

P

144

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 7 No. 4 October 1966

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZQ-50 の溶接性について

寺 井 士 郎
杉 山 穎 彦
馬 場 義 雄
福 井 利 安

住友軽金属工業株式会社

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZQ-50 の溶接性について*

寺井士郎** 杉山禎彦*** 馬場義雄*** 福井利安***

On the Weldability of the Structural Al-Zn-Mg Alloy ZQ-50

by Shiro Terai, Yoshihiko Sugiyama, Yoshio Baba and Toshiyasu Fukui

A study has been made of the weldability of newly developed Al-Zn-Mg alloy ZQ-50, which contains small amounts of zirconium and silver.

Test panels for strength evaluation of welds were made with 5356 filler or Al-Zn-Mg filler by either TIG or MIG-welding processes.

The tensile and yield strengths of welds made with Al-Zn-Mg filler were 38~42 and 24~30 kg/mm² respectively in 90 days of postweld.

The strength of welds depend particularly on the filler metals, welding processes and joint designs.

According to Fish-bone cracking tests, the weld-crack susceptibility of ZQ-50 alloy was almost equal to 1100 alloy and less than those of 5052, 5083, 6061 and common Al-Zn-Mg alloys.

1. 緒 言

近年、溶接構造材として、Al-Mg 系合金とともに Al-Zn-Mg 系合金が脚光を浴び、実用化されつつある。^{1,2)}

本系合金は焼入性が良好であり、常温時効性にも優れているので、溶接後室温に放置するだけで、かなりの高強度に達する。³⁾ いっぽう、この系合金は応力腐食割れが生じ易く、また Al-Mg 系の構造材 5052, 5083 合金などにくらべて溶接割れ感受性が強い欠点がある。これらの諸点を考慮して。⁴⁾ 現在、諸外国ならびに本邦で多くの実用合金が発表されており JIS に制定されるのも間近い。しかしながら、強さ、溶接性、耐応力腐食割れ性、加工性などあらゆる点でじゅうぶんであるとは考えられず、さらに高性能の新合金の開発が望まれている現状である。

さて構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZQ-50 は Al-Zn-Mg 合金に微量の Zr と Ag を同時に添加したもので、上記の諸性能が著しく改善された実用合金の 1 つ（住友軽金属工業特許合金）^{5), 6)} であり、とくに優れた溶接性を有する点については、すでに軽金属学会で発表した。⁷⁾

本報は、これらの点に関して、工業製品としての ZQ-50 合金の溶接性、とくに溶接部の強さおよび溶接割れ感受性などについて調査した結果である。

2. ZQ-50 の諸性能

Al-Zn-Mg 系合金は一般に焼入性が良好（溶体化温度からの冷却速度が遅くとも、その後の時効で著しい硬化を示す）であるが、この挙動は微量元素の添加でかなり異なる。ZQ-50 合金は、微量元素を含まない Al-Zn-Mg 合金よりは、この焼入性がやや劣るが、Cr などを含む他の Al-Zn-

Mg 系合金にくらべるとかなり優れている。

まず最初に、ZQ-50 合金の引張性質におよぼす焼入速度（冷却速度）の影響を Fig. 1 に示す。これは 2mm 板を 465°C で 1hr 溶体化し、150°C まで各所要時間で冷却後、常温まで空冷し、24hr 常温時効後 120°C で 48hr の焼モドシを施したものである。

つぎに ZQ-50 合金の常温時効曲線を Fig. 2 に示す、これは 2mm 板を 465°C で 1hr 溶体化し、水焼入後、20°C で時効したもので常温時効日数と引張性質の関係を示している。さらに高温時効性について Fig. 3 に示す。これは同じ

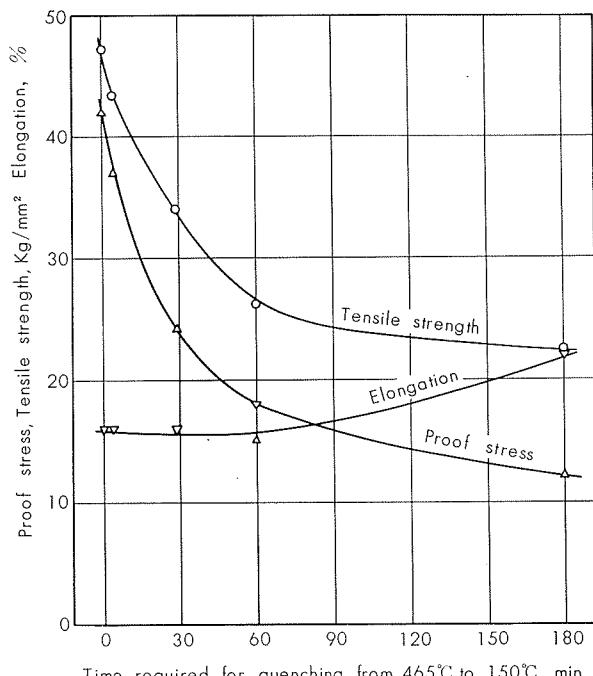


Fig. 1 Effect of quenching speed on the tensile properties of ZQ-50 alloy aged at 120°C for 48 hours.

* 軽金属学会昭和41年度春期大会で一部発表

** 研究部 工学博士

*** 研究部

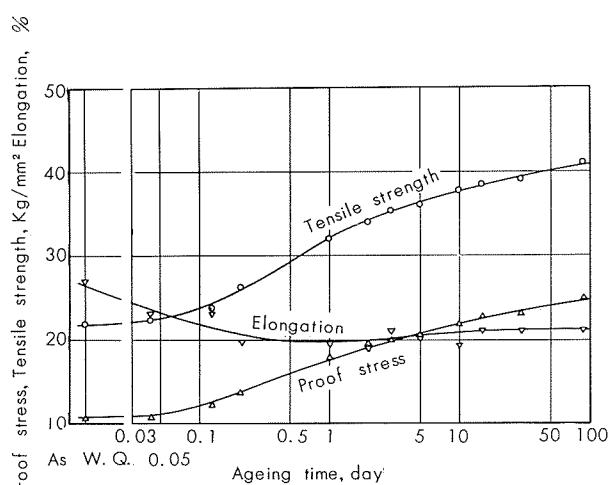


Fig. 2 Ageing curves at 20°C for ZQ-50 alloy quenched from 465°C.

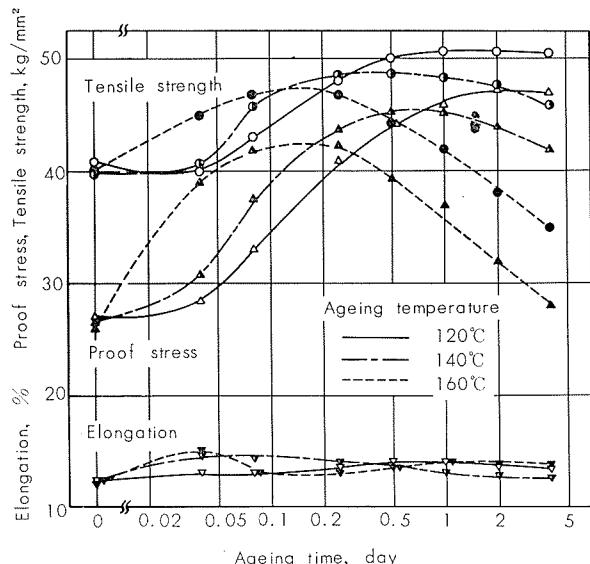


Fig. 3 Artificial ageing curves for ZQ-50 alloy quenched from 465°C and pre-aged for 5 days at room temperature.

