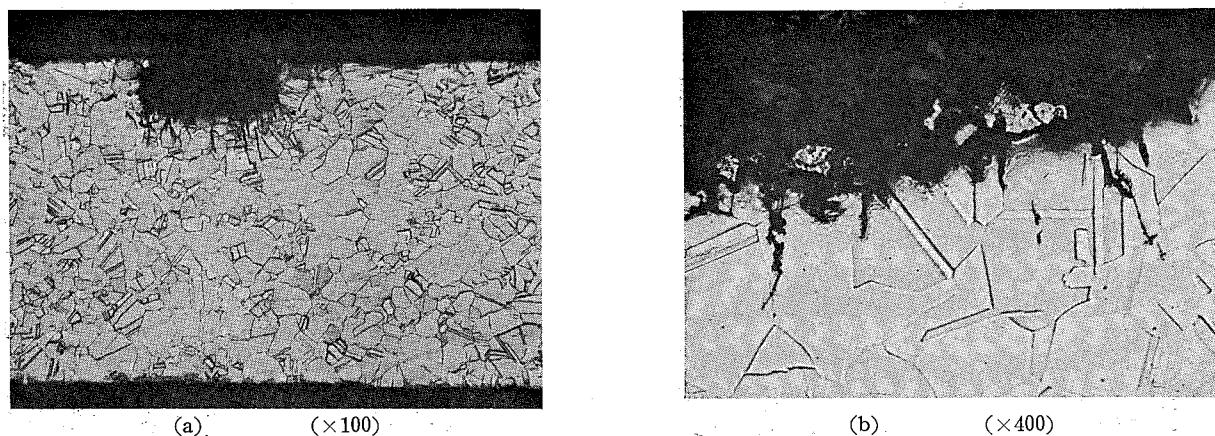


Photo. 3 Stress-corrosion cracks in Cu-20%Zn-2%Al-0.05%As alloy tested at 10kg/mm² stress in
fresh water. (100ppm-NaCl solution; anodic-polarization method)

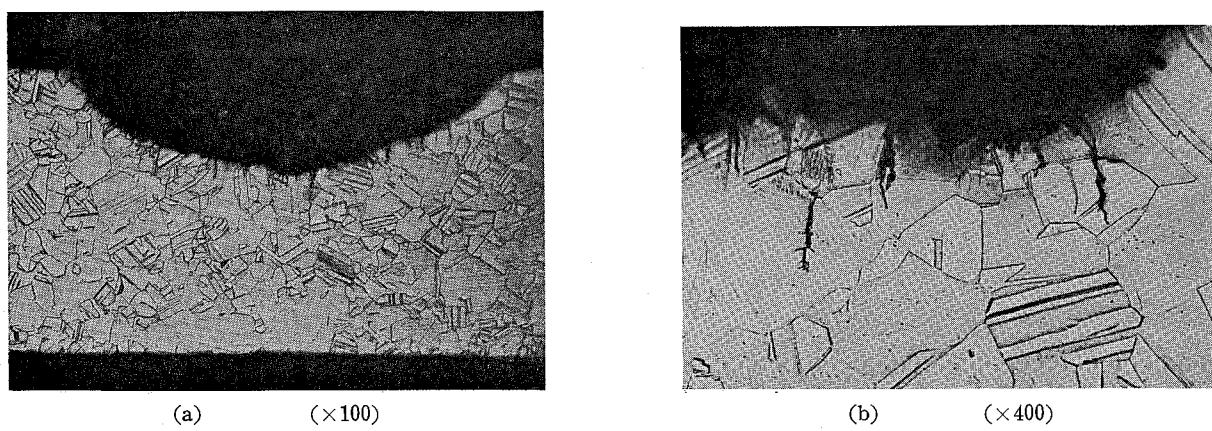


Photo. 4 Stress-corrosion cracks in Cu-20%Zn-2%Al-1.0%Si-0.05%As alloy tested at 10kg/mm²
stress in fresh water. (100ppm-NaCl solution; anodic-polarization method)

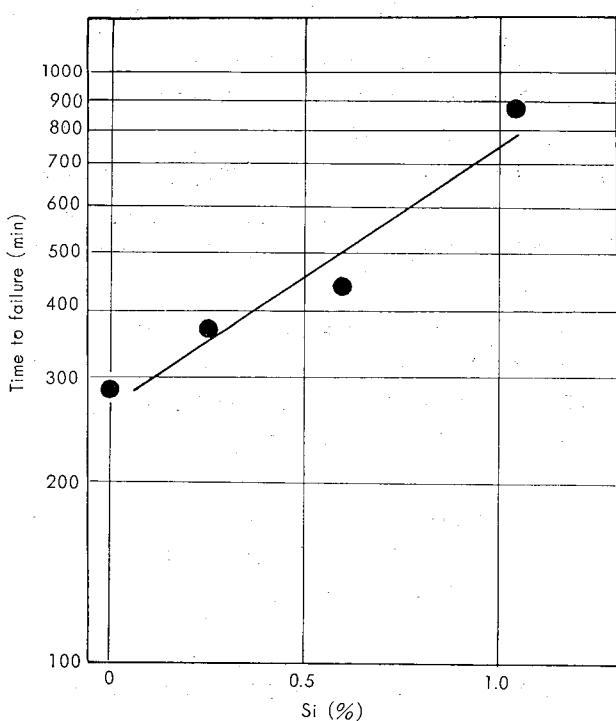


Fig. 6 Effect of silicon addition to aluminium brass on stress corrosion cracking in fresh water.
(100ppm-NaCl solution, anodic-polarization method : $10\mu\text{A}/\text{cm}^2$, stress : $10\text{kg}/\text{mm}^2$)

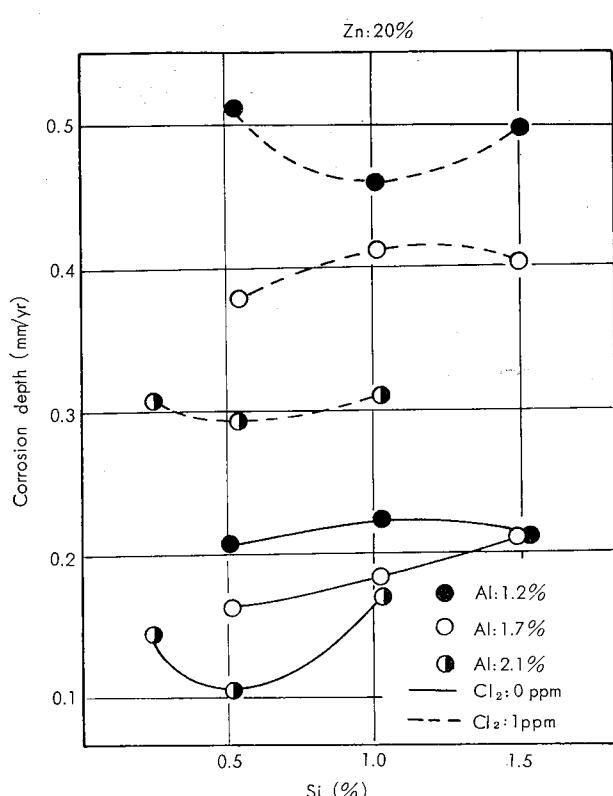


Fig. 7 Corrosion resistance of Cu-20%Zn-Al-Si-0.05%As alloys to sea water in rotating blade corrosion test.

5. 考 案

α 黄銅の応力腐食割れの機構は次の二つの観点からの究明が進んでいる。その一つは Swann らの転位の分布状況や短範囲規則度と応力腐食感受性との関係を重視するものである。すなわち転位の分布は積層欠陥エネルギーと関連しており、それは亜鉛含有量が増加すると低くなり転位の分布はより planar になる。応力腐食感受性は転位分布が planar になればなるほど増大する。この場合、割れとしての腐食または割れの起点となる腐食が生ずる活性部は積層欠陥に溶質原子が偏析したことによって生ずる。また短範囲規則度を有する matrix 内を転位が動くことによって形成される逆位相境界も活性部となりうるであろう。このような考えに対してアルミニウム黄銅に添加されたけい素の作用をあてはめてみれば、けい素の添加が積層欠陥エネルギーを低下させることはあっても、増大させることはありえないと思われる所以この面からの説明はできない。しかし 添加されたけい素が積層欠陥部において亜鉛またはアルミニウムに代って偏析し、その結果としてその部分の化学的安定性を高めうるとすれば、あるいは短範囲規則度を小さくする作用を有しているものとすれば、けい素の添加が応力腐食感受性を減少させることができることになる。

しかし、これらの点に関する確証は得られていない。他の一つは α 黄銅が応力腐食割れを生ずる場合、表面層に Cu_2O と CuO よりなる変色層 (tarnish layer)^{4~6)} が形成されることに着目するもので、変色層の下部の金属組織との関係で変色層に生じた割れ目が応力腐食割れの起点となるという考え方である。この説によれば、変色層の形成の難易は応力腐食感受性を支配する重要な因子とみられ、けい素の添加が応力腐食試験の環境下で変色層の形成を阻止する作用があれば、応力腐食感受性もまたそれによって低下するこがあるものと考えられる。そこでこの変色層に関して次のような実験を行なった。実用アルミニウム黄銅とそれに 1% のけい素を添加した試料を Mattson 溶液に浸せきし、変色層の形成の難易とそれに伴う重量減少量の値を求めた。その結果、変色層はけい素を添加した合金のほうが添加しない合金よりも形成され難い傾向にあることが観察された (Photo. 5 参照)。また重量減のデータ (Fig. 8) からもこのことは推察された。以上の結果より、けい素の添加がアルミニウム黄銅の応力腐食性を改善するのは主に化学的な因子によるところが大であると思われた。しかし、この結果はアンモニアー硫酸銅溶液中のものであって、種々の他の腐食媒のもとにおいてもけい素の添加が同様の効果を示すとは限らないものと考えられる。したがってけい素添加アルミニウム黄銅の実用化にあたっては広範なフィールドテストが必要であろう。

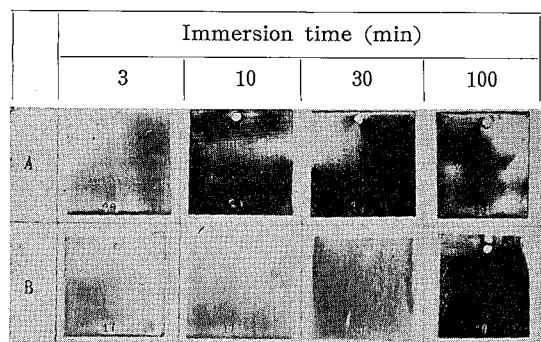


Photo. 5 Effect of silicon addition to aluminium brass on the formation rate of surface tarnish.
tarnishing solution ; Mattson's solution
upper specimen (A) : Cu-20%Zn-2%Al-0.05%As
lower specimen (B) : Cu-20%Zn-2%Al-1.0%Si-
0.05%As

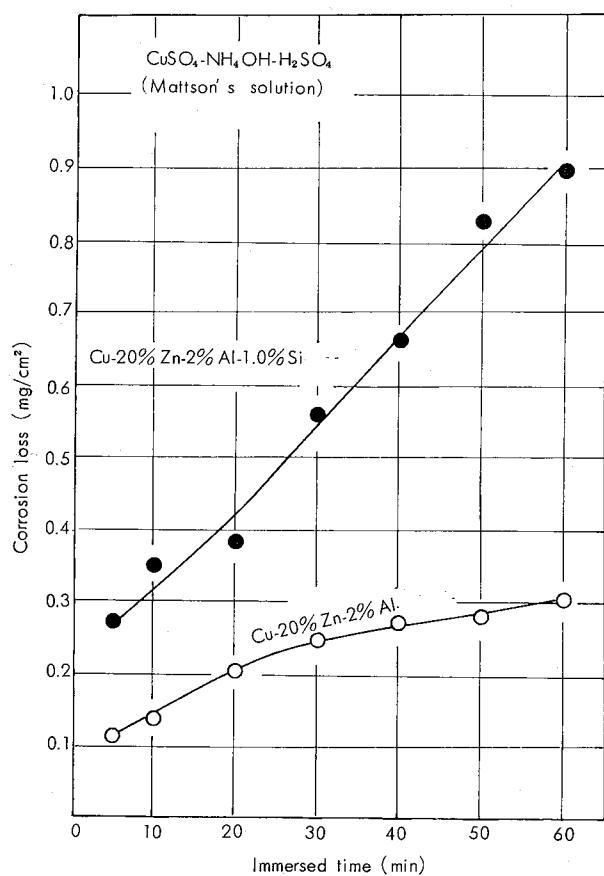


Fig. 8 Effect of silicon addition to aluminium brass on corrosion behavior in Mattson's solution.

6. まとめ

(1) アルミニウム黄銅に対するけい素の添加は合金の応力腐食感受性を減少させる効果（応力腐食割れを生じ難くする効果）がきわめて大である。

(2) けい素を添加したアルミニウム黄銅はけい素を含まないアルミニウム黄銅に比較して、海水耐食性および硫化物耐食性ならびに機械的、物理的性質において大きく変るところがない。

(3) 以上のことから、必要量のけい素を含むアルミニウム黄銅は熱交換器管として、従来のアルミニウム黄銅よりも応力腐食割れを生じ難い点においてすぐれており、それ以外の性質においても問題となる点は存在しないようにみられる。

(4) けい素の添加がアルミニウム黄銅の応力腐食性を改善する機構についても検討し、それが主に化学的な因子によるところが大であることが推察された。

文 献

- 石油学会第7部会腐食管理分科会腐食研究委員会：石油誌，8（1965），375
- G. Edmund : ASTM-AIME, *Symposium on Stress Corrosion Cracking of Metals*, (1945), 67
- H. Steinle : Metall, 6 (1955), 492
- P. R. Swann : Corrosion, 19 (1963), 102t
- P. R. Swann, J. J. Nutting : J. Inst. Metals, 50 (1961), 113, ibid., 88 (1960), 478
- H. W. Pickering, P. R. Swann : Corrosion, 19 (1963), 373t
- E. Mattson : Electrochim. Acta, 3 (1961), 279
- A. J. Forty, P. Humble : Phil. Mag., 8 (1963), 247
- T. P. Hoar : Corrosion, 19 (1963), 331t

P

179

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 2 April 1969

Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金の
時効におよぼす微量元素の影響

馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金の時効におよぼす 微量添加元素の影響*

馬 場 義 雄**

Influence of Small Amounts of Additional Elements on the Aging Kinetics in Al-Cu and Al-Cu-Mg Alloys

by Yoshio Baba

Aging kinetics in Al-1.9at%Cu and Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys containing small amounts of Zr, Cr, Mn, Ag or Cd have been investigated by the measurements of electrical resistivity and hardness and also electron microscope observations.

The addition of Zr, Cr or Mn retards the clustering of solute atoms in Al-Cu and Al-Cu-Mg alloys and then reduces the age-hardening when these elements are finely distributed as the insoluble compounds. This effect can be reasonably explained by almost the same mechanisms with Al-Zn and Al-Zn-Mg alloys, that is, in terms of the increase in vacancy sinks rather than the decrease in supersaturated solute atoms or the existence of binding energy between a solute atom and a vacancy.

The aging kinetics in Al-Cu alloys are little affected by the addition of Ag, despite of the well-known fact that Cd can reduce to a large extent the rate of G.P. zones formation and stimulate the nucleation of intermediate precipitates. This may be caused by that the clustering of Cu atoms takes place on {100} matrix plane but Ag atoms on {111} plane and Ag atoms do not participate in the G.P. zones of Cu atoms. The additions of these elements to Al-Cu-Mg alloys decrease the rate of clustering but increase the age-hardening at higher temperatures. This may be due to the participation of Ag or Cd atoms in G.P. zones of Cu and Mg atoms.

1. 緒 言

アルミニウム合金の時効現象に関する研究の中で、時効の kinetics に関する研究は実際の熱処理作業とも関連して非常に重要である。従来からも現象論的な kinetics の研究、そしてそれを G.P. zones や析出物と対応づける研究は広く行なわれ、熱処理条件の決定に十分役立ってきたわけであるが、この kinetics の原子論的な解釈あるいは機構についての研究は比較的少ないようである。現在のところ、ごく単純な合金系についてのみ、しかもその低温時効の kinetics および転位への優先析出の問題などが定量的に議論されているにすぎない。

たとえば Hardy とその共同研究者達による広範な研究、Al-Cu 合金の時効過程におよぼす微量の Cd, Sn あるいは In 添加の影響のうち、G.P. zones の形成を抑制する機構について、Hardy^{4, 5)} はつぎのような説明をした。効果的な微量元素の原子直径(Cd 2.98Å, Sn 3.02Å, In 3.25Å)

は Al (2.86Å) あるいはそれ以下の Cu (2.55Å) よりも大きい。この大きな微量元素は小さな Cu 原子を捕獲し、その結果、G.P. zones の形成に役立つ Cu 原子の数を減少する。しかしながら彼自身によても指摘されているように、1 ケの微量元素が数百の Cu 原子を捕獲する⁶⁾のは^{7, 8)}不可能に思われる。Silcock と Kimura, Hasiguti らはそれぞれ別個に、微量元素が過剰の空孔を捕獲し、そのため G.P. zones の形成速度を遅くするという説明を与えた。この説明は最近の zones kinetics の理論からも無理のないところであり、空孔と微量元素の原子濃度が類似しているので、定量的にも妥当である。これら微量元素が Al-Cu 合金の中間相析出の核形成速度を増大する効果についても、Hardy⁵⁾ は微量元素の原子が転位まわりに雰囲気を形成し、これが中間析出物の核形成場として具合が良いのではないかと示唆している。最近、Holmes と Noble⁹⁾ は Al-Cu-Cd 合金について電気抵抗を測定することにより、Cu/Cd/空孔のクラスターが時効初期に形成され、電気抵抗が異常に増加することを示している。さらに、中間析出物はこれら動き易いクラスターの凝集により核形成さ

* 日本国金属学会昭和42年度秋期大会シンポジウムに一部発表

** 研究部

れ、そして析出物の成長はクラスターの動きにより支配されることを示唆している。Al-Cu合金の時効過程におよぼす Cd, Sn あるいは In の有名な効果以外に、Mg, Mn, Be, Ti および Zr の影響が調べられている。さらに、¹³⁾ Al-Cu-Mg 3 元合金に対する Ag, Si, Fe および Ni 添加の影響についても二、三の研究が報告されている。

ところで、上に述べた結果の大部分は原子直径あるいはこれら第 2 溶質原子と空孔の相互作用すなわち空孔と溶質原子の結合エネルギーの見地からのみ議論されている。しかしながら、Zr, Cr および Mn などを含む Al-Zn および Al-Zn-Mg 合金の研究において明らかにしたごとく、時効の kinetics におよぼす添加元素の影響が結合エネルギーよりもむしろ空孔消滅場所の観点から検討されることが、Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金に対しても必要である。したがって、本研究は主に、微量の Zr, Cr, Mn, Ag あるいは Cd を含む Al-1.9at%Cu および Al-1.9at%Cu-1.7at% Mg 合金に対する上記の見解を検討するために行なわれた。

2. 実験方法

この実験に用いられた基合金は Al-1.9at% (4.5wt%) Cu および Al-1.9at% (4.5wt%) Cu-1.7at% (1.5wt%) Mg 合金で、Zr, Cr, Mn, Ag および Cd がこれらの合金に微量添加された。地金として 99.998% Al, 99.99% Cu, および 99.9% Mg を使用した。各添加元素の量は Table 1 および Table 2 に示す。主な元素は、Cu $4.64 \pm 0.12\text{wt\%}$ および Mg $1.45 \pm 0.03\text{wt\%}$ である。

Table 1 Chemical compositions of additional elements to Al-1.9at%Cu alloys.

Additional elements	Added amounts (wt %)					
	Zr	Cr	Mn	Cd	Ag	
Zr	0.034	0.10	0.17	0.39	—	—
Cr	0.017	0.053	0.092	0.18	0.37	—
Mn	—	0.060	—	0.19	—	0.58
Cd	0.035	0.14	0.23	0.44	—	—
Ag	—	0.13	0.18	0.36	—	—
Nominal value (at %)	0.01	0.03	0.05	0.1	0.2	0.3

Cu : $4.64 \pm 0.12\text{wt\%}$

Table 2 Chemical compositions of additional elements to Al-1.9at%Cu-1.7 at%Mg alloys.

Additional elements	Added amounts (wt %)					
	Zr	Cr	Mn	Cd	Ag	
Zr	0.030	0.090	0.15	0.29	—	—
Cr	0.021	0.056	0.10	0.19	0.38	—
Mn	—	0.056	0.10	0.19	0.41	0.62
Cd	0.047	0.11	0.19	0.49	—	—
Ag	—	0.15	0.20	0.41	—	—
Nominal value (at %)	0.01	0.03	0.05	0.1	0.2	0.3

Cu : $4.64 \pm 0.12\text{wt\%}$

Mg : $1.45 \pm 0.03\text{wt\%}$

合金を 450°C (Al-Cu-Mg) あるいは 500°C (Al-Cu) で 48h 均質加熱後 420°C で 6 mm 厚さまで熱間圧延を行ない、その後 2 mm 厚さの板に冷間圧延した。ビックルス硬度試片は 5 mm 幅で 20 mm 長さ、電気抵抗測定用の線は 2 mm 条を線引きすることにより作成した 1.2 mm 直径で 400 mm 長さである。

試片を 495°C あるいは 540°C で 3 h 溶体化処理後氷水に焼入れした。焼入れ後直ちに $15^\circ\text{C} \sim 200^\circ\text{C}$ の油浴で時効処理を行ない、また、別々の試片を用いて溶体化処理温度から直接 200°C で時効処理も行なった。一部の試片は溶体化処理前に 570°C で 24h の予備処理した。

時効処理後 3 sec 以内に、試片を直ちに液体窒素浴に移し、ポテンショメーター法で電気抵抗の測定を行なった。硬度測定は空気中室温 (約 15°C) ですばやく行ない、顕微鏡観察は標準方法で作成した薄膜を用いて行なった。

3. 実験結果

3.1 Al-Cu 合金

Fig. 1 に 540°C から焼入れした Al-1.9at% Cu 合金の各温度における等温時効曲線と 0.1at% Ag あるいは 0.1at% Cd 添加の影響を示す。極大抵抗に到達する時間

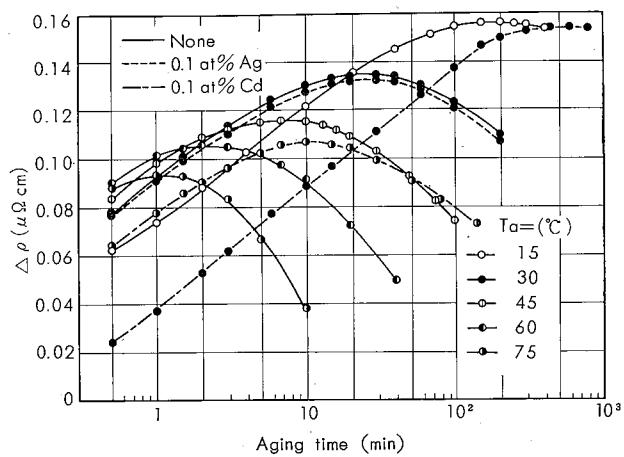


Fig. 1 Isothermal aging curves at various temperatures and the influence of addition of 0.1at%Ag or 0.1at%Cd for Al-1.9at%Cu alloy quenched from 540°C .

(t_M) は時効温度の低下と共に増大し、抵抗の極大増加量 ($\Delta\rho_M$) は時効温度に大きく依存することが一見して明らかである。0.1at% Cd の添加は t_M および $\Delta\rho_M$ を増すが、0.1at% Ag は等温時効に対してはほとんど影響をもたない。Fig. 2 に 540°C から焼入れした Al-1.9at%Cu の 30°C の等温時効における、 t_M におよぼす添加元素の影響を総括して示す。0.01at% 以上の Cd 添加は t_M を著しく増大するが、一方 0.1at% 以下の Ag 添加によっては、¹⁸⁾ Al-Zn 合金では逆の効果がみられたにもかかわらず、なんの影響も認められない。Zr, Cr および Mn の t_M におよぼす影響は Cd の場合と似ているが、これらの元素が

固溶状態で存在するときはその影響がかなり少ない。この理由を明らかにするために、特に Zr の等温時効におよぼす影響を調べた。Fig. 3 に 540°C から焼入れした Al-1.9at% Cu-0.1at% Zr 合金の 30°C の等温時効におよぼす 570°C での予備処理の影響を示す。570°C での予備処理は、固溶 Zr 量を増すことにより焼入れ直後の比抵抗の値を増すが、 t_M をかなり減少する。したがって、これは G.P. zones の形成速度が Zr 原子自身よりもむしろ転位や粒界などの空孔消滅場所によってより大きく支配されることを意味している。Fig. 4 に 540°C から焼入れした Al-1.9at% Cu 合金の 20°C の時効硬化におよぼす添加元素の影響を示す。0.1at% Cd の添加は初期の時効硬化速度を著しく低下するが、その後の時効は阻害しない。一方、0.2at% Cr, 0.1at% Zr および 0.3at% Mn は初期とその後の時効硬化を共にかなり抑制する。これらの傾向は電気抵抗の測定によって得られた結果に類似している。

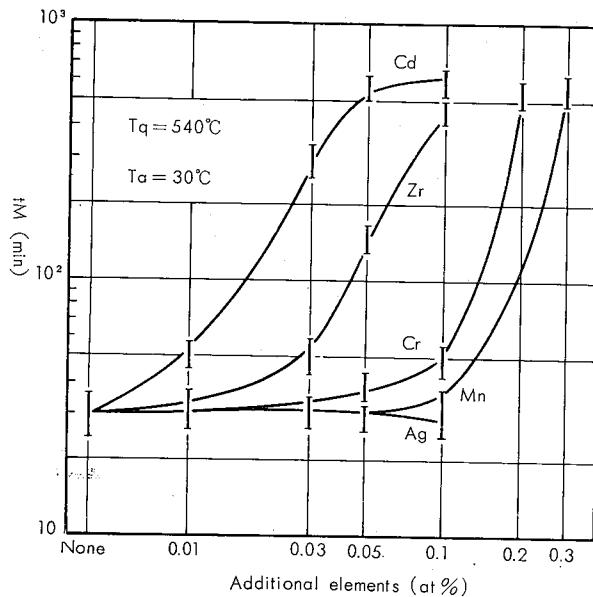


Fig. 2 Influence of additional elements on the time required for maximum resistivity at 30°C for Al-1.9at%Cu alloys quenched from 540°C.

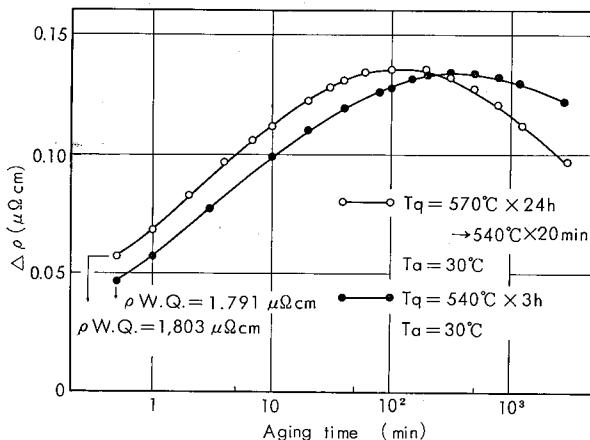


Fig. 3 Influence of pre-annealing at 570°C on the isothermal aging at 30°C for Al-1.9at%Cu-0.1at%Zr alloy quenched from 540°C.

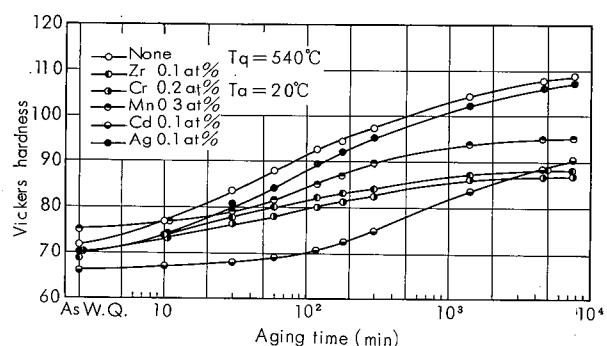


Fig. 4 Influence of additional elements on the age-hardening at 20°C for Al-1.9at%Cu alloys quenched from 540°C.

つぎに、微量元素を含む Al-1.9at%Cu 合金の高温における析出挙動を硬度と電気抵抗の測定により調べた。Fig. 5 に 540°C から焼入れした Al-1.9at%Cu 合金の 170°C の時効硬化におよぼす添加元素の影響を示す。0.1at% Cd の添加は初期の時効硬化を抑制するが、その後の時効を促進し、結果的に高温での時効硬化を増す。しかしながら、0.2at% Cr の添加は初期とその後の時効硬化を共に抑制する。0.1at% Zr あるいは 0.3at% Mn の効果はむしろ Cr の効果に似ている。Fig. 6 からも明らかなごとく、これらの効果は合金を 495°C から焼入れしたときに一層顕著になる。0.1at% Ag の添加は、495°C および 540°C から焼入れした Al-1.9at%Cu 合金の時効の kinetics に影響を与えない。Fig. 7 に 540°C から焼入れした Al-1.9at%Cu 合金の 170°C および 200°C での等温時効による抵抗変化におよぼす添加元素の影響を示す。抵抗の減少すなわち中间相の均一析出は 0.2at% Cr, 0.3at% Mn, あるいは 0.1at%

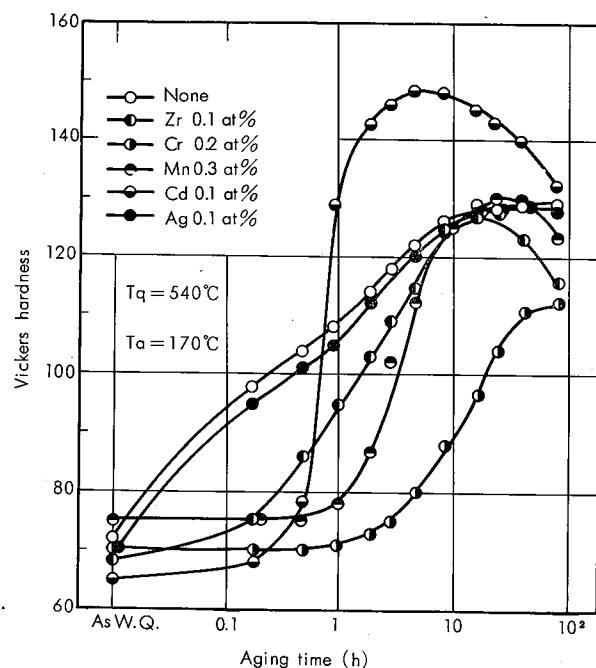


Fig. 5 Influence of additional elements on the age-hardening at 170°C for Al-1.9at%Cu alloys quenched from 540°C.

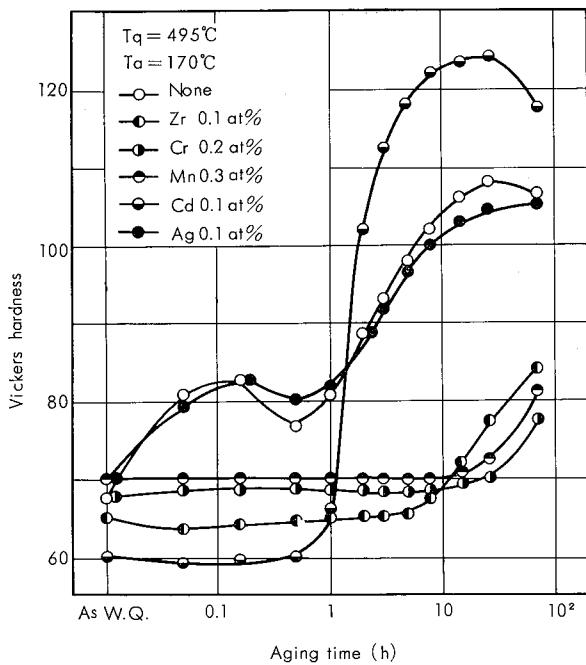


Fig. 6 Influence of additional elements on the age-hardening at 170°C for Al-1.9at%Cu alloys quenched from 495°C.

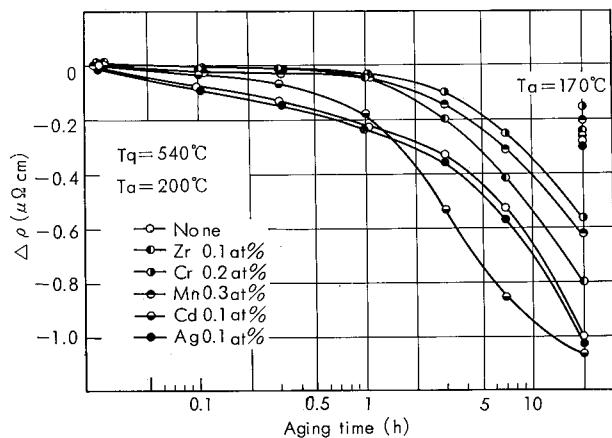


Fig. 7 Influence of additional elements on the change of resistivity by isothermal aging at 170°C and 200°C for Al-1.9at% Cu alloys quenched from 540°C.

%Zrの添加により抑制される。0.1at%Agの添加は時効のkineticsに影響しないが、一方0.1at%Cdは中間相の析出速度をかなり増大する。540°Cから200°Cへ直接焼入時効した場合、Fig. 8に示したごとく、析出による抵抗の減少は、0.1at%Cd含有合金を除いて、540°Cから水焼入れした合金の抵抗の減少に比べて遅れている。しかし、0.3at%Mn, 0.2at%Cr, 0.1at%Zr, そして特に0.1at%Cdの添加は直接時効における析出速度を加速している。

3・2 Al-Cu-Mg合金

Fig. 9に495°Cから焼入れしたAl-1.9at%Cu-1.7at%Mg合金の各温度における等温時効曲線と0.1at%Agあるいは0.1at%Cd添加の影響を示す。Al-Cu-Mg合金に

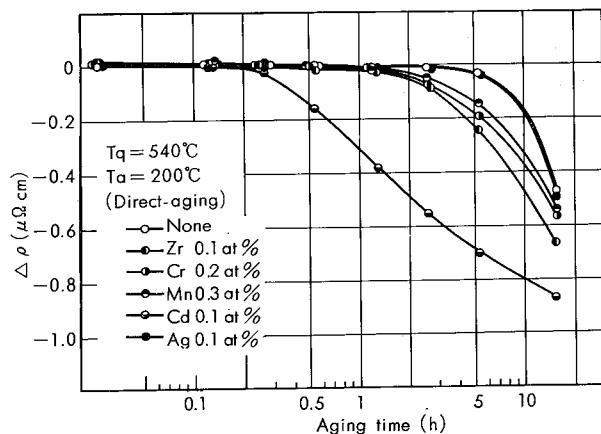


Fig. 8 Influence of additional elements on the change of resistivity by isothermal aging at 200°C for Al-1.9at% Cu alloys direct-aged from 540°C.

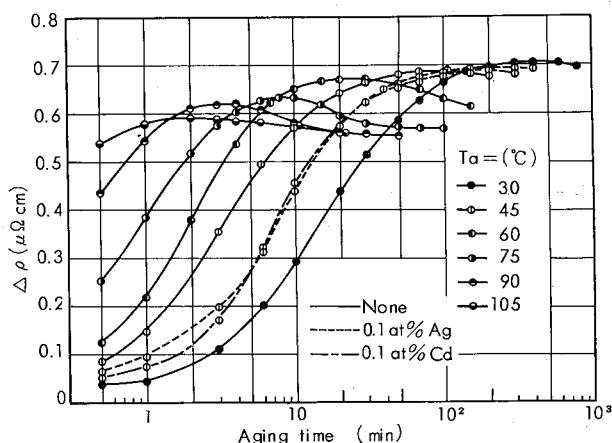


Fig. 9 Isothermal aging curves at various temperatures and the influence of addition of 0.1at%Ag or 0.1at%Cd for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys quenched from 495°C.

おいて極大抵抗に到達するまでの時間および極大抵抗の増加量はいずれもAl-Cu合金の場合よりも多い。これらの結果はCu原子のみならずMg原子もG.P.zonesの形成に参加していることを示している。0.1at%Agあるいは0.1at%Cdの添加はG.P.zonesの形成速度を低下させるが、抵抗の極大増加量は低下させない。Fig. 10に495°Cから焼入れしたAl-1.9at%Cu-1.7at%Mg合金の30°Cの等温時効における t_M によぼす添加元素の影響を総括して示す。CdおよびAgのみならずCr, Zr, およびMnもまた t_M を増す、すなわち、G.P.zonesの形成速度を低下せしめるのが明らかである。これらの効果は、Fig. 11に示すごとく、20°Cの時効硬化曲線からも観察される。その際、0.1at%Agあるいは0.1at%Cdの添加は初期の時効硬化を減少するが、その後の時効硬化を増大する。

以上の結果から、Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg合金におけるG.P.zonesは高温でも安定であり、そしてCdおよびAg原子はCuおよびMg原子のG.P.zonesと相互

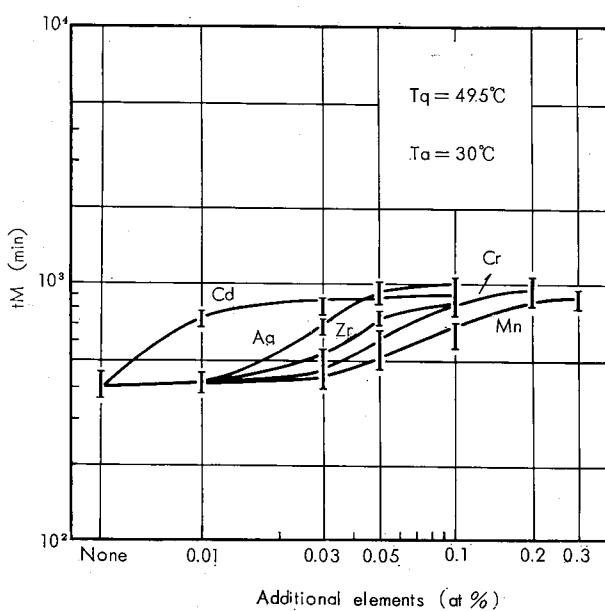


Fig. 10 Influence of additional elements on the time required for maximum resistivity at 30°C for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys quenched from 495°C.

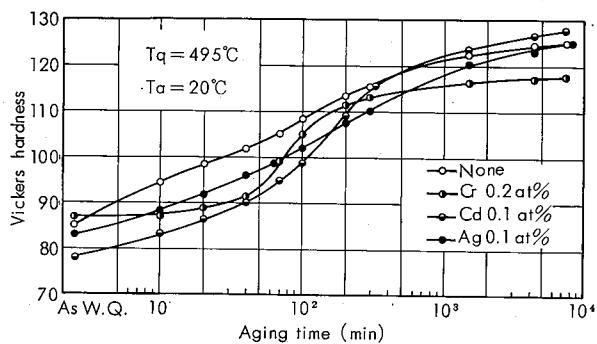


Fig. 11 Influence of addition of 0.2at%Cr, 0.1at%Cd or Ag on the age-hardening at 20°C for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys quenched from 495°C.

作用をもつように思われる。したがって、微量元素を含む合金の高温時効挙動を硬度および電気抵抗の測定によって調べた。Fig. 12 に 495°C から焼入れした Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg 合金の 170°C の時効硬化におよぼす 0.2at%Cr, 0.1at%Cd あるいは Ag 添加の影響を示す。3 元基合金の時効硬化曲線において二つの極大が現れ、最初は多分 G.P. zones の形成によるもので、第二は中間相の析出によるものであろう。Ag および Cd の添加は極大硬度とくに第二の極大硬度を増大するが、Cr はその時効硬化を減少する。Fig. 13 に 495°C から焼入れ後 20°C で 24h 予備時効した Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg 合金の 200°C での時効硬化におよぼす 0.2at%Cr, 0.1at%Cd あるいは 0.1at%Ag 添加の影響を示す。G.P. zones の分解による復元現象が、基合金および Cd あるいは Cr 含有合金において生ずるが、Ag 含有合金では起らない。極大硬度は Ag あるいは Cd の添加により増大するが、Cr の添加により減少する。Fig. 14 に 495°C から焼入れした Al-1.9at%Cu-1.7at%

Mg 合金の 200°C 等温時効による抵抗変化におよぼす添 加元素の影響を示す。抵抗はすべての合金に対して時効の初期段階において増大するが、中間相の析出にともない極大値に達した後減少する。0.1at%Ag の添加は、後に示すごとく、均一析出を著しく助長する。Cr, Zr あるいは Mn は均一析出の速度を減少する。495°C から 200°C へ直接焼入時効した場合、Fig. 15 に示したごとく、析出による抵抗の減少は、0.1at%Cd を含む合金を除いて、495°C から水焼入れした合金の抵抗の減少に比べて遅れている。しかし、Cd, Cr, Zr, Mn, あるいは Ag の添加は 3 元基合金の析出速度を促進している。

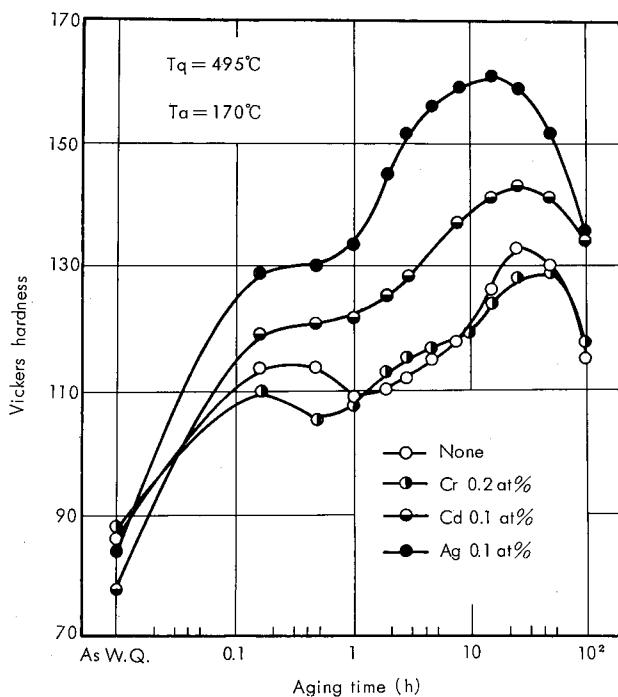


Fig. 12 Influence of addition of 0.2at%Cr, 0.1at%Cd or Ag on the age-hardening at 170°C for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys quenched from 495°C.

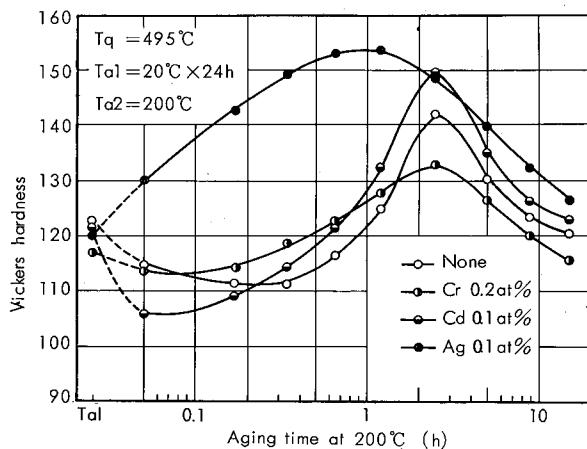


Fig. 13 Influence of addition of 0.2at%Cr, 0.1at%Cd or Ag on the age-hardening at 200°C for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys quenched from 495°C and pre-aged at 20°C for 24 h.

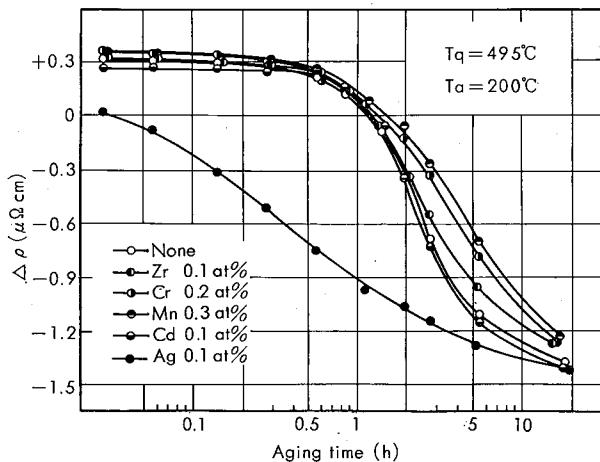


Fig. 14 Influence of additional elements on the change of resistivity by isothermal aging at 200°C for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys quenched from 495°C.

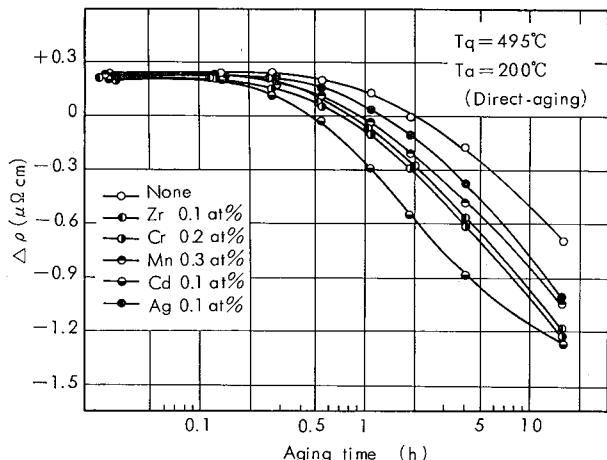


Fig. 15 Influence of additional elements on the change of resistivity by isothermal aging at 200°C for Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg alloys direct-aged from 495°C.

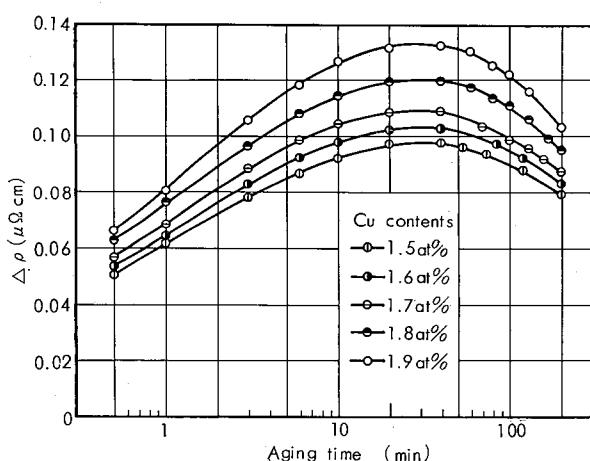
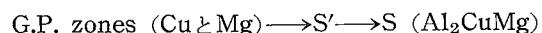
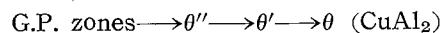


Fig. 16 Influence of Cu contents on the change of resistivity by isothermal aging at 30°C for Al-Cu alloys quenched from 540°C.

4. 考察

Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金における時効の kinetics, すなわち溶質原子の clustering と析出の速度は, Cd および Ag のみならず Zr, Cr および Mn の添加により大いに影響されることが、本研究の結果から確認された。そこで、それぞれの機構について、とくに格子欠陥の役割に注目して考察してみる。

Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金の広範な X 線回折研究によって、次のような析出順序が推定されている。



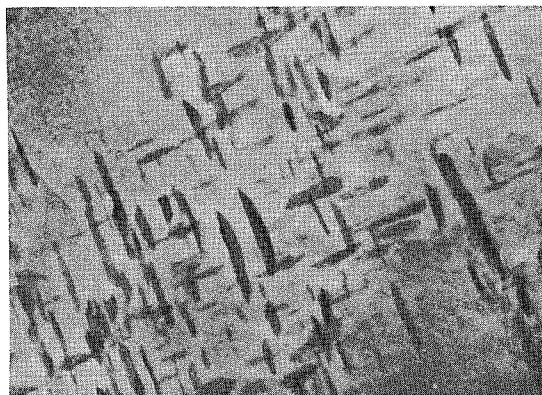
このうち、Al-Cu 合金における G.P. zones の形成過程¹⁹⁾は電気抵抗によりくわしく調べられている。まず、初期段階においては空孔の助けにより Cu 原子の clustering が起り、それとともに抵抗が増大し、多数の G.P. zones がある一定の大きさに成長したときに抵抗の極大値が得られる。したがって、極大抵抗に到達するまでの時間、すなわち clustering 速度は空孔の濃度とその易動度により左右される。

さて、Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金の溶質原子の clustering は、Zr, Cr あるいは Mn などが焼入れ温度でも安定な不溶性化合物として微細に分布するとき、これら元素の添加により遅くなることが本研究で明らかにされた。この効果は、たとえば Fig. 3 で Al-Cu-Zr 合金の等温時効曲線によって明らかにされたごとく、結晶粒の粗大化をともなう添加元素の固溶化によりむしろ減少する。したがって、空孔の濃度と易動度は、固溶状態の Zr, Cr あるいは Mn によってあまり影響されないと結論づけられる。

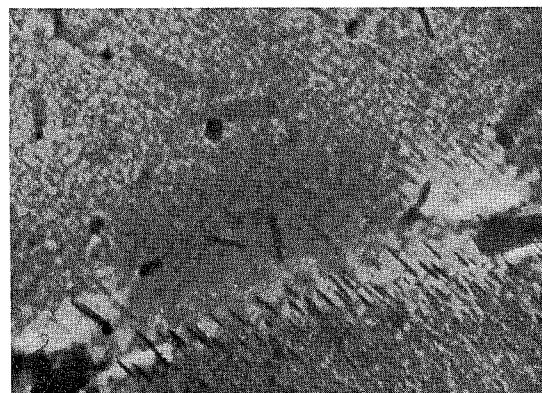
Wilson と Forsyth¹⁶⁾は、Al-2.5wt%Cu-1.2wt%Mg 合金に 1wt%Ni あるいは 1wt%Fe を添加した場合、これらの添加元素が Cu と結合して不溶性相を形成し、そのため時に時効硬化に寄与する固溶 Cu 量を減らすことにより時効硬化能を低下せしめることを示した。そこで Zr, Cr あるいは Mn を含む Al-1.9at%Cu 合金について、この点を確かめるべく、540°C から焼入れした Al-Cu 合金の 30°C の等温時効におよぼす Cu 量の影響を調べ、その結果を Fig. 16 に示した。極大抵抗に到達する時間 (t_M) は、1.5 ~ 1.9at% Cu 量によってほとんど影響されない。これは Al-1.9at%Cu 合金において Zr ≤ 0.1at%, Cr ≤ 0.2at% および Mn ≤ 0.3at% の添加による Cu の過飽和量の低下が clustering の速度を減少したのではないことを示している。したがって、clustering におよぼすこれら添加元素の効果は、Cu あるいは Mg 原子と空孔の結合エネルギーよりも大きい結合エネルギーが空孔と溶質原子間に存在すること、あるいは過飽和固溶原子が減少することなどで説明するよりは、むしろ凍結空孔の濃度を減少する sinks density (空孔消滅場所) の増加により説明されるのが最も

妥当であろう。

一方、結晶粒界、亜粒界、不溶性化合物あるいは転位などの sinks は、中間相の均一析出が空孔の欠乏により妨害される時、粗い析出物の主な核形成場としても作用する。したがって、Zr, Cr, あるいは Mn の添加は析出前硬化のみならず析出硬化をも減少する。Al-1.9at%Cu および Al-1.9at%Cu-1.7at% Mg 合金における析出物の様子および分布に、これら添加元素がいかなる影響を与えるかについて電子顕微鏡透過観察法で調べた。Photo. 1 に 540°C から焼入れ後 170°C で 48h 時効した Al-1.9at% Cu 合金の電子顕微鏡組織におよぼす 0.2at%Cr あるいは 0.3at%Mn 添加の影響を示す。中間相の均一析出はこれ



None



0.2at%Cr



0.3at%Mn

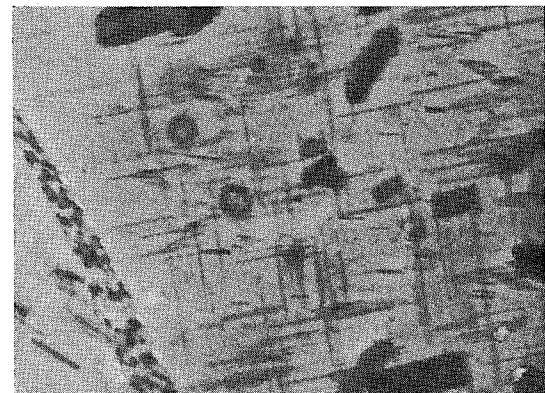
Photo. 1 Influence of 0.2at%Cr or 0.3at%Mn on the electron microstructures of Al-1.9at%Cu alloy quenched from 540°C and aged at 170°C for 48 h. ($\times 25000$)



None



0.2at%Cr



0.3at%Mn

Photo. 2 Influence of 0.2at%Cr or 0.3at%Mn on the electron microstructures of Al-1.9at%Cu-1.7at% Mg alloy quenched from 495°C and aged at 170°C for 48 h. ($\times 25000$)

らの添加元素により妨げられることが一目瞭然である。この結果は硬度 (Fig. 5) および電気抵抗 (Fig. 7) の測定によって得られた結果によく似ている。Photo. 2 に Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg 合金およびそれに 0.2at%Cr あるいは 0.3at%Mn を添加した合金を 495°C から焼入れ後 170°C で 48h 時効した電顕組織を示す。これらの添加元素はこの系合金においても不溶性化合物として存在することにより S' 相の均一析出を妨げる。

一方、Cd および Ag 元素は Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金の時効の kinetics に対しては、むしろ溶質原子あるいはクラスターとして効果があるものと期待される。

Fig. 1において観察されたところの Cd 添加による t_M より $\Delta\rho_M$ の増加量についての最も満足のいく説明は小さな Cu/Cd/ 空孔クラスターの形成と成長に基くものである。これらのクラスターは Cu/ 空孔クラスターよりも動き難く、そして中間相の核形成はこれらクラスターの凝集により生ずるものと思われる。Photo. 3 に 540°C から焼入れ後 170°C で 48hr 時効した Al-1.9at%Cu-0.1at%Cd 合金の電顕組織を示す。Al-1.9at%Cu 合金におけるよりも、より均一で微細な析出物が認められる。したがって、Cd の添加は Al-Cu 合金の析出前硬化を減少するが、しかし中間相の均一析出を助長することにより、析出硬化を増大する。Al-Cu-Mg 合金における時効の kinetics におよぼす Cd の効果は Al-Cu 合金におけるよりも少ない。これは、Cu 原子のみならず Mg 原子も G.P. zones あるいは中間相の形成に参加し、しかも Cu/Mg/ 空孔クラスターが Cu/ 空孔クラスターよりも動き難いからである。しかしながら、Al-1.9at%Cu-1.7at%Mg 合金においても、Cd を含む場合の G.P. zones の形成速度は遅く、そして Cd は微小析出物の一層の均一化と微細化をうながすので、S' 相の大きさおよび密度もかえられる。これは Cd を含む Cu/Mg/ 空孔クラスターが低温では動き難いが、高温ではむしろクラスターに含まれる空孔の助けにより、中間相の核

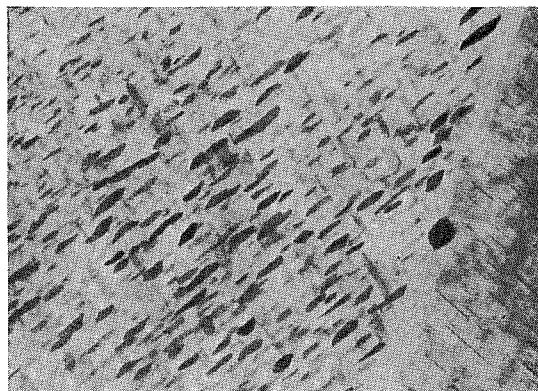


Photo. 3 Electron microstructure of Al-1.9at%Cu-0.1at% Cd alloy quenched from 540°C and aged at 170°C for 48 h. ($\times 25000$)

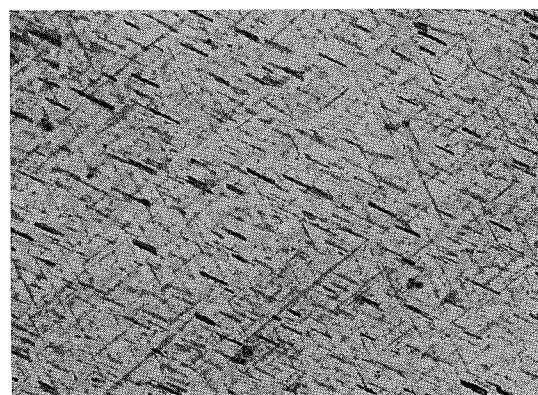


Photo. 4 Electron microstructure of Al-1.9at%Cu-1.7at% Mg-0.1at%Ag alloy quenched from 495°C and aged at 170°C for 48 h. ($\times 25000$)

形成が容易になるためと思われる。

同じようだがもっと顕著な効果が Al-1.9at%Cu-1.7at% Mg 合金に 0.1at%Ag を添加することにより認められる。Photo. 4 に 540°C から焼入れ後 170°C で 48hr 時効した Ag 含有合金の電顕組織を示す。Ag 添加は Cd と同様に S' 析出物の密度を増すが、S' 析出の開始を早くする点で Cd と異なっていることに注目すべきである。Al-Cu-Mg 合金における析出現象への Ag の著しい効果にもかかわらず、Al-Cu 2 元合金の時効の kinetics は Ag 添加によりほとんど影響されない。これは多分、Cu 原子の clustering がマトリックスの {100} 面で起るのに対して、Ag 原子は {111} 面上で clustering を起し、しかも Cu 原子の G.P. zones には参加しないが、一方、Cu/Mg^{1,19,20} 対と Mg/Ag 対の clustering は共に {100} 面上で起ることによるものと思われる。

5. 結論

Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金における時効の kinetics は従来からよく検討されている Cd あるいは Ag のみならず Zr, Cr, あるいは Mn の添加によっても著しく影響される。そしてこの効果は Al-Zn および Al-Zn-Mg 合金の場合とほとんど同じ機構で説明されることが実験結果から明らかにされた。

Zr, Cr あるいは Mn の添加は、これらの元素が焼入温度でも安定な不溶性化合物として微細に分布している時、Al-Cu および Al-Cu-Mg 合金の溶質原子の clustering を遅らせ、そして時効硬化を低下させる。これらの効果は、Cu あるいは Mg 原子と空孔間のエネルギーよりも大きな結合エネルギーが添加元素と空孔間に存在すること、あるいはまた過飽和固溶原子の減少で説明されるよりも、むしろ粗大析出物の主な核形成場としても作用する空孔消滅場所の増加によりうまく説明される。

Al-Cu 合金における時効の kinetics は、Cd による顕著な影響とは逆に、Ag の添加によりほとんど影響を受けない。これは、Cu 原子の clustering がマトリックスの {100} 面で起るのに対し、Ag 原子は {111} 面で clustering を起し、しかも Ag 原子が Cu 原子の G.P. zones に参加しないことによるものと思われる。これで両元素の添加は Al-Cu-Mg 合金の clustering の速度を遅くするが、高温での時効硬化を増大する。これは、Ag または Cd 原子が Cu と Mg 原子の G.P. zones に参加することによるものと思われる。

文獻

- 1) H. K. Hardy and T. J. Heal : *Progress in Metal Physics*, Pergamon Press, 5 (1954), 143
- 2) H. K. Hardy and T. J. Heal : *Mechanism of Phase Transformation in Metals*, Inst. Metals, (1956), 1
- 3) H. K. Hardy, J. M. Silcock and T. J. Heal : *J. Inst.*

- Metals, **84** (1955-56), 23
- 4) H. K. Hardy : ibid., **80** (1951-52), 483
- 5) H. K. Hardy : ibid., **84** (1955-56), 429
- 6) J. M. Silcock : Phil. Mag., **4** (1958), 1187
- 7) H. Kimura and R. Hasiguti : Acta. Met., **9** (1961), 1076
- 8) H. Kimura, A. Kimura and R. Hasiguti : ibid., **10** (1962), 607
- 9) E. Holmes and B. Noble : J. Inst. Metals, **95** (1967), 106
- 10) B. Noble : Metal Sci. J., **2** (1968), 117
- 11) K. M. Entwistle et al. : J. Inst. Metals, **91** (1962-63), 84
- 12) M. Ohta : Trans. JIM, **6** (1965), 4
- 13) Y. Murakami, O. Kawano and H. Tamura : Mem. Fac. Eng. Kyoto Univ., **26** (1963), 34
- 14) J. T. Vietz and I. J. Polmear : J. Inst. Metals, **94** (1966), 410
- 15) R. N. Wilson, D. M. Moore and P.J.E. Forsyth : ibid., **95** (1967), 177
- 16) R. N. Wilson and P.J.E. Forsyth : ibid., **94** (1966), 8
- 17) Y. Baba : Trans. JIM, **7** (1966), 224
- 18) Y. Baba : J. Japan Inst. Metals, **30** (1966), 679
- 19) A. Kelly and R. B. Nicholson : *Progress in Metal Science*, B. Chalmers Editor, Pergamon Press, **10** (1963), 289
- 20) Y. Murakami, O. Kawano and H. Tamura : Trans. JIM, **5** (1964), 147

アルミニウム合金の腐食疲れおよび
長期間腐食後の疲れ強さについて

竹内勝治
田中英司
福井利安

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金の腐食疲れおよび 長期間腐食後の疲れ強さについて*

竹内勝治** 田中英司*** 福井利安***

Corrosion-Fatigue and Prior Corrosion-Fatigue Strength of Aluminium Alloys

by Katsuzi Takeuchi, Eiji Tanaka and Toshiyasu Fukui

This report relates to corrosion-fatigue tests of 12 sorts of Al-Zn-Mg alloys in 3% aq. solution of NaCl and the effects of prior-corrosion in the atmosphere (atmospheric corrosion), in the service water (running), and in 3% aq. solution of NaCl for 2 years on fatigue strengths of 12 sorts of aluminium alloys.

The fatigue properties were examined with Ono's type rotating-beam fatigue tester, and the fatigue strengths were determined at 10^7 cycles.

The corrosion-fatigue strengths of Al-Zn-Mg alloys were 5~6.8 kg/mm², and almost no effects of heat treatment on the corrosion-fatigue strengths were observed.

The fatigue strengths of prior-corroded specimens had a tendency to decrease in the following order: atmospheric corrosion > 3% aq. solution of NaCl > service water. However, for some materials, the value in NaCl solution was higher than that of atmospheric corrosion.

Most of the reduction in fatigue strengths due to corrosion appeared during one year in the beginning. The average reduction factor of fatigue strength in atmospheric corrosion was 28%.

1. 緒 言

構造物にアルミニウム合金を使用する場合、繰返応力と腐食作用を同時に受ける環境にさらされることがあり、腐食疲れによる疲れ強さの低下はかなり著しい。また、車輌、橋梁その他の用途において防食処理を施さない場合に、長期間にわたる腐食によって疲れ強さがどの程度低下するかということも設計上知らねばならない。前者に関しては著者らの一人がまとめたように従来から多くの研究があるが、Al-Zn-Mg 合金についての実験がなく、後者は食塩水中で比較的短期間腐食後の実験が二、三行なわれ、最近では Leybold⁶⁾ が高力アルミニウム合金板について 0.5~4 年間大気中腐食後の疲れ寿命を検討している。

本報は Al-Zn-Mg 合金 12 材質について 3% 食塩水中の腐食疲れ強さを明らかにするとともに、大気中、水道水中および 3% 食塩水中に 2 年間放置後の疲れ強さの低下を Al-Mg, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Si 系の溶接構造用アルミニウム合金と、比較のために加えた高力アルミニウム合金、計 12 材質について検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

腐食疲れ試験に用いた供試材は Table 1 に示す 9 合金、12 質別で、いずれも 20mm ϕ 押出棒である。各供試材は試材 D を除きいずれも前報の切欠疲れ試験に用いたものと同じであり、熱処理後の機械的性質を Table 2 に掲げた。

腐食後の疲れ強さを測定するのに用いた供試材は 12 材質であり、その化学成分と腐食前の機械的性質をそれぞれ Table 3 と 4 に示す。

2.2 実験方法

2.2.1 疲れ試験方法

疲れ試験は小野式回転曲げ疲れ試験機（容量 8 kg-m 1700 rpm）を用い、実験は繰り返し数 10^4 ないし 2×10^7 の範囲にわたって行ない、疲れ強さは繰り返し数 10^7 の値を用いることとした。

試験片は標準寸法 ($d=10\text{mm}\phi$, $D=15\text{mm}\phi$, $L=150\text{ mm}$) のものを用い、平行部は理研カーボランダム研磨紙 #400 によって最終仕上げを施したのち、アセトンで脱脂して試験に供した。ただし、長期間腐食試験を行った試験片はつかみ部の直径 D を $18\text{mm}\phi$ とし、その部分は腐食を防ぐためにアルキド樹脂塗装を施し、腐食期間終了後 $15\text{mm}\phi$ に旋削した。なお、この試験片の応力は腐食前の直径から算出した。

* 軽金属, 18 (1968), 257 に一部発表済

** 研究部 工学博士

*** 研究部

Table 1 Chemical compositions of corrosion-fatigue test specimens.

Material	Chemical composition (%)							
	Zn	Mg	Mn	Cu	Si	Fe	Cr	Ti
7002-T6	3.69	2.70	0.21	0.84	0.08	0.17	0.18	0.02
X7005-T6	4.65	1.52	0.47	0.01	0.07	0.17	0.13	0.04
X7006-T6	4.23	2.09	0.20	0.02	0.07	0.16	0.10	0.02
7039-T6	4.14	2.82	0.25	0.02	0.13	0.27	0.17	0.02
ZK41-F, -T4, T6	3.90	2.36	0.30	0.01	0.05	0.15	0.01	0.01
ZG43-T6	4.27	1.63	0.31	0.02	0.12	0.30	<0.01	—
ZQ50-T6	5.15	1.99	0.01	0.02	0.12	0.29	<0.01	—
Alloy B-F, -T6	4.02	0.96	<0.01	0.08	0.03	0.05	<0.01	<0.01
Alloy D-F	4.35	0.26	0.01	0.08	0.05	0.11	<0.01	<0.01

Table 3 Chemical compositions of prior-corrosion fatigue test specimens.

Material	Chemical composition (%)							
	Cu	Si	Fe	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti
5052-O	0.02	0.10	0.24	2.45	0.01	0.01	0.26	0.01
5056-F	0.06	0.11	0.21	4.80	0.09	0.02	0.10	0.01
5083-O	0.03	0.11	0.25	4.39	0.66	0.02	0.21	0.01
5154-O	0.02	0.11	0.29	3.62	0.01	0.02	0.28	0.02
ZG43-T4	0.05	0.07	0.25	1.54	0.29	4.29	<0.01	0.01
ZG43-T6	0.05	0.07	0.25	1.57	0.29	4.51	<0.01	0.01
6061-T6	0.31	0.56	0.28	1.05	0.03	0.02	0.25	0.04
6151-T6	0.12	1.01	0.31	0.50	0.02	0.03	0.24	0.03
2014-T6	4.70	0.79	0.38	0.43	0.88	0.07	0.01	0.01
2017-T4	4.30	0.27	0.22	0.63	0.52	0.08	<0.01	0.01
2024-T4	4.57	0.14	0.24	1.40	0.67	0.04	0.01	0.01
7075-T6	1.69	0.13	0.24	2.56	0.05	5.33	0.26	0.01

Table 2 Mechanical properties of corrosion-fatigue test specimens.

Material ¹⁾	Heat treatment	Tensile properties					Brinell hardness number (10/500/30)	Charpy impact value (U-notched) (kg·m/cm ²)
		Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	True breaking strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)		
7002-T6	465°C×1h W. Q., 1 week aged, and 120°C×48h tempered	43.6	52.4	65.5	14	26	126	4.2
X7005-T6	465°C×1h W. Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	46.9	51.1	63.8	14	30	127	4.1
X7006-T6	465°C×1h W. Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	50.9	53.3	64.8	13	25	129	2.9
7039-T6	465°C×1h W. Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	50.3	54.4	64.8	11	19	132	1.9
ZK41-F	(As extruded, 1 month aged)	33.6	47.3	54.6	11	14	102	6.4
ZK41-T4	(As extruded, 1 month aged)	31.5	47.2	54.8	12	15	98	6.1
ZK41-T6	460°C×1h W. Q., 3 days aged, and 120°C×48h tempered	47.5	51.6	69.0	14	—	132	4.7
ZG43-T6	465°C×1h W. Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	46.2	49.3	63.1	14	35	116	3.5
ZQ50-T6	465°C×1h W. Q., 2 weeks aged, and 120°C×48h tempered	54.7	57.4	66.2	12	16	130	2.3
Alloy B-F	(As extruded, 2 months aged)	16.0	29.3	—	29	—	—	—
Alloy B-T6	465°C×1h W. Q., 1 week aged, and 120°C×48h tempered	26.8	32.1	—	22	—	93	—
Alloy D-F	(As extruded, 2 months aged)	9.6	20.2	43.3	32	72	52	—

1) 20mmφ extruded.

Table 4 Mechanical properties of prior-corrosion fatigue test specimens.

Material	Size and manufacture	Tensile properties					Brinell hardness number (10/500/30)
		Yield strength (0.2% offset) (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	True breaking strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	
5052-O	20mm φ, extruded	10.0	21.6	47.2	30	68	46
5056-F	20mm φ, extruded	11.1	27.7	55.2	35	60	58
5083-O	20mm φ, extruded	19.8	36.9	47.4	18	28	68
5154-O	20mm φ, extruded	14.5	28.3	51.4	24	56	58
ZG43-T4 ¹⁾	20mm φ, extruded	31.3	45.4	50.8	11	13	89
ZG43-T6	20mm φ, extruded	47.9	51.2	61.5	12	22	124
6061-T6	20mm φ, extruded	33.5	35.9	49.9	15	43	93
6151-T6	22mm φ, forged	28.1	32.9	45.5	18	32	—
2014-T6	20mm φ, extruded	51.1	56.1	66.1	11	23	135
2017-T4	20mm φ, extruded	36.4	53.4	65.8	17	20	101
2024-T4	20mm φ, extruded	44.1	59.4	70.5	15	16	110
7075-T6	18.9mm φ, drawn	60.9	66.5	76.2	10	14	155

1) 1 month aged.

2・2・2 腐食疲れ試験装置

腐食疲れ試験は従来から使用している流下式装置を疲れ試験機に設置して行なった。腐食液は3%食塩水(比重1.020~1.023), 試験片にかかる流量は150~250cc/minとした。

2・2・3 長期間腐食方法

腐食環境は屋外大気中、水道水中、3%食塩水中の3条件をえらんだ。屋外大気中放置場所は当社研究部と住友化工业名古屋製造所との境界近くで、Photo. 1に示す要領で行ない、試験片を固定した枠を1月ごとに裏返し

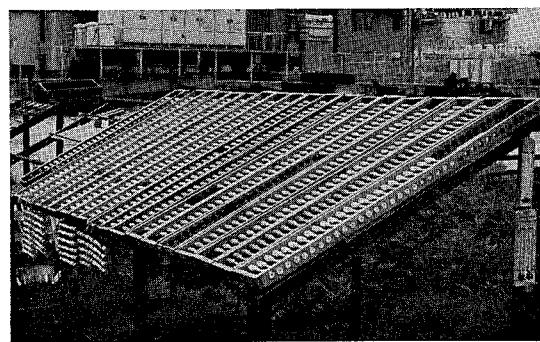


Photo. 1 General view of atmospheric corrosion test.

た。Table 5 は腐食試験期間中の月平均の気象条件を示す。

水道水中放置の試験片はステンレス鋼製210l水槽中に木製の枠にはめて浸漬し、水道水の流量は 6~10l/min、水槽に入った水は再使用しなかった。3%食塩水中放置の試験片は木製250l水槽中に浸漬し、水槽を循環系の一部として使用したために漏洩があるので、3%食塩水を3~4日ごとによよそ 100l ずつ補充し、かつ、1月ごとに液を取

替えた。これらの試験片は表面の付着生成物を1月ごとにプラシで除去した。

各腐食試験は昭和40年4月1日から主に1か月1材質の順で開始した。

3. 実験結果および考察

3.1 腐食疲れ強さ

S-N 曲線は Fig. 1~3 に示し、疲れ強さを Table 6 に掲げた。えられた結果について検討するとつきのようである。

1) 試材BおよびDを除く各試材の腐食疲れ強さは 5~6.8kg/mm² の範囲にあり、ZQ50-T6 材が最高値をもつがその他は 5~6kg/mm² なので、試材間に差がほとんどないとみなしてよからう。Mg 量の低い試材BおよびDの腐食疲れ強さは 3.9kg/mm² 以下であった。

2) F, T4, T6 などの質別の相違が腐食疲れ強さにおよぼす影響を比べると、ZK41 合金は Fig. 3 からわかるように 5.4~5.9kg/mm² で差があまりなく、試材Bは T6 材のほうがF材より 1kg/mm² ほど高い値をもつ。大気

Table 5 Meteorological data for test period.

Month and year	Temperature (°C)			Humidity [Average] (%)	Rate of Sunshine (%/day)	Radiation on a horizontal surface (cal/cm ² /day)	Precipitation		Snow		Velocity of wind (m/sec/month)
	Max	Min	Average				Days	Total precipitation (mm/month)	Days	Total snow (cm/month)	
Apr. 1965	16.8	5.6	10.9	62	50.3	383	18	130.6	3	0	4.1
May	23.7	12.9	18.0	72	46.1	363	18	269.6	0	—	3.2
Jun.	27.4	17.8	22.2	77	39.3	371	16	197.7	0	—	2.6
Jul.	29.9	22.0	25.6	81	33.8	319	24	223.8	0	—	2.6
Aug.	33.6	22.1	27.1	68	70.9	419	7	4.4	0	—	3.2
Sept.	27.1	17.5	21.8	76	45.4	286	15	365.7	0	—	3.3
Oct.	23.3	10.8	16.3	66	71.1	300	7	74.0	0	—	3.0
Nov.	17.4	7.1	11.8	73	51.4	185	18	66.7	0	—	3.1
Dec.	10.0	1.4	5.3	78	44.4	150	20	97.9	6	21	3.2
Jan. 1966	7.5	-0.9	2.8	74	54.6	185	20	50.6	10	21	3.4
Feb.	11.9	0.6	5.7	66	62.4	244	16	98.4	4	1	3.7
Mar.	13.6	3.4	8.3	67	51.2	277	20	201.6	2	0	4.0
Apr.	19.4	8.5	13.5	69	47.2	324	17	121.9	0	—	3.7
May	23.3	11.9	17.5	69	52.2	380	14	193.0	0	—	3.5
Jun.	25.4	17.3	20.9	79	34.4	310	21	172.6	0	—	3.4
Jul.	30.6	21.6	25.6	77	41.8	332	15	170.8	0	—	2.7
Aug.	32.2	23.6	27.1	77	45.9	323	13	148.2	0	—	3.1
Sept.	28.4	19.4	23.1	76	47.1	279	15	297.5	0	—	3.4
Oct.	22.8	12.5	17.0	73	54.2	238	14	135.9	0	—	2.6
Nov.	17.0	6.0	11.0	69	61.2	195	11	43.6	0	—	3.2
Dec.	9.8	0.3	4.5	72	53.6	154	12	21.5	5	2	3.2
Jan. 1967	8.2	-1.4	2.9	67	61.5	181	16	55.9	10	5	3.8
Feb.	9.3	-0.2	4.0	67	56.6	210	11	21.6	5	0	3.3
Mar.	13.9	2.6	7.9	63	52.1	257	16	115.7	1	0	3.7
Apr.	18.6	9.2	13.6	72	39.4	268	18	229.7	0	—	3.6
May	26.4	14.1	19.7	65	64.7	370	11	99.5	0	—	3.3
Jun.	28.9	18.2	23.1	67	56.3	332	13	162.7	0	—	3.6
Jul.	30.3	22.6	25.9	82	38.8	236	18	301.7	0	—	2.4
Aug.	33.0	23.8	27.6	74	51.1	256	16	103.2	0	—	2.8
Sept.	27.8	19.3	22.9	79	42.3	200	15	183.6	0	—	2.8
Oct.	21.8	12.2	16.3	75	44.6	170	15	220.0	0	—	3.1
Nov.	17.0	7.2	11.8	73	45.8	—	15	74.5	0	—	3.1
Dec.	9.7	0.0	4.4	69	61.3	—	9	33.9	3	0	2.9
Jan. 1968	8.1	-0.1	2.9	70	56.3	—	12	22.5	7	2	3.8
Feb.	7.6	-2.0	2.2	65	64.6	—	16	72.5	14	11	4.0
Mar.	13.2	2.8	7.8	67	53.2	—	19	127.0	2	0	4.0
Apr.	20.2	8.9	14.1	65	53.9	—	11	133.0	0	—	3.6

中の疲れ強さは熱処理その他によって影響を受けるが、腐食疲れではそのような傾向が少なく、他のアルミニウム合金の場合と一致している。

3) Fig. 4 は引張強さとの関係において疲れ強さを示し、比較のために Al-Mg, Al-Mg-Si および高力アルミニウム合金の結果もあわせて掲げた。Al-Zn-Mg 実用合金の腐食疲れ強さは Al-Mg および Al-Mg-Si 合金よりも高く、2017-T4, 2024-T4 材とほぼ同等で 7075-T6 材より

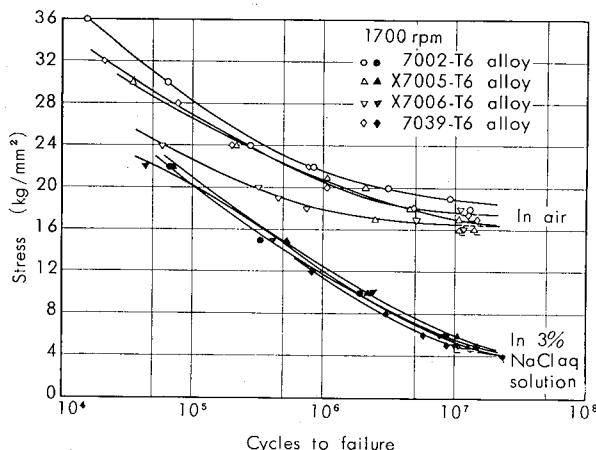


Fig. 1 S-N curves of Al-Zn-Mg alloys.

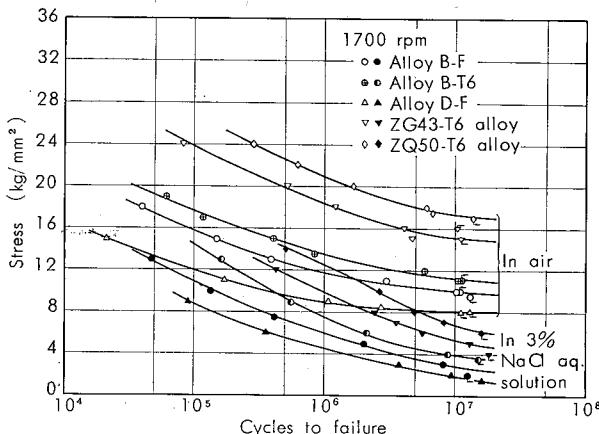


Fig. 2 S-N curves of Al-Zn-Mg alloys.

やや低い。

4) つぎに、Fig. 4 を検討すると、大気中の疲れ強さは引張強さが高くなるにつれて向上し、腐食疲れ強さもその割合は小さいが同様な傾向をもち、この関係は切欠疲れの場合と全く類似である。そこで、前報で求めた形状係数 $\alpha_k = 3 \sim 3.2$ の切欠疲れ強さ (Table 6 参照) ならびに他のアルミニウム合金の $\alpha_k = 3.0$ における切欠疲れ強さと 3 % 食塩水中的腐食疲れ強さ (同一材について求めた値) の

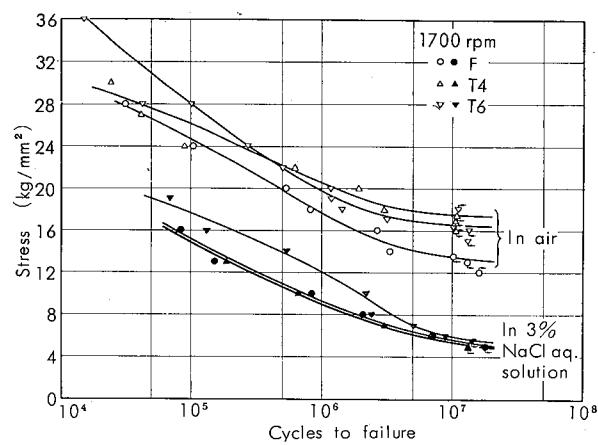


Fig. 3 S-N curves of ZK41 alloy.

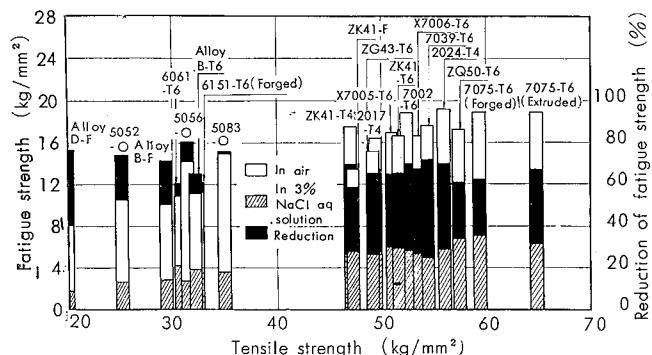


Fig. 4 Comparison of fatigue strengths and reduction percentages in corrosion fatigue of aluminium alloys.

Table 6 Corrosion-fatigue strengths of Al-Zn-Mg alloys.

Material	Fatigue strength ¹⁾ (kg/mm²)		Reduction of fatigue strength (%)	Notched fatigue test results	
	In air	In 3% NaCl aq. solution		Fatigue strength ($\alpha_k=3.0$) (kg/mm²)	Fatigue strength reduction factor β_{ϵ_k} ($\alpha_k=3.0$)
7002-T6	18.9	5.7	69.8	8.3	2.28
X7005-T6	17.0	6.0	64.7	9.0	1.89
X7006-T6	16.6	5.4	67.5	8.3	2.00
7039-T6	17.7	5.0	71.8	8.7 ²⁾	2.03 ²⁾
ZK41-F	13.5	5.6	58.5	6.7 ²⁾	2.02 ²⁾
ZK41-T4	17.6	5.4	69.3	10.4 ²⁾	1.69 ²⁾
ZK41-T6	16.7	5.9	64.7	9.2 ²⁾	1.82 ²⁾
ZG43-T6	15.2	5.3	65.1	9.2 ²⁾	1.65 ²⁾
ZQ50-T6	17.3	6.8	60.7	9.2 ²⁾	1.88 ²⁾
Alloy B-F	10.1	2.9	71.3	—	—
Alloy B-T6	11.2	3.9	65.2	8.1 ²⁾	1.38 ²⁾
Alloy D-F	8.2	1.9	76.8	—	—

1) 10⁷ cycles2) Stress concentration factor $\alpha_k=3.2$

関係を図示すると Fig. 5 のようになる。すなわち、切欠疲れ強さが高いものは腐食疲れ強さも高く、両者間の関係にいつて(1)式がえられた。

$$\sigma_{wc} = 0.71\sigma_{wn} - 0.78 \quad (1)$$

ただし、 σ_{wc} : 3% 食塩水中の疲れ強さ、kg/mm²
 σ_{wn} : $\alpha_k=3$ における切欠疲れ強さ、kg/mm²

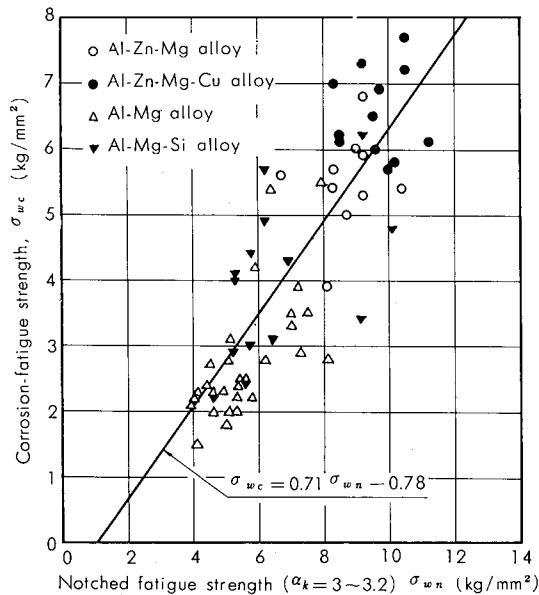


Fig. 5 Relation between notched fatigue strength and corrosion fatigue strength of aluminium alloys.

(1)式からみると、 σ_{wc} は σ_{wn} のおよそ 70%である。以上の結果によると、切欠疲れに耐える材料は腐食疲れにも強いこととなり、黄銅の場合と類似である。また SS41 鋼では、寿命の 15~20% をすぎれば腐食の有無はほとんど影響がなく、ただ、繰返応力の作用のみによるという実験があり、これと上述の結果をあわせて考えるときわめて興味深いものがある。一般に腐食疲れの過程は腐食によって腐食孔が生じ、それが繰返応力下で切欠として作用すると考えられている。もちろん、表面皮膜が耐食的であるかどうかといふことも影響するわけであるが、アルミニウム合金の場合は Fig. 1~3 からもわかるように比較的少ない繰り返し数から腐食の影響が現れており、表面皮膜が耐食的であるよりも動的応力に対して弱いので、切欠の影響のほうが大きいのであろう。

3・2 長期間腐食後の疲れ強さ

3・2・1 腐食後の引張性質

疲れ試験片と同一条件で腐食した引張試験片の引張性質を Table 7 に示す。

1年間腐食後の静的強度は腐食前とくらべてとくに著しい差ではなく、多くは散らばりの範囲にあるが、水道水中と 3% 食塩水中の場合 2014-T6 材と 2024-T4 材の耐力と引張強さおよび 5154-O 材の耐力は 5%以上低下した。ZG43-T4 材は時効のためか腐食前よりも静的強度が向上している。

2年間腐食後の静的強度は1年間の場合より低いようであり、水道水中における引張強さの低下は大気中および 3

Table 7 Tensile properties of corroded specimens.

Material	Duration of corrosion test (Year)	Yield strength (kg/mm ²)			Tensile strength (kg/mm ²)			Elongation (%)		
		Atmospheric corrosion	In service water	In 3% NaCl aq. solution	Atmospheric corrosion	In service water	In 3% NaCl aq. solution	Atmospheric corrosion	In service water	In 3% NaCl aq. solution
5052-O	1	10.1	9.8	9.7	21.5	20.7	21.2	30	31	31
	2	9.6	8.9	8.8	21.0	20.2	19.9	29	28	33
5056-F	1	11.2	11.1	11.0	27.9	28.1	27.4	33	34	28
	2	11.1	10.8	11.1	27.7	26.3	27.5	34	29	28
5083-O	1	19.8	19.6	19.6	36.9	36.1	38.1	17	16	16
	2	19.6	18.9	19.6	37.6	35.7	38.1	16	13	14
5154-O	1	14.0	13.4	13.4	28.1	28.2	27.6	24	21	24
	2	14.0	13.5	13.9	27.6	27.0	27.6	22	15	22
ZG43-T4	1	36.9	34.3	37.4	49.7	45.9	46.9	9	5	5
	2	38.5	34.6	38.8	50.8	43.5	48.0	9	6	6
ZG43-T6	1	47.4	47.4	46.9	51.1	50.7	50.9	10	8	11
	2	46.3	45.2	46.6	50.2	48.2	50.2	11	9	10
6061-T6	1	36.4	34.1	32.7	39.6	37.6	35.5	15	9	10
	2	34.3	32.7	32.6	37.5	35.4	34.8	14	9	6
6151-T6	1	27.8	27.3	28.1	32.2	31.1	32.1	16	15	16
	2	28.8	26.9	28.0	32.7	30.3	32.4	17	13	15
2014-T6	1	51.5	49.2	44.4	57.0	53.2	48.0	9	5	—
	2	48.8	44.0	45.5	54.5	47.8	47.2	9	3	2
2017-T4	1	37.1	36.1	36.0	53.4	52.4	51.6	15	15	15
	2	36.1	35.7	35.6	53.0	50.4	49.8	16	11	10
2024-T4	1	40.4	41.0	40.3	59.6	55.1	51.8	13	9	8
	2	41.7	39.2	39.2	59.5	51.8	45.8	13	7	4
7075-T6	1	60.7	59.6	61.0	64.1	65.6	65.9	8	11	9
	2	62.3	58.7	61.4	67.0	62.1	65.5	11	6	7

%食塩水中腐食にくらべやや大きい。

つぎに腐食環境の影響をくらべると、静的強度は大気中が最も高いが、水道水中と3%食塩中の差ははつきりせず一般的には耐食アルミニウム合金は3%食塩水中が高く、高力アルミニウム合金は水道水中の方が高い傾向にある。

以上のことから二、三の材質を除き腐食の影響は静的強度にあまり明瞭に現れていないとみなして差支えなかろう。なお、伸びは腐食によってかなり減少する。

3・2・2 腐食後の疲れ強さ

S-N曲線の代表的な数例をFig. 6~11に、疲れ強さとその減少率をTable 8に示す。なお、Fig. 6~11の \oplus 印の実験点は疲れ試験片にグリスを塗布し、デシケータ中に1年間保管したものについての疲れ寿命を示す。

これらについて検討するとつぎのようである。

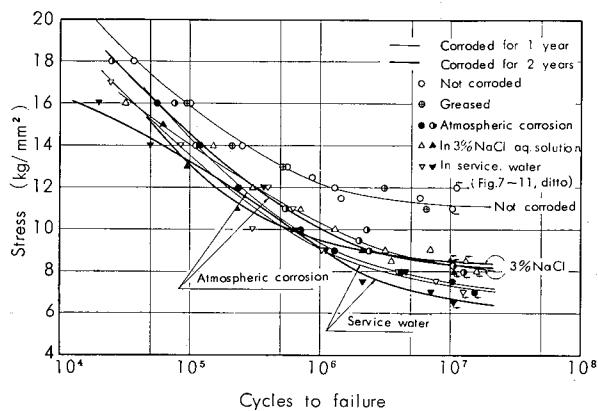


Fig. 6 S-N curves of prior-corroded 5052-O alloy.