<2mm板を465°Cで1hr溶体化し水焼入後5日間の常温時効を施しその後120°C, 140°Cおよび160°Cで焼モドシしたもので焼モドシ時間および焼モドシ温度と引張性質の関係を示している。また、ZQ-50合金は高温時効硬化に対する室温時効の影響(いわゆるSplit-ageing効果)が少なく、焼入後、直ちに焼モドシすることも可能である。

このようにZQ-50合金は微量のZrとAgを含有するため、かなり良好な焼入性と時効硬化性を有している。また

応力腐食割れの懸念もない。加工性、耐食性もかなり良好である。

3. 供試材および試験方法の概略

試験はZQ-50合金の溶接性、とくに溶接部の強さおよび溶接割れ感受性について行なったが、供試材はAl-5%Zn-2%Mg-0.21%Zr-0.15%Agを標準成分とするものである。工業的に製造した200mm×700mm×1000mmの半連続鋳塊を用いた。まず450°Cで8hrの鋳塊均一化予備加熱を行ない、皮むき後、420°Cで13mmおよび7mmまで熱間圧延した。7mmのものについては、410°Cで中間焼純を施し、その後4mmまで冷間圧延した。この13mmおよび4mm板をおのの465°Cで3hrの溶体化処理をし、水焼入後、1か月以上常温時効(T4処理)および465°Cで3hrの溶体化処理をし、水焼入後5日間の常温時効を施してから120°Cで24hrの焼モドシ(T6処理)の熱処理をした。

溶接部の強さについては、この13mmおよび4mmのT4, T6材を5356 fillerおよび共材系のAl-Zn-Mg filler(ともに住友電工製)でTIGおよびMIG溶接した。母材および溶接材の分析結果をTable 1に示す。

溶接試験に用いた母材の代表的な機械的性質をTable 2に示す。試験片は4mm板のT4, T6より採取したが、小野式の疲労強度については押出し形材より採取した試料を用いた。

溶接割れ感受性の試験はFish bone cracking testを行なったが、溶接割れ感受性を比較するために、ZQ-50の他に1100, 5052, 5083, 6061およびAl-Zn-Mg合金(Al-4.3%Zn-1.6%Mg-0.3%Mn)を用いた。

4. 試験結果

4.1 溶接材の機械的性質

前記の4mmおよび13mm板のT4, T6材をTIGおよびMIG溶接して、それぞれ溶接部の引張性質とカタサ分布を求めた。

まず4mm板については、5356 fillerおよびAl-Zn-Mg fillerでTIG溶接した。その溶接条件をTable 3に示す。

溶接後1か月、3か月の常温時効および5日間の常温時効の後120°Cで24hrの焼モドシを施して、引張性質およびカタサ分布を求めた。これらの結果の1例をFig. 4に示す。引張試験片はJIS-5号で、Undressed(余盛のまま)

Table 1 Chemical compositions of parent and filler metals.

		Chemical composition, %									
		Zn	Mg	Zr	Ag	Mn	Cr	Ti	Cu	Fe	Si
Parent metal		5.0	1.97	0.18	0.14	<0.01	<0.01	0.03	0.01	0.22	0.08
Filler metal	Al Zn-Mg filler	4.91	2.10	0.18	—	0.07	—	0.01	0.06	0.35	0.18
	5356 filler	0.04	5.22	—	—	0.11	0.11	0.09	0.06	0.08	0.03

Table 2 Mechanical properties of parent metal.

	Tensile properties				Brinell hardness, 10/500/30	Charpy impact value, kg-m/cm ²	Fatigue strength (10^7 cycles), kg/mm ²		
	σ_b , kg/mm ²	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	δ , %	E, kg/mm ²			Ono's rotary bending finished ¹⁾	Schenck's plane vibrating finished ¹⁾	As rolled ²⁾
	T 4	40	25	25	7,100	105	5	16	14
T 6	50	44	14	7,100	130	2.5	17	14.5	10

1) Finished with emery paper.

2) Not finished with emery paper.

Table 3 TIG-welding conditions.

Joint design	Number of pass	Welding current	Welding speed	Dia. of electrode	Argon flow
I-Type	1	280~320 A	170~240 mm/min	4.8 mm	10~12 l/min
V-Type	1	280~320 A	170~240 mm/min	4.8 mm	10~12 l/min

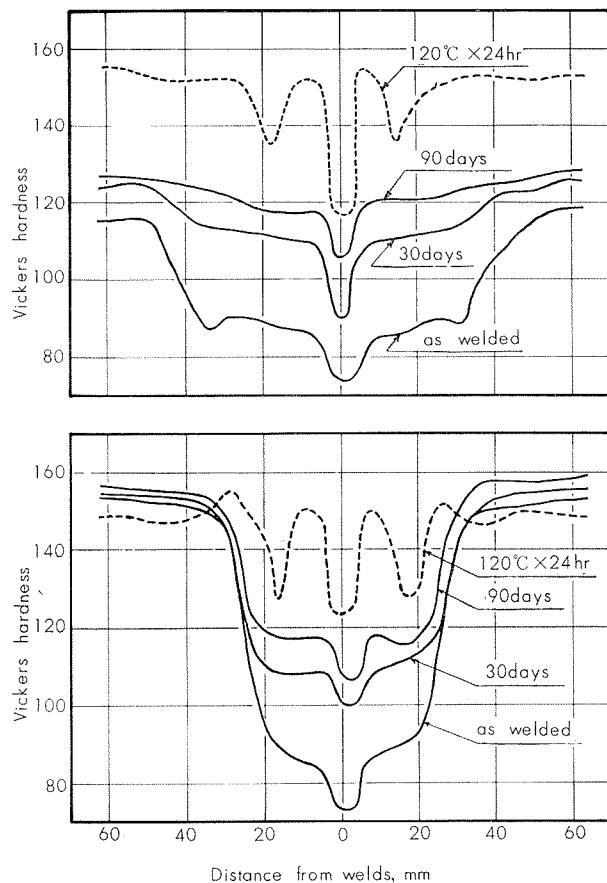
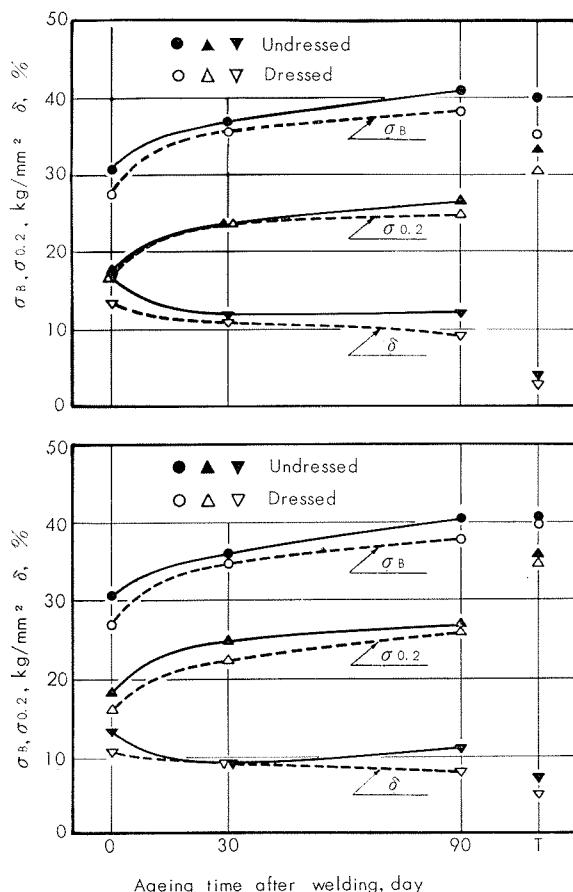