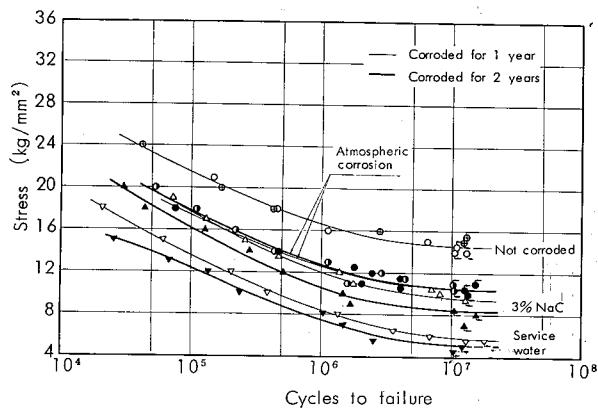


Fig. 7 S-N curves of prior-corroded 5083-O alloy.

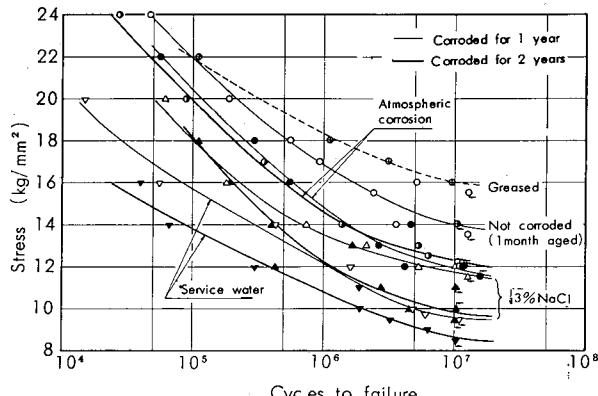


Fig. 8 S-N curves of prior-corroded ZG43-T4 alloy.

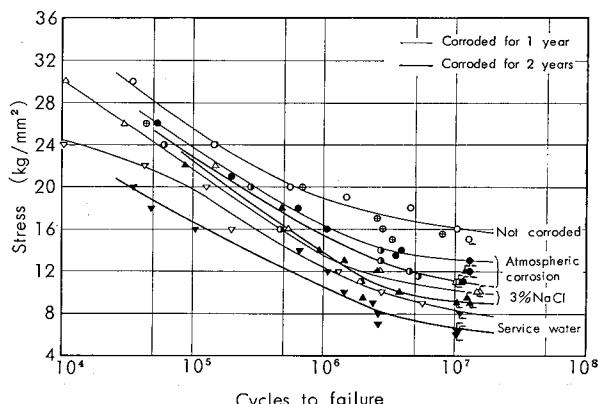


Fig. 9 S-N curves of prior-corroded 6061-T6 alloy.

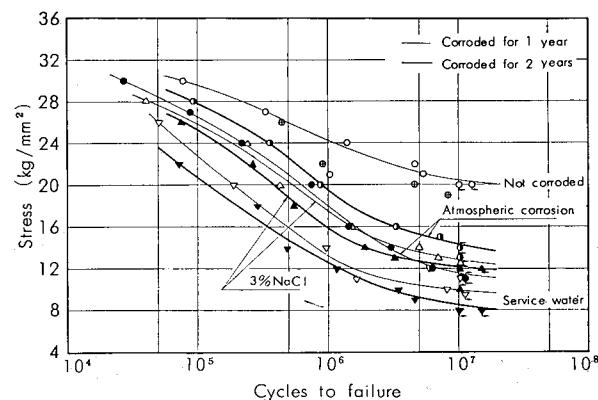


Fig. 10 S-N curves of prior-corroded 2017-T4 alloy.

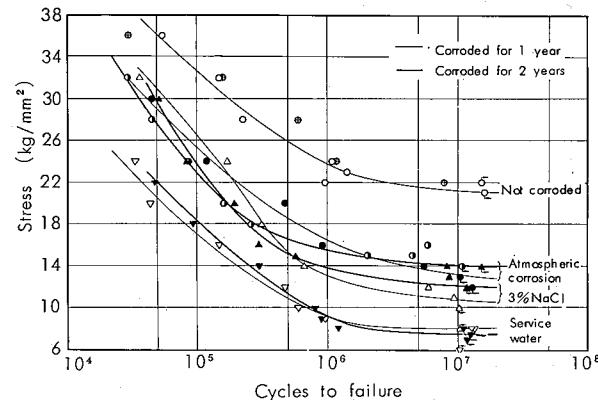


Fig. 11 S-N curves of prior-corroded 7075-T6 alloy.

1) 腐食後の疲れ強さは腐食前よりいずれも低く、大気中>3%食塩水中>水道水中の順に高い値をもつ。5052-OおよびZG43-T6材のように3%食塩水中腐食のほうが大気中腐食より高い疲れ強さをもつものもあり、5056-Fおよび2017-T4材の1年間腐食後も同様の傾向を示しているが、後者の場合は大気中腐食後の疲れ強さがやや低すぎるのかもしれない。

2) つぎに、1年間腐食と2年間腐食をくらべると、大気中腐食は6061-T6および2017-T4材を除けばいずれも $\pm 1.0\text{kg/mm}^2$ 以内の差なので、1年間と2年間に差はないとして差支えなかろう。水道水中腐食では全材質とも $0.5\sim 1.8\text{kg/mm}^2$ 低く、3%食塩水中腐食では5052-O、ZG43-T4、2024-T4および7075-T6の4材質は2年間腐食のほうが高い値を示した。

Table 8 Fatigue strengths of corroded specimens.

Material	Fatigue strength of specimen before corrosion test (kg/mm ²)	Duration of corrosion test (Year)	Fatigue strength (kg/mm ²)			Reduction ¹⁾ of fatigue strength (%)		
			Atmospheric corrosion	In service water	In 3% NaCl aq. solution	Atmospheric corrosion	In service water	In 3% NaCl aq. solution
5052-O	11.2	1	7.5	7.3	8.3	33.0	34.8	25.9
		2	8.3	6.7	8.5	25.9	40.2	24.1
5056-F	12.8	1	8.4	5.8	9.4	34.4	54.7	26.6
		2	9.0	4.3	8.1	29.7	66.4	36.7
5083-O	14.6	1	10.6	5.8	9.6	27.4	60.3	34.2
		2	10.6	5.1	8.6	27.4	65.1	41.1
5154-O	12.5	1	9.7	6.6	9.3	22.4	47.2	25.6
		2	9.0	4.8	8.5	28.0	61.6	32.0
ZG43-T4	13.9	1	11.9	9.6	11.8	14.4	30.9	15.1
		2	12.3	8.6	9.6	12.1	38.6	31.4
ZG43-T6	15.6	1	11.3	9.6	12.5	27.6	38.5	19.9
		2	12.3	8.1	14.1	24.1	50.0	12.9
6061-T6	15.9	1	13.1	8.3	10.3	17.6	47.8	35.2
		2	11.1	6.4	9.2	31.5	60.5	43.2
6151-T6	12.4	1	8.2	4.6	7.4	33.9	62.9	40.3
		2	7.5	4.1	6.4	39.5	66.9	48.4
2014-T6	18.5	1	13.5	6.6	9.1	27.0	64.3	50.8
		2	13.6	6.1	7.1	29.2	67.0	61.6
2017-T4	20.2	1	11.3	9.8	12.8	44.1	51.5	36.6
		2	14.3	8.4	12.1	29.9	58.8	40.7
2024-T4	20.4	1	15.3	10.4	11.6	25.0	49.0	43.1
		2	15.3	9.1	14.1	27.8	57.1	33.5
7075-T6	21.2	1	13.2	8.1	10.8	37.7	61.8	49.1
		2	14.0	7.6	12.1	34.0	64.2	42.9

1) Reduction percentages refer to the fatigue strength before corrosion test.

Leybold⁶⁾ らによると、大気腐食による疲れ寿命の減少は初めの1年間に現れ、さらに腐食期間を増加させても変わらないようである。また、6061-T4材を3%食塩水中で20日間腐食すると疲れ強さが30%，50日間ではおよそ40%，³⁾ ジュラルミンを海水中に40日間浸漬すると39%ほど、それぞれ低下することなどから考えると、腐食による疲れ強さの低下は1年以内がもっとも著しく、それ以上腐食させてもそれほど大きくなないとみなしてもよかろう。

3) 1年間腐食後の疲れ強さを引張強さとの関係において図示するとFig. 12のようになる。傾向として引張強さの高いものは腐食後の疲れ強さも高い。すなわち、大気中腐食後の疲れ強さは高力アルミニウム合金、6061-T6, ZG43, および5083-O材が比較的高く、これらは水道水ならびに3%食塩水中腐食でも類似なことがいえるが、5083-O材の前者における疲れ強さはかなり低い。もっとも、ZG43-T4材はFig. 8からわかるようにグリスを塗布して1年間保管後の疲れ強さが腐食前とくらべて2kg/mm²ほど向上しているので、時効の影響も考慮して比較せねばなるまい。

4) つぎに、疲れ強さの減少率で比較すると、腐食環境によって多少の相違は見受けられるが、傾向として高力アルミニウム合金がもっとも大きな減少率を示しており、ついで6151-T6, 6061-T6, 5056-Fおよび5083-O材であり、5052-O, 5154 およびZG43合金は減少率が比較的小さい。

そこで、各材質の腐食の状況を肉眼観察によって分類するとTable 9のごとくであり、腐食後の外観の1例をPhoto. 2に示す。これと減少率の関係をみると腐食の程度が烈しいものは減少率も大きいようである。なお、水道

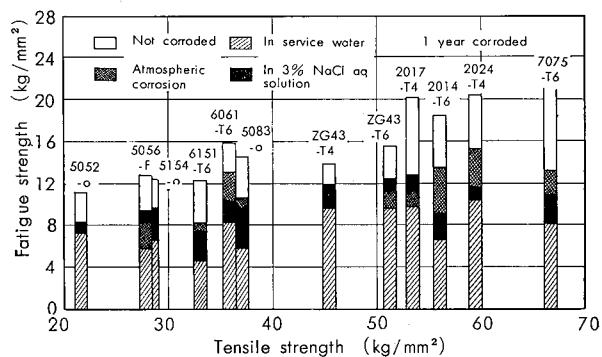


Fig. 12 Fatigue strengths of 1 year corroded specimens.

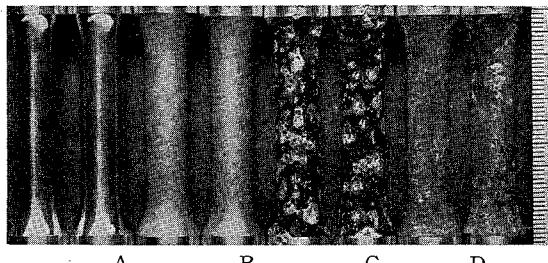


Photo. 2 The surface of 5083-O aluminium alloy after corrosion test for 2 years in various environments.
A : Greased B : Atmospheric corrosion
C : In service water D : In 3% NaCl aq. solution

Table 9 Superficial observation of types and degree of corosions.

Material	Atmospheric corrosion			In service water			In 3% NaCl aq. solution		
	Grade	Type of corrosion	Grade	Grade	Type of corrosion	Grade	Type of corrosion	Grade	Type of corrosion
5052-O	A	Pit	C	Pit	A	G. C., Pit			
5056-F	A	G. C.	D	Pit, Gr. C.	C	G. C., Pit			
5083-O	A	G. C., Pit	D	Pit, Gr. C.	C	G. C., Pit			
5154-O	A	G. C., Pit	C	Pit. Gr. C.	A	G. C., Pit			
ZG43-T4	B	G. C., Pit	E	G. C., Pit	C	G. C., Pit			
ZG43-T6	B	G. C., Pit	E	G. C., Pit	C	G. C., Exf. C.			
6061-T6	B	G. C., Pit	D	G. C., Pit	C	G. C., Pit			
6151-T6	A	G. C., Pit	D	G. C., Pit	C	Exf. C., G. C.			
2014-T6	B	G. C., Pit	E	Exf. C., Pit	E	Gr., C., G. C.			
2017-T4	A	G. C., Pit	D	Gr. C.	D	G. C.			
2024-T4	C	G. C., Pit	E	Gr. C.	D	G. C., Pit			
7075-T6	C	G. C., Pit	E	Gr. C.	D	G. C., Gr. C.			

Grade of corrosion : A < B < C < D < E

G. C. : General corrosion type

Gr. C. : Groove corrosion type

Exf. C. : Exfoliation corrosion type

Table 10 Size of maximum pit or groove.

Material	Duration of corrosion test (Year)	Size of corrosion pit or groove									
		Atmospheric corrosion				In service water				In 3% NaCl aq. solution	
		Depth (mm)	Length (mm)	Width (mm)	Number of pit per cm ²	Depth (mm)	Length (mm)	Width (mm)	Number of pit per cm ² (size > 0.5mm)	Depth (mm)	Length (mm)
5052-O	1	0.07	0.19	0.08	14	0.48	1.65	0.92	1.2	0.20	0.63
	2	0.07	0.17	0.09	15	0.48	2.10	0.88	1.8	0.27	1.73
5056-F	1	0.03	0.08	0.06	5	1.38	4.18	1.86	24	0.15	0.45
	2	0.03	0.15	0.10	4	1.83	3.80	2.29	18	0.21	0.46
5083-O	1	0.06	0.07	0.06	6	1.09	3.51	2.19	4	0.15	0.22
	2	0.08	0.14	0.10	8	1.39	5.17	2.69	28	0.42	1.21
5154-O	1	0.09	0.16	0.08	15	1.03	2.65	1.79	7	0.11	0.38
	2	0.07	0.17	0.10	16	1.48	3.80	2.68	6	0.24	1.24
ZG43-T4	1	0.02	0.21	0.09	23	0.77	2.34	1.21	40	0.20	1.17
	2	0.08	0.23	0.13	27	1.11	3.83	2.35	30	0.32	3.39
ZG43-T6	1	0.07	0.16	0.11	15	0.71	3.34	1.70	30	0.39	3.48
	2	0.08	0.17	0.13	15	1.06	4.87	2.27	26	0.16	0.88
6061-T6	1	0.04	0.19	0.06	7	0.97	3.76	1.56	23	0.18	0.95
	2	0.04	0.22	0.10	6	1.35	5.14	2.20	18	0.37	1.92
6151-T6	1	0.03	0.13	0.09	6	1.12	4.17	1.79	20	0.41	2.00
	2	0.03	0.05	0.06	7	1.50	4.48	1.74	20	0.76	1.67
2014-T6	1	0.03	0.14	0.11	9	1.04	3.78	1.67	25	0.81	3.80
	2	0.05	0.18	0.13	10	1.28	5.78	2.96	25	1.10	4.93
2017-T4	1	0.05	0.13	0.09	6	0.93	3.03	1.09	14	0.30	Continuously
	2	0.05	0.17	0.10	15	1.20	3.24	1.70	19	0.26	Continuously
2024-T4	1	0.03	0.18	0.10	6	1.04	3.01	1.32	20	0.21	1.15
	2	0.03	0.14	0.09	8	1.20	3.84	1.88	16	0.29	3.46
7075-T6	1	0.04	0.25	0.16	6	0.89	4.58	1.62	8	0.07	1.42
	2	0.06	0.18	0.10	18	1.22	4.61	1.68	33	0.17	0.71

水中腐食は大きな腐食孔またはみぞ型腐食が観察され、食塩水中腐食はその程度が前者よりも軽い。Table 10 は各条件の試験片 2 本づつについて測定した腐食孔の大きさを示す。

3・3 考 察

以上の結果を要約するとつきのようである。

- 1) Al-Zn-Mg 合金の 3% 食塩水中の腐食疲れ強さは 5~6.8kg/mm² であり、材質による差は小さい。
- 2) 切欠疲れ強さの高いものは腐食疲れ強さも高い。
- 3) 腐食後の疲れ強さは大気中 > 3% 食塩水中 > 水道水

中腐食の順に低くなるが、5052-O, 5056-F, ZG43-T6 および 2017-T4 材は大気中腐食のほうが 3% 食塩水中よりも低い。

4) 腐食による疲れ強さの低下は 1 年をこえるとその割合が大きくならないようである。

5) 引張強さの高い材質は腐食後の疲れ強さも高い傾向がみられ、また、腐食の程度が烈しいものほど疲れ強さの減少率も大きい。

以上の結果において、1) 項の腐食疲れによる疲れ強さの低下は 58.5~76.8% (平均 67%) で、他のアルミニウム

合金についていわれているように大気中の疲れ強さの $\frac{1}{4}$ に近い。^{17) 18)}したがって、H10, DTD 5054 合金などの例におけるごとく防食処理を施す必要がある。

3) 項以下は腐食液のえらび方、腐食液の流速、材質による腐食形態の相違などが腐食後の疲れ強さに関係すると考えられるが、いずれにしても腐食孔の切欠作用 (Photo. 3~8 参照) によって疲れ強さが低下するわけである。Fig. 13^{10,11,13,14,19)} は前報その他において求めた $\alpha_k = 3 \sim 3.2$ における切欠係数 β_k を用い、腐食前の疲れ強さをそれで除してえた値と 1 年間腐食後の疲れ強さの関係を図示したものである。両者間の関係は Fig. 5 と類似であり、腐食後の疲れ強さについても 2) 項と同じことがいえよう。したがって、腐食後の疲れという長時間をする実験が切欠疲れという比較的簡単な方法に置き換える可能性のあることを示している。

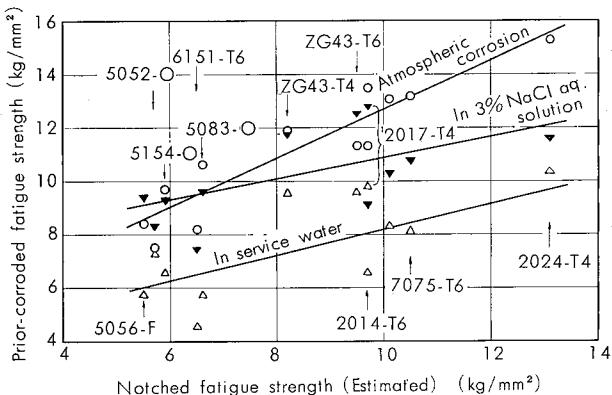


Fig. 13 Relations between notched fatigue strength and 1 year prior-corroded fatigue strength of aluminium alloys.

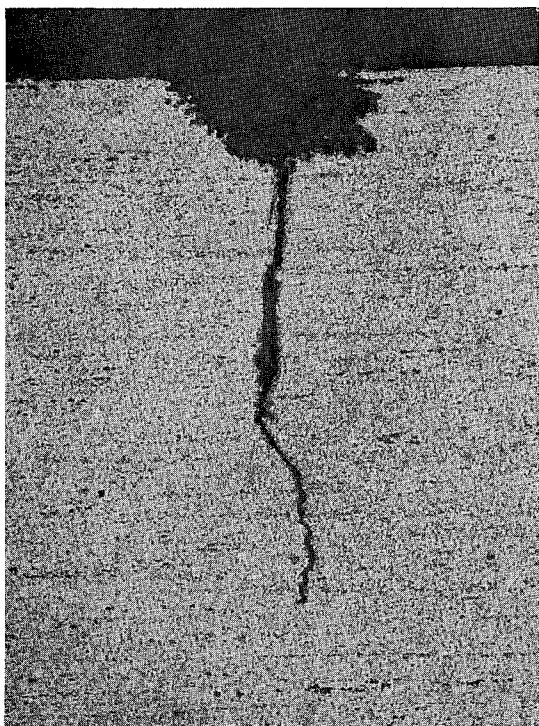


Photo. 3 Initiation of fatigue crack in pits of 3% NaCl aq. solution corroded specimen.

水道水中および 3% 食塩水中腐食による疲れ強さの減少率はそれぞれ 30.9~65.1% および 15.1~50.8% とかなり大きいので、腐食による疲れ強さの低下が 1 年でとまるとしても、腐食疲れの場合と同じく防食処理を施さねばなるまい。

つぎに、大気中腐食は湿気や雨水によっておこり、雨水は溶存酸素を含有し、かつ、本実験のような工場地帯では汚染された大気中のガスを溶解しており、このようなときは腐食をかなり著しくさせるわけであるが、疲れ強さの低下は 14.4~44.1% (平均 28%) とかなり大きい。Table 10 に見られる程度の腐食孔によってこのように低下するかという疑問もおきよう。そこで、表面条件は異なるが、表面あらさの観点から(2)式において、表面あらさを腐食孔の深さとみなして疲れ強さを求めてみるとつぎのようになる。

$$\sigma_{w'(10^7)} = \sigma_{wL} - m_1 \log R \quad (2)$$

ここに、 $\sigma_{w'(10^7)}$: 旋削試験片の疲れ強さ、 kg/mm^2

σ_{wL} : 表面あらさ 1s の旋削試験片の

疲れ強さ、 kg/mm^2

m_1 : 材質による定数

R : 表面あらさ

すなわち、5052-O, 5083-O, 2024-T4 および 7075-T6 材の $\sigma_{w'(10^7)}$ はそれぞれ 10.2, 11.6, 12.7 および 15.7 kg/mm^2 となり、腐食前の疲れ強さよりそれぞれ 8.9, 20.5, 37.7, および 25.9% 低い。この値は Table 8 の減少率より小さいが、表面が腐食によって粗くなつたとみなしてもかなり疲れ強さが低下するわけである。大気中腐食であるから、防食処理を施さない場合は安全率を大気中腐食に対し少なくとも 1.4 以上とする必要があろう。



Photo. 4 Initiation of fatigue crack in pits of 3% NaCl aq. solution corroded 7075-T6 specimen.

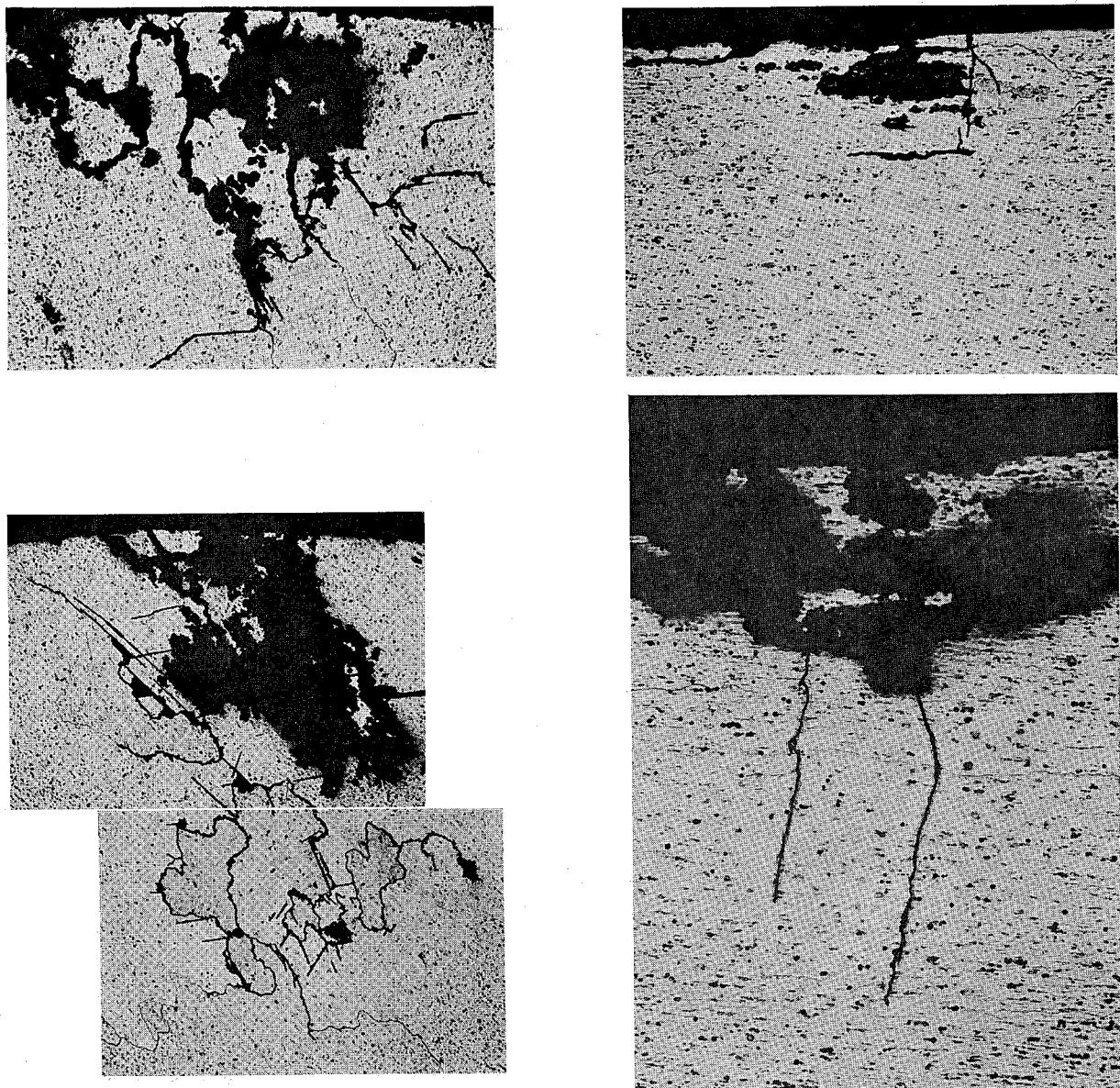


Photo. 5 Initiation of fatigue crack in pits of 3% NaCl aq. solution corroded 6151-T6 specimens.

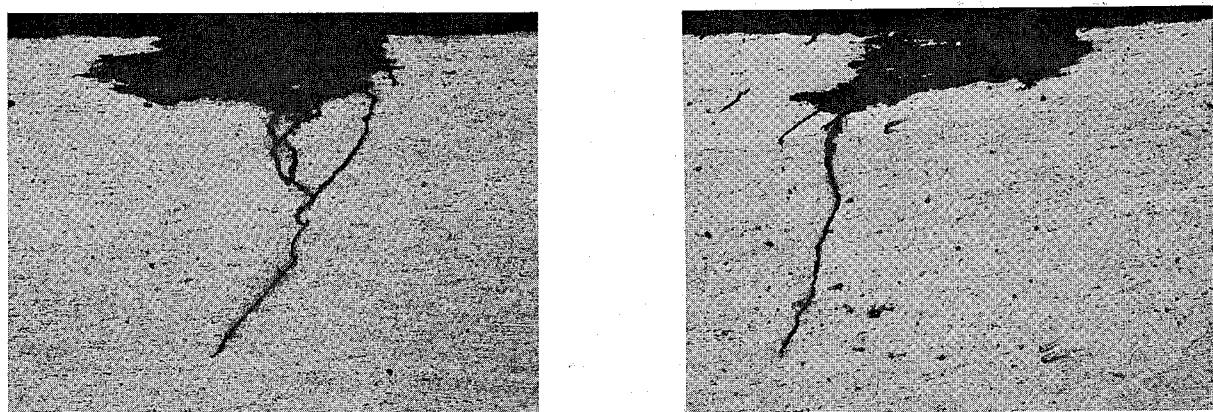


Photo. 6 Initiation of fatigue crack in pits of 3% NaCl aq. solution corroded 5052-O specimens.

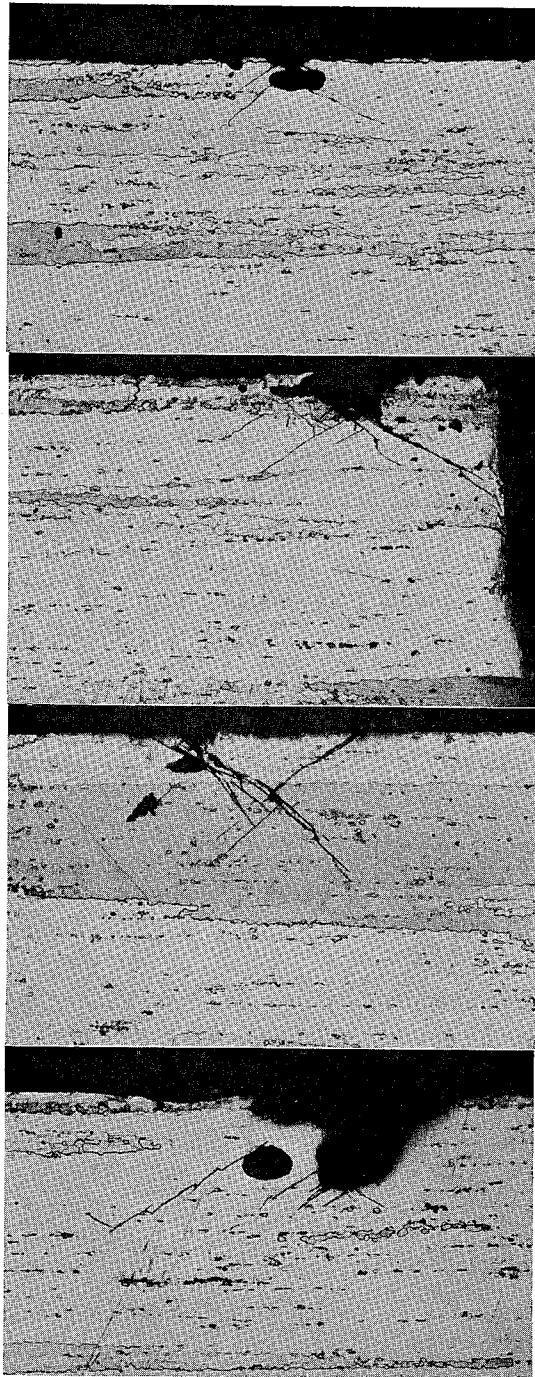


Photo. 7 Initiation of fatigue crack in pits of 3% NaCl aq. solution corroded 2017-T4 specimens.

4. 結語

Al-Zn-Mg 合金の 3% 食塩水中の腐食疲れ強さ、および大気中、水道水中、3% 食塩水中に 1~2 年間放置後の疲れ強さをアルミニウム合金 12 材質について検討し、えられた結果を要約するとつぎのようである。

1) Al-Zn-Mg 合金の 3% 食塩水中における腐食疲れ強さは $5\sim6.8 \text{kg/mm}^2$ であり、材質による相違は小さい。

2) 腐食後の疲れ強さは大気中 > 3% 食塩水中 > 水道水中腐食の順に低くなるが、3, 4 の材質は大気中腐食のほうが 3% 食塩水中腐食の場合より低い疲れ強さをもつ。

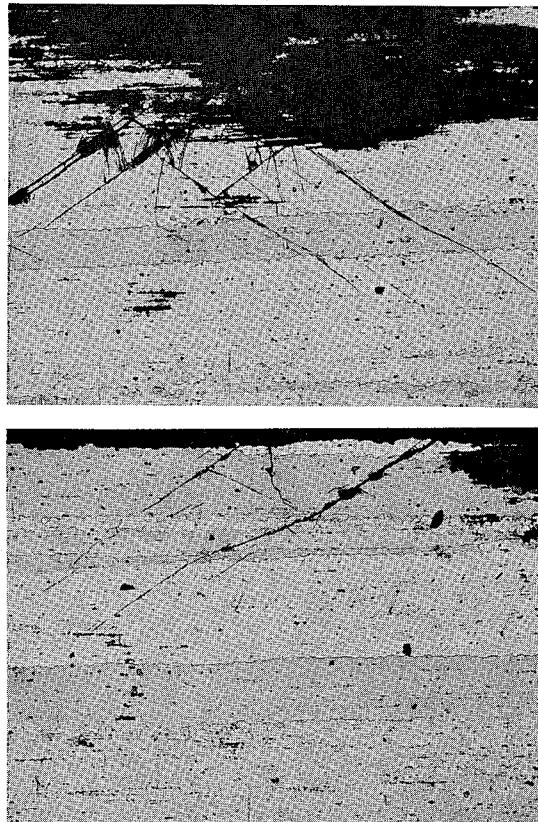


Photo. 8 Initiation of fatigue crack in pits of 3% NaCl aq. solution corroded ZG43-T4 specimens

3) 腐食による疲れ強さの低下は 1 年をこえるとまるようである。

4) 3% 食塩水や水道水によって腐食を受ける場合は防食処理することが必要であり、大気中腐食によても疲れ強さは $14.4\sim44.1\%$ (平均 28%) ほど低下する。

文 献

- 1) 深井誠吉、竹内勝治：本誌、8 (1967), 181
- 2) R. R. Moor : Proc. ASTM, 27, II (1927), 128
- 3) 五十嵐勇、深井誠吉：鉄と鋼, 24 (1938), 451
- 4) 竹内勝治：軽金属, No. 16, (1955-8), 110
- 5) 鈴木春義、村瀬勉：溶接学会誌, 29 (1960), 413
- 6) H. A. Leybold : NASA TN. D-2359 (1964-8)
- 7) 竹内勝治、田中英司、福井利安：本誌, 10 (1969), 24
- 8) 竹内勝治、田中英司：本誌, 2 (1961), 349
- 9) 竹内勝治、田中英司：本誌, 3 (1962), 287
- 10) 竹内勝治、田中英司：本誌, 5 (1964), 355
- 11) 竹内勝治、田中英司：本誌, 7 (1966), 253
- 12) 竹内勝治：住友金属, 8 (1956), 24
- 13) Al-Mg 合金は、河内利平、竹内勝治、田中英司：本誌, 5 (1964), 340
- 14) 竹内勝治：未公表
- 15) 竹内勝治：金属学会誌, 22 (1958), 132
- 16) 岡本舜三、北川英夫：機械学会誌, 62 (1959), 204
- 17) N. P. Inglis, E. C. Lark: J. Inst. Metals, 83 (1954-55), 117
- 18) H. G. Cole, R. J. M. Payer: Metallurgia, 66 (1962), 11
- 19) 深井誠吉、竹内勝治：機械学会誌, 61 (1958), 1467
- 20) 竹内勝治：材料, 16 (1967), 144

構造用 Al-Zn-Mg 系合金の溶接性におよぼす溶加材の影響

杉山禎彦
福井利安

住友軽金属工業株式会社

構造用 Al-Zn-Mg 系合金の溶接性に およぼす溶加材の影響*

杉山禎彦** 福井利安**

Effects of Filler Metals on the Weldability of Al-Zn-Mg Alloys

by Yoshihiko Sugiyama and Toshiyasu Fukui

A study was made of the effects of filler metals on the weldability of Al-Zn-Mg alloys. Aging characteristics, mechanical properties, stress-corrosion cracking susceptibility of welds and weld cracking susceptibility were examined by means of Vickers-hardness, tensile, bending, Charpy impact, stress-corrosion cracking, weld cracking and other tests.

The results obtained were summarized as follows.

(1) Tensile strength of welds made with Al-Mg-Zn filler metal was almost equal to that of Al-Zn-Mg filler metal, and that of Al-Mg filler metal showed the lowest value, while the age hardening of welds increased in the following order; Al-Mg filler < Al-Mg-Zn filler < Al-Zn-Mg filler.

(2) However, bending and Charpy impact properties of welds made with Al-Mg filler metal were most excellent, and those of Al-Zn-Mg filler metal were inferior to those of Al-Mg and Al-Mg-Zn filler metals.

(3) No appreciable difference in Al-Zn-Mg, Al-Mg-Zn and Al-Mg filler metals was observed in stress-corrosion cracking susceptibility and fatigue properties.

(4) Weld cracking susceptibility increased in the following order; Al-Mg filler < Al-Mg-Zn filler < Al-Zn-Mg filler. However, weld cracking susceptibility of Al-Mg-Zn filler metal containing a small amount of zirconium was almost equal to that of Ti-modified Al-Mg filler metal.

1. 緒 言

近年 Al-Zn-Mg 系合金が溶接構造材として注目され、種々実用化されるようになった。しかしながら本系合金の溶接性および溶接部の諸性能に関しては更に検討すべき点が多く、また設計ならびに施工上必要とされる各種データで疑問な点も多い。著者らは本系合金の溶接性に関して一連の実験を行ない、既に溶接部の時効特性、溶接割れ感受性、抵抗スポット溶接性、MIG-spot 溶接性および溶接継手の疲労性質について報告した。¹⁾ ²⁾ ³⁾ ⁴⁾ ⁵⁾ ^{6)~10)}

ところで、Al-Zn-Mg 系合金の溶接性および溶接部の諸性能におよぼす因子としては溶加材の影響が非常に大きく、このため構造物の設計ならびに施工に際しては、本系合金に最適な溶加材の使用が最も重要な問題であり、既に種々の研究ならびに開発がなされている現状である。

Al-Zn-Mg 系合金用の溶加材としては、基本的に、Al-Mg 系、Al-Zn-Mg 系およびこれらの中間の Al-Mg-Zn 系が考えられており、また実用化されているが、いづ

れも一長一短があり更に検討すべき点は多く、また微量元素の添加等も考え合わせて、より優れた溶加材を開発する必要があるように思われる。本報はこれらの点に着目して Al-Zn-Mg 系合金の溶接性および溶接部の諸性能におよぼす溶加材の影響について実験した結果を報告する。

2. 供試材および実験方法

2・1 供試材

母材は Al-4.1% Zn-2.0% Mg(Zr) および Al-4.1% Zn-1.8% Mg の二種でいずれも工業的に製造された 4mm および 12mm 板である。前者は微量の Zr を含有している。溶加材は TIG 用として Al-5.2% Mg(Ti), Al-4.8% Mg-2.0% Zn(Zr), Al-4.0% Zn-2.7% Mg(Zr), Al-4.8% Mg-1.9% Zn および Al-4.3% Zn-2.1% Mg, MIG 用として Al-5.1% Mg(Ti), Al-4.2% Mg-2.4% Zn(Zr) および Al-4.2% Zn-2.5% Mg(Zr) を用いた。これらはいずれも工業的に製造されたものであり、4mmφ (TIG用溶接棒) および 1.6mmφ (MIG用電極線) である。

Table 1 に母材および溶加材の化学組成を示す。

* 溶接学会誌, 38 (1969), 79 に一部発表済み

** 研究部

2・2 実験方法

試験は溶接金属の時効性、溶接継手の引張性質、溶接継手の疲労強度、溶接部の曲げ性、溶接部のシャルピー衝撃値、溶接部の耐応力腐食割れ性、溶接金属の化学組成、アーク移行中における化学組成の変化および溶接割れ感受性について調査し、これらの諸性能におよぼす溶加材の影響について比較検討した。

なお溶接条件は次のとくである。

4 mm 板は TIG 溶接で I 型開先 1 層 (280~320 A, 170~240 mm/min), 12mm 板は MIG 溶接で X 型および Y 型開先で 2 層 (340~400 A, 20~26 V, 450~700 mm/min) である。

3. 実験結果

3・1 溶接金属の時効性

母材 P1 の 4mm 板を R1~R5 の溶加材で TIG 溶接、12mm 板を E1~E3 の溶加材で MIG 溶接し、溶接部の時効性におよぼす溶加材の影響について検討した。

Table 1 Chemical compositions of parent and filler metals.

Materials	Marks	Chemical compositions (%)									Remarks
		Zn	Mg	Zr	Mn	Cr	Ti	Cu	Fe	Si	
Parent metals	P1	4.08	1.99	0.20	0.30	0.01	0.02	0.02	0.15	0.07	Al Zn Mg(Zr)
	P2	4.14	1.78	—	0.31	0.01	0.01	0.01	0.15	0.03	Al Zn Mg
Filler metals	TIG	R1	0.04	5.22	—	0.11	0.11	0.10	0.06	0.08	0.02
		R2	2.02	4.82	0.22	0.22	0.01	0.02	0.01	0.16	0.06
		R3	3.98	2.67	0.23	0.22	0.01	0.02	0.01	0.16	0.06
		R4	1.94	4.78	—	0.40	0.01	0.02	0.01	0.16	0.07
		R5	4.25	2.06	—	0.42	0.02	0.01	0.15	0.05	Al Zn Mg
	MIG	E1	0.04	5.05	—	0.10	0.11	0.11	0.01	0.10	0.04
		E2	2.40	4.17	0.20	0.20	0.01	0.01	0.01	0.13	0.08
		E3	4.22	2.53	0.17	0.28	0.01	0.02	0.01	0.14	0.04

Fig. 1 に溶接直後、溶接後30日、60日間常温時効、溶接後7日間の予備時効(常温時効)の後 120°C×24h の高温時効を施せるものにつき溶接金属中央部の硬さを測定した結果を示す。Fig. 1 より明らかとなごとく、いずれも溶接後の常温時効あるいは高温時効により著しい硬化を示しているが、その挙動は使用した溶加材あるいは溶接法によりかなり異なっている。すなわち、溶加材としては Al-Zn-Mg 系の R3 (R5) および E3 が最も時効性に優れ、次いで Al-Mg-Zn 系の R2 (R4) および E2 であり、Al-Mg 系の R1 および E1 は最も時効性が劣っており、この傾向はほぼ各条件に共通して認められる。

いっぽう、溶接法について比較すれば、Al-Zn-Mg 系および Al-Mg-Zn 系の溶加材を使用せる時は TIG 溶接より MIG 溶接の方が優れているが、Al-Mg 系の溶加材を使用せる時は逆に TIG 溶接の方が優れている。これらの時効性においては TIG 溶接と MIG 溶接の熱入力および冷却(凝固)速度のみならず開先形状の相違による溶接金属の化学組成の差異についても考慮する必要があり、(3.3

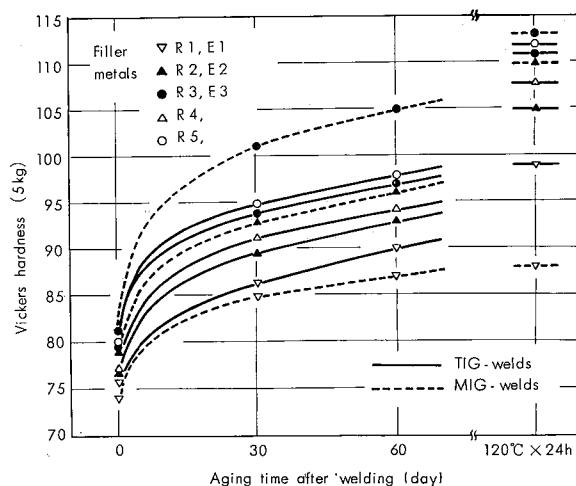


Fig. 1 Effects of filler metals on the aging characteristics of weld metals in Al-Zn-Mg alloys (P1).

項のFig. 4 参照のこと) 単なる溶接法の違いだけで論じることはできない。

これらの溶接金属の時効性は、次項で述べる溶接継手の引張性質に著しい影響を与えることはいうまでもない。

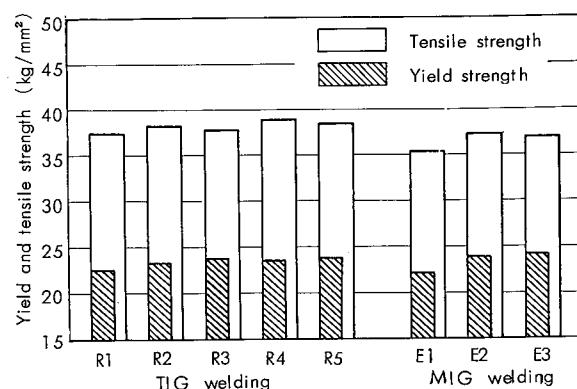


Fig. 2 Effects of filler metals on the tensile properties of butt-joints with reinforcements in Al-Zn-Mg alloys (P1).