Fig. 4 Effect of ageing on the tensile properties and the hardness distribution of TIG-welds (4mm thick) made with Al-Zn-Mg filler. (T:120°C×24hr)

および Dressed (余盛削除) の両方である。

溶接部の強さは、溶接後の常温時効とともに著しく回復し3か月の常温時効でほぼ飽和点に達する。この場合の強さは母材質別 T4, T6 に関係なく，“余盛のまま”では、 $\sigma_B=40\sim42\text{kg/mm}^2$, $\sigma_{0.2}=26\sim28\text{kg/mm}^2$, $\delta=10\sim12\%$ になり，“余盛削除”では $\sigma_B=38\sim39\text{kg/mm}^2$, $\sigma_{0.2}=24\sim26\text{kg/mm}^2$, $\delta=8\sim10\%$ になる。溶接後焼モドシを施したものでは、引張強さはほぼ同じであるが、耐力は $6\sim10\text{kg/mm}^2$ さらに上昇し、伸びは逆に低下する。これらの引張性質に相当する各溶接部のカタサ分布についても Fig. 4 に示すごとく、溶接後の時効で著しいカタサの回復を示す。しかしながら、母材質別 T4, T6 での挙動は著しく異

なる。すなわち、T4 材では、溶接時の熱影響による軟化域が、T6 材よりかなり広い。これらの軟化域は T4 材でも T6 材でも、その後の常温時効でかなりの回復を示す。また溶接後焼もどした際にもかなりの回復を示すが、溶接ビード中心より $15\sim20\text{mm}$ のところにカタサの回復の少ない領域が現れ、この傾向は T4 材より T6 材で著しい。

いっぽう、13mm 板については、5356 filler および Al-Zn-Mg filler で MIG 溶接した。その溶接条件を Table 4 に示す。開先形状は Single V(Y-Type) と Double V(X-type) の二つおりである。溶接後の時効処理は 4mm 板の TIG 溶接材と同様に行ない、また試験方法も同じである。これらの結果の一例を Fig. 5 に示す。4mm 板の TIG 溶接

Table 4 MIG-welding conditions.

Joint design	Number of pass	Welding current	Arc voltage	Welding speed	Argon flow
	X-type	2	350~400 A	20~25 V	700 mm/min 28 l/min
	Y-type	2	340~390 A	21~26 V	450~600 mm/min 28 l/min

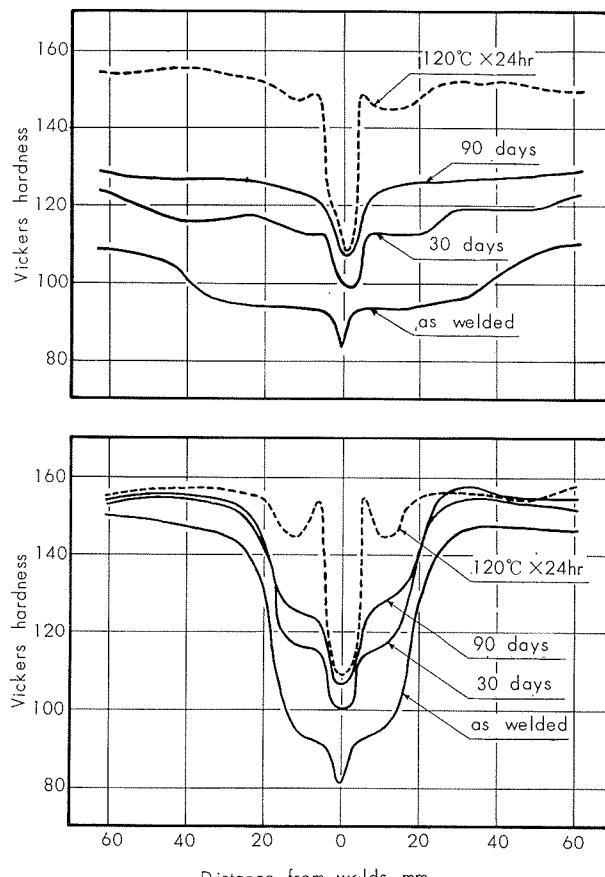
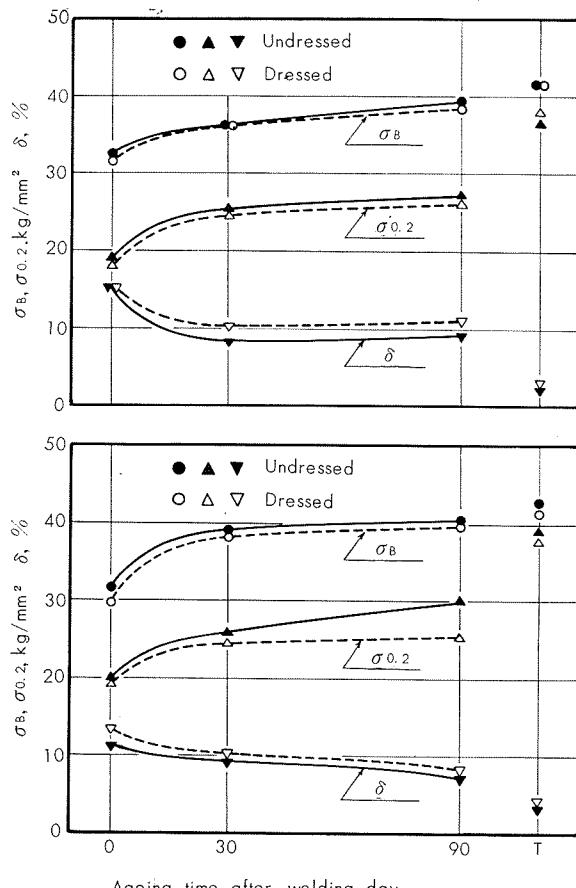


Fig. 5 Effect of ageing on the tensile properties and the hardness distribution of MIG-welds (13mm thick) made with Al-Zn-Mg filler. (T:120°C×24hr)

材と同じく、溶接部の強さは溶接後の常温時効とともに著しく回復し、溶接後3か月の常温時効でほぼ飽和点に達する。この場合の強さは母材質別T4、T6に関係なく、“余盛のまま”では、 $\sigma_B=39\sim41\text{kg/mm}^2$ 、 $\sigma_{0.2}=27\sim30\text{kg/mm}^2$ 、 $\delta=8\sim12\%$ になり、“余盛削除”では $\sigma_B=38\sim40\text{kg/mm}^2$ 、 $\sigma_{0.2}=25\sim27\text{kg/mm}^2$ 、 $\delta=7\sim9\%$ になる。溶接後焼モドシを施したものでは、引張強さで $2\sim3\text{kg/mm}^2$ 、耐力で $8\sim12\text{kg/mm}^2$ さらに上昇し、伸びは逆に低下する。カタサ分布についても、TIG溶接材同様、溶接後の時効で著しい回復を示すが、その挙動は前記Fig. 4のTIG溶接材とかなり異なる。すなわち、13mm板では2層溶接であるにもかかわらず、MIG溶接であるので、熱影響は少なく、TIG溶接材にみられたほど軟化域は広くない。またその軟化域も、その後の常温時効に際して、TIG溶接材より回復は大きい。またTIG溶接では溶接後の焼モドシでカタサの回復の少ない領域が熱影響部に生じたが、MIG溶接材では、その傾向は非常に少ない。これらを総括してZQ-50の溶接部の強さにおよぼす溶加材、開先形状、溶接法および板厚の影響について比較するとFig. 6, Fig. 7およびFig. 8となる。

Fig. 6は溶接後1か月常温時効したものの引張強さおよび耐力で比較したものである。ただし4mm板はTIG溶接(1層)であり、13mm板はMIG溶接(2層)である。まず“余盛のまま”と“余盛削除”について比較してみると、前者の方がいずれも引張強さで $1\sim4\text{kg/mm}^2$ 、耐力で $1\sim$

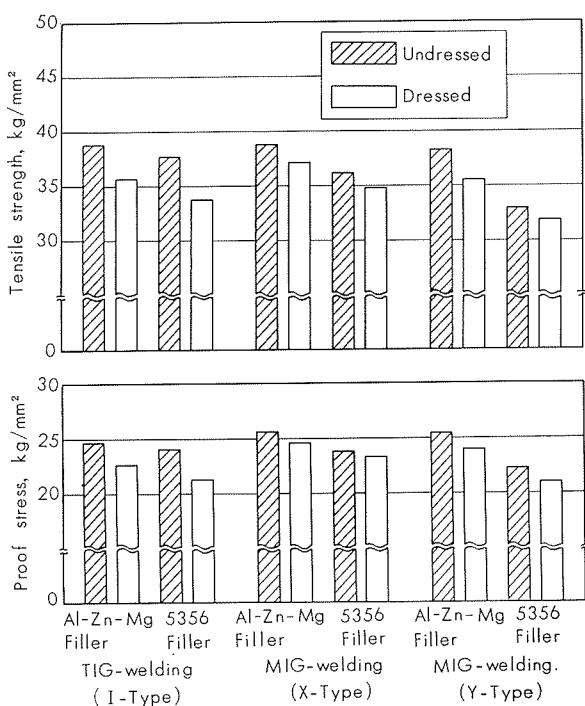


Fig. 6 Effect of welding processes, filler metals and joint designs on the tensile strength and proof stress of Al-Zn-Mg alloy ZQ-50 welds. (Natural ageing for 30 days after welding)

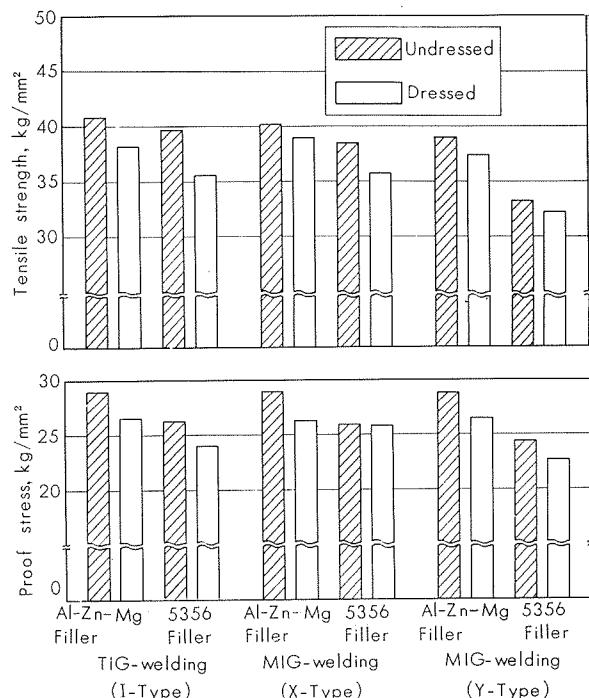


Fig. 7 Effect of welding processes, filler metals and joint designs on the tensile strength and proof stress of Al-Zn-Mg alloy ZQ-50 welds. (Natural ageing for 90 days after welding)

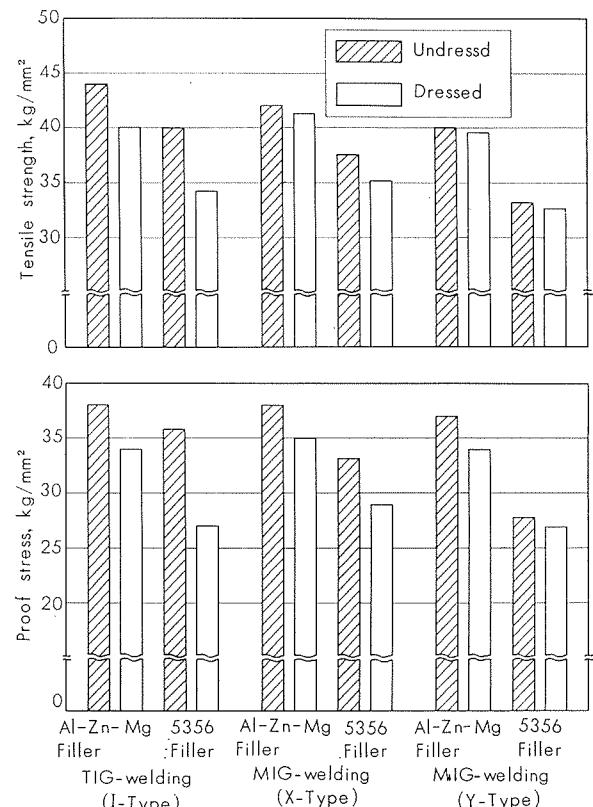


Fig. 8 Effect of welding processes, filler metals and joint designs on the tensile strength and proof stress of Al-Zn-Mg alloy ZQ-50 welds. (Ageing at 120°C for 24 hours after welding)

3kg/mm²高い値を示しており、この差はMIG溶接の場合よりTIG溶接の場合に大きい。Al-Zn-Mg fillerと5356 fillerについて比較してみると前者の方がいずれも引張強さで1~5kg/mm²、耐力で1~3kg/mm²高い値を示す。Y型開先でMIG溶接した場合にこの差は著しい。

Fig. 7は溶接後3か月常温時効したものであるが、Fig. 6とほぼ同様な挙動を示す。余盛の有無による差、溶加材による差、溶接方法による差は、Fig. 6より顕著になる傾向を示す。

Fig. 8は溶接後5日間の常温時効を施し、その後120°Cで24hr焼もどした場合であるが、Al-Zn-Mg fillerと5356 fillerの差および溶接方法による差が特に著しい。

4・2 溶接金属の諸性質

ZQ-50合金の溶接材の引張性質、カタサ分布については前項で記したが、これら溶接材の諸性質は溶接金属自体の諸性質に負う所が大きい。

溶接金属の継手強度をTable 5に示すが、これはJIS-1号のReduced-Sectionの試験片より求めたものであり、いずれも余盛削除である。これらの値は前項に記した溶接材の引張試験の余盛削除のものにほぼ等しい結果を示している。Al-Zn-Mg fillerでは著しい時効性を示しているが5356 fillerでは時効性が劣り、溶接金属の継手強度にかなりの差が認められる。開先形状がI型とV型については、5356 fillerを使用した時に有意差が認められる。すなわちI型開先の方が1~2kg/mm²高い継手強度を示す。

Table 5 Tensile strength of weld metal.