3・2 溶接部の機械的諸性質

TIG 溶接部 (4mm 板) および MIG 溶接部 (12mm 板) の機械的性質におよぼす溶加材の影響について検討した。

Fig. 2 および Fig. 3 にそれぞれ余盛ありおよび余盛削除の試料につき溶接後 1 ヶ月常温時効せるものの引張性質 (JIS-5 号試験片) を示す。母材は P1 で溶加材は R1～R5 および E1～E3 である。溶加材の影響としては Al-Zn-Mg 系の R3 (R5) および E3 を使用せる時に最も高い強度が得られ、次いで Al-Mg-Zn 系の R2 (R4) および E2 で、Al-Mg 系の R1 および E1 で最も劣っている。しかし Al-Zn-Mg 系と Al-Mg-Zn 系の差は非常に少ない。なお、これらの試験材の伸びについては示さなかつたが、いずれも 10～15% で、溶加材の影響としては、Al-Mg-Zn 系が最も優れ、次いで Al-Zn-Mg 系で、Al-Mg 系が若干劣っている。

Table 2 に TIG 溶接継手についてシェンク型の平面曲げ (3500 rpm) で求めた疲労強度を示す。母材は P1 および P2 の T4, T6 处理材で、溶加材は R1, R2 および R3 である。Table 2 より明らかなるとく母材組成 (P1, P2) あるいは母材の質別 (T4, T6) による差は明らかに認められるが、溶加材による差はほとんど認められない。

Table 3 に TIG 溶接部および MIG 溶接部の曲げ試験結果を示す。曲げは表曲げと裏曲げについて行ない各々の曲げ限界を求めた。溶加材の影響としては TIG 溶接部の場合、Al-Mg 系の R1 が最も優れ、次いで Al-Mg-Zn 系の R2 (R4) であり、Al-Zn-Mg 系の R3 (R5) は最も劣っている。いっぽう MIG 溶接部の場合、Al-Mg 系の E1 と Al-Mg-Zn 系の E2 ではほとんど差はなく、Al-Zn-Mg 系の E3 のみ若干曲げ性が劣っている。

Table 3 Effects of filler metals on the bending properties of welds in Al-Zn-Mg alloys (P1).

Welding process	Filler metals	Bending properties of welds									
		Face bending					Root bending				
		1.0t	1.5t	2.0t	2.5t	3.0t	1.0t	1.5t	2.0t	2.5t	3.0t
TIG	R1	●	●	●	●	●	○	●	●	●	●
	R2	○	●	●	●	●	○	○	●	●	●
	R3	○	●	●	●	●	○	○	●	●	●
	R4	○	●	●	●	●	○	○	●	●	●
	R5	○	○	●	●	●	○	○	●	●	●
MIG	E1	○	○	●	●	●	○	○	●	●	●
	E2	○	○	●	●	●	○	○	●	●	●
	E3	○	○	○	●	●	○	○	●	●	●

● No cracking ○ Small cracking ○ Cracking

Table 4 に MIG 溶接部のシャルピー衝撃値を示す。

試験片は JIS-Z-2202-4 号 (V-notch) で、試験温度は常温、-75°C および -196°C の 3 条件である。シャルピー衝撃値の温度依存性は強いが、溶加材の影響は各温度とも共通に見られる。すなわち、Al-Mg 系の E1 で最も高い値を示し、次いで Al-Mg-Zn 系の E2 であり、Al-Zn-Mg 系の E3 は最も劣っている。なお、これらのシャルピー衝撃値は試験温度のみならず、試験片の採取方向あるいはノッチの方向によりかなりその値が異なるが、溶加材の影響は、いずれの場合にもほぼ同様な傾向を示している。

3・3 溶接部の耐応力腐食割れ性

TIG および MIG 溶接部の耐応力腐食割れ性におよぼす溶加材の影響について検討した。母材は P1 で溶加材は R1～R5 および E1～E3 で、いずれも溶接後 1 ヶ月間常温時効を施した後、3% NaCl 水溶液中で 60 日間引張応力腐食試験 (耐力の 75%) および 6% NaCl + 0.3% H₂O₂ 水溶液中で 60 日間曲げ応力腐食試験 (表皮応力で耐力の 75%) を行ない割れ発生の有無を調査した。

これらの試験ではいずれの試料にもほとんど割れはなく良好であった。特に R1, R2, R3, E1, E2, E3 の溶加材で溶接せるものは全く異状が認められなかった。ただし R4, R5 の溶加材では、ごく一部の試験片にのみ、微少な割れらしきものが認められた。

参考のために応力腐食割れに著しい影響を持つと思われる溶接金属の化学組成を Fig. 4 に示す。Fig. 4 は溶接ビード内の Zn+Mg 量および Mn+Zr 量について示している。これらの化学組成は開先形状や溶接層数により著しい影響を受けるので溶加材の影響のみを簡単に論じることはできないが、概略的には溶接金属中の化学組成は、母

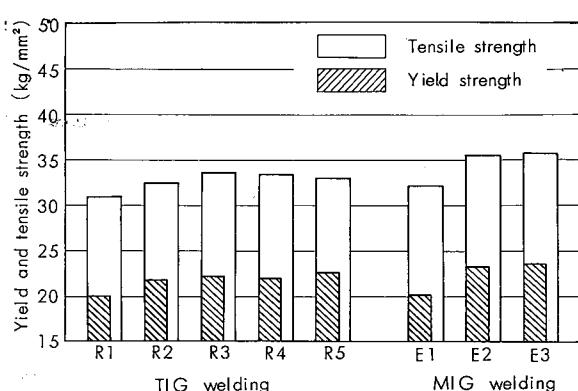
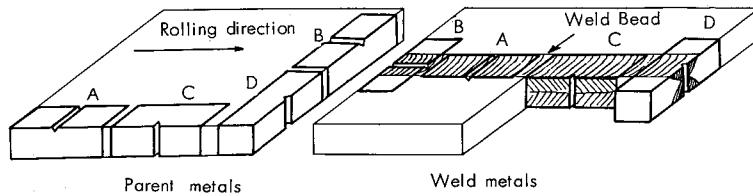


Fig. 3 Effects of filler metals on the tensile properties of butt-joints without reinforcements in Al-Zn-Mg alloys (P1).

Table 4 Effects of filler metals on Charpy impact values of MIG-welds in Al-Zn-Mg alloys (P1).

Materials	Filler metals	Testing temperatures (°C)			Marks	Note
		25	-75	-196		
Parent metals	—	6.5	8.1	14.6	A	Face of plate
		4.6	5.7	11.2	B	
		3.5	3.6	2.7	C	Side of plate
		2.6	2.3	1.9	D	
Weld metals	E1	4.39	—	1.86	A	Face of weld
		3.43	4.13	1.37	B	
	E2	3.67	—	1.26	C	Through weld
		3.35	3.20	1.32	D	
	E3	3.55	—	1.21	A	Face of weld
		3.02	2.23	0.73	B	
	E3	2.50	—	0.77	C	Through weld
		2.55	2.01	0.56	D	
	E3	3.00	—	1.75	A	Face of weld
		2.22	2.29	0.50	B	
		1.94	—	0.74	C	Through weld
		2.18	1.68	0.51	D	



材と溶接材のほぼ中間の値を示している。

3・4 溶接中における移行合金組成の変化

MIG 溶接中における移行合金組成の変化について溶接条件を変えて検討した。溶接材として E2 および E3 を

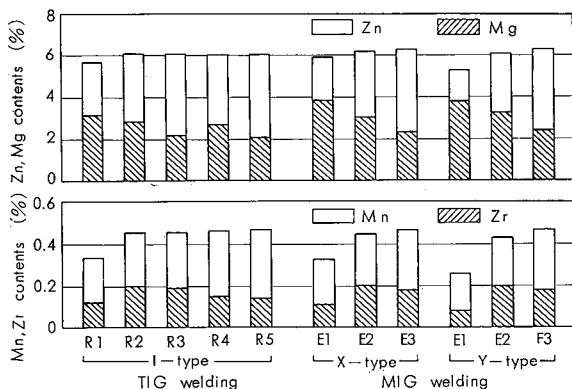


Fig. 4 Effects of filler metals on the chemical compositions of weld metals in Al-Zn-Mg alloys (P1).

用い、溶接電流、アーク電圧および溶接速度を変化させて 99.8% Al 板上に多層（約 5～6 層）肉盛溶接した場合の溶着金属（第 4～6 層目）の中の Zn, Mg, Mn および Zr 量を調査した。

Fig. 5 に主成分である Zn および Mg, 微量元素である Mn および Zr 量と溶接条件の関連を示す。Fig. 5 より明らかに Zn, Mg, Mn および Zr は、溶接電流やアーク電圧の増加とともに減少する傾向にあり、350A

(27V) 以上で顕著である。これらの化学組成は母材 (99.8% Al) の稀釀 (dilution) の影響も受けているが、多層肉盛溶接部の上層部より試料を採取しているのでこれ

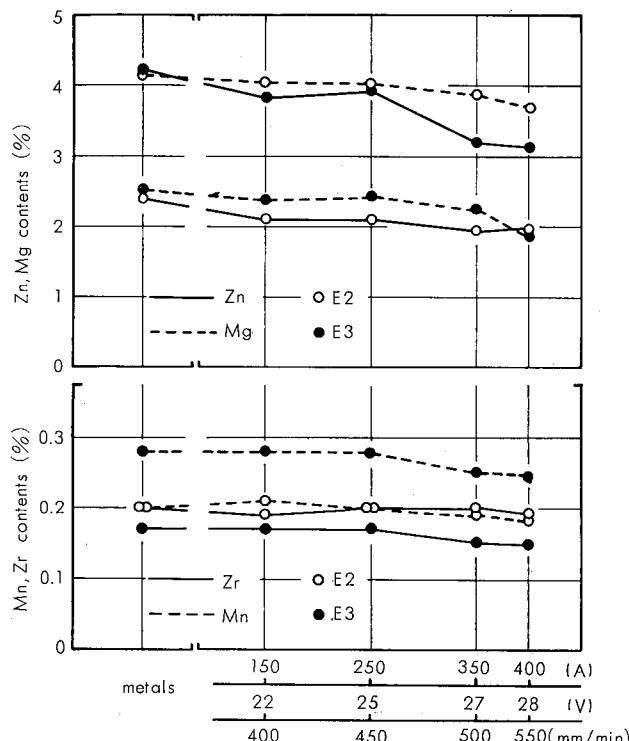


Fig. 5 Effect of welding conditions on Zn, Mg, Mn and Zr contents in multi-passes deposited metals made on 99.8% Al plates.

らの影響は比較的少なく、(なぜなら仮りに稀釈率を50%とすると、4層目は $(\frac{1}{2})^4 = 6\%$ 、5層目は $(\frac{1}{2})^5 = 3\%$ の稀釈で、ほとんど無視し得る。) 化学組成の変化は主としてアーチ移行中における損失によると思われる。しかしながらE3の溶加材でMn, Zr量がかなり減少しているが、これらの元素はアーチ移行中における損失の少ないものであるので、この点より稀釈の影響も無視出来ないかも知れない。全般的には溶加材による差は特になく、Al-Mg-Zn系のE2およびAl-Zn-Mg系のE3は、ともにほぼ同じ傾向を示している。

3・5 溶接割れ感受性

溶接割れ感受性におよぼす溶加材の影響について種々検討した。

母材はP1およびP2で溶加材はR1~R5である。試験方法はFish-bone weld cracking test, Slit-type restrained weld cracking test, Tee-joint fillet weld cracking testおよびCruciform weld cracking testの4種で、いずれもTIG溶接である。

Fig. 6にFish-bone weld cracking testの結果を示す。割れの傾向は

$$R1 \approx R2 < R3 < R4 < R5$$

の順に増しており、Zrの添加を別にすれば

$$Al-Mg < Al-Mg-Zn < Al-Zn-Mg$$

の順に割れは著しくなる。しかしながら、Fig. 6においては溶加材の影響よりむしろ母材組成の影響の方が顕著である。すなわちZrを含有しないP2では比較的割れは大きいが、Zrを含有するP1では割れは著しく小さい。

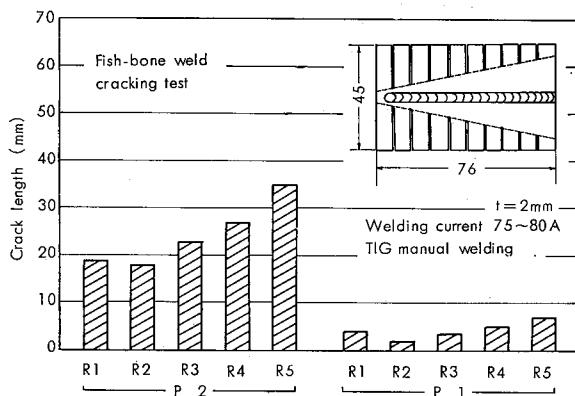


Fig. 6 Effects of filler metals on the weld-crack susceptibilities of Al-Zn-Mg alloys.

Fig. 7にSlit-type restrained weld cracking testの結果を示す。この場合にも母材の影響がかなり顕著に認められ、P2よりP1の方が割れは少ない。溶加材についてもFig. 6と同様な結果になっており、Al-Zn-Mg系のR5で最も割れが大きく次いでAl-Mg-Zn系のR4で、これらに微量のZrを添加したR3およびR2では、かなり割れの減少が見られる。特にR2は、Tiを微量含有するAl-Mg系のR1とほとんど差はない。

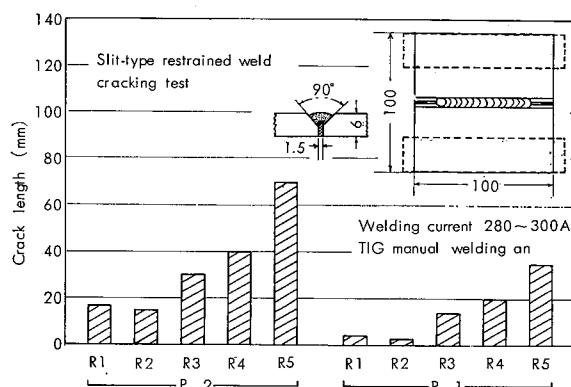


Fig. 7 Effects of filler metals on the weld-crack susceptibilities of Al-Zn-Mg alloys.

Fig. 8にTee-joint fillet weld cracking testの結果を示す。割れの測定は片側のすみ肉溶接部についてのみ行なった。(反対側のすみ肉溶接部は単なる拘束である。) 割れの傾向はFig. 6およびFig. 7と類似しており、溶加材の影響および母材の影響も顕著に認められる。

Fig. 9にCruciform weld cracking testの結果を示す。割れの傾向は、Fig. 6, Fig. 7およびFig. 8とほとんど同様である。ただ本試験は比較的Fig. 8に示すTee-joint fillet weld cracking testに類似しているにもかかわらず、割れ長さが全般的に小さい点が不思議に思

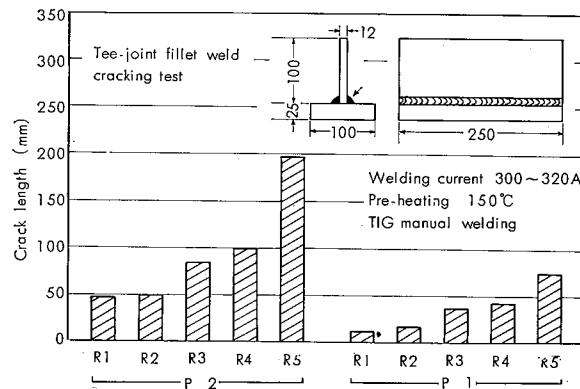


Fig. 8 Effects of filler metals on the weld-crack susceptibilities of Al-Zn-Mg alloys.

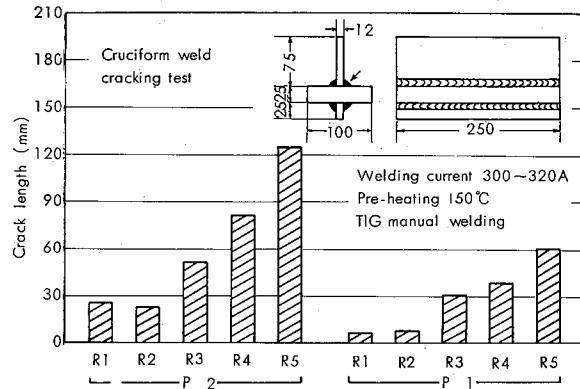


Fig. 9 Effects of filler metals on the weld-crack susceptibilities of Al-Zn-Mg alloys.

Table 5 Results of cracking tests for structural components.

Materials		Welding conditions			Experimental results				Remarks
Parent metal	Filler metals	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Total weld length (mm)	Numbers of cracks	Total crack length (mm)	Crack percentage (%)	
P1	E1	280~300	28 ~ 30	30	650	0	0	0	Al-Mg (Ti)
		280~300	28 ~ 30	40	650	0	0	0	
		280~300	28 ~ 30	50	650	0	0	0	
		280~300	28 ~ 30	60	650	0	0	0	
	E2	280~300	28 ~ 30	30	650	0	0	0	Al-Mg-Zn (Zr)
		280~300	28 ~ 30	40	650	0	0	0	
		280~300	28 ~ 30	50	650	0	0	0	
		280~300	28 ~ 30	60	650	0	0	0	
	E3	280~300	28 ~ 30	30	650	0	0	0	Al-Zn-Mg (Zr)
		280~300	28 ~ 30	40	650	0	0	0	
		280~300	28 ~ 30	50	650	1	30	4.6	
		280~300	28 ~ 30	60	650	7	220	33.8	

われるが、試験片の形状が若干異なっており、このため拘束状態がいくらか変わっているためではないかと思われる。

これらの割れ試験の結果を総括すると、Ti を含有する Al-Mg 系あるいは Zr を含有する Al-Mg-Zn 系の溶加材が最も小さい割れ感受性を示し、次いで Zr を含有する Al-Zn-Mg 系で、Zr を含有しないものは Al-Mg-Zn 系、Al-Zn-Mg 系ともかなり割れ感受性が大きい。

以上の割れ試験は、いずれも TIG 溶接によるものであるが、実用的な見地より、実物構造物の溶接施工における割れ発生について検討するため、MIG 溶接で次の試験を行なった。

試験は、Photo. 1 に示す凝似構造物 (1,300mm×700mm×200mm) のスミ肉溶接部における割れについて調査した。溶接は E1, E2 および E3 の 1.6mmφ の電極線による MIG 半自動溶接 (1 層溶接および 2 層溶接) である。

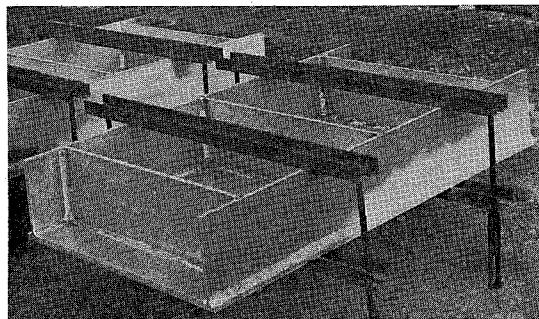
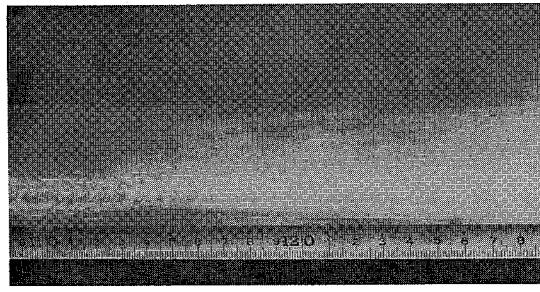


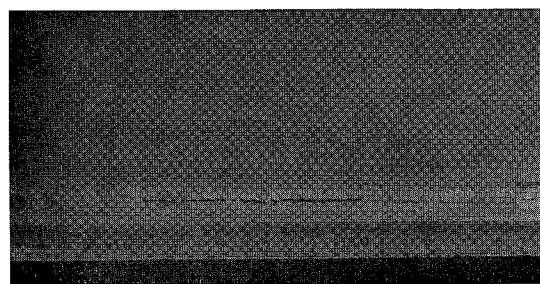
Photo. 1 Appearance of structural components for cracking tests.

これらの結果を Table 5 に示すが、割れの傾向は Fig. 6~9 に示す TIG 溶接の結果とほぼ同様であり、E1 および E2 では割れは認められず、E3 のみ、割れが発生している。なお、この結果より、Al-Mg (Ti), および Al-Mg-Zn (Zr) 系の溶加材では、実物構造物にも十分に適用できると思われる。

参考のために、すみ肉溶接部の割れ状況を浸漬探傷試験で明確にした外観を Photo. 2 に示す。Photo. 2 には健全な溶接部と割れの存在する溶接部の両方を示している。



without cracking



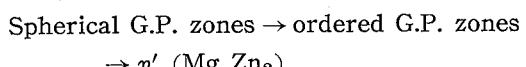
with cracking

Photo. 2 Appearance of fillet-welds with or without weld cracking. (Die-penetrant test)

4. 考 察

Al-Zn-Mg 系合金の溶接性および溶接部の諸性能におよぼす溶加材の影響について種々検討した結果を総括すると Table 6 のごとくになる。時効性あるいは引張強度の点では、いわゆる共材系の Al-Zn-Mg 系が優れ、逆に曲げ性あるいはシャルピー衝撃値は Al-Mg 系の方が良好な結果となっている。Al-Mg-Zn 系の溶加材は、機械的性質に関する限り、これらの中間の性能を示している。¹¹⁾

ところで、Al-Zn-Mg 系合金の析出過程は



であり、G.P. zone および中間層 η' (Mg Zn_2) の析出で硬化が進行（常温時効では G.P. zone、高温時効では G.P. zone + η' (Mg Zn_2) が析出）していることはよく知られているが、これらの析出挙動は Zn, Mg 量および溶体化温度よりの冷却速度に著しい影響を受ける。組成については、一般的に Zn-rich な場合で時効硬化は著しく、

Table 6 Summary of the results obtained

Several properties of welds	Parent metals									
	Al-Zn-Mg					Al-Zn-Mg (Zr)				
	Filler metals					Filler metals				
	5356	Al-Mg-Zn (Zr)	Al-Zn-Mg (Zr)	Al-Mg-Zn	Al-Zn-Mg	5356	Al-Mg-Zn (Zr)	Al-Zn-Mg (Zr)	Al-Mg-Zn	Al-Zn-Mg
Aging characteristics	○	○	●	○	●	○	○	●	○	●
Tensile properties	○	○	●	○	○	○	●	●	○	●
Bending properties	●	○	○	○	○	●	●	○	○	○
Fatigue properties	○	○	○	○	○	●	●	●	●	●
Charpy impact properties	●	○	○	○	○	●	○	○	○	○
Resistivity to stress-corrosion cracking	●	●	●	●	●	●	●	●	●	●
Resistivity to weld-cracking	○	○	○	○	○	○	●	●	○	○

● Very good

○ Good

○ Fair

○ Poor

○ Very poor

Mg-richな場合にはこの程度は少ない。

したがって本実験において、Al-Zn-Mg系の溶加材で溶接金属の時効性あるいは溶接部の引張強度が最も優れ、次いでAl-Mg-Zn系であり、Al-Mg系で最も劣る点については、Zn、Mg含有量との関連で明確になる。また、溶接金属の化学組成が一定であれば、冷却速度(凝固速度)の速いMIG溶接が、TIG溶接の場合より優れていることが理解されうる。曲げおよびシャルピー衝撃値についても同様な考え方で理解できる。なお溶接継手の疲労強度では溶加材の影響はほとんどなく、むしろ母材質別T4、T6の差が顕著に認められるが、このT4とT6による相違については溶接部近傍の軟化域(熱影響部)の巾がT6よりT4の方が大きく、軟化域での曲げ応力の緩和を考えれば、溶接部への応力集中がT4よりT6の方が高く、このためT4よりT6の方が若干低い疲労強度になっていると思われる。

いっぽう、Al-Zn-Mg系合金の溶接割れ感受性はかなり大きく、実用合金の範囲では、Al-Mg-Si系やAl-Cu-Mg系とほぼ同様である。このため実用のAl-Zn-Mg系合金の使用に際しては、割れ防止策として比較的割れ感受性の鈍い溶加材が使用されたり、また母材そのものに割れ防止効果の強い微量元素が添加されている。

一般的にAl-Zn-Mg系合金においてはMg量が多いほど割れ感受性は小さく、またZrやTiの微量添加によ

^{2,12~18)}
り割れは著しく防止される。

本実験においても、Zrなど微量元素の添加を別にすれば、Al-Mg系の溶加材で割れは最も少なく、次いでAl-Mg-Zn系であり、Al-Zn-Mg系の溶加材では割れは最も大きい結果となっており、Mg量の影響が明らかである。しかしZrを含有せる場合には若干この挙動が変わってくる。すなわち、Zrを含有するAl-Mg-Zn系の溶加材はTiを含有するAl-Mg系の5356 fillerと比べて割れ感受性はほとんど変わらず非常に良好な溶接性を示している。またAl-Zn-Mg系の溶加材もZrを含有せるものはかなり割れ感受性は小さくなっている。

したがって溶接割れの防止の点のみよりすれば、Al-Mg系あるいはZrを微量含有せるAl-Mg-Zn系の溶加材が最も優れており、次いでZrを含有せるAl-Zn-Mg系である。Zrを含有しないAl-Mg-Zn系あるいはAl-Zn-Mg系の溶加材はかなり劣っており、実用上問題があろう。

Zrの微量添加による割れの防止については、既に前報²⁾で報告したごとくであり、Zrの同様な効果を示した報告^{12~14, 17, 18)}は多く見られる。しかしながら、この割れ防止の機構については不明な点や疑問な点も多く、今後の検討が望まれる。

5. 総括

Al-Zn-Mg系合金の溶接性および溶接部の諸性能にお

よぼす溶加材の影響について調査した結果を総括すると次のとくである。

1) 溶接金属の時効性は Al-Zn-Mg 系の溶加材が最も優れ、次いで Al-Mg-Zn 系で Al-Mg 系の 5356 溶加材は最も劣るが、溶接継手の引張強度は Al-Zn-Mg 系と Al-Mg-Zn 系ではほとんど差ではなく、Al-Mg 系の溶加材のみ少し劣っている。

2) 溶接部の曲げ性およびシャルピー衝撃値は Al-Mg 系の溶加材が最も優れ、次いで Al-Mg-Zn 系で Al-Zn-Mg 系は最も劣る。

3) 溶接部の耐応力腐食割れ性や溶接継手の疲労強度には溶加材の差はほとんど認められない。

4) 溶接割れ防止の点では Al-Mg 系および Zr を微量含有する Al-Mg-Zn 系の溶加材が最も優れ、次いで Zr を微量含有する Al-Zn-Mg 系である。Zr を含有しないものでは、Al-Mg-Zn 系、Al-Zn-Mg 系とも著しい割れを示す。特に後者で顕著である。

5) 以上の点を総括すると、Al-Zn-Mg 系合金用の溶加材には、特殊な用途を除き、Zr を微量含有せる Al-Mg-Zn 系の溶加材が最も適しており、実用的にも十分に使用できると思われる。

文 献

- 1) 杉山禎彦、福井利安：溶接学会誌、35 (1966), 790~799
- 2) 杉山禎彦、福井利安：溶接学会誌、35 (1966), 1122~1129
- 3) 福井利安、杉山禎彦、寺井士郎：軽金属溶接、5 (1967), 492~501
- 4) 杉山禎彦、福井利安：溶接学会誌、36 (1967), 1194~1202
- 5) 竹内勝治、杉山禎彦、福井利安：軽金属、18 (1968), 191~198
- 6) P. T. Houldcroft: British Weld. J., 8 (1961), 360~365
- 7) J. H. Dudas: Weld. J., 44 (1965), 358s~364s
- 8) F. E. Gibbs: Weld. J., 45 (1966), 445s~453s
- 9) 辻内一男、杉山禎彦、福井利安：住友電気、95 (1966), 82~93
- 10) 田中孝一、吉田晋、重村郁雄、沖田富雄：古河電工技報、43 (1967), 59~67
- 11) A. Kelly, R. B. Nicholson: Prog. Mat. Sci., 10 (1963), 151
- 12) K. P. Mudrack: Schw. u. Schn., 12 (1960), 45~55
- 13) J. H. Dudas, F. R. Collins: Weld. J., 45 (1966), 241s~249s
- 14) H. Schoer, W. Gruhl: METALL, 20 (1966), 221~225
- 15) 杉山禎彦、福井利安：本誌、8 (1967), 106~114
- 16) 福井利安：溶接界、19 (1967), 587~600
- 17) 福井利安：軽金属、18 (1968), 320~331
- 18) T. Fukui, Y. Sugiyama, S. Terai: I. I. W. Doc. IX-624-69, (Kyoto, 1969)

P
182

On the Weld-Cracking and Micro-Fissuring of
Weldable Al-Zn-Mg Alloys

By **Toshiyasu Fukui**

Yoshihiko Sugiyama

Shiro Terai

Submitted to Commission IX of the
1969 Annual Assembly in Kyoto of
the International Institute of Welding

Research Department,
Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.
500, Ro-no-wari, Chitose, Minato-ku, Nagoya, Japan

On the Weld-Cracking and Micro-Fissuring of Weldable Al-Zn-Mg Alloys*

By Toshiyasu Fukui**, Yoshihiko Sugiyama** and Shiro Terai***

Abstract

A study has been made of the effects of small amounts of additional elements on weld-cracking in Al-Zn-Mg alloys, and on the effects of various factors on micro-fissuring in welds.

In this paper, the metallurgical factors on weld-cracking and micro-fissuring and the mechanism of their formations were discussed.

The addition of Zr was more effective for reducing the weld-cracking of Al-Zn-Mg alloys than Ti or B, which was more effective for refining the structures of weld metal than Zr. None of other additional elements such as Ag, Mn, Cr, Be, V and Mo were found to be effective for reducing the weld-cracking. The addition of Cu increased the weld-cracking. From these results, the prevention of weld-cracking depended not only on the refinement of the structure in weld metal but also on the other various metallurgical factors.

On the other hand, micro-fissuring due to eutectic-melting was observed frequently in multi-pass welds of Al-Zn-Mg alloys. The amounts of micro-fissuring generated was increased with the heat-input to welds. Eutectic-melting occurred at the grain-boundary and sub-boundary of weld metal with the heat-input from the subsequent pass, and micro-fissuring was generated in the region of eutectic-melting under weld stress, particularly at the grain-boundary of weld metal. The formations of eutectic-melting and micro-fissuring were influenced metallurgically by the boundary segregations of eutectic compositions with low melting temperatures. In the case of micro-fissuring, however, the peculiar characteristics of the grain-boundary itself also could not be neglected.

1. Introduction

In recent years, the weldable Al-Zn-Mg alloys find increasing applications in welded structures, with their excellent aging characteristics of welds.

However, Al-Zn-Mg alloys show the comparatively high susceptibility to hot-cracking as Al-Cu, Al-Zn-Mg-Cu and Al-Mg-Si alloys^{1,2)}.

Many investigations have been reported in detail on the weld-cracking of Al-Zn-Mg alloys, particularly on the effects of constitutions of parent and filler metals¹⁻¹¹⁾. In these studies, J. H. Dudas et al.¹⁾, K. P. Mudrack³⁾ and others⁴⁻⁷⁾ showed that weld-cracking of Al-Zn-Mg alloys was prevented by the addition of Ti, Ti+B or Zr. An important conclusion

from these studies^{1,3,4)} is that the weld-cracking is prevented by the grain refinement due to the addition of these elements.

The authors, however, find some difficulty to explain the mechanism of preventing the weld-cracking due to the addition of refining elements. It is considered necessary to develop the investigations with more profound approaches.

On the other hand, it is scarcely possible to find the reports on the phenomenon of micro-fissuring in welds of Al-Zn-Mg alloys and its mechanism, which problems should not be neglected. Therefore, more detailed experimental researches on the mechanism in the formation of micro-fissuring, which makes the welds to be brittle¹²⁾, and its preventive measure are required.

The purpose of this investigation is to make clear the situation and mechanism of hot-cracking more in detail, and further the metallurgical factors on weld-cracking and micro-fissuring in welds of Al-Zn-Mg alloys are discussed in this paper.

* I.I.W. Doc. IX-624-69, Annual Assembly in Kyoto of the International Institute of Welding (1969)

** Research Department, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

*** Dr. eng., Research Department, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

2. Experimental Procedure

This investigation consists of two experiments. At first, the experiments were carried out on the

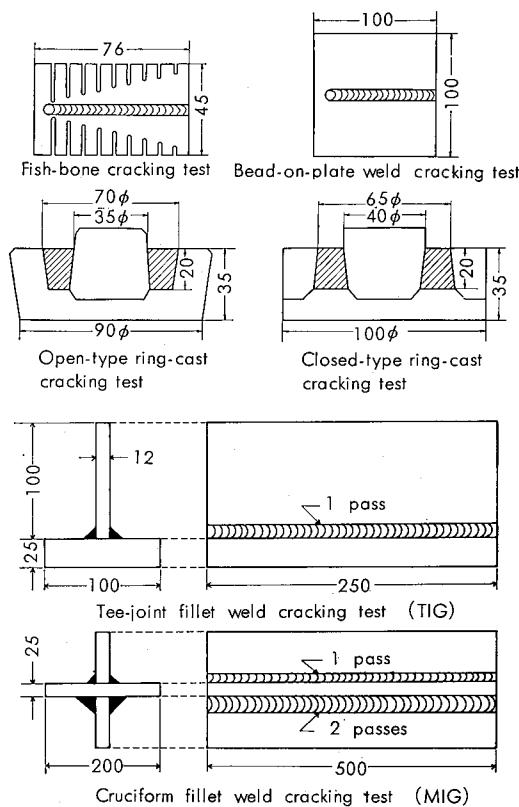


Fig. 1 Experimental procedures and size of specimens.

effects of small amounts of additional elements to parent and filler metals on weld-cracking of Al-Zn-Mg alloys.

Susceptibility to weld-cracking was evaluated by the tests of fish-bone weld cracking¹³⁾, bead-on-plate weld cracking⁸⁾, Tee-joint fillet weld cracking¹⁴⁾ and cruciform fillet weld cracking¹⁰⁾. Fig.1 shows the shape and size of test specimens.

In the next, the experiments were carried out on the effects of welding conditions, thickness of parent metals, inter-layer temperatures and other factors on the formation of micro-fissuring in multi-pass welds of Al-Zn-Mg alloys.

Test pannels were made by TIG and MIG welding processes with various conditions on 6-15mm thickness plates, and the structures of welds and their mechanical properties were investigated.

Nominal compositions of the materials used in this investigation are shown in Table 1.

3. Weld-Cracking of Al-Zn-Mg Alloys

The susceptibility to weld-cracking of Al-Zn-Mg alloys is markedly influenced by the constitutions of parent and filler metals.

Fig.2 shows the results on the effects of additional elements on weld-cracking obtained by fish-bone weld cracking test with 2mm thickness sheets and 2.4mm dia. welding rods. The experimental results shown are the average of five specimens.

As is clearly shown in Fig.2, the addition of Zr is most effective for reducing the weld-cracking of

Table 1 Nominal compositions of materials used in this investigation.

Tests	Materials	Chemical compositions (%)			Remarks	
		Zn	Mg	Other elements		
Test 1	A	Parent metals	4.5	1.5	Zr, Ti, Cu, Ag, Mn, Cr	—
			4.3	1.5		—
			5.0	2.0	Zr, Ti, B, Be, V, Mo	—
	B	Filler metals	4.5	1.5	Zr, Ti, Cu, Ag, Mn, Cr	—
			4.3	1.5		—
			5.0	2.0	Zr, Ti, B, Be, V, Mo	—
Test 2	—	Parent metals	4.0	2.0	0.4% Mn	—
			4.0	2.0	0.2% Zr, 0.3% Mn	—
			—	5.0	0.1% Ti, 0.1% Mn, 0.1% Cr	R1, E1
		Filler metals	2.0	4.0	0.2% Zr, 0.3% Mn	R2, E2
			4.0	2.0	0.2% Zr, 0.3% Mn	R3, E3
	—	Parent metals	2.0	4.0	0.4% Mn	R4, E4
			4.0	2.0	0.4% Mn	R5, E5
			4.0	2.0	0.2% Zr, 0.3% Mn	—
		Filler metals	5.0	2.0	0.2% Zr, 0.15% Ag	—
			4.5	1.5	0.3% Mn	—
	—	Parent metals	—	5.0	0.1% Ti, 0.1% Mn, 0.1% Cr	5356
			2.0	4.0	0.2% Zr, 0.3% Mn	AlMgZn
			4.0	2.0	0.2% Zr, 0.3% Mn	AlZnMg
		Filler metals	4.5	1.5	0.3% Mn	—
			—	—	—	—

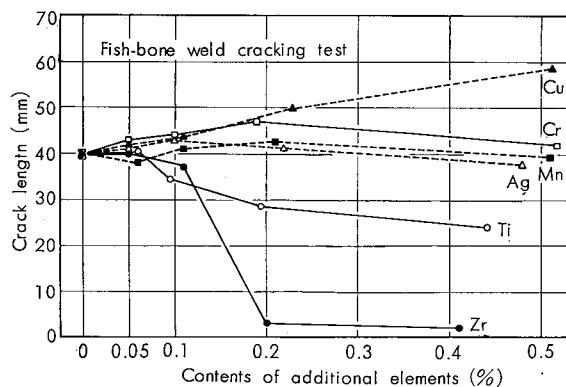


Fig. 2 Effects of additional elements on weld-cracking of Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloy. (Filler metal: Parent metal filler)

Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys, however, the addition of Ti is inferior to that of Zr. Other elements such as Ag, Mn and Cr have no appreciable effects, and Cu increases the weld-cracking.

Furthermore, the experiments were carried out on the effects of B, Be, V and Mo additions on

weld-cracking of Al-4.3%Zn-1.5%Mg and Al-5.0%Zn-2.0%Mg alloys not only by the test of fish-bone cracking but also by the tests of bead-on-plate weld cracking, Tee-joint fillet weld cracking and ring-cast cracking. One of the authors, Fukui, reported the details of these results in a previous paper⁸.

The experimental results obtained above are summarized in Table 2, in connection with the degree of refining in the structure of weld metals.

It is apparent from Table 2 that the addition of Zr has remarkable effects for reducing the weld cracking of Al-Zn-Mg alloys and that of Ti or B has no appreciable effects, though these elements have more grain refining ability than Zr. None of other additional elements such as Cu, Ag, Mn, Cr, Be, V and Mo are found to be effective for reducing the weld-cracking.

On the contrary to the results mentioned above, the addition of Ti or B is found to be more effective for reducing the cracking than Zr, in ring-cast cracking tests. Therefore, it is considered that the results of weld-cracking tests are not always similar

Table 2 Summary of the results on the effects of additional elements on weld-cracking and grain-refining of Al-Zn-Mg alloys.

Additional elements		Crack susceptibility				Grain size
		Fish-bone weld cracking test	Bead-on-plate weld cracking test	Tee-joint fillet weld cracking test	Ring-cast cracking test	
none		Large	Large	Large	Large	Coarse
Cu	0.2	Large	—	Large	—	Coarse
	0.5	Very large	—	Very large	—	Coarse
Ag	0.2	Large	—	Large	—	Coarse
	0.5	Large	—	Large	—	Coarse
Mn	0.2	Large	—	Large	—	Coarse
	0.5	Large	—	Large	—	Coarse
Cr	0.1	Large	—	Large	—	Coarse
	0.2	Large	—	Large	—	Coarse
Ti	0.1	Fair	Fair	Fair	Very small	Fine
	0.2	Small	Small	Small	Very small	Very fine
Zr	0.1	Fair	Small	Small	Fair	Fair
	0.2	Very small	Very small	Very small	Small	Fine
B	0.02	Small	Fair	Small	Very small	Very fine
Be	0.1	Large	Large	—	Large	Coarse
V	0.1	Large	Large	—	Large	Coarse
Mo	0.1	Large	Large	—	Large	Coarse

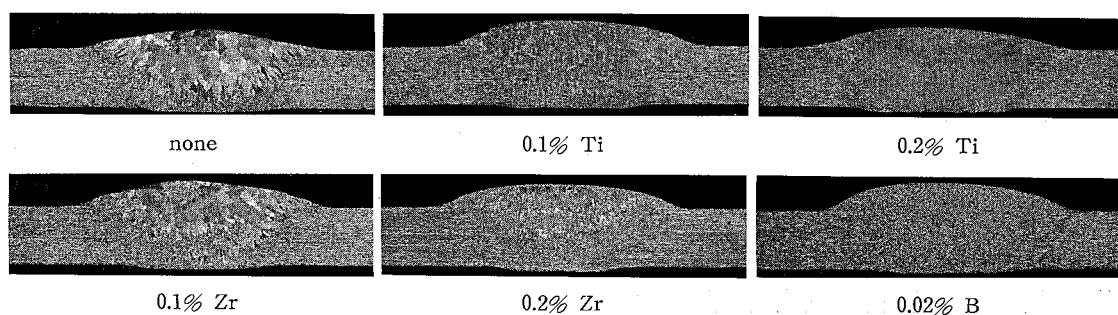


Photo. 1 Macro-structures of welds made with parent metal filler in Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys with or without additional elements.

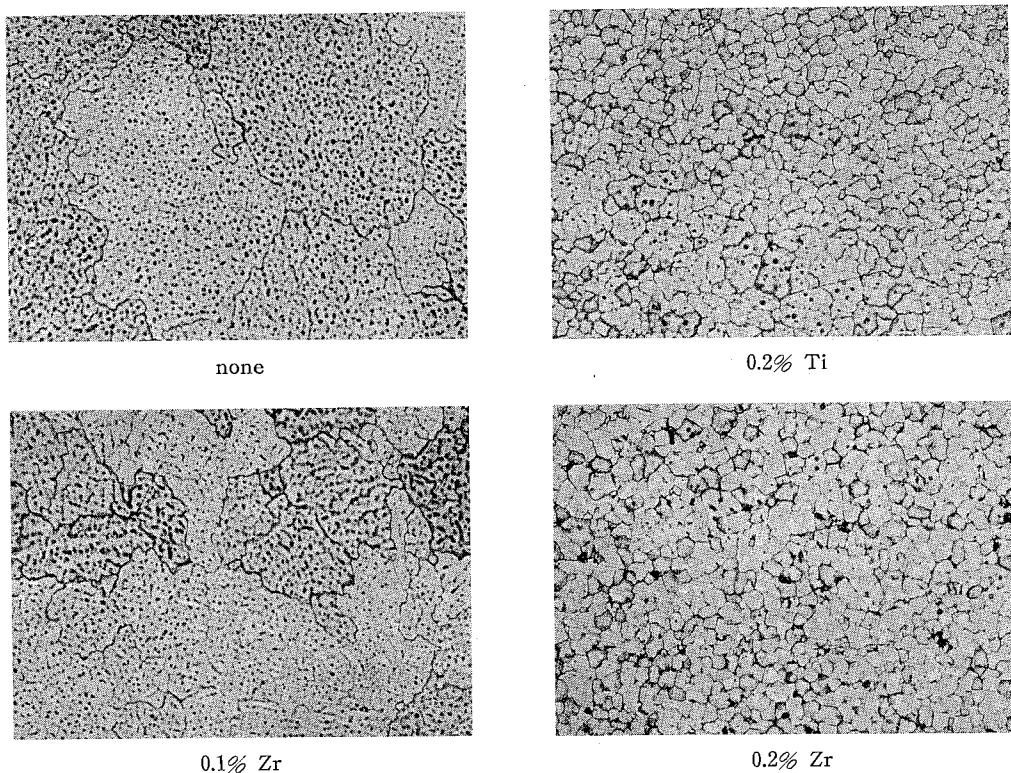


Photo. 2 Micro-structures of welds made with parent metal filler in Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys with or without additional elements ($\times 100$).

to those of ring-cast cracking tests.

An important conclusion from these results is that the susceptibility to weld-cracking does not always depend on the grain size, while the susceptibility to cast-cracking depends severely on the grain size.

For the purpose of reference, macro- and micro-structures of welds in Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloys with or without small amounts of additional elements are shown in Photo. 1 and Photo. 2, respectively. The weld metal containing Ti or B shows the more refined structure than the weld metal containing Zr, while the addition of Zr is considerably effective for refining the structure in weld metal of Al-Zn-Mg alloys.

Fig.3 indicates the comparison of susceptibility

to weld-cracking of various commercial aluminum alloys. Al-Zn-Mg alloys show the high susceptibility to weld-cracking as 2014(Al-Cu) and 6061(Al-Mg-Si) alloys. However, Al-Zn-Mg alloys containing small amounts of Zr show the excellent weldability, and their susceptibilities are almost equal to those of 1100 (Al) and 5083 (Al-Mg) alloys.

Next, the experiments on effects of filler metals on weld-cracking were carried out on Al-4%Zn-2%Mg alloys with or without 0.2%Zr. Filler metals used were Al-Mg, Al-Mg-Zn and Al-Zn-Mg alloys with or without 0.2%Zr.

Fig.4 indicates the results of Tee-joint fillet weld cracking test by TIG welding process. As is clearly shown in Fig.4, susceptibility to weld-cracking increases in the following order; Al-Mg filler < Al-Mg-Zn ($Mg > Zn$) filler < Al-Zn-Mg ($Zn > Mg$) filler. However, Al-Mg-Zn filler metal containing 0.2%Zr shows the same susceptibility as Ti-modified Al-Mg filler metal.

The results of cruciform fillet weld cracking test by MIG welding process are shown in Fig. 5, which indicates the same tendency as the results of Tee-joint fillet weld cracking test mentioned above.

It seems to be quite all right to consider that the susceptibility to weld-cracking decreases with increasing Mg content and also the addition of Zr is effective to reduce the weld-cracking markedly.