Welding process	Joint design	Filler metal	Ageing after welding	Tensile strength, kg/mm ²
TIG	I-type	Al-Zn-Mg	30 days at R.T.	35.0
			90 days at R.T.	38.7
			120°C×24 hr	39.3
		5356	30 days at R.T.	33.7
			90 days at R.T.	34.9
			120°C×24 hr	35.3
	V-type	Al-Zn-Mg	30 days at R.T.	35.4
			90 days at R.T.	38.0
			120°C×24 hr	37.5
		5356	30 days at R.T.	32.9
			90 days at R.T.	33.6
			120°C×24 hr	33.8

溶接金属の化学分析結果をTable 6に示す。特にZnとMgについて求めたが、5356 fillerを用いた時に開先形状による相違が顕著に認められる。すなわち4mm板の場合、I型開先では母材成分が支配的であるのに対し、V型開先では溶加材の成分が支配的となり、Zn含有量はI型開先の方が高く、Mg含有量はV型開先の方が高い。Table 5でI型開先とV型開先で継手強度に差が認められたが、これはTable 6に示すZnとMgの含有量の結果より明らかとなろう。

Table 6 Chemical compositions of weld metal.

Thickness, mm	Welding process	Joint design	Filler metal	Composition, %	
				Zn	Mg
4	TIG	I-type	Al-Zn-Mg	4.81	2.06
			5356	3.64	2.87
		V-type	Al-Zn-Mg	4.80	2.09
			5356	3.26	3.09
13	MIG	X-type	Al-Zn-Mg	—	—
			5356	—	—
		Y-type	Al-Zn-Mg	4.78	2.08
			5356	2.01	3.75

なお参考のために各溶接材の断面の肉眼組織をPhoto. 1に示す。

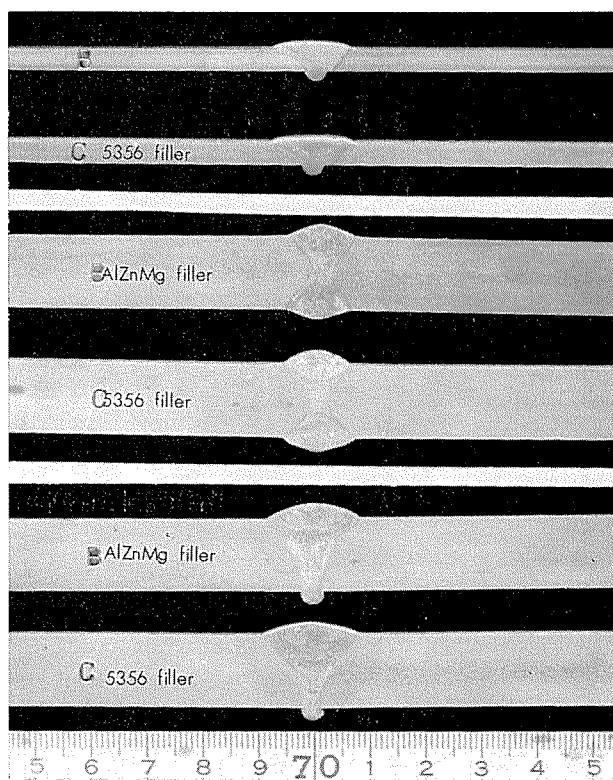


Photo. 1 Macro-photograph of TIG or MIG-welds made with Al-Zn-Mg or 5356 filler.

4・3 溶接割れ感受性

Al-Zn-Mg系合金は一般的に溶接割れ感受性が強いとされているが、これに関する系統的な研究はほとんどない。そこで一般的なAl-Zn-Mg系合金や本合金ZQ-50が、他のアルミニウム合金と比較してどの程度の溶接割れ感受性を有するかを調べるために、溶接構造に多く用いられる実用合金1100, 5052, 5083, 6061, Al-Zn-Mg(Al-4.3%Zn-1.6%Mg-0.3%Mn)およびZQ-50合金をFish bone cracking testで検討した。板厚は2mmである。あらかじめ、各種材料で最適溶接条件を定めた後、試験を行なって結果のバラツキは極力避けるよう努めた。割れ感受性の評価は、おのおのの割れ長さを比較して行なったが、Fig.

9 に示すものはいずれも 5 点の測定値の平均である。測定値のバラツキは、大体土 10% 以内であった。試験はいずれも溶加材なしで溶接したものと共材で溶接したものであり、5052, 5083, 6061, Al-Zn-Mg および ZQ-50 合金は 5356 filler でも溶接した。Fig. 9 より明らかなるごとく、まず母材間の割れ感受性としては、6061 合金がもっとも強く、ついで Al-Zn-Mg 合金である。ZQ-50 合金は 1100 合金とほぼ同等であり、5052 および 5083 合金よりも溶接割れ感受性は少ない。6061 合金は割れ感受性は大きいが、5356 filler を用いれば、割れはほとんど解消されるのに対し Al-Zn-Mg 合金は、5356 filler を用いてもなお溶接割れの傾向は大きい。ところが ZQ-50 合金は、溶加材に関係なく、溶接割れ感受性は非常に少ない。

参考のために Fish bone cracking test より得られた溶接部の断面の肉眼組織を Photo. 2 に示す。いずれも共材の溶加材である。ZQ-50 合金は、他の合金にくらべて溶

接部の組織が非常に微細化されており、良好な断面を示している。つぎに同じく共材で溶接した割れ部の顕微鏡組織を Photo. 3 に示す。いずれも割れ部分の先端であるが、粒界に沿って割れが進行している。

5. 考 察

溶接材の強さは、溶接金属と熱影響部の強さで支配されるが、一般的に Al-Zn-Mg 系合金では、前者は溶接金属の時効性に依存し、後者は熱影響の回復率に依存するところが大きい。ここで溶接金属の時効性はその組成と冷却速度によって左右され、熱影響部の回復率は母材の組成、調質および溶接熱入力によって左右される。³⁾

ところで Cr, Mnなどを含む Al-Zn-Mg 系合金では、溶接ビード中心より 10~30mm はなれたところでしばしば強さの回復の少ない領域が認められ、引張試験に際して、この点が破断点となることが多いが、ZQ-50 合金では、この傾向はほとんどなく、引張試験に際しても破断は、溶接金属あるいは溶接金属と母材の境界で生じている。これは ZQ-50 合金の母材強さが高いためであるが、同時に本合金が、微量の Ag を含有するため、溶接時の 200°C~300°C の熱影響（熱サイクル）で過時効をおこしにくいからである。Ag のこの効果については、他の研究者によても認められている。⁸⁾

次に溶接割れについてであるが、ZQ-50 合金は溶接割れ感受性が非常に小さく、純アルミニウムとほぼ同等であり、Al-Mg-Si 系の 6061 合金や他の Al-Zn-Mg 系合金はもちろんのこと、Al-Mg 系の 5052, 5083 合金より優れている。

これらの割れは高温割れ（Sub-solidus cracking を含む）であるが、Al-Zn-Mg 系合金の溶接割れ感受性におよぼす各種添加元素の影響を Fig. 10 に示す。これらの添

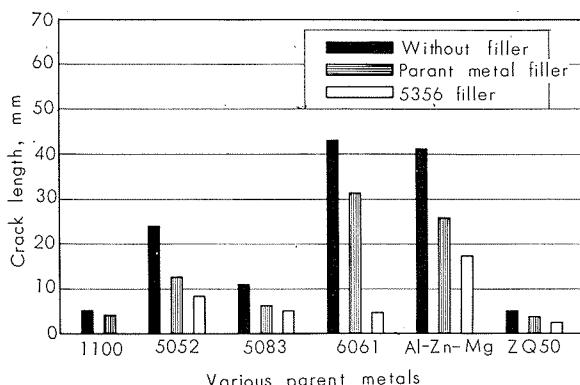
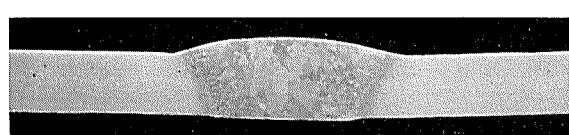


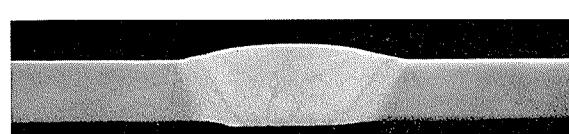
Fig. 9 Comparison of weld-crack susceptibility of various aluminium alloys according to Fish Bone Crack Test.