It is well-known that Al-Mg-Zn ($Mg > Zn$) filler metal is more advantageous than Al-Mg filler metal in point of strength in welded-joints, while Al-Zn-Mg

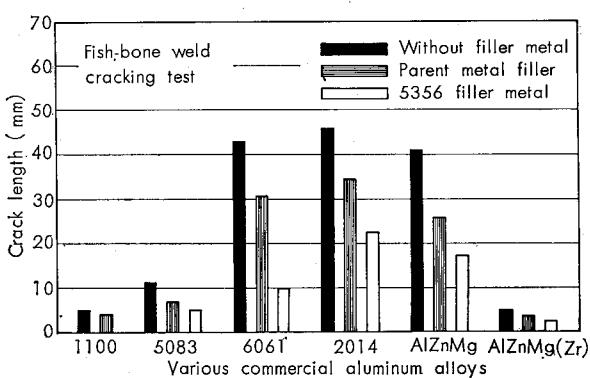


Fig. 3 Comparison of susceptibilities to weld-cracking of various commercial aluminum alloys.

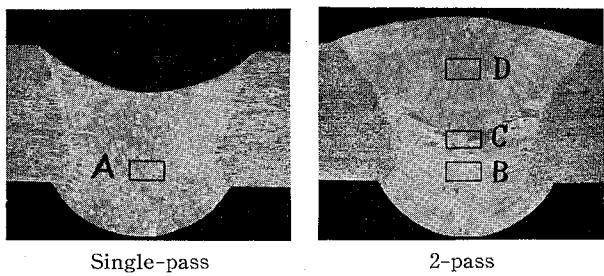
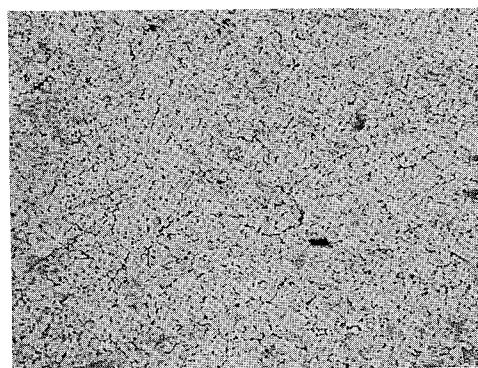


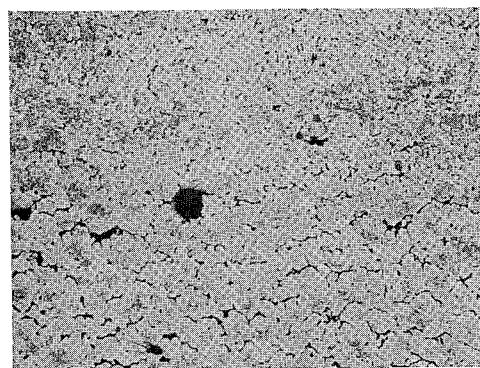
Photo. 4 Cross-sections of welds with single pass or 2 passes in Al-5%Zn-2%Mg alloy.

When single bead is deposited, eutectic-melting and micro-fissuring are not observed at all. On 2-pass welds, however, they are observed in the first pass, but are not observed in the second pass. It is obvious from these phenomena that eutectic-melting occurs at the grain-boundary and sub-boundary of multi-pass welds, subjected to the heat-input from the subsequent pass, and micro-fissuring is generated in the region of eutectic-melting at boundaries, particularly at the grain boundary.

In a paper¹²⁾, one of the authors, Fukui, made clear the effects of welding conditions, thickness of parent metals, inter-layer temperatures, compositions of parent and filler metals, restraints, forced cooling and others on micro-fissuring in welds of aluminum alloys. Micro-fissuring was influenced remarkably by these factors. One should note that the more the heat-input to welds increases, the more the eutectic-melting and micro-fissuring of welds are



(A) Single pass



(C) Inter-layer

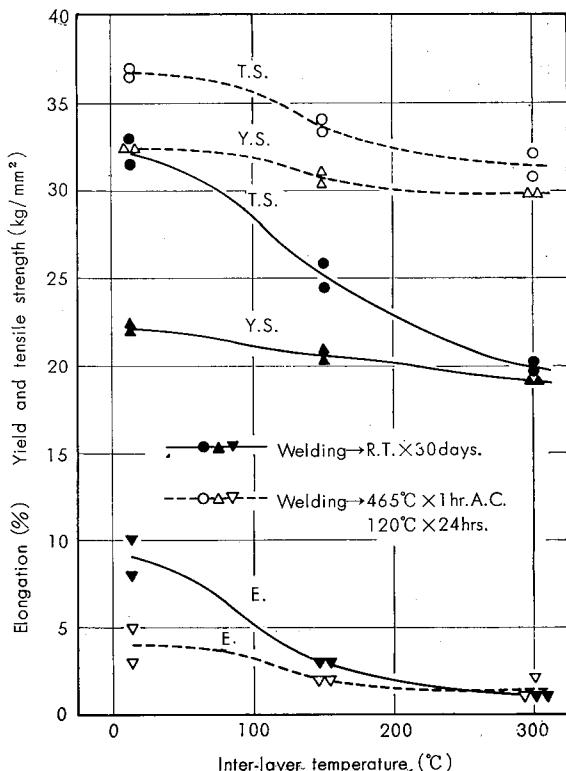
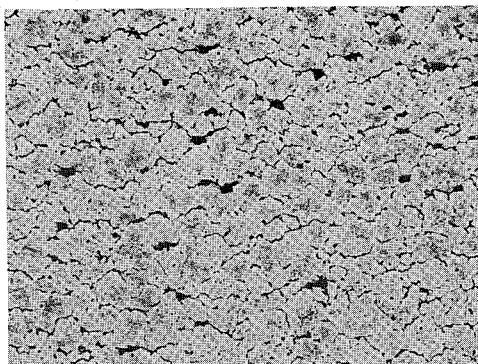
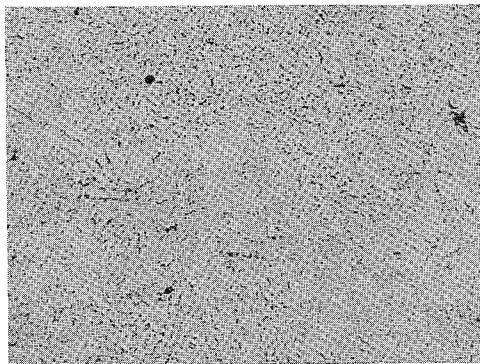


Fig. 6 Effects of inter-layer temperatures on the tensile properties of MIG-welds made with Al-5%Mg filler metal in Al-5%Zn-2%Mg alloy.

observed. These phenomena are apt to be observed in the case of high content of Zn+Mg in Al-Zn-Mg



(B) 1 st pass



(D) 2 nd pass

Photo. 5 Micro-structures of welds with single-pass or 2-pass in Al-5%Zn-2%Mg alloy. ($\times 100$)

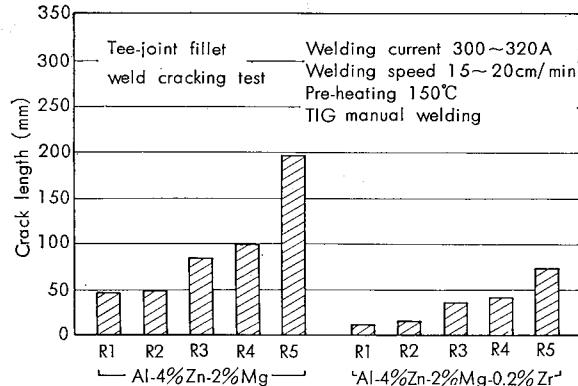


Fig. 4 Effects of filler metals on weld-cracking of Al-4% Zn-2%Mg alloys with or without 0.2% Zr.

(Zn>Mg) filler metal gives the highest strength¹¹⁾.

From the above mentioned results, it is clear that the use of Zr-modified Al-Mg-Zn filler metals is desirable for welding of Al-Zn-Mg alloys in practical applications.

4. Micro-Fissuring in Welds of Al-Zn-Mg Alloys

Eutectic-melting and micro-fissuring are observed frequently in multi-pass welds of Al-Zn-Mg alloys. In this experiment, the effects of various factors on micro-fissuring in welds, and the sequence of its formation were investigated.

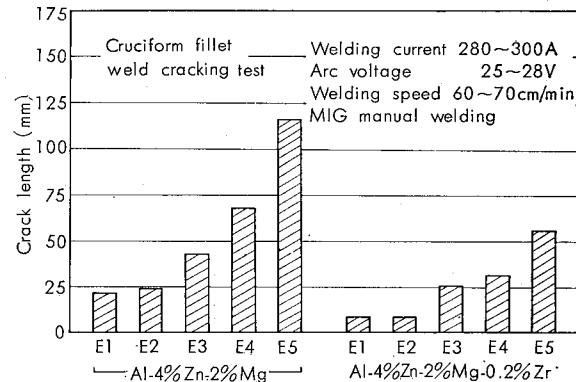


Fig. 5 Effects of filler metals on weld-cracking of Al-4% Zn-2%Mg alloys with or without 0.2% Zr.

Photo.3 shows the typical micro-fissuring in 2-pass MIG welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal in Al-4%Zn-2%Mg alloy of 10mm thickness.

Micro-fissuring is observed mainly at the grain-boundary and illustrates the discontinuous form, while eutectic-melting is observed at the both of grain-boundary and sub-boundary and illustrates the semi-continuous form. Micro-fissuring is similar to micro-cavity, as is shown in Photo. 3, and it is influenced remarkably by the heat-input.

In Photo.4 and Photo.5, macro- and micro-structures of single-pass and 2-pass welds in Al-5%Zn-2%Mg alloy are shown, respectively.

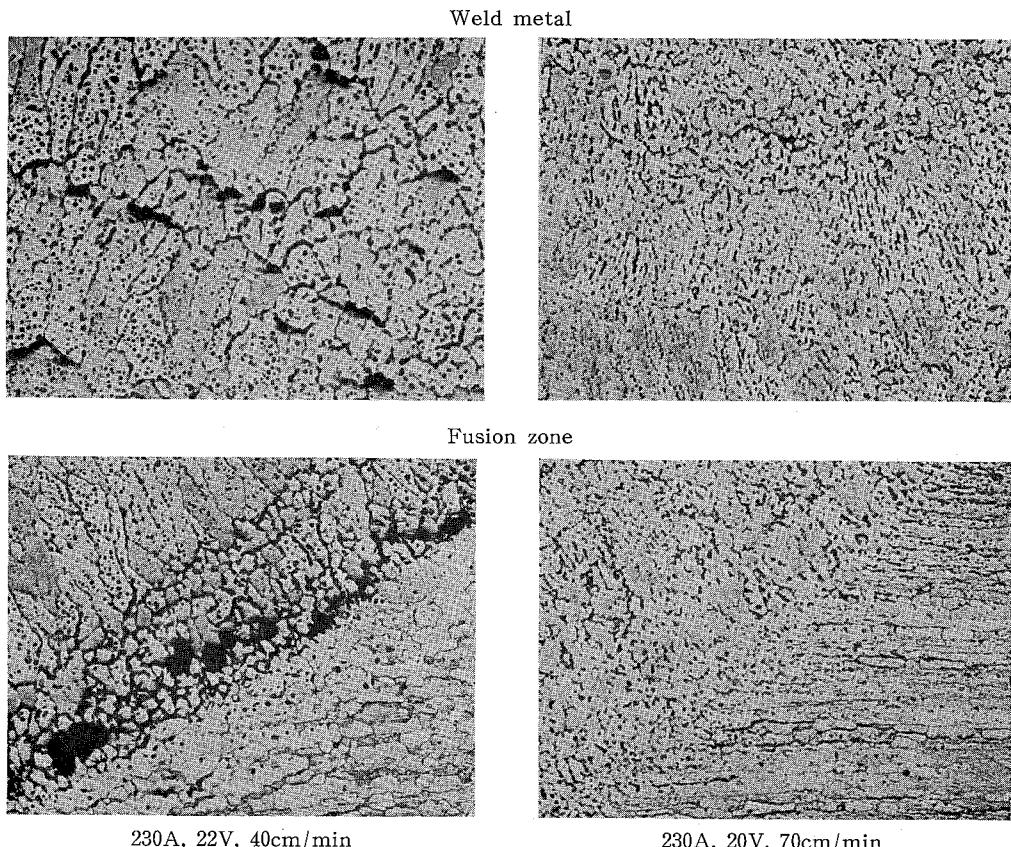


Photo. 3 Micro-structures of 2-pass welds with or without eutectic-melting and micro-fissuring in Al-4%Zn-2%Mg alloy. ($\times 100$)

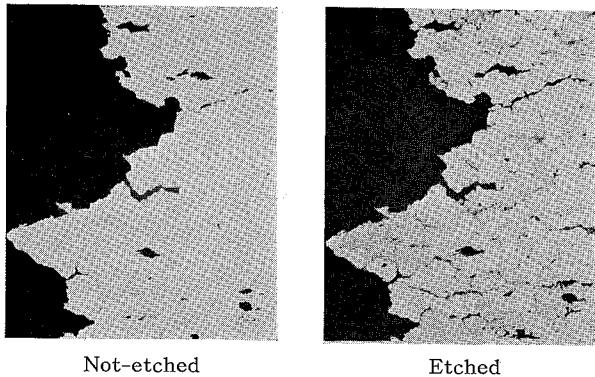


Photo. 6 Cross-sections of fractured part in welds made with Al-5%Mg filler metal in Al-5%Zn-2%Mg alloy. ($\times 100$)

alloys, while the commercial Al-Zn-Mg alloys does not show the stronger tendency to form them than 2014 or 7075 aluminum alloy.

Fig.6 shows the relation between the tensile properties of welded-joints and inter-layer temperatures in 2-pass welds. Tensile properties of welds decrease according to rising of inter-layer temperatures, since the amounts of micro-fissuring generated increase.

Cross-sections of a fractured part are shown in Photo.6. The brittle fracture in welds is observed from these photographs. It is apparent that micro-fissuring causes the welded-joints to be brittle.

In Photo.7, the effects of solution-heat-treatment

on micro-structures with eutectic-melting and micro-fissuring are shown. It is considered from these photographs that micro-fissuring should be distinguished from eutectic-melting in point of the existence of cavity, while micro-fissuring is connected with eutectic-melting in the sequence of its formation.

From a practical point of view, it is important to control the heat-input to welds for avoiding micro-fissuring in welds of Al-Zn-Mg alloys.

5. Discussion

Hot-cracking in welds is influenced mainly by the constitution, solidification rate and degree of restraint.

It is revealed in the literature^{1,3,15,16)} that aluminum alloys are more susceptible to hot-cracking than cold-cracking. And they claimed that hot-cracking occurred at the grain-boundary in the stage of liquid film during freezing.

It is considered, therefore, that hot-cracking is influenced metallurgically by the grain size, temperature range of dendrite coherence, type and amount of liquid available during freezing and so on, while these factors are controlled by the constitution and solidification rate mentioned above. Restraint is concerned with the tensile stresses that are easily introduced by shrinkage, joint ex-

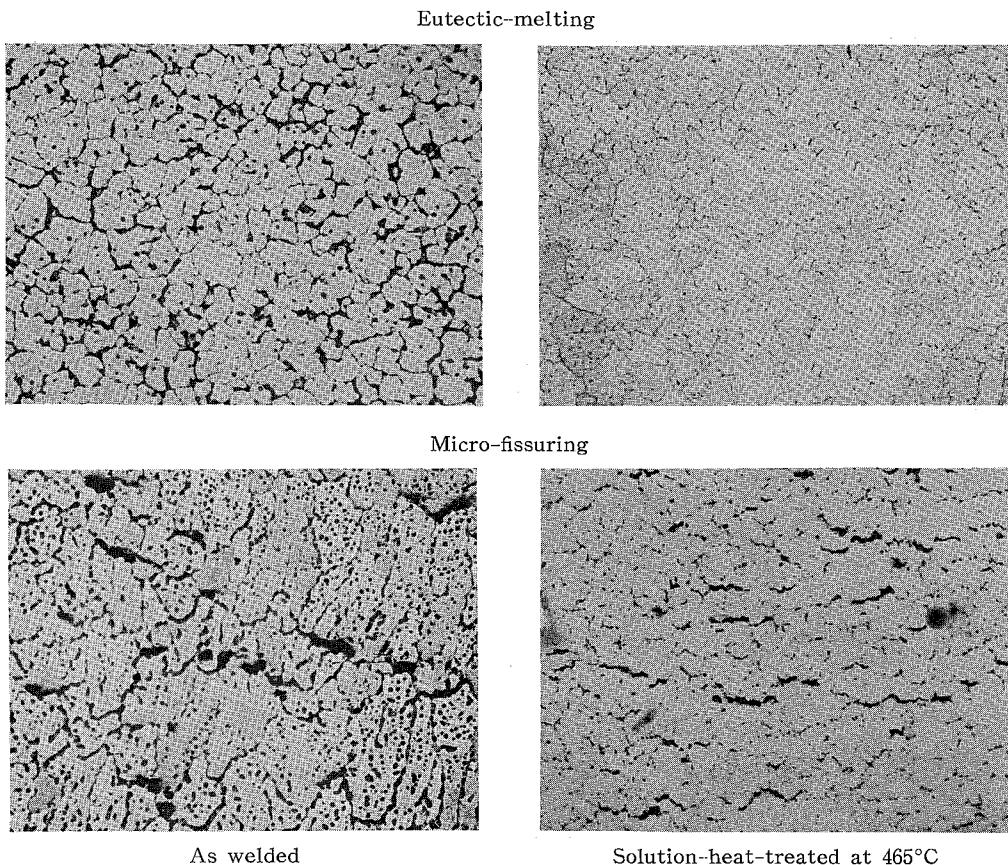


Photo. 7 Effects of solution-heat-treatment on micro-structures of 2-pass welds in Al-4%Zn-2%Mg alloy. ($\times 100$)

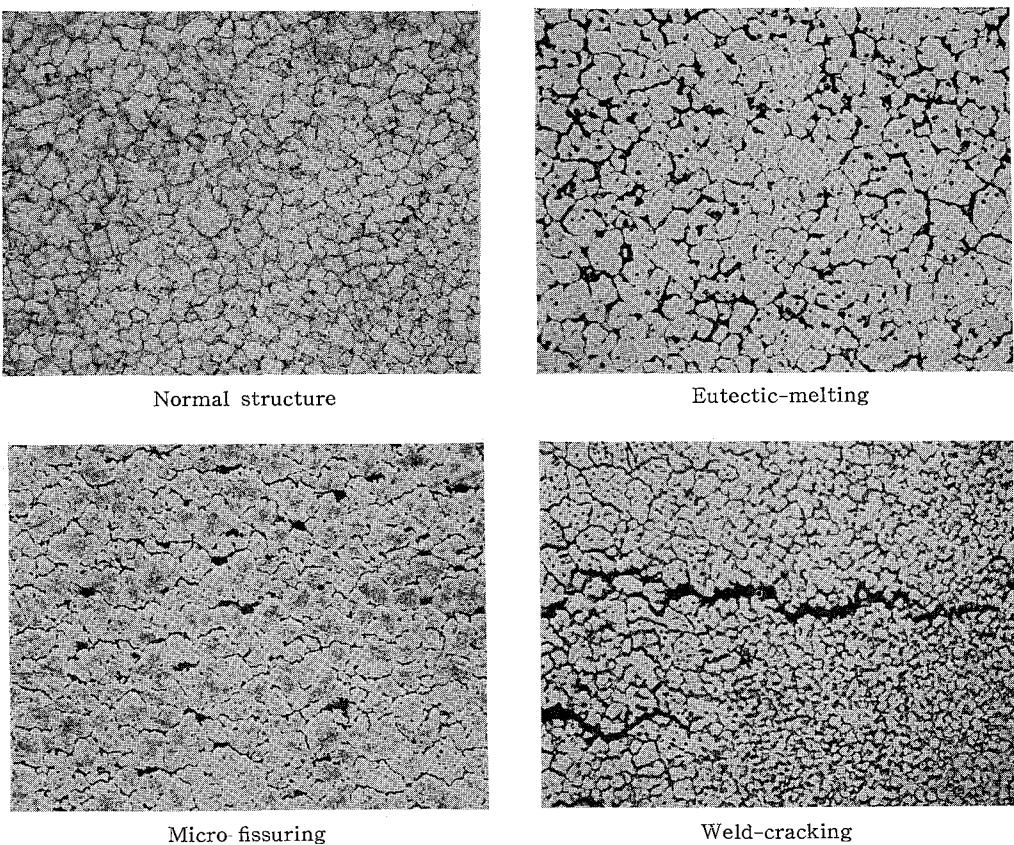


Photo. 8 Comparison of micro-structures of welds with or without eutectic-melting, micro-fissuring and weld-cracking in Al-Zn-Mg alloys. ($\times 100$)

pansion or externally applied loads.

Before commencing with main argument concerning the mechanism of hot-cracking in welds, the difference in structures of welds with or without eutectic-melting, micro-fissuring or weld-cracking should be made clarified.

Photo.8 indicates the micro-structures in welds made with Al-Mg filler metals in Al-Zn-Mg alloys. It is obvious from these photographs that eutectic-melting, micro-fissuring and weld-cracking are distinguished respectively in the points of presence and form of cavity.

However, it is considered that these phenomena

can not be separated in mechanism because of the similar behavior at the grain-boundary during freezing.

Fig.7 shows the distributions of Zn and Mg in weld metal made with parent metal filler in Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloy. From this figure, the remarkable segregations of eutectic compositions are recognized at boundaries.

Fig.8 and Table 3 illustrate the schematic models of eutectic-melting, micro-fissuring and weld-cracking and the sequence of their formations. Micro-fissuring is generated on re-solidification of the partially melted region, particularly at the grain-boundary.

The sequence of its formation are stated in the following stages.

Stage I—Solid state with remarkable segregations at boundaries, as is shown in Fig.7.

Stage II—Partial melting at boundaries due to the heat-input from the subsequent pass. Liquid healing possible if cracks form.

Stage III—Re-solidification of partially melted zone. Healing of cracks impossible if accommodation strain exceeded.

Stage IV—Solid state with cavity and segregation of eutectic compositions at the boundary.

Eutectic-melting differs from micro-fissuring in the situation at stage IV and their formations depends on the magnitude of restraint and the amounts of melted eutectic compositions.

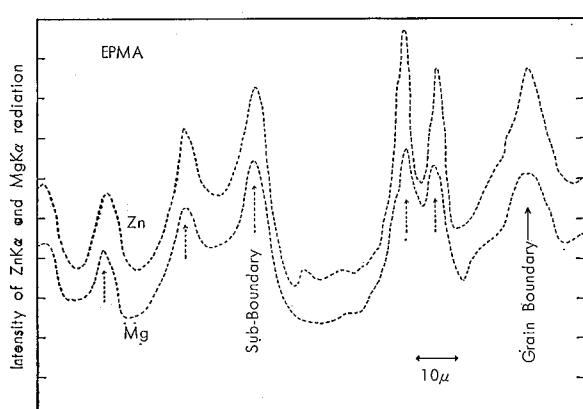


Fig. 7 Distributions of Zn and Mg in welds made with parent metal filler in Al-4.5%Zn-1.5%Mg alloy.

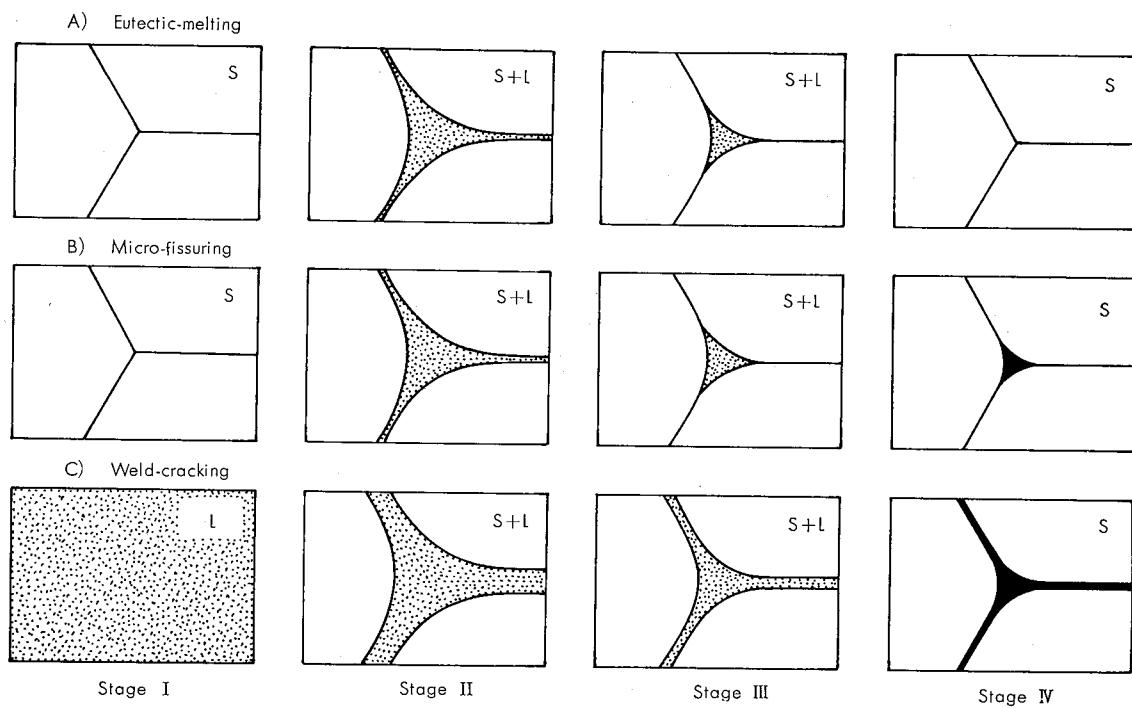


Fig. 8 Schematic models of sequence in formation of eutectic-melting, micro-fissuring and weld-cracking in aluminum alloys.

On the other hand, the sequence of weld-cracking is stated in the following stages.

Stage I — Dendrites freely dispersed in liquid. No cracking.

Stage II — Interlocking of grains. Liquid healing possible if cracks form. Accommodations not important.

Stage III—Critical solidification range. No healing of cracks possible if accommodation strain exceeded.

Stage IV — Solidification. Cracking.

This freezing process is illustrated in Fig.9, which was proposed by Borland¹⁵⁾ and others¹⁶⁾.

It is apparent from these models that the behavior in the process from stage II to stage IV of micro-fissuring is similar to that of weld-cracking, except for the difference of forms of cavity in the last stage.

As stated in the introduction, many arguments^{1,8,15,16)} have been presented on the mechanism of hot-cracking in welds of aluminum alloys, and their

achievements have become a center of attractions. However, there are many points to be clarified.

It should not be ignored the fact that the addition of Zr shows the more remarkable effects for reducing the weld-cracking of Al-Zn-Mg alloy than Ti or B, though the addition of Ti or B is more effective for refining the structure than Zr. Therefore, a new interpretation about the mechanism of preventing the hot-cracking in welds of aluminum alloys must be attempted.

As mentioned by one of the authors, Fukui, in the previous paper⁸⁾, it is considered that the prevention of weld-cracking by the additional elements in Al-Zn-Mg alloys depends not only on the refinement of the structure but also on the other metallurgical factors such as formation of hydride, change in the shape of liquid film and so on.

On the other hand, it is scarcely possible to find the reports on mechanism of micro-fissuring in

Table 3 Sequence of formation of eutectic-melting, micro-fissuring and weld-cracking in aluminum alloys.

Stages	Defects in welds		
	Eutectic-melting	Micro-fissuring	Weld-cracking
Stage I	Solid	Solid	Liquid
	Segregation	Segregation	Free dispersion of dendrite
Stage II	Solid+Liquid	Solid+Liquid	Solid+Liquid
	Partial melting	Partial melting	Solidification
Stage III	Healing	Healing	Healing
	Solid+Liquid	Solid+Liquid	Solid+Liquid
Stage IV	Solidification	Solidification	Solidification
	No healing	No healing	No healing
Stage IV	Solid	Solid	Solid
	Segregation	Segregation	Segregation
	No cavity	Cavity	Cracking

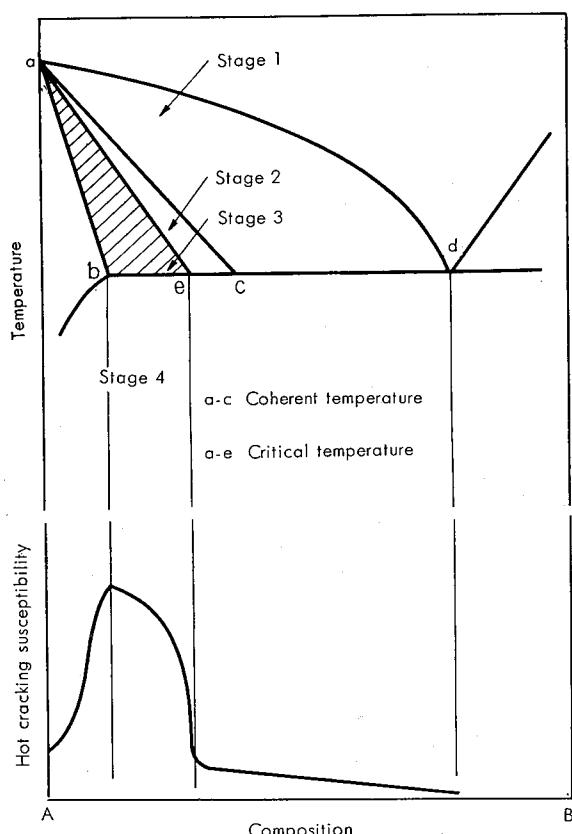


Fig. 9 Borland's theory of effect of constitutional features on cracking susceptibility in binary systems (Generalized theory)

welds. The details of mechanism of micro-fissuring are not clear from the results of this experiment, but the fact should be emphasized that micro-fissuring is generated preferentially at the grain-boundary, though the segregation of eutectic compositions with low melting temperatures at the grain-boundary and their amounts are almost equal to those of sub-boundary, as is shown in Fig. 7.

From these results, it is considered that micro-fissuring depends not only on the segregations of low melting constitutions at boundaries but also on the peculiarity of the grain-boundary itself.¹²⁾

Details of the mechanism of weld-cracking and micro-fissuring are the subject for the future study, and lengthy and careful consideration should be given to these settlements.

6. Summary

The results obtained were summarized as follows.

- 1). The addition of Zr had remarkable effects for reducing the weld-cracking of Al-Zn-Mg alloys. However, the addition of either Ti or B had no appreciable effects, though these elements had more grain refining ability for weld metals than Zr. None of other additional elements such as Ag, Mn, Cr, Be, V and Mo were found to be effective for reducing the weld-cracking. The addition of Cu increased the susceptibility to weld-cracking.

2). Susceptibility to weld-cracking increased in the following order; Al-Mg filler <Al-Mg-Zn (Mg)> Zn) filler <Al-Zn-Mg (Zn>Mg) filler. However, Al-Mg-Zn filler metal containing small amounts of Zr showed the same susceptibility as Ti-modified Al-Mg filler metal.

3). It was considered that the prevention of weld-cracking depended not only on the grain refining but also on the other metallurgical factors.

4). Micro-fissuring was observed frequently in multi-pass welds. The formation of micro-fissuring was influenced by welding conditions, pass numbers, thickness of parent metal, inter-layer temperatures, restraint, forced cooling, compositions of parent and filler metals and so on.

5). Eutectic-melting occurred at the grain-boundary or sub-boundary of weld metal, subjected to the heat-input from the subsequent pass, and micro-fissuring was generated in the region of eutectic-melting at the grain-boundary under weld stress. The more the heat-input to welds increased, the more the micro-fissuring of welds were observed.

6). Micro-fissuring due to eutectic-melting was influenced metallurgically by the boundary segregations of eutectic compositions with low melting temperatures. However, the peculiar characteristics of the grain-boundary itself could not be neglected. Sequence in the formation of micro-fissuring in aluminum alloys and its mechanism could be discussed in connection with common weld-cracking.

Acknowledgement

The authors would like to acknowledge the continuing guidance and encouragement of Dr. Eiichi Hata, Manager of Research Department, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

References

- 1) J.H. Dudas and F.R. Collins; Weld. J., **45**(1966), 6, 241s-249s
- 2) T. Fukui; The Welding World, **19**(1967), 10, 587-600
- 3) K.P. Mudrack; Schw. u. Schn., **12**(1960), 2, 45-55
- 4) I.I. Novikov; Gorjachelomkotj Tsvetnykh Metallov, Cpravov Hayka, Mocba (1966), 238
- 5) R. Develay et M. Croutzelles; Rev. de Mét., **4**(1962), 4, 349-359
- 6) Y. Sugiyama and T. Fukui; J. Japan Weld. Society, **35** (1966), 11, 70-77
- 7) H. Schoer u. W. Gruhl; METALL, **20**(1966), 3, 221-225
- 8) T. Fukui; J. Japan Inst. Light Metals, **18**(1968), 6, 320-331
- 9) P.T. Houldcroft; British Weld. J., **8**(1961), 7, 360-365
- 10) F.E. Gibbs; Weld. J., **45**(1966), 10, 445s-453s
- 11) Y. Sugiyama and T. Fukui; J. Japan Weld. Society, **38** (1969), 1, 79-85
- 12) T. Fukui; J. Japan Inst. Light Metals, to be published.
- 13) P.T. Houldcroft; British Weld. J., **2**(1955), 10, 471-475
- 14) J.D. Dowd; Weld. J., **31**(1952), 10, 448s-456s
- 15) J.C. Borland; British Weld. J., **7**(1960), 8, 508-512
- 16) R.L. Wells; Trans. ASME, (1967), 3, 40-48

R 116

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 2 April 1969

最近の加工用アルミニウム合金

寺 井 士 郎

住友軽金属工業株式会社

最近の加工用アルミニウム合金*

寺 井 士 郎**

1. まえがき

戦後のアルミニウム産業は、航空機産業という大きな市場を失い、そのすべてが新しく開発されてきたものであるといつても過言ではあるまい。戦後アルミニウム精錬再開の記念すべき昭和23年より昭和42年におけるアルミニウムおよびその合金の製品別生産実績を表1に示した。表1によつて明らかなるごとく、アルミニウム新地金では、昭和23年度僅か7,028トンにすぎなかつたが昭和42年度には、379,263トンと54倍の伸び率を、圧延製品では16倍の伸び率を、鋳造品では5倍強、ダイカストでは7.8倍、アルミニウム電線にいたつては1,000倍の驚異的な伸長率を示し、表2の主要国における用途部門別需要に見られるようにその需要構造も先進国との間に近づきつつあり、技術、設備の面でも順次先進国との間に近づきつつある。

この20年間、諸先輩の涙ぐましい開発努力が今日の繁栄をもたらしたものである。一方、国民一人当たりのアルミニウム消費量は、昭和40年(1965年)の4.2kgにくらべて主要諸国では、アメリカが17.8kg、イギリスが9.7kg、西ドイツ10.0kgといずれもわが国のそれを上回つておる、今後の技術開発、市場開発に一段の努力をすべきであろう。

金属材料の発達史をひもとく時、その大きな発展は加工材の発展につながつておる、アルミニウム合金の場合も例外ではなく、全製品の約70%が加工材である。したがつて、加工し易く、安価で、性能のすぐれた合金の開発、さらにはその加工方法、また適応した用途開発は、合金材料開発の第一段階となる。

本解説では、主として合金材料の面から最近の新しい合金系についてそれぞれの特徴をのべ、ご使用いただく方々のご参考になれば幸いと考えている。なお、加工方法についても、種々新しい加工方法が開発され、より合理的な生産方式へと発展しつつあるが、本解説ではこれらの点についてはふれないことにした。

2. 最近のアルミニウム合金の開発傾向

1968年度版の米国アルミニウム協会に登録された合金成表を見ると、第一にアルミニウム合金系の成分およびその範囲が、細分化されていることが目につく。

この細分化は、これほどまで細分化して使用しなければその特性が生かせないのか?また、単に各製造者からの希望の合金をそのまま登録したためか、この点についての詳細はわからないが、アルミニウム製品使用分野が多岐にわたつてゐる今日、使用者側の微妙な性能要求事項を満足させるためには、このような微妙な成分範囲の調整が要求されその結果、ほとんど主成分は変わらないが、微量成分の調整による性質の向上、あるいは価格の面での考慮がなされた結果であろう。このような微妙な成分調整は、戦前は無理であった。というのは、その頃は、現在のように、カウントメーターなどによる溶湯成分の迅速分析は不可能であり、実験的にはできても、量産には結びつかなかつたからである。

第二に目につくことは、VとかZrとかの希有元素がアルミニウム合金構成の一要素として考慮され、これら元素を含む新しい合金群が目だつことである。これらの金属は戦後の宇宙開発、原子力開発によって量産化の目通しのついたものが多く、今日では容易に適正価格で入手できる。したがつて、これら希有元素のアルミニウム合金への添加効果に関する研究も着々とすすめられ、これら元素の微量添加が、たとえば耐熱性の向上、結晶粒の調整、再結晶温度の上昇、溶接の際の割れ防止などに効果的であることがわかるなど、いろいろな意味でこれら希有元素の量産がアルミニウム合金開発につながつてゐることが多い。

第三には、従来すでに性質のわかっている合金が新しい加工技術によって見直される傾向である。たとえば、Al-Zn-Mg系の溶接構造用合金で、この系合金はすでに戦時中H.D.合金として知られていたが、その当時アルミニウムの溶接技術はきわめて初步的なものであり、酸素アセチレン溶接で純アルミニウム系の溶接が工業的に可能であるという時代であったが、戦後、不活性ガスアーク溶接法の開発とともに、焼入温度が低く、また焼入感受性の少ない

* 軽金属、18(1968)、に一部発表

** 研究部工学博士。

表1 主要軽金属製品生産実績（昭和23年～42年歴年）

(単位トン)

区分	アルミニウム新地金	アルミニウム再生地金	アルミニウム圧延品	アルミニウム電線	アルミニウム鍛造品	アルミニウムダイカスト
昭和23	7,028	2,584	24,362	50	18,579	1,634
24	21,224	1,920	28,609	797	18,213	1,223
25	24,651	3,652	30,688	2,423	6,698	725
26	36,977	4,845	35,882	3,405	7,001	1,323
27	42,587	8,111	37,533	2,711	7,834	1,593
28	45,309	10,634	43,304	5,492	12,150	3,491
29	53,003	12,429	42,198	3,929	12,119	3,775
30	57,346	9,564	52,389	5,346	11,627	4,189
31	65,540	15,917	62,518	6,700	15,255	6,751
32	67,389	19,740	62,735	9,269	20,155	9,724
33	84,109	23,533	70,926	11,017	19,700	11,376
34	99,128	36,998	96,340	10,235	25,833	11,735
35	131,244	49,503	119,629	14,063	34,500	26,946
36	152,512	69,535	157,678	17,969	41,625	35,688
37	169,665	71,520	162,842	14,062	41,094	36,732
38	222,673	92,540	202,787	20,919	44,117	46,652
39	263,822	107,754	241,055	17,251	56,842	53,094
40	292,088	123,703	252,991	23,529	59,323	58,581
41	335,130	139,375	325,097	41,354	73,599	70,215
42	379,263	178,121	390,884	50,377	95,373	85,625

表2 主要諸国における用途部門別需要 (1965年単位千トン, カッコ内は構成比)

	日本	米国	西独	英國
輸機械	送作器	86 (22.6)	872 (23.6)	142 (26.8)
電気機	45 (11.7)	214 (5.8)	85 (11.0)	27 (5.9)
建包	45 (11.8)	468 (12.6)	73 (13.7)	59 (13.2)
日用	9 (2.3)	824 (22.3)	48 (9.6)	37 (8.2)
鉄	69 (18.2)	298 (8.0)	43 (8.1)	30 (6.8)
その他	13 (3.3)	318 (8.6)	17 (3.2)	41 (9.2)
内需	60 (15.9)	132 (3.6)	22 (4.2)	15 (3.4)
直接輸出	354 (92.8)	314 (8.5)	71 (13.6)	73 (16.1)
合計	381	3440 (93.0)	474 (89.5)	402 (89.5)
		260 (7.0)	56 (10.4)	47 (10.5)
		3700	530	449

(注) 国連統計、軽金属協会で毎年算出、輸出には地金を含まない。

本系合金が見直され、車両をはじめとする溶接構造体に着目されて、現在別の面たとえば溶接性の細部にわたっての検討、それに伴う機械的性質、疲労強度の再検討が行なわれ、諸国でつぎつぎ新しい合金系が発表されるようになった。

第四には、アルミニウムと金属酸化物たとえば Al_2O_3 のようなもの、さらには、ホウ素繊維のようなものを組合せて従来の合金の強度上昇の手法と異なったアイデアのもとに性能改善が進められていることで、この種の材料は、まだ量産は困難かもしれないし、また接合などの問題でさらに検討すべき諸点が山積しているが、つぎの時代の新しい金属複合材料としてその積極的な開発がのぞまれている。

以上最近のアルミニウム合金加工材についての開発傾向の中で筆者の気づいた点を列挙してみたが、要するに宇宙開発とか原子力開発などのトップレベルの技術が、順次、一般生産技術へ適用されてきていることで、材料加工面でもこの傾向は非常に強い。

3. 純アルミニウム系材料

純アルミニウム系加工用材料を表3に示した。純アルミニウム系は、99.99%～99.0%の間の各純度のものについ

ての成分規則、純度規則が、米国アルミニウム協会では定められている。現行のJISではこの程度の細分化は行なわれていない。純アルミニウム系では、99.0%～99.3%程度の純度のもの、99.8%～99.85%程度の純度のものの使用率が多い。99.0～99.3%程度の純度のものの一般器物用材料にその大半が使用され、つぎのような性質が要求される。

1. 成形性 (成形限界がすぐれ方向性の少ないこと)
2. 表面処理性 (陽極酸化皮膜処理後の色調、筋模様などが問題となることが多い)
3. 表面仕上程度 (表面粗度、表面キズなど)
4. 均質な結晶粒 (30μ程度でバラツキの少ないとこと)
5. 耐食性

これらの諸性質中、とくに成形性、表面処理性が重視される場合が多く、戦後の研究もこの方面に関するものが多い。これらの諸性質は、いずれにしても、アルミニウム中の不純物として存在している鉄およびケイ素に主体がおかれて、さらに微量の銅、マンガン、マグネシウムなどの添加についても検討がなされている。異方性の問題について、比較的新しいところでは、¹⁾ Siebelの研究があり、かれの研究はアルミニウム板を深絞り加工した際の耳の発生と、鋳塊の加熱の影響を主体に取り扱ったものであるが、

表3 純アルミニウム材料の種類(1968年、米国アルミニウム協会登録) ●JIS制定(1968)

A. A. 記号	化 学 成 分 (%)										そ の 他		アルミニ ウム純度
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計		
ECI	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	99.45
●1100	1.0 Si+Fe	0.05~0.20	0.05	—	—	—	—	0.10	—	0.05	0.15	—	99.00
1200	1.0 Si+Fe	0.05	0.05	—	—	—	—	0.10	—	0.05	0.15	—	99.00
●1230 ¹⁾	0.7 Si+Fe	0.10	0.05	—	—	—	—	0.10	—	0.05	—	—	99.30
1135	0.65 Si+Fe	0.20	0.04	—	—	—	—	—	—	0.05	—	—	99.35
1235 ²⁾	0.65 Si+Fe	0.05	—	—	—	—	—	—	—	0.05	—	—	99.35
1435	0.15 0.30~0.50	0.02	—	—	—	—	—	—	0.03	0.05	—	—	99.35
1145 ³⁾	0.55 Si+Fe	0.05	0.05	—	—	—	—	—	—	0.03	—	—	99.45
10) 1345 ⁴⁾	0.30	0.40	0.10	—	—	—	—	—	—	0.05	—	—	99.45
●1250	0.20	0.40	0.10	0.01	0.01	0.01	—	0.05	—	0.03 ⁵⁾	0.03 ⁶⁾	—	99.50
●1260	0.40 Si+Fe	0.04	0.01	—	—	—	—	—	—	—	0.03 ⁷⁾	—	99.60
●1170	0.30 Si+Fe	0.03	0.03	0.02	0.03	—	0.03	0.03	0.03	—	—	—	99.70
1175 ⁸⁾	0.15 Si+Fe	0.10	—	—	—	—	—	—	—	0.02	—	—	99.75
●1180 ⁹⁾	0.09	0.09	0.01	—	—	—	—	—	0.02	0.02	—	—	99.80
1185	0.15 Si+Fe ¹⁰⁾	0.01	—	—	—	—	—	—	—	0.03	—	—	99.85
1285	0.08	0.08	0.02	—	—	—	—	0.02	0.02	0.01 ¹¹⁾	0.01 ¹²⁾	—	99.85
1188 ¹³⁾	0.06	0.06	0.006	0.01	0.01	—	—	0.02	0.01	0.01 ¹⁴⁾	0.01 ¹⁵⁾	—	99.88
●X1193 ¹⁶⁾	0.04	0.04	0.006	—	—	—	—	0.01	—	0.01	—	—	99.93
●1199 ¹⁷⁾	0.006	0.006	0.006	—	0.006	—	—	0.006	—	0.002	—	—	99.99

1) 2024合金合わせ板の皮材、JIS アルミニウムはく AIH

2) ハク用

3) 線材

4) 1100, 3003合わせ板(反射板)の皮材

5) コンデンサー用 JIS 高純度アルミニウムはく AOHI
AOH2

6) Ti+V<0.02%

7) 電極線用には Be<0.0008

8) Fe+Si<0.14

9) Ga<0.02

10) JIS では類似合金。1050, 1060, 1070, 1080

となっている。この場合、合金せずに地金、そのままの溶解となる。

鉄塊から切り出した試料より電気伝導度を測定し、微量の鉄およびケイ素の固溶・析出が最終的な板の異方性に関係することを報告している。また、Smallman は、固溶体合金を冷間加工し再結晶させた場合の再結晶集合組織と、十分析出させた合金を冷間加工した場合の再結晶集合組織との相異を調べ、一般には、十分析出処理を実施した合金の再結晶集合組織の方がより純金属の再結晶集合組織に近い組織になることを報告している。筆者もこの点について調査したことがあり実験の一部を図1に示したが、電気伝導度が最高を示す400°C程度の鉄塊加熱では、最終製品の深絞り後の耳の方向は90°を示し純金属形の再結晶集合組織に近いものであることが認められた。Al-Fe-Si三元系の析出の詳細については、不明なところが多いのでこれら異方性、成形性と微量鉄・ケイ素の固溶析出の詳細は今後さらに研究されるべき課題であろう。この点に関し、三木、Warlimontらは、アルミニウム均一相からの鉄化合物の析出ならびに再結晶への影響について詳細な実験を行なっている。

アルミニウム板材のプレス成形性に関しては、鉄鋼材料の成形性の研究より遅れているが、最近では、鉄鋼材料にこころみられた塑性力学的な考え方、軽合金分野にも取り入れられ、加工硬化指数n値、塑性異方性係数r値の測定、それと深絞り加工の際の限界絞り比L.D.R.との相関性の有無などが研究対象として取り上げられ、張出し加工、伸びフランジ加工などの分野にも塑性力学的な面からの検討がなされている。アルミニウムの場合、その結晶系が鉄と異なり加工による結晶の回転も異なっているため、鉄鋼におけるがごときr値と限界絞り比との理論的な対

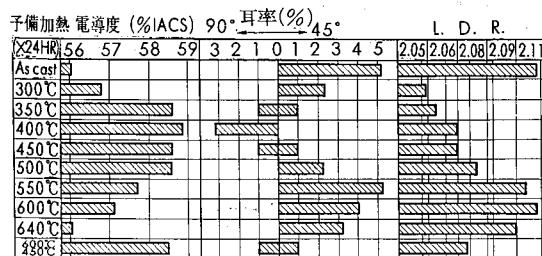


図1 鉄塊の予備加熱による工業用純アルミニウム電導度変化と最終板の耳率とL.D.R.の関係
鉄塊の予備加熱後、冷間圧延のみにて最終厚さ(1mm)まで圧延。途中焼鈍なし。

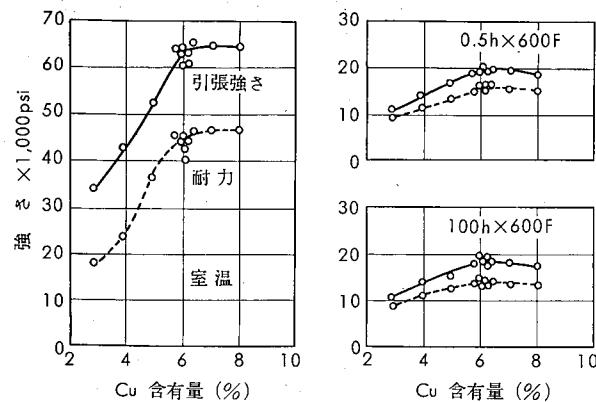


図2 Al-O3 Mn-OZr-OIV 合金の引張強さにおよぼす銅の影響(J.A.Nockによる)

応はついておらず、現在でも、アルミニウムの深絞り成形の際の限界絞り比とr値との対応は明らかにされていない。

ところで表3にもどって純アルミニウム系の米国における傾向を見ると、従来、いわゆる2Sとして親しまれた

1100アルミニウムに銅が必須成分として添加されていることで、この銅の存在については種々の考え方があろうが、一つには、銅の微量添加によって成形性が若干よくなること、二つには、化学研磨などの表面仕上の際、比較的光沢が良好になることであり、またこの程度の銅の添加では、一般器具材料としては、特に耐食性の面で害はないと考えられるからである。

つぎに陽極皮膜処理性の問題の中で、光輝性の点については、Al-Mg合金の項でのべるとして、ここでは、陽極皮膜処理後の筋模様(Streaking)の問題について述べることとする。この問題については、アルミニウム陽極皮膜処理材の宿命とでもいべき問題でこの根本的な解決には、わが国のみならず諸外国でも懸念であり、英米では陽極処理後、表面欠陥の現れない製品をとくに ANODIZED QUALITYと称しているがこれも比較的一般材に比較して欠陥の発生が少ない製品のことで、万全を期せるものではない。さて、このような陽極処理後の皮膜欠陥をその原因を列挙してみると、

1. 鋳造時の肉眼組織の不均一性
2. 鋳造時の肉眼的な偏析帯の影響
3. 鋳造組織のデンドライト晶(樹枝状晶)の不均一
4. 高純材料については熱間圧延の際の材料の再結晶に伴う部分的な結晶粒粗大化
5. 途中焼鉛時の結晶粒の不均一
6. 熱間圧延、冷間圧延時のスリバーリング
7. 圧延油の焼き付き、オイルステイン
8. 途中工程での腐食現象
9. 輸送中のトラヒックコロージョン

などで、これらが単一的に発生することはまれで、いずれかの原因によるものが複合して現れることが多い。しかしよく見ると、金属組織に関係するものと、外部的な要因によるものとがある。外部的な要因については、品質管理的に防止する事が可能であるが、金属組織的な要因中、特に、防止困難なのは、デンドライト晶の均一性である。⁷⁾ デンドライトの形成機構に対しては、現在、Chalmersの指摘したように、組成的過冷却(Constitutional Undercooling)に原因するもので、鋳塊の各部分(Micro的)にわたって均一な冷却時間(Cooling Time)をとらすことは非常に難しく、その制御は現在の段階では不可能に近い。⁸⁾ たとえば、SendovekおよびThomasの報告にあるように、肉眼組織上はほぼ均一な99.0%の鋳塊においても、デンドライト・アームスペーシングは、かなり相異しており、写真1～2に示すように粗大なところと密な部分がある。粗な部分に比較して密な部分は、陽極皮膜処理後、光沢の差もしくは灰色-黒色のように変化するのが一般であり、均一な皮膜色調はえられ難い。このような点について、米国では特に問題となる製品には、純度99.75%程度のものを皮材とし、1100あるいは3003などを芯材として製造することがあるが、その理由は、皮材となった部分は芯

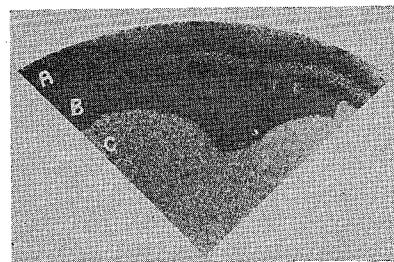


写真1 光輝アルマイト処理をした99.0%アルミニウム200mmφ、インゴットの断面(X1)
部分
〔A. 非常に光沢がよい
B. 中間
C. 光沢はよくない(A.Sendorekらによる)〕

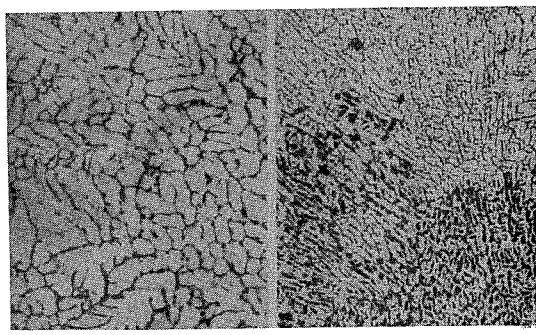


写真2 写真1のA、B、C部分の光学顕微鏡組織。a: A部分。b: BおよびC部分。(X100)

材に比較し鋳塊からの加工度が極度に高く、上述のような不均一なデンドライトも高加工によって均一な分散状態となる。このような目的で製造される合せ板材を表4に示した。いずれにしろこのような方式で製造した板は、表面の皮板部分の全厚みのせいぜい10%程度であるので、加工に際し表面にキズをつけたり、過度の表面研磨ならびに塑性加工は極力さけるべきであろう。さもなければ、表面の皮付け部分がなくなり芯材部分が表面に現れ、全面的に使用不可能となる場合も起りうるからである。

弊社においても、以上のような観点から研究をすすめ、JIS規格材料はもちろん、米国アルミニウム協会規格のものその他規格のものも、使用者側の身になって極力バラツキの少ない製品の開発に努力をかさねてきている。

4. Al-Cu系合金

Al-Cu系の合金は、熱処理形の合金としての歴史も古くジュラルミンとして広く一般に知られており、アルミニウム合金一般をさして"ジュラ"という言葉で代表して使われていることがしばしばある。1968年度版の米国アルミニウム協会の登録合金を表5に示した。この系の合金につ

表4 反射板用いられる合せ板

種類	合せ板		複合板の全厚(in)	合せ側	合せ厚さ%	
	芯材	皮材			標準	最低平均
1100反射板	1100	1175	0.064未満 0.065以上	片面および両面	15 7.5	12 6
3003反射板	3003	1175	同上	同上	同上	同上

表5 Al-Cu合金材料の種類(1968年度、米国アルミニウム協会登録) ●JIS 制定

A. A. 記号	化 学 成 分 (%)									そ の 他		アルミニウム
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計	
2011	0.40	0.7	5.0~6.0	—	—	—	—	0.30	—	0.05 ¹⁾	0.15	残
●2014	0.50~1.2	0.7	3.9~5.0	0.40~1.2	0.20~0.8	0.10	—	0.25	0.15	0.05 ²⁾	0.15	残
2214	0.50~1.2	0.25	3.9~5.0	0.40~1.2	0.20~0.8	0.10	—	0.25	0.15	0.05	0.15	残
●2017	0.8	0.7	3.5~4.5	0.40~1.0	0.20~0.8	0.10	—	0.25	—	0.05	0.15	残
●2117	0.8	0.7	2.2~3.0	0.20	0.20~0.50	0.10	—	0.25	—	0.05	0.15	残
●2018	0.9	1.0	3.5~4.5	0.20	0.45~0.9	0.10	1.7~2.3	0.25	—	0.05	0.15	残
●2218	0.9	1.0	3.5~4.5	—	1.2~1.8	0.10	1.7~2.3	0.25	—	0.05	0.15	残
2618	0.25	0.9~1.3	1.9~2.7	0.20~0.40	1.3~1.8	—	0.9~1.2	—	0.04~0.10	0.05	0.15	残
2219	0.20	0.30	5.8~6.8	0.20~0.40	0.02	—	—	0.10	0.02~0.10	0.05 ³⁾	0.15	残
2319 ⁴⁾	0.20	0.30	5.8~6.8	0.30~0.8	0.02	—	—	0.10	0.10~0.20	0.05 ³⁾ ²⁾	0.15	残
2020	0.40	0.40	4.0~5.0	0.20~0.40	0.03	—	—	0.25	0.10	0.05 ⁵⁾	0.15	残
2021	0.20	0.30	5.8~8.8	0.30~0.9	0.02	—	—	0.10	0.02~0.10	0.05 ⁶⁾ ⁷⁾	0.15	残
●2024	0.50	0.50	3.8~4.9	0.40~1.2	1.2~1.8	0.10	—	0.25	—	0.05	0.15	残
●2025	0.50~1.2	1.0	3.9~5.0	0.10~0.25	0.05	0.10	—	0.25	0.15	0.05	0.15	残

1) Pb, Bi それぞれ 0.20~0.6

2) 溶接電極線の場合 Be<0.0008

3) V 0.05~0.15, Zr 0.10~0.25

4) 溶接電極線

5) Cd 0.10~0.36, Li 0.9~1.7

6) V 0.05~0.15, Zr 0.10~0.26, Cd 0.05~0.20, Sn 0.03~0.08

いては、すでに、A. Wilm が Al-Cu 系の時効現象を発見しており、時効の本質が何であるか?といふ時効機構追及の研究は数多くなされてきたが、戦後の転位論の金属学への応用とともに、Al-Cu 二元合金の時効の機構はほぼ解明されるに至っている。前記転位論の応用面も時効機構の解明には力があったが、より直接的な X 線回折技術(たとえば小角散乱法)、電子顕微鏡による薄膜透過写真技術等の研究手段の発展によるところも大きい。

本解説では、比較的最近話題にのぼっている合金について、若干の説明を行なうこととした。その一つは、切削用のアルミニウム合金の一種である2011合金である。わが国では、昭和41年初頭の銅価格の高騰をきっかけに、快削アルミニウム合金の需要が高まり、量産されるようになつた。その代表的な合金が2011合金で、他の快削アルミニウム合金との機械的、物理的性質を表6に示した。この表中2011合金はその成分が銅を主体としているために、耐食性の面では6262、5056系統の合金より劣る傾向を示す。2011合金あるいは6262合金はいづれも Pb および Bi の微量(おのおの0.5%)を含んでおり、これが切削加工の際の切削抵抗、チップ形状などに大きな影響をもたらしており、これら低融金属の分散および大きさを制御することが切削性向上のポイントの一つになっている。なお、地質のかたさは、2011合金の場合 Al-Cu、6262合金の場合には Al-Mg₂Si の時効硬化が主体となり、それに適当な冷間加工硬化を組合せるわけであるが、地質の焼の入り具合が、切削抵抗、切削面あらさなどにも大きな影響をもつてることがわかる。したがって、これら切削関係の合金は成分調整も大事な因子となるが、それ以上に製造工程の管理が重要な場合が多い。

2017合金、2024合金は、Al-Cu-Mg 系に属する合金で熱処理可能な合金としての歴史も古いため、かなり切削加工性が良いので、とくにチップ形状などがあまり問題とならないような場合に用いられるが、この場合も製造工程管理が適正でないと、切削条件のバラツキが多いことがしばし

ば起りうる。5056系の合金は、耐食性もよくまた陽極酸化処理とそれに伴う染色性もよいので主として写真機の鏡胴などに使用されている。この場合、特に注意すべきは、陽極酸化処理後に模様の発生が起ることがある点である。これについては、前述の陽極処理性とその問題点に述べたのと同一の理由によることが多く、製造条件の管理を厳重に行なう必要がある。切削加工の面では、とくに新合金と称するものは現れていないが、若干の改良を加えた合金が各社で PR されているのが現状であるが、銅合金系の資源的な問題などを考慮した場合、アルミニウム基合金で使用できるところはできるかぎりアルミニウム合金へ変更される傾向は今後とも続くものと思われる。

つぎに2219合金がある。この合金の強さは2014合金のそれよりは表7に示したように若干低いが、より溶接性が良くまた高温および低温における強度も高いことが知られている。最近ではサタン V ロケットの液体酸素用タンクなどにも用いられている。溶接がこの種の構造物の製造における主要な接合手段である以上、溶接技術そのもののさらに詳細な検討が、板厚0.312"の2219-T87板を2319の電極線で自動 DCSP ティグ溶接した場合の溶接部の強度と時間・温度の関係や熱入力と溶接条件因子との関係を求めることによりなされているが、溶接サイクル中の母材の最高温度(900~1500°Fの範囲で)が高いほど、溶接部の耐力、引張強さおよび伸びも高く、この合金の強度に悪影響をおよぼす温度(450°F)以上の温度に母材が保持される時間(15~52秒の範囲で)の長いほど耐力と引張強さが低下し、伸びが大きくなる。2219合金は、表6でもわかるように、Ti, Zr, V の微量を含んでおり、これら添加元素が、高温強度の上昇、溶接性の改善などに効果があるものと考えられる。Al-0.3Mn-0.2Zr-0.1V 合金に対する銅2.5~8% 添加の効果について Nock の実施した実験の一部を図2に示した。

つぎに2020合金について若干ふれておく。この合金系は、Al-Cu-Li 系の合金で、本系合金の開発には Le-Baron¹³⁾

表6 快削アルミニウム合金と快削黄銅、快削鋼および各種アルミニウム合金との機械的、物理的性質の比較

性 質	アルミニウム合金							快削黄銅	快削鋼
	2011-T3	2011-T6	6262-T9	2017-T4	2024-T4	5056-H38	6061-T4		
機械的性質(代表値)									
引張強さ kg/mm ²	34	41	39	44	48	42.2	32	42	53
耐力 kg/mm ²	29	31	36	28	33	35.2	28	29	49
伸び %	16	12	8	22	19	15	17	18	13
せん断力 kg/mm ²	22.5	24.5	24.6	26.7	28.8	22.5	21.1	23.9	38.7
疲れ強さ kg/mm ²	12.7	12.7	9.1	12.7	14.1	15.5	9.8	—	—
かたさ Hb 500/10	90	100	115	105	120	100	95	116	—
弾性率 kg/mm ²	7,141	7,141	7,000	7,352	7,422	7,220	7,000	9,800	20,300
物理的性質(代表値)									
電気伝導度 % IACS	39	45	44	34	30	29	43	25.5	14.3
電気抵抗 $\mu\Omega\text{cm}$	4.4	3.8	3.9	5.1	5.8	—	4.0	—	—
熱膨脹係数 $20\text{--}100^\circ\text{C}\times 10^{-6}$	23	23	23.5	23.5	23.2	24.3	23.5	20.5	11.7
比重	2.82	2.82	2.72	2.79	2.77	2.64	2.70	8.50	—
溶融温度 °C	535~643	535~643	582~649	535~640	502~638	568~638	582~649	899	1482~1538

表7 2014合金、2024合金および2219合金押出材の代表的な長軸方向の機械的性質

合金の種類	熱処理条件	厚さ (mm)	断面積 (cm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (% 50mm)
2014	O T4, T451 T6, T651	すべて	すべて	18.9	10.5	18
		~192	~192	40.6	30.1	24
		~12.4	~120	47.6	44.8	12
		12.5~18.7	~150	51.8	47.6	12
		18.8以上	~150	52.5	48.3	12
		18.8~	150~192	52.5	48.3	11
2024	O T4, T351	すべて	すべて	21.0	10.5	17
		~6.3	~120	44.8	36.4	18
		6.4~18.7	~120	49.7	39.2	17
		18.8~37.4	~150	54.5	50.4	15
		37.5以上	~150	56.0	42.7	14
2219	O T351 T851	すべて	192	18.9	9.8	19
		~12.4	~120	32.2	21.7	30
		12.5~18.7	~150	35.0	22.4	26
		18.8~75	~150	35.0	22.4	26
		~75	~150	45.5	34.3	11

および Hardy らによるところが多い。Li は Cu に固溶し、直接 Al-Cu 系の時効過程に影響を与える元素として知られ、2020合金では、Li 以外に Cd が添加されている。¹⁵⁾筆者の行なった実験の結果では、Al-4.5%Cu-0.1%Cd-0.6%Li で、500°C焼入れ後 2 週間の室温時効で約40kg/mm², 160°C×12h の析出処理で45~50kg/mm²程度の引張強さ¹⁶⁾がえられる。アルコアではこの合金のヤング率が、表8に示したように、他の高力アルミニウム合金に比較し優れていることに着目して、海軍の輸送機の主翼および尾翼面に大板を採用しているが、切欠感度が高いので注意すべきであるとしている。

5. Al-Mn 系合金

Al-Mn 系の合金は比較的価格も安く、加工性も良好であり、純アルミニウム系の1100よりは、強さも若干良いなどの理由から、米国では1100より量的にはむしろ多く使用されているようである。1968年度の米国アルミニウム協会に登録された Al-Mn 系の合金を表9に示した。3002合金は、光輝合金の一種としてアルコアが開発した合金で、

後述する Al-Mg 系の光輝合金と変わらない光輝性を有し、かつ成形性とくにスピニング加工が良好であるとされている。3003合金は、従来 3S 合金として Al-Mn 系合金の代表的な合金であるが、最近の3003は、銅を必須成分として添加されている。この銅の添加については、再結晶粒の微細化に効果的であるともいわれるが、はっきりした添加理由はわからない。3003合金の用途は、低温用、一般器物用、建材関係用とかなり範囲が広い。また成形性特に特に深絞り加工性がかなり良いために、最近では、クローザー関係、冷却フイン関係などにも用途が拡がりつつある。Al-Mn 系の強さの向上に微量のマグネシウム添加は効果的であり、電球口金用あるいは建材用アルミニウム合金として使用されている。3004, 3005等の合金はその代表的な例である。3003, 3105合金の代表的な耐力について他の建材用合金の耐力と比較して表10に示した。

6. Al-Si 系合金

Al-Si 系の合金は、溶接・ロウ接などの電極線またはロウ材として発達した合金であるが、ケイ素の影響で硫酸浴の陽極皮膜処理においても、皮膜が灰黒色に発色することから、一種の陽極処理発色合金として押出材または板材が

表8 アルミニウム合金の弾性率の1例

合 金	弾 性 率 (kg/mm ²)			合 金	弾 性 率 (kg/mm ²)		
	引張り E	圧縮 E _c	せん断 G		引張り E	圧縮 E _c	せん断 G
1100	6930	7000	266	5052	7070	7140	266
2020	7770	7980	294	6061	6930	7070	266
2024	7350	7490	280	7075	7210	7350	273

表9 Al-Mn 合金材料の種類 (1968年度、米国アルミニウム協会登録) ●JIS 制定²⁾

A. A. 記 号	化 学 成 分 (%)									そ の 他		アル ミ ウ ム
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計	
3002	0.08	0.10	0.15	0.10~0.25	0.06~0.20	—	—	0.03	0.03	0.03	0.10	残
●3003	0.6	0.7	0.05~0.20	1.0~1.5	—	—	—	0.10	—	0.05 ¹⁾	0.15	残
3203	0.6	0.7	0.06	1.0~1.5	—	—	—	0.10	—	0.05 ¹⁾	0.15	残
3004	0.30	0.7	0.25	1.0~1.5	0.8~1.3	—	—	0.25	—	0.05 ¹⁾	0.15	残
3005	0.6	0.7	0.30	1.0~1.5	0.20~0.6	0.10	—	0.25	0.10	0.05	0.15	残
3105	0.6	0.7	0.30	0.30~0.8	0.20~0.6	0.20	—	0.40	0.10	0.05	0.15	残

1) 溶接用電極線および溶加材に用いる場合 Be<0.0008%

2) JIS では Cu 0.20 以下

表10 回転用に使用されるアルミニウム合金の耐力の代表値

板 用	耐 力 (kg/mm ²)				
	O	H14	H16	H18	H34
1100	3.5	11.9	14.0	15.4	—
3003	4.2	14.7	17.5	18.9	—
3105	—	16.8	19.6	—	—
5005	4.2	15.4	17.5	19.6	14.0
5050	5.6	—	—	—	16.8
5052	9.1	—	—	—	21.7
押出形材	O	T4	T5	T6	T42
6061	5.6	14.7	—	28.0	—
6063	4.9	9.1	14.7	21.7	9.1

表11 Al-Si 合金材料の種類 (1968年度、米国アルミニウム協会登録) ●JIS制定

A. A. 記 号	化 学 成 分 (%)									そ の 他		アル ミ ウ ム
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計	
4032	11.0~13.5	1.0	0.50~1.3	—	0.8~1.3	0.10	0.50~1.3	0.25	—	0.05	0.15	残
●4043	4.5~6.0	0.8	0.30	0.05	0.05	—	—	0.10	0.20	0.05 ²⁾	0.15	残
4343 ¹⁾	6.8~8.2	0.8	0.25	0.10	—	—	—	0.20	—	0.05	0.15	残
4543	5.0~7.0	0.5	0.10	0.05	0.10~0.40	0.05	—	0.10	0.10	0.05	0.15	残
4045	9.0~11.0	0.8	0.30	0.05	0.05	—	—	0.10	0.20	0.05	0.15	残
4145 ¹⁾	9.3~10.7	0.8	3.3~4.7	0.15	0.15	0.15	—	0.10	—	0.05	0.15	残
4245	9.3~10.7	0.8	0.30	0.07	0.07	0.07	—	9.3~10.7	—	0.05	0.15	残
4047 ¹⁾	11.0~13.0	0.8	0.20	0.15	0.10	—	—	0.20	—	0.05	0.15	残

1) ロック付用合金

2) 溶接電極線用 Be<0.0008%

このような目的に使用されることもある。表11にこの系合金の種類を示したが、4032は鍛造用ピストンに実績の多い合金であり、現在でもレシプロエンジンの航空機のピストンにはこの系合金の使用が多い。4043系の合金は前述のごとく溶接用電極線として、Al-Mg-Si系の6063, 6061, Al-Mn系の3004合金などの溶接に適した電極線であるが、溶接後、陽極処理皮膜をほどこす場合には、溶接部の着色が特に著しいので、このような着色がクレームの対象になるような部分の溶接には特に注意する必要がある。なお、アルミニウムの場合プレーリングシートと称して、皮板に低融点で接合能力のよい合金を使用し、芯材には皮板より高融点である合金を用いた合せ板がプレーリング製品の量産化の素材としてわが国でも最近ではかなり使用され

るようになってきた。表12に代表的なプレーリングシートを示したが、いずれも皮板にはAl-Si系の合金が使用されている。

7. Al-Mg 系合金

Al-Mg系の合金は、耐食性が良好であること、熱処理によらずに加工硬化によりかなりの強さがえられること、さらに溶接性もよいことなどの理由によって、戦後の開発は著しく、またその種類が多岐にわたっている。本系合金

表12 プレーリング板の要素

合 金 名	合 わ せ 合 金 心 材	複 合 板 の 全 厚 (in)	合 わ せ 側	合 わ せ 厚 さ (%)		アル ミ ウ ム
				標 準	最 低 平 均	
No. 11	3003	4343	0.063 0.064 0.063	未満 以上 未満	片 両 片 側	10 5 10 5 10 5
No. 12	3003	4343	0.064 0.090	以上 未満	両 片 側	8 4 8 4
No. 21	6951	4343	0.091	未満	片 両 側	8 4 8 4
No. 22	6951	4343	0.090 0.091	未満 以上	両 片 側	8 4 8 4
No. 23	6951	4045	0.090 0.091	未満 以上	片 両 側	8 4 8 4
No. 24	6951	4045	0.090 0.091	以上 未満	両 片 側	8 4 8 4

表13 Al-Mg合金の種類(1968年度、米国アルミニウム協会登録) ●JIS制定

A. A. 記号	化 学 成 分 (%)									そ の 他		アルミニウム
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計	
●5005	0.40	0.7	0.20	0.20	0.50~1.1	0.10	—	0.25	—	0.05	0.15	
5205	0.15	0.7	0.03~0.10	0.10	0.6~1.0	0.10	—	0.05	—	0.05	0.15	
5007	0.008	0.008	0.008	0.001	0.40~0.6	0.001	0.001	0.003	0.002	0.002	—	99.35
5008	0.006	0.006	0.006	0.001	0.2~1.1	0.001	0.001	0.003	0.002	0.002	—	98.85
5009	0.006	0.006	0.006	0.001	1.3~2.2	0.001	0.001	0.003	0.002	0.002	—	97.75
5010	0.40	0.2	0.25	0.10~0.20	0.20~0.5	0.15	—	0.30	0.10	0.05	0.15	
X5012	0.08	0.10	0.10	0.05	1.5~2.1	—	—	0.03	0.03	0.03	0.10	
X5015	Si+Fe	0.03	0.03~0.10	0.03~0.15	0.50~1.0	—	—	—	0.02	0.01	0.02	
5039 ¹⁾	0.10	0.40	0.03	0.30~0.05	3.3~4.3	0.10~0.20	—	2.4~3.2	0.10	0.05 ²⁾	0.10	
5040	0.30	0.7	0.25	0.9~1.4	1.0~1.5	0.10~0.20	—	0.22	—	0.05	0.15	
5050	0.40	0.7	0.20	0.10	1.1~1.8	0.10	—	0.25	—	0.05 ²⁾	0.15	
5051	0.40	0.7	0.25	0.20	1.7~2.2	0.10	—	0.25	0.10	0.05	0.15	
●5052	Si+Fe	0.45	0.10	0.10	2.2~2.8	0.15~0.35	—	0.10	—	—	0.05 ²⁾	0.15
5252	0.08	0.10	0.10	0.10	2.2~2.8	—	—	—	—	0.03	0.10	
X5452	0.15	0.40	0.02~0.10	0.10	2.2~2.8	0.10	—	0.05	—	0.05	0.15	
5652	Si+Fe	0.40	0.04	0.01	2.2~2.8	0.15~0.35	—	0.10	—	0.05 ²⁾	0.15	
5053	Si+Fe	0.03	0.03~0.10	0.03~0.10	3.1~3.9	—	—	—	0.02	0.01	0.02	
●5154	Si+Fe	0.45	0.10	0.10	3.1~3.9	0.15~0.35	—	0.20	0.20	0.05 ²⁾	0.15	
5254	Si+Fe	0.45	0.05	0.01	3.1~3.9	0.15~0.35	—	0.20	0.05	0.05 ²⁾	0.15	
5454	Si+Fe	0.40	0.10	0.50~1.0	2.4~3.0	0.05~0.20	—	0.25	0.20	0.05	0.15	
5554 ¹⁾	Si+Fe	0.40	0.10	0.50~1.0	2.4~3.0	0.05~0.20	—	0.25	0.05~0.20	0.05 ²⁾	0.15	
5155	0.30	0.7	0.25	0.20~0.6	3.5~5.0	0.05~0.25	—	0.25	0.15	0.05	0.15	
●5056	0.30	0.40	0.10	0.05~0.20	4.5~5.6	0.05~0.20	—	0.10	—	0.05 ²⁾	0.15	
●5356	Si+Fe	0.50	0.10	0.05~0.20	4.5~5.5	0.05~0.20	—	0.10	0.06~0.20	0.05 ²⁾	0.15	
5456	Si+Fe	0.40	0.10	0.50~1.0	4.7~5.5	0.05~0.20	—	0.25	0.20	0.05	0.15	
●5556 ¹⁾	Si+Fe	0.40	0.10	0.50~1.0	4.7~5.5	0.05~0.20	—	0.25	0.05~0.20	0.05 ²⁾	0.15	
5257	0.08	0.10	0.10	0.03	0.20~0.6	—	—	0.03	—	0.02	0.05	
5357	0.12	0.17	0.20	0.15~0.45	0.8~1.2	—	—	—	—	0.05	0.15	
5457	0.08	0.10	0.20	0.15~0.45	0.8~1.2	—	—	—	—	0.03	0.10	
5557	0.10	0.12	0.15	0.10~0.40	0.40~0.8	—	—	—	—	0.03	0.10	
5657	0.08	0.10	0.10	0.03	0.6~1.0	—	—	0.03	—	0.02	0.05	
X5180 ¹⁾	Si+Fe	0.35	0.10	0.20~0.7	3.5~4.5	0.10	—	1.7~2.8	0.06~0.20	0.05 ²⁾ ³⁾	0.15	
5082	0.20	0.35	0.15	0.15	4.0~5.0	0.15	—	0.25	0.10	0.05	0.15	
5182	0.20	0.35	0.15	0.20~0.7	4.0~5.5	0.25	—	0.25	0.10	0.05	0.15	
●5083	0.40	0.40	0.10	0.30~1.0	4.0~4.9	0.05~0.25	—	0.25	0.15	0.05	0.15	
●5183 ¹⁾	0.40	0.40	0.10	0.50~1.0	4.3~5.2	0.05~0.25	—	0.25	0.15	0.05 ²⁾	0.15	
5066	0.40	0.50	0.10	0.20~0.7	3.5~4.15	0.05~0.25	—	0.25	0.15	0.05	0.15	

1) 溶接用、電極線

2) Be 0.0008 以下: 溶接電極線用

3) Zr 0.08~0.25

改良がなされており、合金の種類としても Al-Mg 系の合金が最も多い。ここ二、三年特に開発の進んだ合金として、まず光輝合金をあげることができる。従来アルミニウムの光輝性を利用するには、99.85~99.99% 程度のものが使用され、それに微量のマグネシウムを添加したものも使用されてはいたが、今日のように多量に使用されるに至っていなかったが、米国において、自動車用のクロームメッキ板に、価格の上でも安くまた耐食性の面でもすぐれている高純アルミニウムを基にした Al-Mg 合金が開発されるに至って、わが国でもかなり多量に使用されるようになった。¹⁷⁾ このような材料はいずれも、表面のキズ防止および耐食性の向上のため、硫酸浴の陽極処理で大体 4 μ 程度の皮膜がかけられるが、この際、鉄とかケイ素のようなアルミニウムに固溶度の少ない元素は、陽極皮膜中にこれら元素が残存し、皮膜の光透過度を害し、結果的には光沢を害するので、合金元素として常温付近でもかなりの固溶度を有するマグネシウム、亜鉛などが対象となるが、一般には

マグネシウムの方が陽極皮膜処理性がよいので、ほとんど Al-Mg 系のものが使用されている。表中 5257、5457など57が下2ケタにつくものと、5252合金が光輝合金にあたる。光輝合金の開発にいま一つ有力な武器となったのは、化学研磨処理法の改良で、最近では各種の化学研磨剤が容易に入手しうるようになってきている。これら光輝合金の代表的な機械的性質を表14に示した。

5005、5050合金は、マグネシウム含有量の関係で強さはそれほど強くはないが、加工性の良好な点から、低応力部分の構造体、たとえば車両内装関係、建材特にスパンドールなどに使用されることが多い。5052合金は従来とも 52 S 合金として親しまれ、その用途面も多岐にわたっている。

溶接構造用アルミニウム合金としては、5083および5086などがあるが、5083合金は低温構造材として、アルミニウム合金中では実績の多い合金である。各種のアルミニウム合金の低温における機械的性質を表15に示した。表16には 5083-H321、5454-H32 および 5456-H321 の室温および

表14 光輝合金の代表的機械的性質

合 金	質 別	引張強さ (kg/mm ²)	耐 力 (kg/mm ²)	伸 び (%)
5257	O	9.1	3.5	27
5257	H25	14.0	11.2	14
5257	H28	16.8	15.4	5
5657	H25	16.1	14.0	12
5657	H28	19.6	16.8	7
5557	O	11.2	4.2	25
5557	H25	17.5	14.7	10
5557	H28	21.0	19.6	8
5457	O	13.3	4.9	24
5457	H25	18.9	16.1	10
5457	H28	21.7	21.0	6
5252	H25	24.5	18.2	12
5252	H28	28.7	24.5	7
X5053	H25	26.6	20.3	10
X5053	H28	31.5	27.3	8

−320°F (−196°C) における軸方向の応力下での疲れ強さを示したが、いずれの合金も低温で疲れ強さが増加しており、Al-Mg 合金の低温工業への利用の大きな原因となっている。最近では、溶接技術も進歩して各種の自動溶接が現場施工の面にも用いられるが、素材の寸法もできるだけ大きな物が要求され、わが国でも肉厚の大寸法の板の製造が順次具体化しつつあり、この種大板の最大の利用面であるN.P.G タンクの製造計画も本格化しつつあることは望ましいことである。5086材は主として押出材に用いられる。この種高マグネシウム材料は、高温における変形抵抗も大きく、押出加工性は良好とはいえず、この系よりも押出加工性のよい溶接構造材 Al-Zn-Mg 系合金が将来有望

表15 各種アルミニウム合金（母材または溶接材）の低温における機械的性質^{a)}

合 金 お よ び 質 別	引張強さ (kg/mm ²) 室温−196°C−225°C			耐 力 (kg/mm ²) 室温−196°C−225°C			伸 び (%) 室温−196°C−225°C		
	9.1	17.5	24.5	3.5	4.2	6.7	40	55	55
1100−O	12.6	21.0	33.6	11.9	14.0	16.1	20	45	50
2014−T6	49.0	58.8	72.1	42.0	50.4	56.7	13	14	12
2024−T3	49.0	59.5	78.4	35.0	43.4	52.5	17	18	17
2219−T81 e)	46.2	58.1	69.3	35.0	42.7	47.6	12	15	18
2219−T81 d)	29.4	39.9	41.3	17.5	21.0	23.1	5	4	4
2219−T81	41.3	51.5	55.3	28.0	30.8	38.5	5	7	6
2219−T87	47.6	59.5	69.3	39.2	46.9	51.1	12	14	17
3003−O	11.2	23.1	38.5	4.2	5.9	7.0	40	46	48
3003−H14	15.4	24.5	40.6	14.7	17.5	19.6	18	30	41
5083−O	29.4	41.3	56.0	14.7	16.8	18.2	25	36	32
5083−H321 e)	32.2	50.8	61.6	23.1	27.3	28.7	16	27	29
5454−O	25.2	37.8	55.3	11.2	13.3	15.4	25	39	39
5454−H34	30.8	44.1	63.2	24.5	28.7	30.1	16	30	32
5456−O	31.5	43.4	56.0	16.1	18.2	19.6	20	32	25
5456−H321	35.7	47.6	62.3	25.9	30.1	33.6	16	27	22
6061−T6 f)	31.5	41.3	53.2	28.0	32.9	37.8	17	22	27
6061−T6 g)	18.9	27.3	37.1	10.5	12.6	14.7	12	8	7
6061−T6 h)	30.1	37.1	51.1	27.3	32.9	36.4	2	3	2
X7005−T53	42.0	57.4	67.9	37.1	44.8	48.3	15	16	18
7039−T61	42.0	53.9	64.4	35.0	42.0	46.2	14	14	18
7075−T6	58.1	71.4	81.2	51.1	63.4	68.6	11	9	8
7075−T73	51.1	64.4	74.2	44.1	50.4	54.6	13	14	14
7079−T6	54.6	64.4	75.6	47.6	56.0	72.0	14	12	9
7178−T6	61.6	74.2	85.4	54.6	65.8	75.6	11	5	4

a) 非熱処理形の合金の溶接部の代表的な引張強さは、焼純材のそれと大差なし。耐力および伸びは母材の質別により変化する。

b) 0.2% 永久伸び

c) 溶接のまま、溶加材 2319

d) 溶接後、焼入れ焼もどし、T62、溶加材 2319

e) −269°C で、引張強さ 58.1 kg/mm²、耐力 28 kg/mm²、伸び 31%

f) −269°C で、引張強さ 54.6 kg/mm²、耐力 37.8 kg/mm²、伸び 27%

g) 溶接のまま、溶加材 4043

h) 溶接後、焼入れ、焼もどし溶加材 4043

表16 室温および−196°CにおけるAl-Mg系溶接構造材の軸方向の疲れ強さ

条 件	試片の形状	疲れ 強 さ (kg/mm ²)			
		室温 10 ⁶	−10 ⁶	−196°C 10 ⁶	−196°C 10 ⁶
母 材	平 滑	5083−H321			
	平 滑	27.3	23.8	31.5	28.0
溶 接 後	平 滑	19.6	14.0	21.4	18.2
		5454−H32			
母 材	平 滑	27.3	21.4	31.5	28.0
	平 滑	20.3	14.0	25.2	21.0
溶 接 後	切 欠*	7.0	—	12.6	—
		5456−H321			
母 材	平 滑	29.4	25.2	32.9	28.7
	平 滑	21.0	16.1	24.5	21.0
溶 接 後	切 欠*	7.7	—	10.5	—

*理論的な応力集中係数≥12

であろう。

つぎに、5082およびX 5182について若干ふれておく。この合金は、ビール缶のトップ材として開発されてきたもので、この系合金が開発されるまでは、5086−H18 がもっぱら使用されていたが、より加工性のよい5082合金が開発され、イージオーブン缶の缶トップ材に用いられるよくなった。最近では、5082材よりも、強さが1割強いX5182材に変化しつつある。

8. Al-Mg-Si系合金

Al-Mg-Si 系合金は、熱処理可能な合金でしかも耐食

表17 Al-Mg-Si合金材料の種類(1968年度、米国アルミニウム協会登録) ● JIS 制定

A. A. 記号	化 学 成 分 (%)									そ の 他		アルミニウム
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計	
●6101 ¹⁾	0.30~0.7	0.50	0.10	0.03	0.35~0.8	0.03	—	0.10	—	0.05 ²⁾	0.10	残
6201 ³⁾	0.50~0.9	0.50	0.10	0.03	0.6~0.9	0.03	—	0.10	0.10	0.05 ²⁾	0.10	残
●6003 ⁴⁾	0.35~1.0	0.6	0.10	0.8	0.8~1.5	0.35	—	0.20	0.10	0.05	0.15	残
6005	0.6~0.9	0.35	0.10	0.10	0.40~0.6	0.10	—	0.10	0.10	0.05	0.15	残
6105	0.6~1.0	0.35	0.10	0.10	0.45~0.8	0.10	—	0.10	0.10	0.05	0.15	残
6011	0.6~1.2	1.0	0.40~0.9	0.8	0.8~1.2	0.30	0.20	1.5	0.20	0.05	0.15	残
●6151	0.6~1.2	1.0	0.35	0.20	0.45~0.8	0.15~0.36	—	0.25	0.15	0.05	0.15	残
6351	0.7~1.8	0.60	0.10	0.40~0.8	0.40~0.8	—	—	0.30	0.20	0.05	0.15	残
6951	0.26~0.50	0.8	0.15~0.40	0.10	0.40~0.8	—	—	0.20	—	0.05	0.15	残
6053	6.	0.36	0.10	—	1.1~1.4	0.15~0.35	—	0.10	—	0.05	0.15	残
6253 ⁵⁾	6.	0.50	0.10	—	1.0~1.5	0.15~0.35	—	1.6~2.4	—	0.05	0.15	残
●6061	0.40~0.8	0.7	0.15~0.40	0.15	0.8~1.2	0.04~0.35	—	0.25	0.15	0.05	0.15	残
6162	0.40~0.8	0.50	0.20	0.10	0.7~1.1	0.10	—	0.25	0.10	0.05	0.15	残
6262	0.40~0.8	0.7	0.15~0.40	0.15	0.8~1.2	0.04~0.14	—	0.25	0.15	0.05 ⁶⁾	0.15	残
●6063	0.20~0.6	0.36	0.10	0.10	0.45~0.9	0.10	—	0.10	0.10	0.05	0.15	残
6463	0.20~0.6	0.15	0.20	0.05	0.45~0.9	—	—	—	—	0.05	0.15	残
6066	0.9~1.8	0.50	0.7~1.2	0.6~1.1	0.8~1.4	0.40	—	0.25	0.20	0.05	0.15	残
6076	1.0~1.7	0.50	0.15~0.40	0.46~1.0	0.50~1.2	0.10	—	0.25	0.15	0.05	0.15	残

1) プスコンダクター

2) B 0.06 max

3) 電導用合金

4) 2014 合金合わせ板の皮材

5) 5056 合金合せ板の皮材

6) Si 量は Mg 量の 45~56 %

7) Pb, Bi それぞれ 0.40~0.7%

性が良好な合金であり、最近の軽合金サッシブームで特に押出性のよい6063合金の伸びは著しい。表17にこの系合金の種類を示したが、この系合金の種類もかなり多い。この合金を区別するには、もちろん Mg+Si の量で見るのも一方法であるが、Mg および Si の量比が Mg_2Si に相当するもの (balanced Mg_2Si) あるいはその量比よりも Si の多い (excess Si) あるいは Mg の多い (excess Mg) で分類してみるのが面白い。図3に表17で示した合金を、Mg を横軸に Si を縦軸にして表わしてみた。米国アルミニウム協会登録の各合金のほとんどが、balanced Mg_2Si か、excess Si 領域に入っていることがわかる。excess Si 領域の合金は一般に熱処理後の強さが excess Mg のものより優れている。