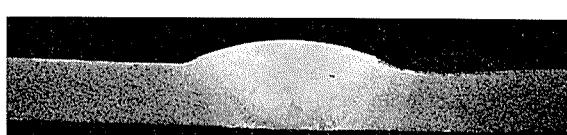
1100



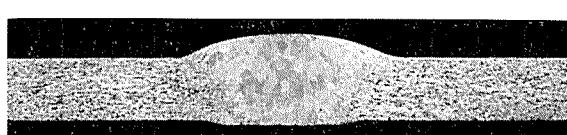
5052



5083



6061



Al-Zn-Mg



ZQ 50

Photo 2 Macro-photograph of welds made with parent metal filler.

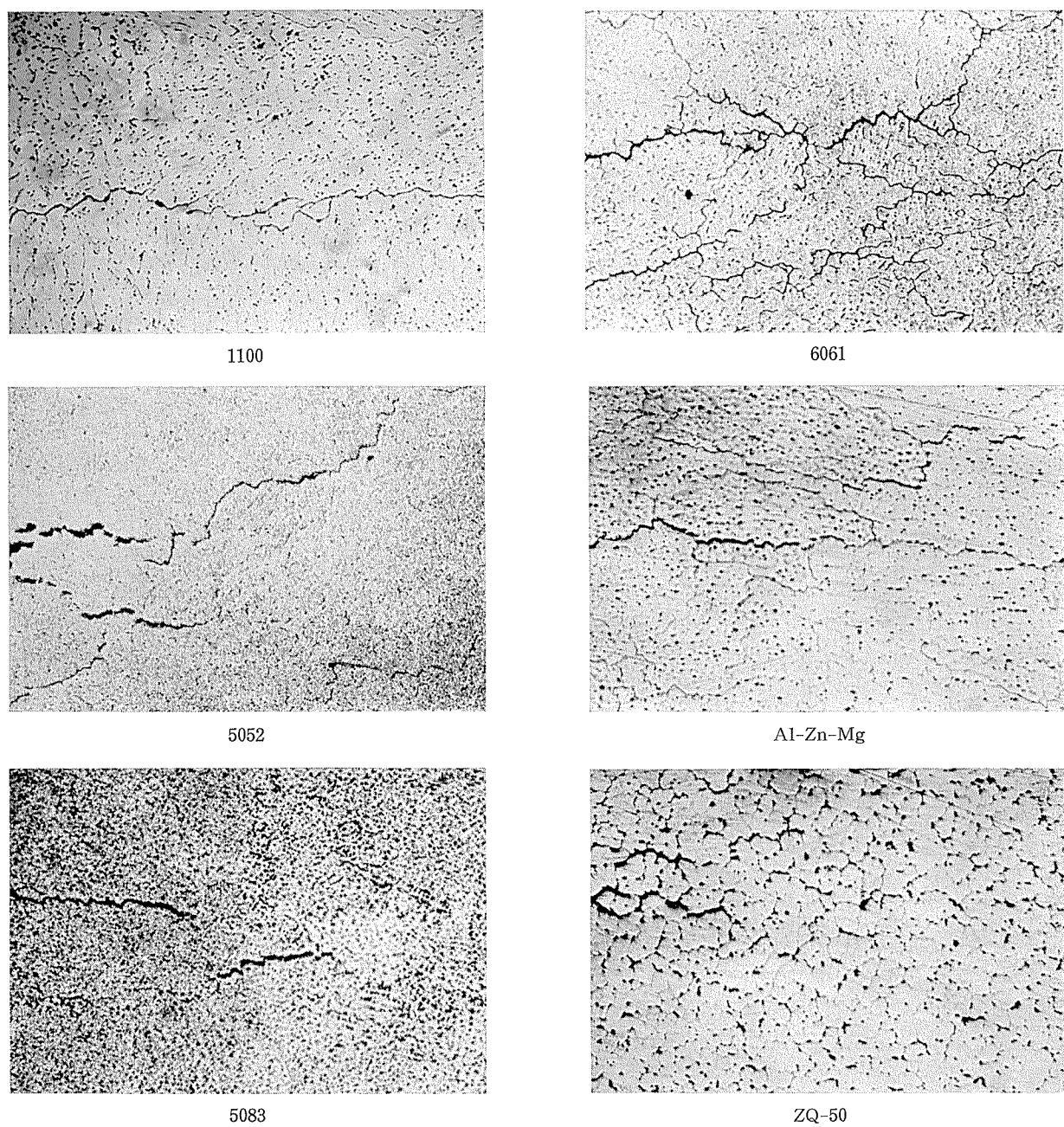


Photo 3 Micro-photograph of cracks in welds made with parent metal filler. ($\times 100$)

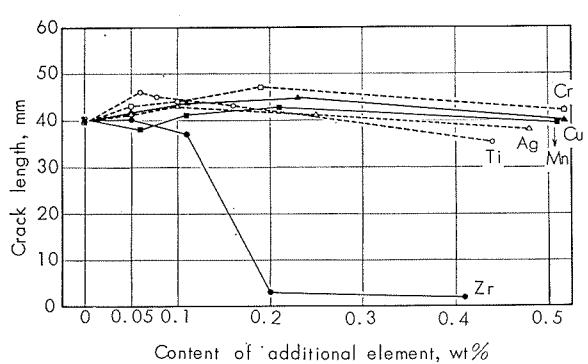


Fig. 10 Effect of additional elements on the weld-cracking of Al-5%Zn-2%Mg alloys. (Fish Bone Crack Test with parent metal filler)

加元素のうち、割れ防止に効果的なのは Zr であり、次いで Ti であるが、Zr の影響が著しい。この現象は他の研究者^{10, 11, 12)}によって認められている。

ところで、割れ防止の機構については不明な点が多いが、Zr の微量添加で、溶接金属の肉眼組織が微細化される点と、溶接時の急冷で、不平衡的に形成される Liquid film (粒界偏析で生ずる残存共晶) の形状と量によるものであろう。この他 Zr-hydride 形成による粒界エネルギーの低下の防止、あるいは溶融金属の流動性、凝固時の収縮量なども考えられるが、現時点では不明である。

一般的に Al-Zn-Mg 系合金は溶接割れ感受性が強いため、溶加材として Al-Mg 系の 5183 や 5356 合金が主として用いられているが、強さに難点があり、また溶接割れも完

全に防止されているとは限らない。

ところが本合金 ZQ-50 は、一般的に溶接性が良好とされている 5052, 5083 合金よりさらに溶接割れ感受性は小さく、この傾向は、いかなる溶加材を用いても同様である。

その他、ZQ-50 合金の溶接部の応力腐食割れについては、耐力の 75% の応力負荷で 3% NaCl 水溶液に 100 日間浸漬したがほとんど問題はない。また溶接部の疲労強さは、平面曲げ（両振り）の 10^7 回で、“余盛のまま”では 8.3 kg/mm^2 , “余盛削除”¹³⁾ で 13 kg/mm^2 であり、他の Al-Mg 系合金や Al-Zn-Mg 系合金より優れている。

6. 総括

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZQ-50 の溶接部の諸性能について二三調査した結果、次のことが明らかとなった。