6101および6201各合金は、²⁰⁾ プス電導材として使用されている合金で、表18に示したように、適当な強さと電気伝導度

表18 アルミニウムバス導体の機械的性質と電気伝導度

合金、および質別	厚さ (mm)	機械的性質		電気伝導度 (% IACS)
		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	
EC-H111	すべて	5.9	2.5	62
EC-H112	3~12.5	7.7	4.2	
	12.6~25.0	7.0	2.8	
	25.1~37.5	6.3	2.5	
EC-H12	3~25	8.4	5.6	
EC-H13	3~19	9.1	7.7	
EC-H17	3~12.5	11.9	10.5	
6101-T6	3~12.5	20.3	17.5	55.0
6101-T61	3~24.9	14.0	10.5	57.0
	25~37.4	12.6	7.7	
	37.5~50	10.5	5.6	
6101-T63	3~12.5	18.9	15.4	56.0
6101-T64	3~25.0	10.5	5.6	59.5
6101-T8	3~12.5	20.3	17.5	56.0
6061-T6 (押出材)	—	26.6	24.5	40 ^{a)}
6063-T6	—	21.0	17.5	53 ^{a)}

a) この数値以外は最低値

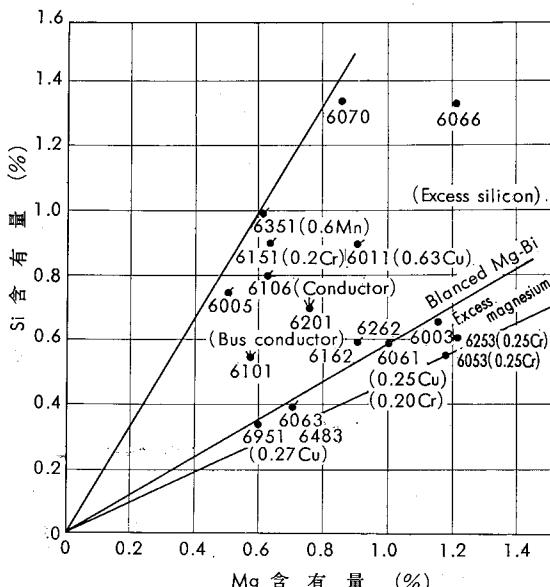


図3 Al-Mg-Si系合金(米国アルミニウム協会標準による)のマグネシウムおよびケイ素の含有量

を有しており、しかも耐食性が優れているので、最近では純銅バスに変って大量に使用されるに至っている。

6063合金は、ご承知のようにその優れた押出性、陽極処理皮膜性のために建材用サッシに用いられる。このような量産材になると、押出加工性を改善することが重要な問題となるが、押出性が鋳塊の予備加熱処理に大きな影響をもっており、一般に HO 処理とよばれている鋳塊予備加熱処理を行なう。HO 処理によって押出性がよくなる原因について種々の要因があるが、堀内氏の行なった結果では、この系合金の合金成分である Mg_2Si が微細に分散して析出している場合が、高温における変形抵抗が最も低くなっていることから、鋳造時に強制固溶されていた Mg_2Si

をできるだけ均一に分散析出させることが望ましい。

わが国では 6061 合金は比較的使用の頻度は少ないが、米国ではかなり広範に構造材として使用されている。6061 T4 材は、アルミニウム構造材として図 4 に示すように、ちょうど中間程度の強さを有する材料で、耐食性も良好な部類に属するが、溶接性が5083系の合金に比較して劣るため、最近のように溶接による接合が主体となるような構造物としての利点は少なく、最近建造されている車両、船舶などの大型構造体の外板には5083系の合金が使用される場合が多い。

6262合金は、快削性アルミニウム合金として開発されたもので、前述の2011合金は、Al-Cu ベースであるため耐食性の面で用途に制限があったが、6262合金は Al-Mg-Si ベースであるため、その耐食性は2011合金に比較し良好で、耐食性が問題となるような部分に主として用いられる。

9. Al-Zn 系合金

Al-Zn 系の合金は、わが国では戦前 E.S.D の名称で、Al-Zn-Mg-Cu 系の押出形材が航空機の主要桁材として使用されていたが、現在の Al-Zn-Mg-Cu 系も本質的には大差は認められない。ただ種々の加工技術の開発に伴って、合金組成的にも、また用途面においても、かなり変化していることは事実である。表19に Al-Zn 系合金の種類を示した。この系合金は、現在大別すると、7075合金などの高力合金の皮板、また溶接性とくに溶接部の割れの防止、溶接後の時効性の改善などを考慮した溶接構造材、ならびに強さの面に重点をおいた高力合金材の三つに分けることができる。

まず最近話題になっている溶接構造材については、すでに種々の報告があるので、今更説明の必要もなかろうが、この系合金の主要元素であるマグネシウムおよび亜鉛をそれぞれ横軸および縦軸にとって、各国における溶接構造材を図 5 に示す。表19に示した米国アルミニウム協会に登録された合金中には、Zr を添加したものが増加している。その理由として溶接の際の割れ防止の効果が考えられる。溶接の際の割れは、溶融金属が凝固する際に、熱間割れの形で起る場合が多く、Al-Zn-Mg 系合金の場合の割れも熱間割れに密接な関係がある。とくに割れに関係の深いのは Mg 量で、米国アルコア社の研究では、Mg 2% 以上で割れ傾向が減少し、7039合金においては、Mg 2.8% 程度を標準としている。ところが、Mg 量を増加させることは、溶接割れの面では好結果がえられても、熱間加工あるいは冷間加工性を劣化させるとともに、応力腐食割れの傾向を増加させることから、必ずしも良策とはいえない。このような点に注目すると、Mg 量を減少させて、少しでも加工性をよくするとともに、溶接割れに関しては作業上問題の

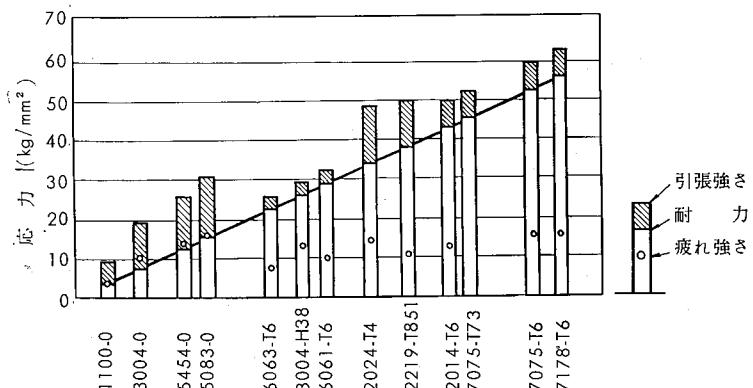


図 4 主なアルミニウム合金加工材の強度比較

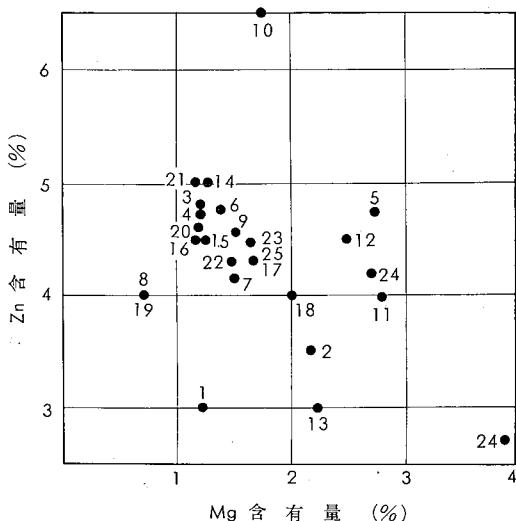


図 5 各国における溶接構造用 Al-Zn-Mg 三元合金の Mg および Zn の含有量

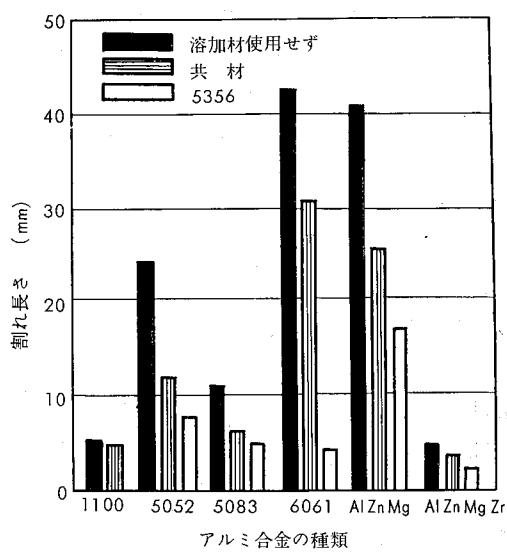


図 6 各種アルミニウム合金の溶接割れ感受性の比較
(Fish-bone cracking test による)

表19 Al-Zn合金材料の種類(1968年度、米国アルミニウム協会登録) ● JIS 制定

A. A. 記号	化 学 成 分 (%)									そ の 他		アルミニウム
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	各	計	
7001	0.35	0.40	1.6~2.8	0.20	2.6~3.4	0.18~0.35	—	6.8~8.0	0.20	0.05	0.15	残
7004	0.25	0.35	0.05	0.20~0.7	1.0~2.0	0.05	—	3.8~4.6	0.05	0.05 ¹⁾	0.15	残
7104	0.25	0.40	0.03	—	0.50~0.9	—	—	3.0~4.4	0.10	0.05	0.15	残
7005 ²⁾	0.35	0.40	0.10	0.20~0.7	1.0~1.8	0.06~0.20	—	4.0~5.0	0.01~0.06	0.05 ³⁾	0.15	残
7007	0.40	Si+Fe	0.25	0.40	1.4~2.2	0.05~0.25	—	6.0~7.0	0.01~0.06	0.05 ⁴⁾	0.15	残
7039	0.30	0.40	0.10	0.10~0.40	2.3~3.3	0.15~0.25	—	3.5~4.5	0.10	0.05	0.15	残
●7072 ⁵⁾	0.7	Si+Fe	0.10	0.10	0.10	—	—	0.8~1.3	—	0.05	0.15	残
7472	0.25	0.6	0.05	0.05	0.9~1.5	—	—	1.3~1.9	—	0.05	0.15	残
●7075	0.40	0.50	1.2~2.0	0.30	2.1~2.9	0.18~0.35	—	5.1~6.1	0.20	0.05	0.15	残
7175	0.15	0.20	1.2~2.0	0.10	2.1~2.9	0.18~0.30	—	5.1~6.1	0.10	0.05	0.15	残
7076	0.40	0.6	0.30~1.0	0.30~0.8	1.2~2.0	—	—	7.0~8.0	0.20	0.05	0.15	残
7277	0.50	0.7	0.8~1.7	—	1.7~2.3	0.18~0.35	—	3.7~4.3	0.10	0.05	0.15	残
7178	0.40	0.50	1.6~2.4	0.30	2.4~3.1	0.18~0.35	—	6.3~7.3	0.20	0.05	0.15	残
7079	0.30	0.40	0.40~0.8	0.10~0.30	2.9~3.7	0.10~0.25	—	3.8~4.8	0.10	0.05	0.15	残
7179	0.15	0.20	0.40~0.8	0.10~0.30	2.9~3.7	0.10~0.25	—	3.8~4.8	0.10	0.05	0.15	残
7080	0.30	0.40	0.50~1.5	0.10~0.7	1.5~3.0	0.12	—	5.0~7.0	0.20	0.05	0.15	残

1) Zr 0.10~0.20

2) 押出形材

3) Zr 0.08~0.20

4) Zr 0.05~0.25

5) 3003, 3004, 5050, 5156, 6061, 7075, 7178 各合わせ板材の皮板

ないような元素の添加が考えられる。このような目的に合致する添加元素の一つに、Zrの添加が有効である。筆者らは、この点について種々実験を行なっているが、その中から二、三のデータについてご紹介すると、図6は本系合金(Al-Zn-Mg)にZrを添加したものとしないもの、および1100, 5052, 5083, 6061の溶接割れ傾向をFishbone-cracking test法によって試験した結果であるが、Zrを添加していないAl-Zn-Mg系合金が6061相当の割れ傾向を示したのに反し、Zrを添加した材料では、割れ傾向は5083のそれに近い値を示している。さらに、肉厚12mm程度の厚板に対して、T型スミ肉あるいは十字型スミ肉などの溶接方法によって割れを調査した結果、図7²⁴⁾に示した結果をえた。この場合、同一母材の割れ傾向が、電極線の種類によって異なっており、一般には電極線に5356などの高マグネシウム系の電極線を用いる方が溶接割れは少ない。

つぎに、この系合金の時効硬化現象について若干ふれておこう。Al-Zn-Mg系合金は他の時効硬化性アルミニウム合金にくらべて、固溶体範囲がきわめて広く、その溶解度曲線の変化も大きいので、溶体化処理性、焼入感受性およびその後の時効性に数々のすぐれた点が認められる。

Al-Zn-Mg系合金の溶体化処理温度は、Al-Cu-MgおよびAl-Mg-Si系合金のそれが480~500°C以上であるのに対し、たとえばAl-4.8%Zn-1.4%Mg系合金では、約300°Cで溶体化がはじまり、350°Cでほぼ完全に溶体化処理されるようになり低いのが特徴である。いま一つ熱処理における特徴として、本系合金は焼入れ性が良く、いかえれば焼入感受性が鈍く、したがって溶体化処理温度からの冷却速度が遅く、たとえば空冷程度でも水冷の場合とほぼ同程度の時効硬化能力を持っている。しかし、マグネシウム含有量が多く、Cr, Mn, あるいはCuなどが添加されると焼入性が悪くなり、肉厚の実用材料では熱処理

または溶接時にこの焼入性が問題となることがある。図8に二、三の本系合金の時効後の強さにおよぼす冷却速度の影響を示した。純三元合金では、冷却速度15°C/minまでは、時効後の強さにほとんど差が認められない。以上のような理由から、Al-Cu-Mg系あるいはAl-Mg-Si系の合金では溶接の際の熱影響が、過時効現象となって現れるのに反して、本系合金の場合には、溶体化処理を実施したこととなり、さらにその後の時効硬化によって徐々に強さを回復し、1~3ヶ月の室温時効によってほぼ母材と同等な強度にまで回復するわけである。したがって、低温時効硬化に影響を与える元素を考慮しなければならないが、これまでの研究によると、低温時効硬化を阻害する元素として、Si, GeおよびSnなどが知られており、Cr, MnおよびZrなど再結晶粒微細化に効果の大きい諸元素は、初期の時効硬化速度を遅らすが、最終的な強化には役立っている。本系合金は溶接構造材を目的としたものであるから、溶接後高温時効処理を行なうことは実際作業上困難であり、溶接後高温時効処理することは少ない。しかし、母材調質

表20 Al-Zn-Mg系合金の析出過程

析 出	相形状、結晶構造	方位関係、コヒーレントの有無
G. P. ゾーン	球状	生地にコヒーレント
η' (MgZn ₂)	板状	(0001) $\eta'//(111)$ Al
中間相	稠密六方晶	[1120] $\eta'//(110)$ Al
	$a=4.96\text{ \AA}$	$2a\eta'=9.92\text{ \AA}$
	$c=8.68\text{ \AA}$	
		η' の底面は生地コヒーレント C軸方向に約7%の不整合あり、したがって構造上の転位ができる。
η (MgZn ₂)	塊状	
平衡相	稠密六方晶	生地にコヒーレントで
	$a=5.15\text{ \AA}$	ない
	$c=8.48\text{ \AA}$	
T ₁ ((Al-Zn) ₄₉ Mg ₅₁)	塊状	生地にコヒーレントで
平衡相	T ₁ ⁵	ない
	単位胞に原子162 を含む	

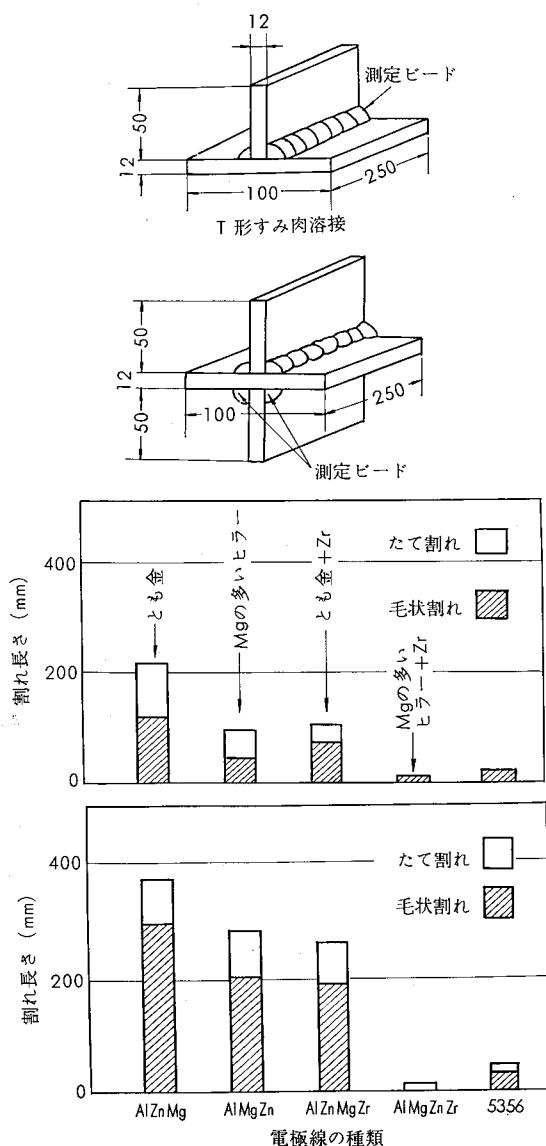


図7 Al-4.0%Zn-1.8%Mg合金の溶接割れ試験の一例

の面では後述のシャー切断の際の割れ防止の目的のために、高温時効処理を実施する場合もあるので、高温時効硬化処理について概略説明を加えておく。表20は、Al-Zn-Mg系合金の析出過程でG.P.ゾーンによる硬化は、低温時効硬化の主因であり、中間相による硬化は、高温時効硬化の主因である。図9に465°Cで溶体化処理したAl-6Zn-1.8Mg合金の高温時効硬化におよぼす時効温度およびCr添加の影響を示す。一般にこの系合金の高温時効温度とされている。

120°Cでは約100時間までは硬化しつづけるが、これにCrを添加することにより焼入後の時効硬化が抑制されるとともに極大硬度値も低下し、その後の過時効による軟化が促進される。160°C時効では、純三元合金でも時効硬化はかなり減少し、約3時間を境にして軟化する。一方、これにCrを添加したものは時効開始から約3時間の潜伏期間の後やっと時効硬化をはじめ、その極大硬度値もさらに低下している。この傾向は、Cr含有量とともに増加する。

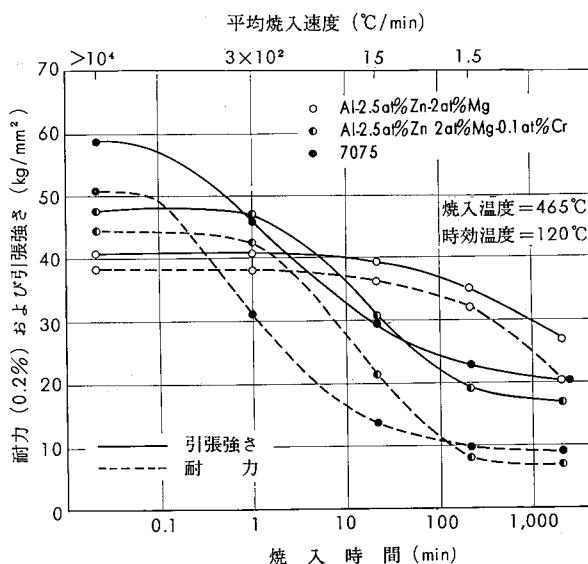


図8 Al-Zn-Mg系合金の時効処理後の引張性質におよぼす焼入速度の影響。

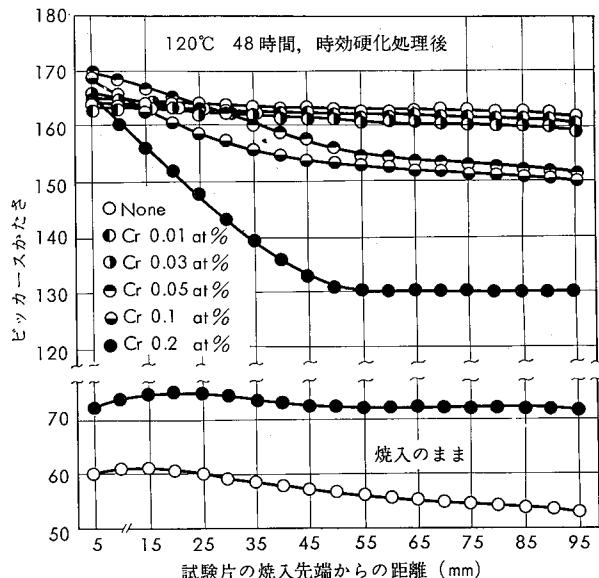


図9 Al-6%Zn-1.8%Mg合金のジョミニー焼入れ時効硬化におよぼすCrの影響。

図10に160°Cの高温時効でえられる極大の硬度数と微量添加元素の関係を示す。Al-6Zn-1.8Mg合金の析出硬化は、G, V, ZrおよびMoなどの添加により低下する。この影響は、添加元素により増大した転位、亜粒界、粒界および不溶化性化合物などの格子欠陥が凍結空孔の消滅場所として作用するとともに、あらい析出物の優先核形成場としても作用することにより理解され、一方、Ag, Cu, Cd, BeおよびLiなどの添加物は析出物の異種中心として作用し、析出硬化増大に顕著な効果をもっている。

この系合金の二、三の種類について、母材および溶接材の機械的性質を表21に示した。

本系合金でいま一つの問題点は、シャー切断の際に写真に示したような割れを発生することで、この原因については、鋳塊自体に存在していた欠陥が加工方向に伸ばされ、シャー切断した際割れとなって現れる場合と、シャー切断

表21 Al-Zn-Mg 系溶接構造材の機械的性質の一例

1) 母材の機械的性質

合金の種類	質別	引張り性質 ¹⁾				ブリネル かたさ	シャルピー ²⁾ 衝撃値 (kg-m/cm ²)	疲労強度(10 ⁷)		
		引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)	弾性率 (kg/mm ²)			3)回転曲げ仕上 ⁵⁾	平面曲げ ⁴⁾ 仕上 ⁵⁾	圧延のまま
Al-Zn-Mg	T 4	34	25	17	7,100	94	5.8	14	10.7	10.1
	T 6	39	35	15	7,100	118	5.2	15	10.7	10.3
Al-Zn-Mg-Zr	T 4	39	27	15	7,200	90	6.6	16	15.1	11.7
	T 6	43	37	12	7,210	130	5.1	17	17.6	13.4
Al-Zn-Mg-Zr-Ag	T 4	42	32	25	7,120	105	5.0	16	14.0	11.0
	T 6	29	44	14	7,180	130	2.5	17	14.5	10.0

(1) 4 mm 厚, 圧延板

(2) 20 mmφ 押出棒, Uノッチ

(3) 26 mmφ 押出棒

(4) 4 mm 厚, 圧延板

(5) # 600 エメリー仕上

2) 溶接部の機械的性質の一例

板厚 mm	質別	余盛 有無	母材																	
			Al-Zn-Mg				Al-Zn-Mg-Zr				Al-Zn-Mg-Ag-Zr									
			溶			加			材											
			5356	Al-Zn-Mg-Zr	5356	Al-Zn-Mg-Zr	5356	Al-Zn-Mg-Zr	5356	Al-Zn-Mg-Zr	5356	Al-Zn-Mg-Zr	5356	Al-Zn-Mg-Zr						
2	TIG	有	$\sigma_{0.2}$ *	σ_b *	δ (%)															
		有	21.4	36.1	15	21.9	36.8	15	24.4	37.8	14	26.0	38.5	14	27.0	40.5	15	27.7	40.6	14
4	T 4	有	20.4	34.9	14	22.4	36.4	15	22.8	36.5	12	25.1	37.5	13	24.8	38.1	13	26.0	38.5	13
		無	19.0	35.1	15	21.6	35.2	15	23.8	37.4	14	25.1	38.0	15	26.3	38.5	14	27.4	39.0	14
	MIG	有	20.4	34.9	14	22.4	36.4	15	22.8	36.5	12	25.1	37.5	13	24.8	38.1	13	26.0	38.5	13
		無	19.0	31.9	10	20.9	34.9	11	21.6	32.4	11	23.5	35.5	12	22.1	35.2	11	25.1	36.7	10
13	T 4	有	19.8	34.6	13	21.8	36.0	14	22.8	35.8	13	23.9	37.1	12	24.6	36.5	13	25.6	38.2	13
		無	18.8	31.6	10	21.2	35.4	10	21.4	32.1	10	22.8	34.5	10	22.8	34.3	11	24.8	36.2	11
	MIG	有	19.5	32.3	13	21.7	35.0	14	22.0	38	13	23.7	26.9	12	24.0	36.4	13	25.3	37.8	14
		無	18.5	31.2	10	20.7	34.1	11	21.2	30	11	22.4	34.0	10	22.3	34.2	11	25.6	35.6	10

* kg/mm²

した場合その残留応力が肉厚方向に引張応力の形で残り、雰囲気の影響で応力腐食割れを起す場合がある。鋳塊自体の欠陥が、加工後表面あるいは断面に現れるることは、鋳塊自体の製造技術によるものであるが、肉厚方向の耐応力腐食性に関しては、最近のように、肉厚の構造体が設計される場合、板厚み方向に応力がかかる場合も多いので注意する必要がある。²⁸⁾ 図11は、各種のアルミニウム合金の加工方向に対し、平行、直角ならび垂直（厚み方向）の耐応力腐食割れ性を検討したデータであるが、加工方向に対し、平行および直角方向での耐応力腐食性は、従来本系合金の応力腐食割れ改善のための添加元素たとえば Mn および Cr などの添加により改善されるが、肉厚方向の応力腐食割れに関してはほとんど改善の傾向は認められない。このような肉厚方向の応力腐食割れ傾向を減少させるには、溶体化処理条件（とくに冷却速度）の管理ならびに時効硬化処理条件（とくに高温時効処理）を適当に選ぶことによって可能となる。たとえば、アルコア社では、T73処理を7075合金に実施し、素材自体の機械的性質を若干低下させても、肉厚部分の応力腐食割れ防止を考慮している。このような、過時効に近い状態のものが、応力腐食割れ問題解決の糸口となるであろう。なお 7001-T75 は、7075-T6 とほとんど同じ強さを有するが、耐応力腐食割れ性はかなり大きいと

されている。

つぎに本系合金の特徴の一つとして、押出加工性が、²⁹⁾ Mg の添加量によってかなり変化することであって、図12に示したように、Mg 量 0.5% 程度のものでは、20m/min 程度でも簡単な断面の押出形材の押出しは可能であり、しかも強さは、6063同等かむしろそれを上回っているなどの

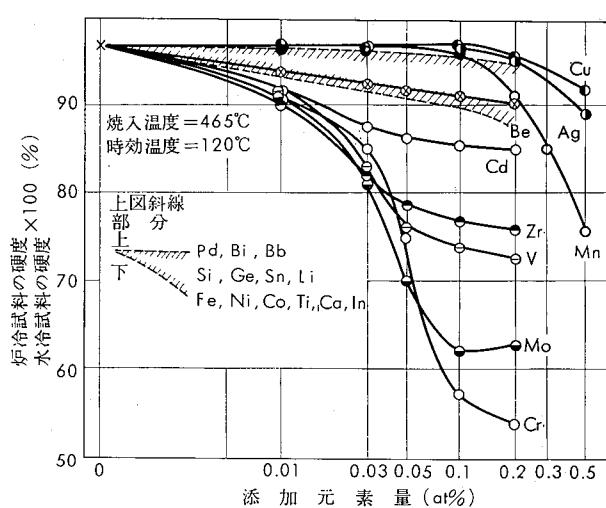


図10 Al-6%Zn-1.8%Mg 合金の焼入れ性における添加元素の影響

利点があるため、今後この方面にもかなり利用されるものと考えられる。

高力合金用としては従来からよく知られている7075合金がある。7075合金は、航空機用材料に広く使用されているが、熱処理条件としてT651がしばしば用いられるようである。T651なる処理はT6処理後の残留応力を引張り矯正によって平均化したもので、事後の加工によるひずみ発生の防止を目的としたもので、板材については0.5~3%の永久伸びを、棒・押出形材の場合1~3%の永久伸びを³⁰⁾与えることになっている。表22にAl-Zn-Mg系の高力合金の代表ともいべき、7075、7079合金の厚肉材の引張強さの一例を示した。加工方向に対し垂直方向の強さが、他の方向に比較し、かなり低いことに注意を要する。

10. そ の 他

本項ではその他の合金系あるいは複合材料、粉末冶金法による製品などについて概略をのべることとする。実験用原子炉材料として高温高压水に対し、抵抗力の強い合金として、8001合金(Al-Fe 0.55-Ni 1.1)がある。高温高压水のもとでは、一般に耐食的であると考えられている合金はきわめて抵抗力が弱い。8001合金は、高温高压水下での抵抗力を向上させるために開発された合金である。

軸受性能を改善するために開発された合金にX8081合金(Al-1Cu-20Sn)および8280合金(Al-1.5Si-1.0Cu-0.45Ni-6.25Sn)がある。両合金とも加工硬化による調質のものと使用される。これら合金板の代表的な性質を表23に示した。

特殊な合せ板として、ほうろう焼付け用の板がある。ほうろうの焼付け温度は、フリットの関係で500°C前後のものが多く、このため一般器物用の材料では完全焼鈍状態となる。このため、焼入感受性のよいAl-Zn-Mg系の合金を芯材とし、ほうろう密着性のよい純アルミニウムを皮板とした材料がアルキヤあるいはアルコアで開発された。この系合金はすでに、Al-Zn合金の項で報告したように、ほうろうの焼付け条件でも十分溶体化されその後の時効硬化現象により十分剛性を保つことができる。さらに、アル

表22 7075および7079合金の厚肉材引張強さの一例

加工方向 に対する 方向	板 ¹⁾		自由鍛造 ²⁾		押出 ³⁾	
	7075 T651	7079 T651	7075 T6	7079 T6	7075 T6511	7079 T6511
引張強さ (kg/mm ²)						
平 行	50.4	49.7	51.1	50.4	56.7	55.3
直 角	51.1	51.1	49.7	49.0	46.2	49.0
垂 直	45.5	47.6	48.3	46.9
耐力 (kg/mm ²)						
平 行	44.8	44.8	42.7	42.7	50.4	49.0
直 角	43.4	44.1	41.3	41.3	39.9	43.4
垂 直	38.5	41.3	40.6	39.2
伸び (%)						
平 行	5	6	9	9	7	7
直 角	6	3	4	5	1	4
垂 直	1	2	3	4

1) 厚さ 50mm~62.5mm

2) 厚さ 50mm~75mm (最大断面積 1,500 cm²)

3) 厚さ 37.5mm~74mm (最大断面積 125 cm²)

表23 軸受用アルミニウム合金(加工材)

の機械的性質の一例

合金および調質	条件	引張強さ (kg/mm ²)	耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
8081-H25	部分焼鈍	16.8	14.7	13.0
8081-H112	製造のまま	19.6	17.5	10.0
8280-O	完全焼鈍	11.9	4.9	28.0
8280-H12	冷間圧延	14.7	13.3	12.0
8280-H14	冷間圧延	16.8	15.4	6.0
8280-H16	冷間圧延	18.9	17.5	5.0
8280-H18	冷間圧延	22.4	21.0	4.0

ミニウムのろう付け性を改善するために、表面にハンダのつきのよい亜鉛または5%Al-Zn合金を合せ板とした合せ材もソルダリングシートなどの名称で開発されている。このような亜鉛との複合板としてさらに西ドイツで実用化されたZ-Bond³³⁾法にふれておこう。この方法は亜鉛あるいは5%Al-Znをサンドイッチにした形で押えながら亜鉛の溶融点付近の温度まで加熱し、サンドイッチ部分の亜鉛を圧縮空気で吹きとばすと同時に成形せるもので、従来のロールボンド法と同様、冷蔵庫のエバポレータなどに使用されている。さらに、異種金属との複合板として、鉄とアルミニウム(カイザー)ステンレスとアルミニウム(アルコアおよびテキサス・インストルメント)などアルミ

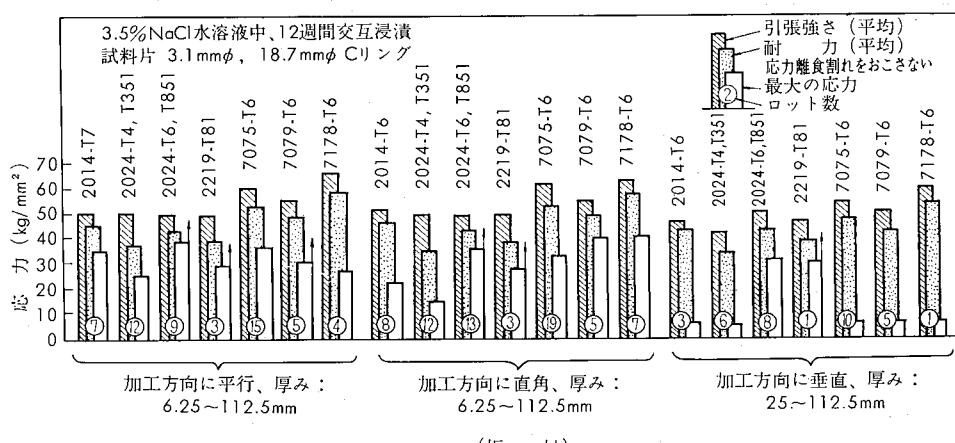


図11 高力アルミニウム合金の応力腐食割れに対する相対的な応力と割れの関係(D.O. Sprowlsによる)

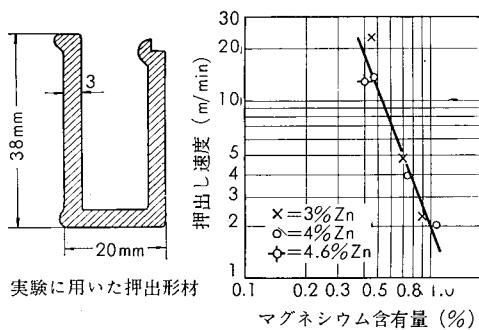


図12 Al-Zn-Mg 三元合金の押出性におよぼす亜鉛およびマグネシウムの影響 (Gruhlによる)

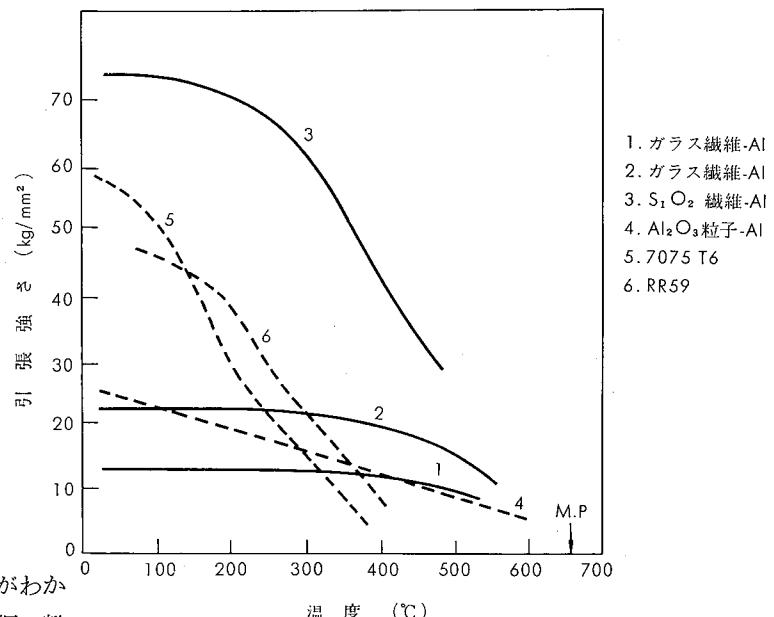


図13 繊維強化アルミニウムおよびアルミニウム合金の引張強さ (Suttonらによる)

表25 Al-Al酸化物合金押出材の高温における代表的な機械的性質¹⁾

合 金 の 種 類	引張強さ (kg/mm ²)		耐力 (kg/mm ²)		伸び (%)	
	平行	直角	平行	直角	平行	直角
室温 ²⁾						
XAP001 ³⁾ XAP005 ³⁾	25.9	22.4	18.9	15.4	12	9
XAP002 ⁴⁾ SAP920 ⁴⁾	25.2	21.7	14.7	12.6	12	8
XAP004 ⁴⁾ SAP865 ⁴⁾	37.8	32.9	26.6	22.8	5	2
204.4°C						
XAP001 ³⁾ XAP005 ³⁾	16.1	15.4	13.3	11.9	12	9
XAP002 ⁴⁾ SAP920 ⁴⁾	15.4	12.6	11.9	9.1	12	5
XAP004 ⁴⁾ SAP865 ⁴⁾	23.8	21.7	20.3	17.5	2	2
315.6°C						
XAP001 ³⁾ XAP005 ³⁾	11.2	9.8	9.8	8.4	11	7
XAP002 ⁴⁾ SAP920 ⁴⁾	9.8	8.4	7.7	6.3	8	6
XAP004 ⁴⁾ SAP865 ⁴⁾	16.1	14.0	14.0	11.2	4	2
426.7°C						
XAP001 ³⁾ XAP005 ³⁾	7.7	7.0	7.0	6.3	4	3
XAP002 ⁴⁾ SAP920 ⁴⁾	6.3	4.9	5.6	4.2	3	2
XAP004 ⁴⁾ SAP865 ⁴⁾	10.5	7.7	9.8	7.7	1	1
537.8°C						
XAP001 ³⁾ XAP005 ³⁾	4.2	3.5	3.5	2.8	6	4
XAP002 ⁴⁾ SAP920 ⁴⁾	4.2	2.8	5.5	2.1	4	3
XAP004 ⁴⁾ SAP865 ⁴⁾	5.6	4.8	4.9	3.5	2	2

1) 加熱時間に関係なし。 2) 537.8°Cに加熱した後の室温引張強さもこの値が適用される。 3) 75 mm 直径 4) 75~200mm 直径

ることがわかる。

11. むすび

以上、最近のアルミニウム加工材について、実用材料を中心とした性質の概要について述べた。各国の合金の特性的なものに重点をおいた方がよかつたかもしれないが、最近の米国アルミニウム協会などの諸外国の標準を見ると、合金の細かい成分調整あるいは熱処理、冷間加工硬化材の調質など非常にキメの細かい取扱いをするようになってきている。今後のアルミニウムの用途はますます多岐にわたることであろうし、われわれ素材メーカーとしてはこれら

表24 Al-Al酸化物合金の代表的成分

成 分	XAP001	XAP002 SAP920	XAP003 SAP895	XAP004 SAP865	XAP005
酸 化 物	6.0	8.0	11.0	14.0	6.0
Fe	0.20	0.28	0.27	0.20	0.05
C	0.40	0.19		0.39	0.40
Si	0.08	0.10	0.10	0.10	0.08
Cu	0.00	0.01	0.01	0.01	0.00
Mn	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Mg	0.00	0.01	0.01	0.01	0.00
Zn	<0.01				<0.01
Ni	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Cr	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00
Ti	0.00	0.01	0.01	0.01	0.00
V	0.00	0.00
Pb	0.00	0.00
Sn	<0.001	<0.001
B	<0.001	<0.001
Be	<0.001	<0.001
Bi	<0.001	<0.001
Ga	0.01	0.01
Zr	0.01	0.01
Na	0.00	0.00
Ca	0.00	0.00

使用者側でのご要請にできるだけマッチした素材の提供が
のぞまれるわけである。

また一方、一連の複合材料にも見られるごとく、アルミニウム自体の性質の不足を他の金属材料あるいは非金属材料の特性を加え、より多目的に使用されるような材料開発に一層の努力を続けるべきであろう。

文 献

- 1) G. Siebel : Z. Metallkde, 57 (1966), 429 ; 57 (1966), 500
- 2) R. E. Smallman : J. Inst. Metals, 84 (1955-56), 10
- 3) 寺井士郎 : 本誌, 9 (1968), 26
- 4) I. Miki, H. Warlimont : Z. Metallkde, 59 (1968), 254
- 5) 五弓勇雄他 : 塑性と加工, 6 (1964), 132
- 6) R. Grimes, C. Wright : Sheet Metal Ind., 42 (1967), 391
- 7) B. Chalmers : *Principles of Solidification*, John Wiley & Sons Inc. (1964)
- 8) A. Sendorek, R. W. Thomas : *Symposium on Anodizing Aluminium Proceedings*, (1967), 97
- 9) R. B. Nicholson, G. Thomas, J. Nutting : J. Inst. Metals, 87 (1958-59), 429
- 10) A. Kelley, R. B. Nicholson : *Precipitation Hardening, Progress in Materials Science*, 10 (1961), 151
- 11) 寺井士郎, 高島章 : 未発表
- 12) W. A. Dean : *Aluminum, Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams* ASM, 1 (1967), 163
- 13) Le. Baron : U.S.A. Pat. 2381219 (1945)
- 14) H. K. Hardy : J. Inst. Metals, 84 (1955-56), 429
- 15) 寺井士郎, 馬場義雄 : 本誌, 1 (1960), 1
- 16) K. F. Thornton : *Aluminum, Design and Application*, 2 (1967), 51
- 17) W. C. Cochran, E. T. Englehart, D. I. George : Mod. Metals, 16 (1960), 82 ; W. H. Tingle, D. J. George, and E. T. Wanderer : SAE Midyear Meeting, Chicago May 1965, Preprint 650513
- 18) J. G. Kaufman : *Aluminum, Design and Application*, 2 (1967), 297
- 19) J. E. Hall and T. R. Mulvaney : *Brewers' Digest*, 38 (1963), 48
- 20) H. H. Coldwell : *Aluminum, Design and Application*, 2 (1967), 517
- 21) 堀内良 : 軽金属, No. 84 (1967)
- 22) J. H. Dudas, F. R. Collins : Weld. J., 45 (1966), 241s
- 23) 杉山禎彦, 福井利安 : 本誌, 8 (1967), 106
- 24) 福井利安 : 未発表
- 25) 馬場義雄 : 日本金属学会誌, 31 (1967), 910
- 26) A. Guinier : *Solid State Physics*, Academie Press 9 (1959), 294 ; G. Thomas : J. Inst. Metals, 90 (1961-62), 57
- 27) 寺井士郎, 杉山禎彦, 福井利安 : 本誌, 6 (1965), 302 ; 寺井士郎, 杉山禎彦, 福井利安 : 本誌, 7 (1965), 197 などより。
- 28) D. O. Sprowls and R. H. Brown : *Resistance of wrought to high-strength aluminum alloys to stress corrosion*, ALCOA Technical Paper, No. 17 (1962)
- 29) W. Gruhl, D. Achenbach and F.E. Faller : Metall, 22 (1968), 206
- 30) Metallic Materials and Elements for Flight Vehicle Structure MIL-HDBK-5 (Aug. 1962, and revisions June 1965) Standards for Aluminum Mill Products, Aluminum Association, New York 1966
- 31) P. I. Nielsen, H. H. Nuernberger and C. C. Shirring : *Aluminum, Design and Application*, 2 (1967), 485
- 32) G. A. Frankel : Mod. Metals, 19 (1965), 41
- 33) A. Teubler : Aluminium, 44 (1968), 149
U.S.A. Pat 2779086 29. 1. (1957) Deuches Pat. 1104917 (1966)
- 34) R. Irmann : SAP. A New Material in Aluminium Powder Metallurgy, Technische Rundschau, 41 (1949), 19
- 35) J. P. Lyle : *Aluminum, Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams*, 1 (1967), 337
- 36) W. R. Sutton and J. Schone : *Potential of Oxide-Fiber Reinforced Metal Fiber Composite Materials*, Amer. Soc. Metals, 174 (1965)

R117

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 2 April 1969

配管用アルミニウム断熱被覆材「アルジャケット」について

鳴 沢 収
姫 野 健
竹 本 文 秀

住友軽金属工業株式会社

配管用アルミニウム断熱被覆材「アルジャケット」について*

鳴沢 収** 姫野 健** 竹本文秀**

1.はじめに

アルジャケットはアルミニウム薄板について剛性を増し、かつ施工を簡単にするため、小さな波をつけた配管用断熱被覆材である。昭和37年頃アスベストメーカーの御依頼によって開発し、「極小波板」として社内その他で試験的に用いていたが、昭和41年から火力発電所に採用され始めたので「アルジャケット」と名付け、本格的に販売を開始した。本邦では従来から断熱被覆材として屋外用は亜鉛鉄板、カラートタンが、屋内用には布等がそれぞれ用いられているが、米国ではアルジャケットと類似なものが使用されている。それらの例は断熱業会誌 IDCNA (Insulation Distributor Contractors National Association) などで二、三見受けられる。

鉄板を断熱被覆材として使用する場合は、はぜ折りするため板金職人を必要とするが、アルジャケットはその付属品を用いてだれでも容易に取り付けられるのが利点である。また曲管部の施工もペンドテープ（実用新案申請中）を用いて素人でも可能である。

2. 製造方法、仕様および施工例

アルジャケットおよび付属品の外観を Photo. 1 に、各素材の仕様を Table 1 にそれぞれ示す。

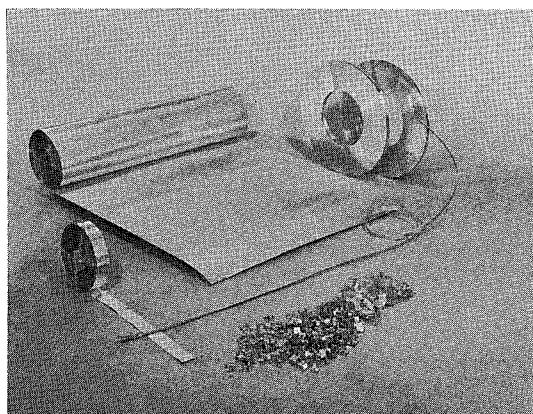


Photo. 1 アルジャケットおよび付属品

Table 1 アルジャケットおよび付属品の各素材

名称	材質	板厚(mm)	形狀
アルジャケット	A1R1-1/2H	0.20, 0.25	幅1,000(mm) コイル
付属品	バンド	A1R3-1/2H	幅10mmまたは20mm コイル
	シール	〃	〃
	ペンドテープ	A1R1-O	幅50または150(mm) コイル