- 1) 溶接部の強さは 3か月の常温時効でほぼ飽和点に達し、Al-Zn-Mg filler を用いた際には、開先形状が適当であれば、 $\sigma_B = 38 \sim 42 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_{0.2} = 24 \sim 30 \text{ kg/mm}^2$ になる。溶接後焼戻した際には耐力がさらに向上する。
- 2) 溶接部の強さを支配する因子には、母材質別、溶加材、余盛、板厚、溶接法、開先形状など種々考えられるが、本合金 ZQ-50 では、溶加材、開先形状などがとくに著しい影響を与える。
- 3) ZQ-50 合金では、溶接時、熱影響部に過時効は生じにくい。これは Ag を微量含有するためであろう。
- 4) ZQ-50 は溶接割れ感受性が非常に小さく、1100 合金と同等であり、5052, 5083 合金よりも若干優れている。6061 合金や他の Al-Zn-Mg 系合金よりは、はるかに優れている。ZQ-50 合金では、共材系の溶加材の使用もじゅうぶんに可能である。これは Zr を微量含有するため、高温割れが著しく防止されているためであろう。
- 5) 以上のような点で、ZQ-50 合金は溶接構造材として非常に優れた合金であると思われる。

最後に、本研究を行なうにあたり、研究部竹内勝治博士ならびに田中英司氏に多大の援助を受けた。深く感謝致します。

文獻

- 1) P. Brenner : Aluminium, 37 (1961), 633
- 2) H. Hug : Aluminium Suisse, No. 2 (1963), 49
- 3) 杉山、福井：溶接学会誌, 35 (1966), No. 9
- 4) 谷、石川：軽金属溶接, No. 41 (1966), 194
- 5) 寺井、馬場：軽金属学会第 29 回秋期講演概要
- 6) 寺井、馬場 : Pat. No. 460562 (1964)
- 7) 寺井、杉山、馬場、福井：軽金属学会第 30 回春期講演概要
- 8) I. J. Polmear : J. Inst. Metals, (1960), 51
- 9) 杉山、福井：溶接学会誌, 35 (1966), No. 11
- 10) R. Develay, M. Croutzeilles : Rev. de Mét., Avril (1962),

- 11) J. H. Dudas : Weld. J., 44 (1965) 8, 358
- 12) H. Schoer, W. Gruhl : Metall, März (1966)
- 13) 竹内、杉山、福井：未発表

P

145

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 7 No. 4 October 1966

アルミニウム合金の時効現象と格子欠陥に関する研究(第3報)

Al-Zn 合金の G.P .Zone 形成におよぼす Ag または Cu 添加の影響

馬 場 義 雄

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金の時効現象と格子欠陥に関する研究

(第3報)

Al-Zn 合金の G.P. zone 形成におよぼす Ag または Cu 添加の影響*

馬場義雄**

On the Aging Phenomena and Lattice Defects in Aluminium Alloys (Rep. 3)

Influence of Addition of Ag or Cu on the Formation
of G.P. Zone in Al-Zn Alloy

by Yoshio Baba

The influence of 0.01 at% to 0.5 at% Ag or Cu to Al-2.5at% Zn alloy on the pre-precipitation or clustering phenomena has been investigated mainly by means of resistivity measurements at the liquid nitrogen temperature.

The results are as follows:

(1) The number of spherical G.P. zones by Zn atoms or the density of the "clusters" increases by the addition of Ag. This influence is clearly observed for Ag more than 0.03 at% and could be attributed to the effect of clustering of Ag atoms immediately after quenching from the solution temperature or partial clustering formed during quenching.

(2) By the addition of Ag the rate of clustering is increased on aging above -20°C, but decreased at the temperature below -30°C. This effect is explained in terms of the activation energy for the migration of Ag atoms which is larger than that of Zn atoms and the participation of Ag atoms in the clustering of Zn atoms.

(3) The addition of Cu also increases a little the number of G.P. zones, but decreases the rate of clustering of Zn atoms at aging temperatures 20°~ -30°C. This effect is clearly observed for Cu more than 0.2 at%, but not for Cu less than 0.1 at%. This may be mainly due to a little larger binding energy between Cu atom and vacancy than that between Zn atom and vacancy, although the clustering of Cu atoms themselves and the interaction between Cu clusters and Zn atoms must also be taken into consideration.

1. 緒 言

Al-Zn 合金は低温時効で Zn 原子が移動し球状の G.P. zone を形成することが知られており、凍結空孔との相互作用に関連して Federighi¹⁾により最もよく研究されている。著者はこの系合金が実用合金としての Al-Zn-Mg 系合金の基礎をなし、また時効現象を理解するに適した合金であるのに着目し、第3元素を含む Al-Zn 系合金の G.P. zone 形成現象について検討を行なっている。これまでの^{2),3)}研究において、Fe, Cr, Mn, Zr などの元素あるいは Si などはいずれも Zn 原子と直接相互作用を持たないが、G.P. zone の形成速度を遅くすることを見出し、これらの機構として、前者のグループは転位密度の増大および結晶粒微細化による粒界面積の増大などにより凍結空孔の sinks density を増すからであり、後者すなわち Si は Zn よりも空孔との結合エネルギーが大きいことにより解釈できると考えた。

さて本研究では Al に対して高温で比較的大きな固溶限を持ち、しかもそれ自身低温で G.P. zone を形成する元素である Ag および Cu を添加した場合に、Zn 原子の G.P. zone 形成がいかなる影響を受けるかを明らかにすることを目的とした。従来の研究として Bartsch⁴⁾による Al-10wt%Zn 合金に対する Cu の影響および太田、橋本による⁵⁾ Cu, Ag の影響の研究などがあり、いずれも添加量が 0.05at% 以下と比較的少なく、その結果は前者が若干影響あり、後者ではほとんど影響が認められないと報告されている。また最近 Federighi¹⁾により Cu 0.1wt% (0.04at%) の添加が検討され、その影響は誤差範囲内であると報告されている。さらに Shashkov と Buynov の X線回折による研究によると、Al-20wt% Zn 合金に添加された 5~10 wt% Ag は大部分が G.P. zone に移行するのに反し、0.2~2wt% Cu は G.P. zone とマトリックスに均一に分布するかあるいは固溶体としてマトリックス中に保持されることが確かめられている。

* 日本国金属学会誌, 30 (1966), 679 に一部発表

** 研究部

2. 実験方法

実験合金は Al-2.5at% (6wt%) Zn 合金を基礎として、これに Ag および Cu をそれぞれ単独に 0.01, 0.03, 0.05, 0.1, 0.2 および 0.5at% 添加したので、分析結果を Table 1 に示す。また比較試料として 2, 3 の Al-Ag および Al-Cu 2 元合金も作成した。

Table 1 Chemical compositions of Al-2.5at% (6.0 wt%) Zn alloys.