* 昭和44年1月24日第7回アルミニウム建築研究会（於東京）にて発表

** 開発部

2.1 アルジャケット

アルジャケットは Fig. 1 に示す要領で波付け加工したもので、標準山高（波板の厚さ）は 1.4mm、山数は 52 山 / 300mm、波付け加工によっておきる元板の長さ方向の収縮率はおよそ 10% である。アルジャケットは幅 1m、長さ 50m として、板厚 0.20mm のとき 30kg、0.25mm のとき 37.5kg のコイル状で提供している。

2.2 バンド

バンドは直管部に巻付けたアルジャケットを固定するのに用い、板を幅 10mm または 20mm のテープ状に切断したもので、単重 4.3kg（長さ 400m）または 8.6kg（長さ 400m）のコイルである。

2.3 シール

シールはバンドを固定するためのもので、プレス成形品である。

2.4 ペンドテープ

これは曲管部に巻付けるもので、幅 50mm（小径管用）と 150mm（大径管用）の軟質アルジャケットである。コイルの単重は前者が 1.3kg（長さ 50m）、後者は 3.9kg（長さ 50m）を標準とする。

2.5 施工例

Photo. 2～3 は火力発電所における屋外・屋内の施工例を示す。Photo. 4 は直管部を、Photo. 5 は曲管部をそれぞれ施工している状況を示す。

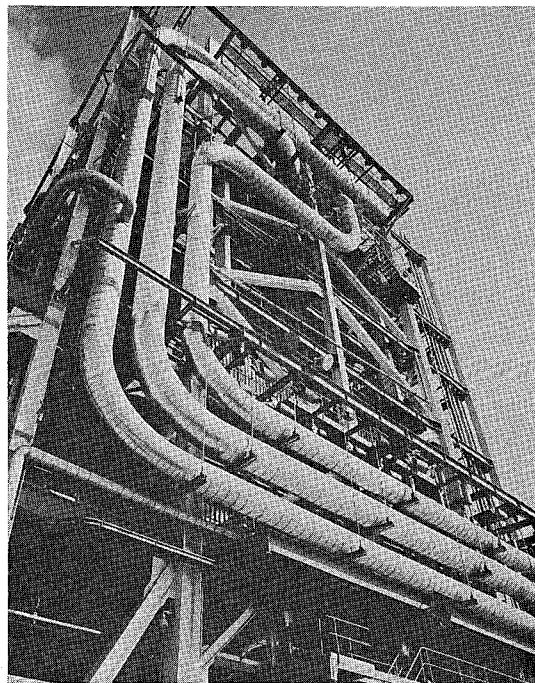


Photo. 2 火力発電所屋外配管におけるアルジャケット施工例

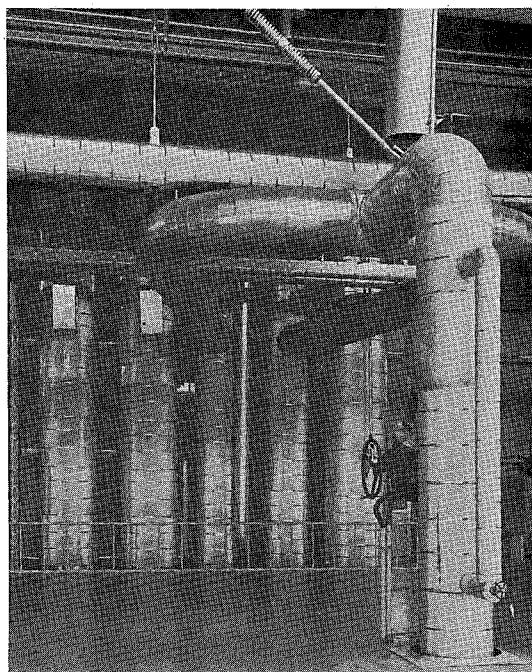
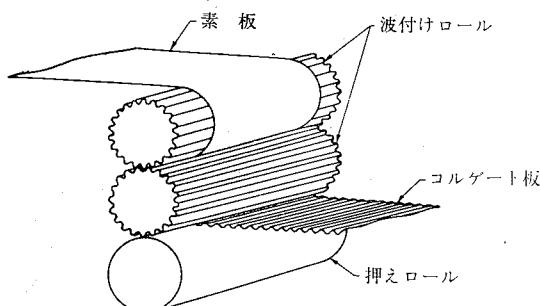


Photo. 3 火力発電所屋内配管におけるアルジャケット施工例

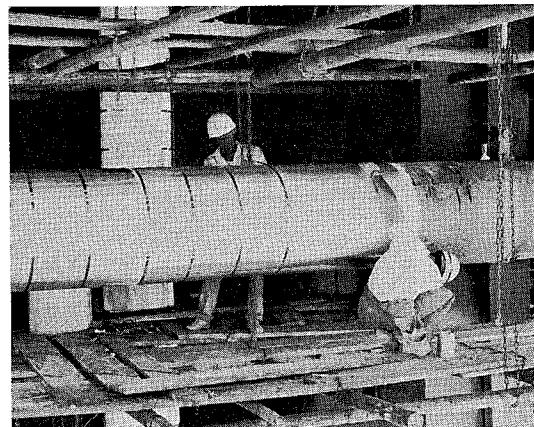


Photo. 4 直管部におけるアルジャケットの施工

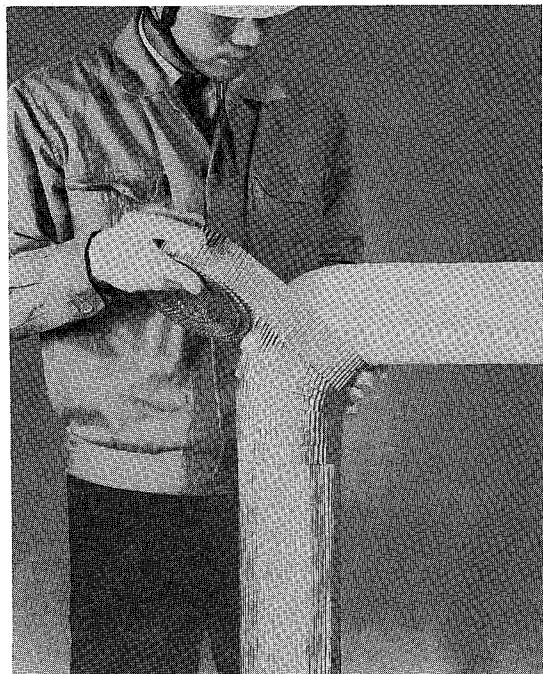


Photo. 5 曲管部におけるバンドテープの施工

3. 特 長

純アルミニウム板のもつ外観上の美しさ、優れた耐食性、軽量という特性については衆知の事実である。さらに純アルミニウムは光・熱の反射率が高く、輻射恒数が小さいという優れた性質を持つ。保冷用の断熱被覆材として使用されるときは反射率の高いことが有利となり、保熱用のときは、輻射恒数の小さいことが有利となる。アルジャケットはこれらの特長を生かした開発品である。

3・1 施工費の比較

鉄板を使用する場合は前述のように板金職人を必要とするので、昨今の職人不足には断熱工事そのものの消化能力にも影響を及ぼす。これに対してアルジャケットは板金の経験がない素人でも容易に施工できるのが大きな特長である。しかもその工事費を比較すると次のようになる。工事費は配管の形状や環境条件によって著しく変わるものであるが、断熱工事専門家が下記の条件によって算出した一例を述べよう。

断熱材外径約400mm ϕ 、あまり曲管のない普通配管で、3'×6'板(917mm×1,829mm)1枚当りの工事費を求めるとき、カラー鉄板の場合はTable 2、アルジャケットのそれはTable 3のようになる。すなわち、工事費はアルジャケットの方がいくぶんやすくなる。また軽いということも数字には現れない取扱いの容易さである。

Table 2 カラー鉄板 3'×6'一枚あたりの工事費

板厚 (mm)	寸法 (mm)	A 材料費(円/枚)	B 施工費(円/枚)	A+B 工事費(円/枚)
0.3 (#30)	917×1,829	325	710	1,035
0.4 (#28)	〃	410	〃	1,120

Table 3 アルジャケット 3'×6'一枚あたりの工事費

板厚 (mm)	寸法 (mm)	A 材料費(円/枚)		B 施工費(円/枚)	A+B 工事費(円/枚)
		アルジャ ケット	付属品		
0.20	1,000×1,670	485	32	450	967
0.25	〃	602	56	〃	1,108

3・2 その他の特長

(1)アルジャケットは波がついているため施工上のひずみが目立たない。したがって施工後の外観が美しいことも見逃すことのできない特長である。

(2)直管部の施工は断熱材が硬質、軟質にかかわらず容易にできる。ただし、ペンドテープは軟質断熱材のときにはその巻き方が難しいので別にプレス成形したものを現在試験的に使用中であり、検討を重ねている。

(3)菊座の施工が容易である。Photo. 6 に一例を示す。

(4)なお、水密性については、ほとんど問題はないが、厳密な要求があるときはフォームシール(日本アスベスト製)等の液体シーリング材の併用が好ましい。

4. む す び

アルジャケットの仕様、施工例、特長などの要点をまとめた。現在、火力発電所、石油化学工場、一般工場の蒸気配管等の断熱被覆材に御使用いただき御好評を博しているので、この機会にお薦めするしたいである。

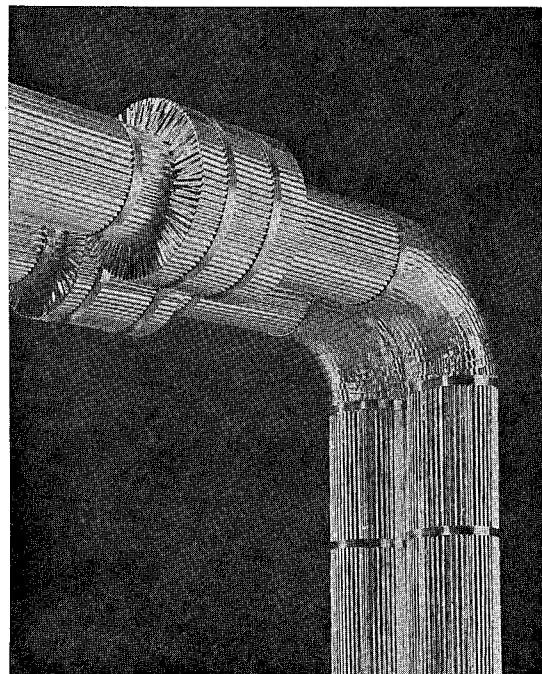


Photo. 6 菊座および曲管部の施工例

R118

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 10 No. 2 April 1969

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

竹内勝治
田中英司

住友軽金属工業株式会社

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.1)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ (その2)

1) 5454-F および -O 棒

第 1 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)								
		Mg	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Al
5454	QQ-A-200/6C	2.4~3.0	0.50~1.0	0.05~0.20	<0.40		<0.10	<0.25	<0.20	残
	F および O 材	2.79	0.81	0.11	0.06	0.05	痕 跡	0.03	0.01	残

第 2 表 機 械 的 性 質

材 質	製造方法と寸法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ¹⁾					かたさ		シャルピー衝撃値 ²⁾ (JIS 3号) (kg·m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30) (Fスケール)	ロックウェル (Fスケール)	
5454-F	押出, 20	(押出のまま)	14.2	28.5	—	21	—	57	61	14.6
5454-O	抽伸, 17	350°C×1h 空冷	(>8.4) 9.4	(>21.8) 26.1	(—) 32	(>14) 32	(—) —	(—) 54	(—) 56	(—) 13.1

1) 試験片は JIS Z 2201, 4号試験片。 2) 試験片は破断せず。 3) () 内は米国連邦規格 QQ-A-200/6C の規格値を示す。

第 3 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

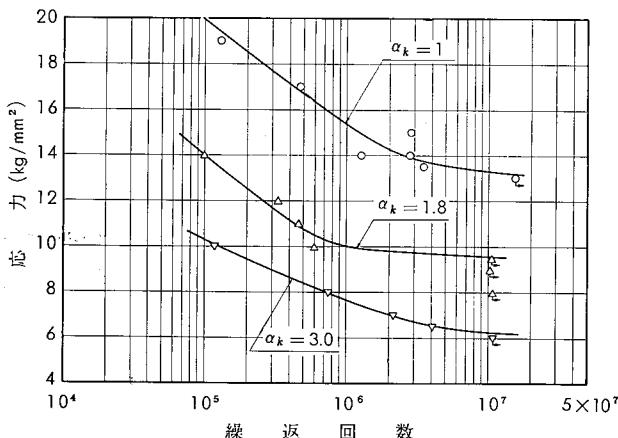
切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_k	F 材						O 材					
		疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k			疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	19.9	15.4	13.3	1	1	1	18.1	13.6	12.8	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	14.0	10.0	9.6	1.42	1.54	1.39	12.5	9.8	9.2	1.45	1.39	1.39
0.3	3.0 ⁴⁾	10.3	7.7	6.3	1.93	2.00	2.11	9.5	6.9	5.8	1.91	1.97	2.21

1) 小野式回転曲げ疲れ試験機 (1,700 rpm) による。

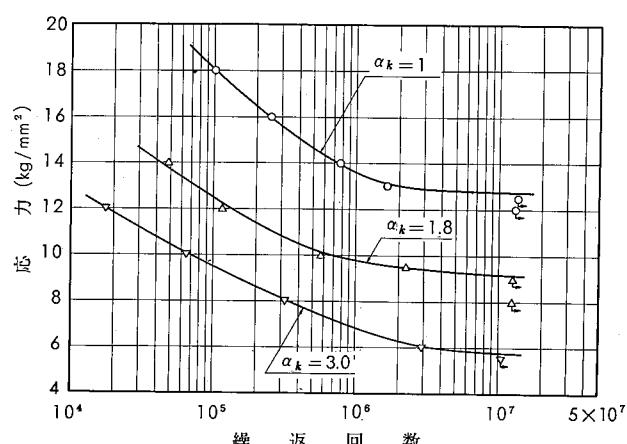
2) 10 mmφ 標準試験片 (布やすり仕上)。

3) 半円型環状切欠試験片 ($D=12.5\text{mm}\phi$, $d=10\text{mm}\phi$, $t=1.25\text{mm}$, 旋削のまま)。

4) 60°-V型環状切欠試験片 (同上)。



第1図 5454-F 棒の S-N 曲線



第2図 5454-O 棒の S-N 曲線

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.2)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

2) 5456-F および -O 棒

第 4 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)								
		Mg	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Al
5456	QQ-A-200/7C	4.7~5.5	0.50~1.0	0.05~0.20	<0.40	<0.10	<0.25	<0.20	残	
	F および O 材	5.17	0.62	0.11	0.09	0.13	0.10	0.03	0.02	残

第 5 表 機 械 的 性 質

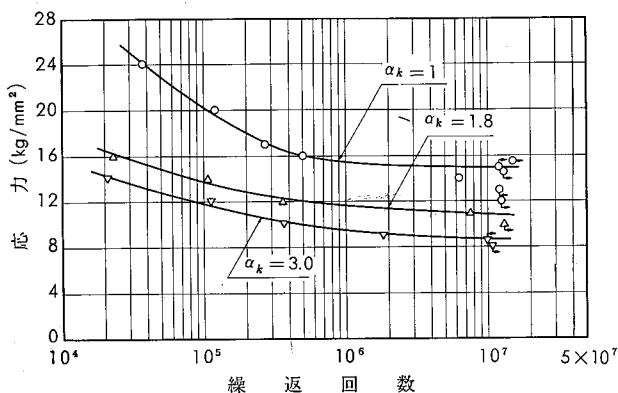
材 質	製造方法と寸法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ¹⁾					かたさ		シャルビー衝撃値 (JIS 3号) (kg-m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30) (Fスケール)	ロックウェル (Fスケール)	
5456-F	押出, 18	(押出のまま)	15.3	32.6	53.5	29	46	73	77	9.1
5456-O	抽伸, 16	360°C×1h 空冷	(>13.4) 14.5	(>28.8) 33.5	(—) 54.2	(>14) 31	(—) 49	(—) 70	(—) 76	9.1

1) 試験片は JIS Z 2201, 4 号試験片。 2) () 内は米国連邦規格 QQ-A-200/7C の規格値を示す。

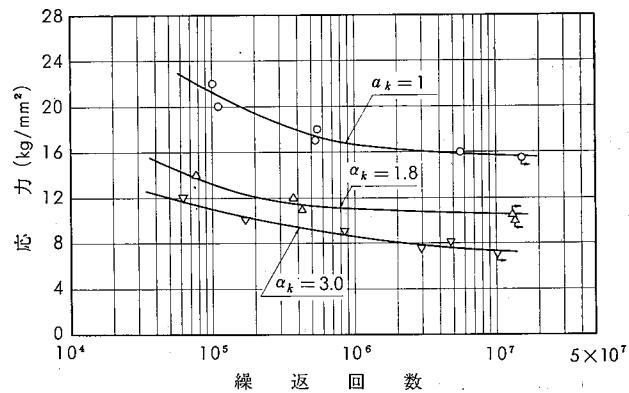
第 6 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_k	F 材						O 材					
		疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k			疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	20.3	15.5	15.0	1	1	1	21.3	16.7	15.7	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	13.8	11.6	10.9	1.47	1.34	1.38	13.2	11.0	10.6	1.61	1.52	1.48
0.3	3.0 ⁴⁾	11.8	9.5	8.7	1.72	1.63	1.72	11.0	8.5	7.3	1.94	1.97	2.15

1), 2), 3), 4) は第 3 表の注と同じ。 5) 詳細は本誌, 4 (1963), 72 参照。



第 3 図 5456-F 棒の S-N 曲線



第 4 図 5456-O 棒の S-N 曲線

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.3)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

3) 5086-F および -O 棒

第 7 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)								
		Mg	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Zn	Ti	Al
5086	QQ-A-200/5b	3.5~4.5	0.20~0.7	0.05~0.25	<0.40	<0.50	<0.10	<0.25	<0.15	残
	F および O 材	3.96	0.45	0.13	0.16	0.30	0.03	0.03	0.01	残

第 8 表 機 械 的 性 質

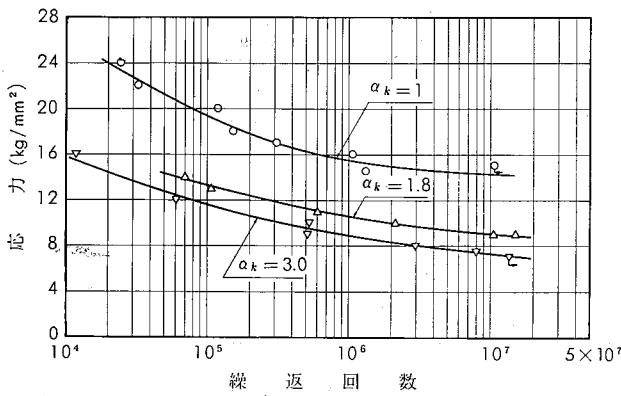
材 質	製造方法と寸法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ¹⁾					か た さ		シャルピー衝撃値 (JIS 3号) (kg·m/cm ²)
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Fスケール)	
5086-F	押出, 18	(押出のまま)	14.7	29.0	49.6	28	54	61	67	9.6
5086-O	抽伸, 16	360°C×1h 空冷	(>9.8) 13.5	(>24.6) 29.1	(—) 48.5	(>14) 28	(—) 53	(—) 61	(—) 70	(—) 8.2

1) 試験片は JIS Z 2201, 4 号試験片。 2) () 内は米国連邦規格 QQ-A-200/5b の規格値を示す。

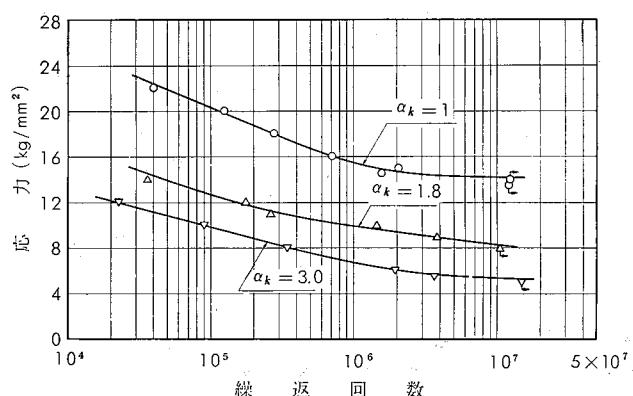
第 9 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_s	F 材						O 材					
		疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k			疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	19.5	15.5	14.3	1	1	1	20.3	15.5	14.2	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	13.4	10.6	9.1	1.46	1.46	1.57	12.8	9.9	8.3	1.59	1.57	1.71
0.3	3.0 ⁴⁾	11.6	8.9	7.3	1.68	1.74	1.96	9.7	6.8	5.4	2.09	2.28	2.63

1), 2), 3), 4) は第 3 表の注と同じ。 5) 詳細は本誌, 3 (1962), 369 参照。



第 5 図 5086-F 棒の S-N 曲線



第 6 図 5086-O 棒の S-N 曲線

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.4)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

4) 7001-T6 押出棒

第 10 表 化学成分

材質		化学成分 (%)								
		Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti	Al
7001-T6	MIL-A-52242	6.8~8.0	2.6~3.4	1.6~2.6	0.18~0.40	<0.35	<0.40	<0.20	<0.20	残
	試材	7.65	3.20	2.22	0.28	0.13	0.29	0.06	0.01	残

第 11 表 機械的性質

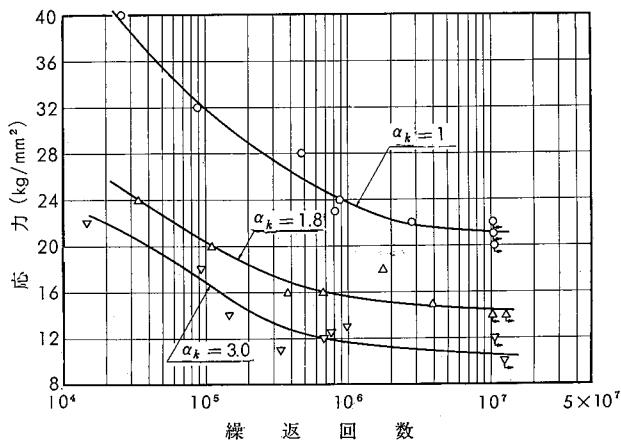
材質	製造方法と寸法 (mm ϕ)	熱処理	引張性質 1)					かたさ	シャルピー衝撃値 [JIS 3号] (kg·m/cm ²)	
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)			
7001-T6	押出, 20	465°C × 1h 水冷後 120°C × 26h 空冷	(>61.9) 69.8	(>66.1) 73.2	80.5	(>5) 7	(>10) 10	(>160) 160	(>96) 96	(>0.9) 0.9

1) 試験片は JIS Z 2201, 4号試験片。 2) () 内は MIL-A-52242 の規格値を示す。

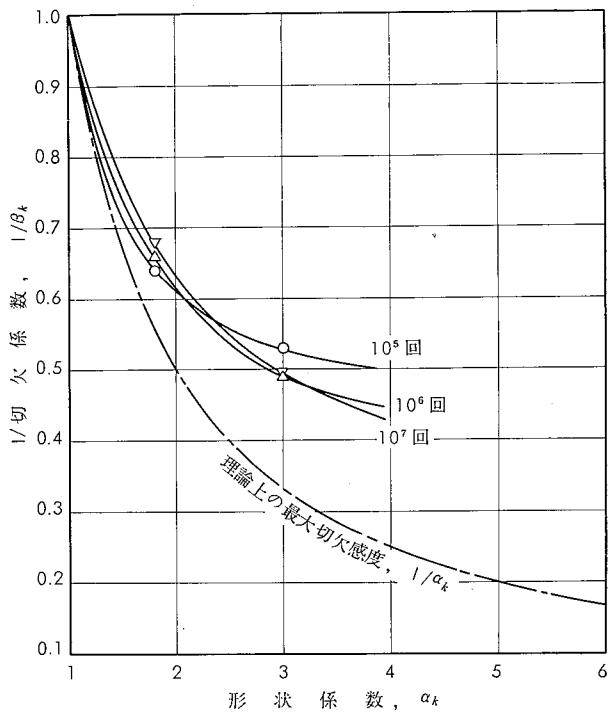
第 12 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み r (mm)	形状係数 α_k	疲れ強さ 1) (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 2)	31.7	23.8	21.2	1	1	1
1.25	1.8 3)	20.3	15.6	14.5	1.56	1.53	1.46
0.3	3.0 4)	16.8	11.6	10.5	1.89	2.05	2.02

1), 2), 3), 4) は第 3 表の注と同じ。



第 7 図 7001-T6 押出棒の S-N 曲線



第 8 図 7001-T6 押出棒の切欠感度

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.5)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

5) 7039-T6 押出棒

第 13 表 化学成分

材質		化学成分(%)								
		Zn	Mg	Mn	Cr	Si	Fe	Cu	Ti	Al
7039-T6	成分範囲	3.5~4.5	2.3~3.3	0.10~0.40	0.15~0.25	<0.30	<0.40	<0.10	<0.10	残
	試材	4.14	2.82	0.25	0.17	0.13	0.27	0.02	0.02	残

第 14 表 機械的性質

材質	製造方法と寸法(mmφ)	熱処理	引張性質 ¹⁾				かたさ		シャルピー衝撃値 [JIS 3号] (kg·m/cm ²)	
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ ²⁾ (kg/mm ²)	真破断強さ ³⁾ (kg/mm ²)	伸び ⁴⁾ (%)	絞り ⁵⁾ (%)			
7039-T6	押出, 20	465°C×1h 水冷 2週間後 120°C×48h空冷	50.3	54.4	64.8	11	19	132	82	1.9

1) 試験片は JIS Z 2201, 4号試験片。

第 15 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

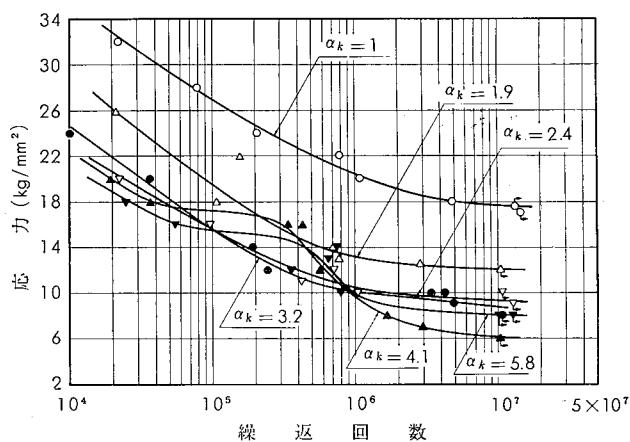
切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_k	疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	26.9	20.4	17.7	1	1	1
1	1.9 ³⁾	19.5	13.2	12.1	1.38	1.55	1.46
0.5	2.4 ⁴⁾	15.6	10.4	9.3	1.72	1.96	1.90
0.25	3.2 ⁴⁾	15.5	10.1	8.7	1.74	2.02	2.03
0.125	4.1 ⁴⁾	17.2	9.6	6.2	1.56	2.13	2.86
0.06	5.8 ⁴⁾	15.5	9.9	8.1	1.74	2.06	2.19

1) 小野式回転曲げ疲れ試験機 (1,700 rpm) による。

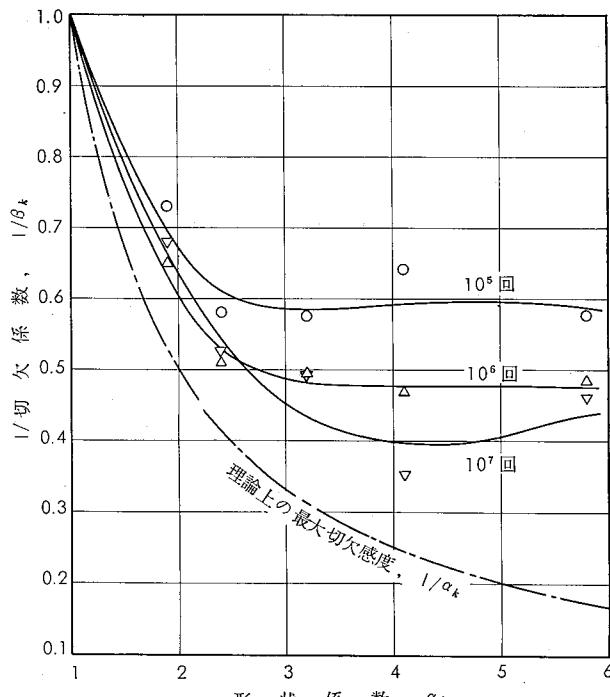
2) 10mmφ 標準試験片 (布やすり仕上)。

3) 半円型環状切欠試験片 (D=12mmφ, d=10mmφ, t=1mm, 旋削のまま)。

4) 60°-V型環状切欠試験片 (同上)。



第9図 7039-T6 押出棒の S-N 曲線



第10図 7039-T6 押出棒の切欠感度

(昭和44年4月)

◆ 住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.6)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

6) 7075-T6 押出および鍛造棒（高力アルミニウム合金 6 種）

第 16 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)								
		Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti	Al
7075-T6	JIS H 4131 4164	5.1~6.1	2.1~2.9	1.2~2.0	0.18~0.40	<0.50	<0.7	<0.30	<0.20	残
	試 材 A B	5.70 5.74	2.61 2.78	1.75 1.74	0.25 0.28	0.15 0.11	0.19 0.29	0.01 0.01	0.01 0.02	残

第 17 表 機 械 的 性 質

試 材	製造方法と寸法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 1)				かたさ		シャルピー衝撃値 [JIS 3号] (kg·m/cm²)	
			耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	真破断強さ (kg/mm²)	伸び (%)	絞り (%)	ブリネル (10/500/30)	ロックウェル (Bスケール)	
A	押出, 20	465°C×1h 水冷後 120°C×24h 空冷	(>47) 61.7	(>54) 67.2	(—) 76.8	(>6) 10	(—) 13	(—) 146	(—) 92	(—) 1.3
B	鍛造, 20	480°C×1h 水冷後 120°C×24h 空冷	(>45) 53.7	(>52) 59.4	(—) 75.7	(>10) 13	(—) 24	(>135) 156	(—) 93	(—) 1.5

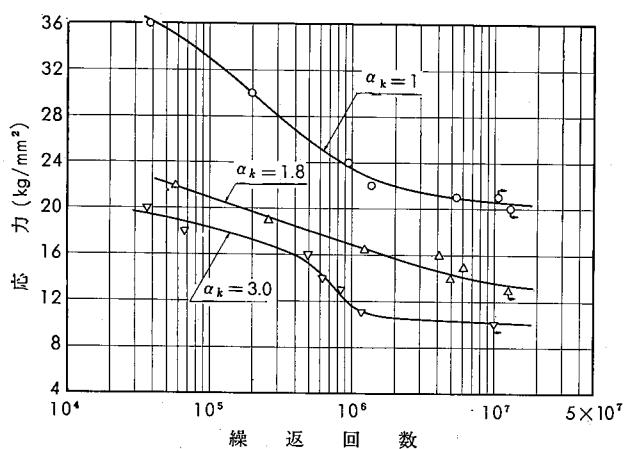
1) 試験片は JIS Z 2201, 4 号試験片。

2) () 内は JIS H 4164 (高力アルミニウム合金棒) または H 4131 (アルミニウム合金鍛造品) の規格値を示す。

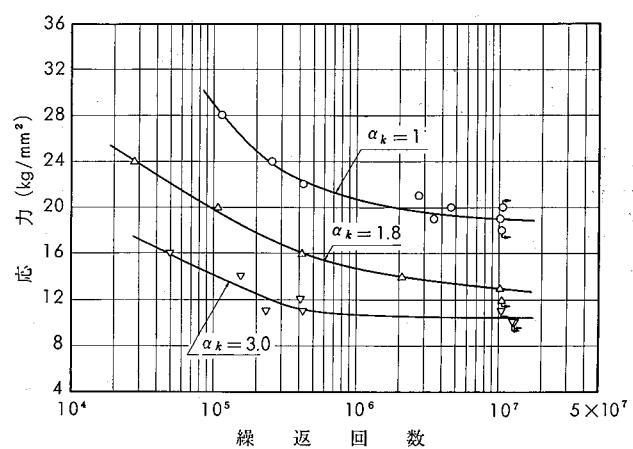
第 18 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_k	試 材 A						試 材 B					
		疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm²)			切欠係数 β_k			疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	33.2	23.3	20.6	1	1	1	28.9	20.8	19.0	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	20.8	16.8	13.6	1.60	1.39	1.51	19.9	14.6	13.0	1.45	1.42	1.46
0.3	3.0 ⁴⁾	18.4	11.7	10.2	1.80	1.99	2.02	14.2	10.8	10.5	2.04	1.93	1.81

1), 2), 3), 4) は第 3 表の注と同じ。



第11図 7075-T6 押出棒の S-N 曲線



第12図 7075-T6 鍛造棒の S-N 曲線

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.7)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ(その2)

7) 7076-T6 押出および鍛造棒

第19表 化学成分

材質		化成成分(%)								
		Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti	Al
7076-T6	QQ-A-367g	7.0~8.0	1.2~2.0	0.30~1.0	—	<0.40	<0.6	0.30~0.8	<0.20	残
	試材 A B	7.62 7.53	1.67 1.76	0.72 0.64	<0.01 <0.01	0.13 0.07	0.49 0.17	0.59 0.55	0.02 0.02	残

第20表 機械的性質

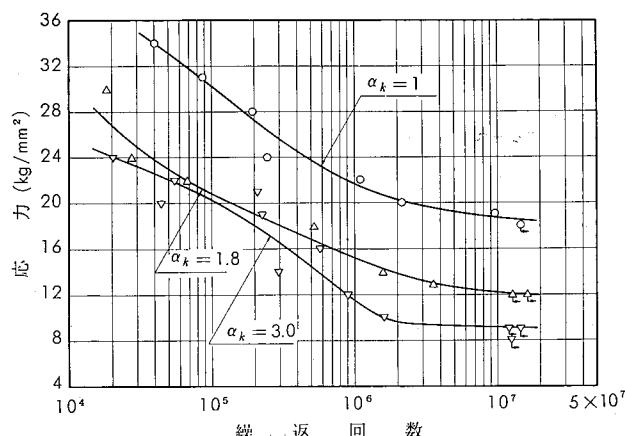
試材	製造方法寸法(mmφ)	熱処理	引張性質 ¹⁾					かたさ		シャルピー衝撃値(JIS 3号)(kg·m/cm ²)
			耐力(kg/mm ²)	引張強さ(kg/mm ²)	真破断強さ(kg/mm ²)	伸び(%)	絞り(%)	ブリネル(10/500/30)	ロックウェル(Bスケール)	
A	押出, 20	460°C×1h 水冷後 135°C×14h 空冷	57.6	58.6	68.6	11	22	144	88	1.4
B	鍛造, 20	465°C×1h 水冷後 135°C×14h 空冷	(>42.2) 48.3	(>49.2) 53.2	(—) 73.8	(>14) 18	(—) 37	(>140) 151	(—) 88	(—) 1.9

1) 試験片は JIS Z 2201, 4号試験片。 2) () 内は米国連邦規格 QQ-A-367g の規格値を示す。

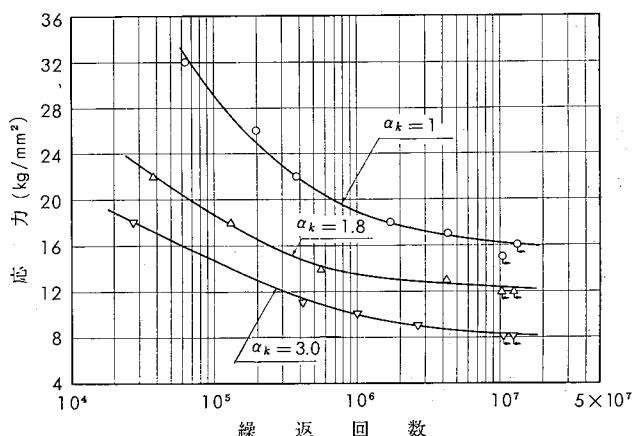
第21表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_k	試材 A						試材 B					
		疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k			疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	30.3	21.5	18.9	1	1	1	28.7	18.9	16.3	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	20.9	15.3	12.2	1.45	1.41	1.55	18.6	13.6	12.4	1.54	1.39	1.31
0.3	3.0 ⁴⁾	20.3	11.5	9.2	1.49	1.87	2.05	14.6	10.0	8.3	1.97	1.89	1.96

1), 2), 3), 4) は第3表の注と同じ。



第13図 7076-T6 押出棒の S-N 曲線



第14図 7076-T6 鍛造棒の S-N 曲線

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.8)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

8) 7178-T6 押出棒

第 22 表 化学成分

材質		化 学 成 分 (%)							
		Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti
7178-T6	QQ-A-200/13a	6.3~7.3	2.4~3.1	1.6~2.4	0.18~0.40	<0.50	<0.7	<0.30	<0.20
	試材	6.56	2.88	2.14	0.29	0.17	0.52	0.06	0.01

第 23 表 機械的性質

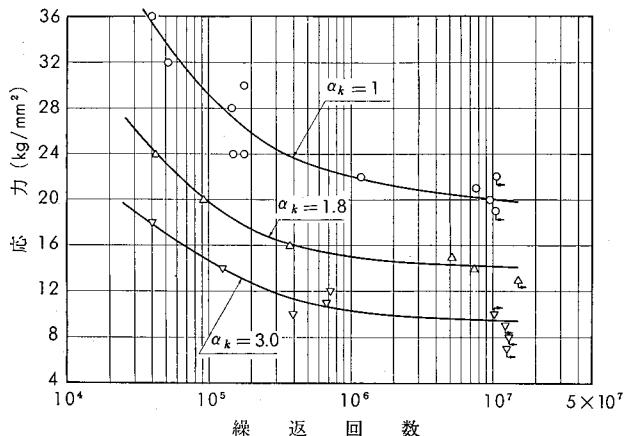
材質	製造方法と寸法 (mmφ)	熱処理	引張性質 ¹⁾					かたさ	シャルピー衝撃値 [JIS 3号] (kg·m/cm ²)	
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)			
7178-T6	押出, 20	465°C×1h 水冷後 135°C×26h 空冷	(>54.8) 64.9	(>61.2) 68.5	76.4	(>5) 9	(>5) 13	(>5) 158	(>5) 95	(>5) 0.8

1) 試験片は JIS Z 2201, 4号試験片。 2) () 内は米国連邦規格 QQ-A-200/13a の規格値を示す。

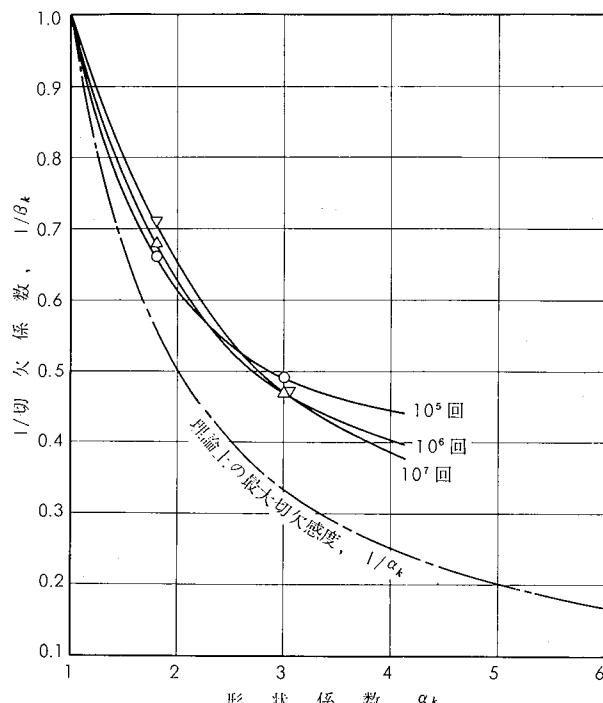
第 24 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み (mm)	形状係数 α_k	疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	29.7	22.0	20.1	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	19.7	15.0	14.2	1.51	1.47	1.42
0.3	3.0 ⁴⁾	14.6	10.3	9.5	2.03	2.14	2.12

1), 2), 3), 4) は第3表の注と同じ。



第15図 7178-T6 押出棒の S-N 曲線



第16図 7178-T6 押出棒の切欠感度

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

竹内勝治
研究部
田中英司

TECHNICAL DATA SHEET (10-2.9)

アルミニウム合金展伸材の切欠疲れ強さ（その2）

9) 7079-T6 押出および鍛造棒

第 25 表 化 学 成 分

材 質		化 学 成 分 (%)								
		Zn	Mg	Cu	Cr	Si	Fe	Mn	Ti	Al
7079-T6	QQ-A-200/12c 367g	3.8~4.8	2.9~3.7	0.40~0.8	0.10~0.25	<0.30	<0.40	0.10~0.30	<0.10	残
	試 材 A B	4.35 4.41	3.36 3.37	0.66 0.65	0.17 0.11	0.13 0.10	0.30 0.31	0.19 0.23	0.01 0.02	残

第 26 表 機 械 的 性 質

試 材	製造方法と寸法 (mmφ)	熱 处 理	引 張 性 質 ¹⁾				かたさ		シャルビー衝撃値 [JIS 3号] (kg-m/cm ²)	
			耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	真破断強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)	(ブリネル)(ロックウェル)(Bスケール)		
A	押出, 20	445°C×1h 水冷後 115°C×48h 空冷	(>49.2) 55.8	(>54.8) 60.6	(—) 70.0	(>7) 10	(—) 14	(—) 141	(—) 87	(—) 1.9
B	鍛造, 20	450°C×1h 水冷 5日間時効後 115°C×48h 空冷	(>44.3) 45.4	(>50.8) 53.3	(—) 71.7	(>9) 16	(—) 32	(>135) 142	(—) 88	(—) 1.9

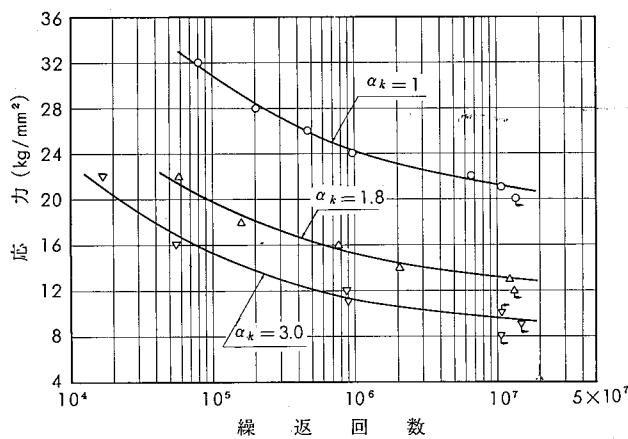
1) 試験片は JIS Z 2201, 4号試験片。

2) () 内は米国連邦規格 QQ-A-200/12C または QQ-A-367g の規格値を示す。

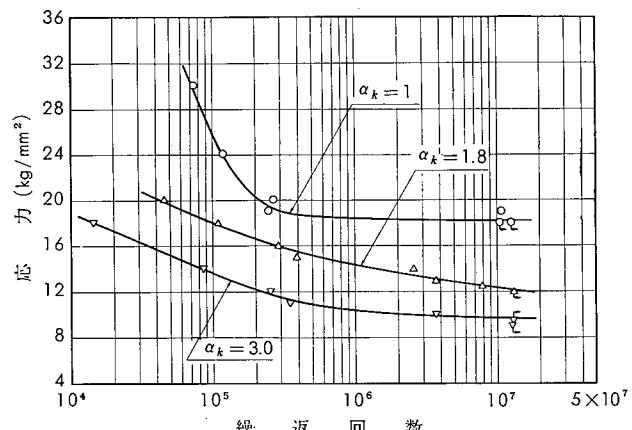
第 27 表 切欠疲れ強さならびに切欠係数

切欠底の丸み ρ (mm)	形状係数 α_k	試 材 A						試 材 B					
		疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k			疲れ強さ ¹⁾ (kg/mm ²)			切欠係数 β_k		
		10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回	10 ⁵ 回	10 ⁶ 回	10 ⁷ 回
∞	1 ²⁾	31.0	24.2	21.0	1	1	1	25.9	18.5	18.2	1	1	1
1.25	1.8 ³⁾	19.6	15.2	13.1	1.58	1.59	1.60	18.1	14.3	12.3	1.42	1.29	1.48
0.3	3.0 ⁴⁾	14.2	11.3	9.6	2.18	2.14	2.19	13.9	10.3	9.7	1.88	1.80	1.88

1), 2), 3), 4) は第 3 表の注と同じ。



第17図 7079-T6 押出棒の S-N 曲線



第18図 7079-T6 鍛造棒の S-N 曲線

(昭和44年4月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司