Addition, at%		Compositions, wt%				
		Zn	Fe	Si	Cu	Ag
None	—	6.00	0.001	0.002	0.001	—
Ag	0.01	6.07	0.001	0.002	0.001	0.03
	0.03	6.12	0.001	0.002	0.001	0.11
	0.05	6.10	0.001	0.002	0.001	0.18
	0.10	6.18	0.001	0.002	0.001	0.37
	0.20	6.15	0.001	0.002	0.001	0.76
	0.50	6.09	0.001	0.002	0.002	2.00
Cu	0.01	6.07	0.001	0.002	0.023	—
	0.03	6.19	0.001	0.002	0.08	—
	0.05	6.10	0.001	0.002	0.14	—
	0.10	6.07	0.001	0.002	0.23	—
	0.20	6.02	0.001	0.002	0.49	—
	0.50	6.06	0.001	0.002	1.16	—

実験試料は 99.998% Al, 99.999% Zn, 99.99% Ag および 99.99% Cu 地金を使用し、上記配合で鋳造した小型鋳塊 (30×200×200mm) から 450°C で 48hr の予備加熱後 420°C の熱間圧延および冷間圧延により作成した 2mm 厚板を使用した。硬度測定は 2×5×20mm の試験片、電気抵抗測定は 1.2mmφ×400mm の線を用い、いずれも焼入処理時効前に冷間加工の影響を取り除くために 500°C で 2hr 加熱し水冷後室温に 3 日以上放置の予備処理を行ない、この試料を焼入試片とした。焼入温度 T_q は 300°, 350° および 400°C, 時効温度 T_a は室温以下 -50°C までで、0°C の水へ焼入後時効開始までの時間あるいは時効処理後液体窒素中へ浸漬するまでの時間は 2~3 sec である。なお本実験で -20°~ -50°C の時効処理にエチルアルコールを使用した以外は、各種熱処理、室温 (約 15°C) におけるビッカース硬度測定ならびに液体窒素中での電気抵抗測定などの実験方法はすべて前報と同様である。²⁾

3. 実験結果

3.1 Ag 添加の影響

Al-2.5at% Zn 合金を 350°C から水冷後 0°C および -50°C で等温時効させた際の Ag の影響について Fig. 1 および Fig. 2 に例示した。いずれの温度においても比抵抗の増加量 $\Delta \rho$ は時効時間の経過とともに増大し、極大に達した後減少する。この曲線の形状は Ag 添加により変わらないが、極大に到達するまでの時間 t_M すなわち G.P. zone の成長速度、および極大における比抵抗の増加量 $\Delta \rho_M$ すなわち G.P. zone の数が変化する。時効温度 0°C では Ag 0.01at% 添加の影響はほとんど認められないが、Ag 添加量が 0.03at% 以上になると添加量とともに t_M が減少し $\Delta \rho_M$ が著しく増大する。一方時効温度が -50°C の場合、一般には 0°C の時効に比して t_M , $\Delta \rho_M$ はともに増大

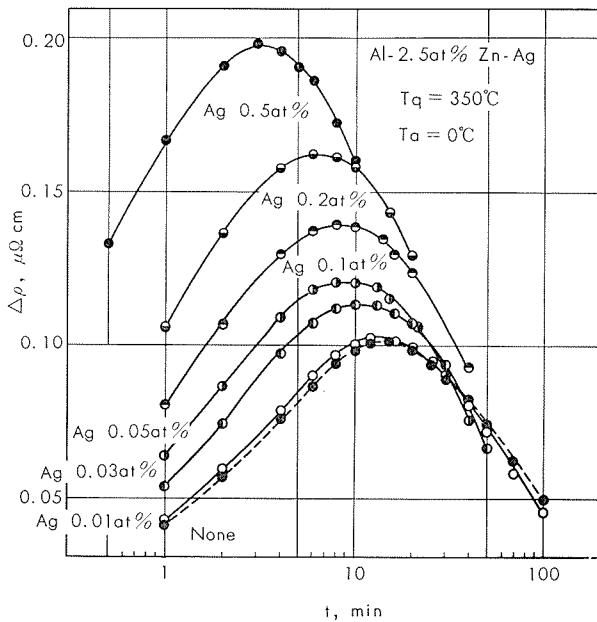


Fig. 1 Influence of Ag on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5 at % Zn alloys quenched from 350°C.

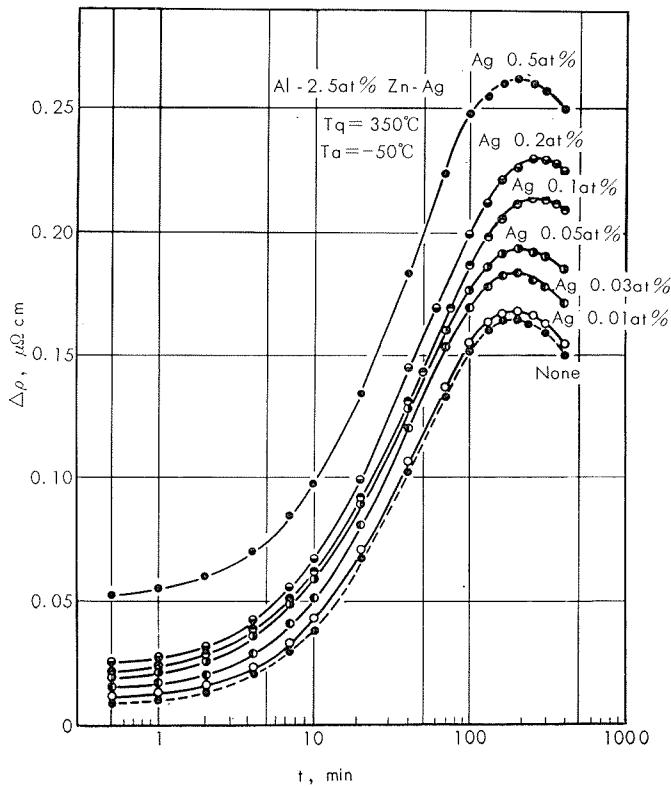


Fig. 2 Influence of Ag on the isothermal aging at -50°C for Al-2.5 at % Zn alloys quenched from 350°C.

するが、Ag 添加の影響としてはかなり異なった結果を示している。すなわち、Ag を添加しない試片との $\Delta \rho_M$ の差そのものは 0°C 時効と変わらないが、逆に t_M はわずかに増大する傾向を示している。Ag 0.03at% 以上添加したものにこの影響が明らかに認められる。Fig. 3 に 10°~ -50°C の各温度で時効した際の比抵抗の極大に到達するまでの時間 t_M と Ag 添加量の関係を示す。時効温度の低下とともに

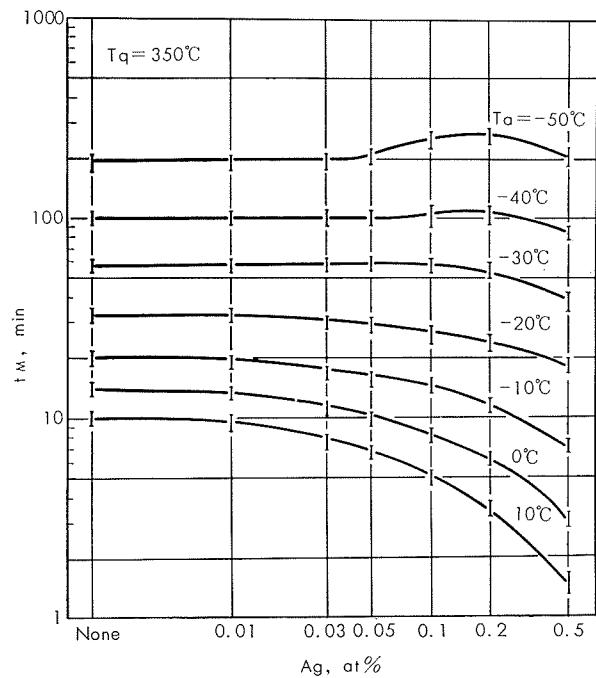


Fig. 3 Influence of Ag on the time required for maximum resistivity at several temperatures for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 350°C.

Ag の t_M を減少する効果は少なくなり、 -40°C では逆に Ag 0.1~0.2 at% 添加することにより t_M が増大している。Fig. 4 および Fig. 5 には焼入温度 300°C の諸結果を示したが、Ag 添加の影響は 350°C の場合とほとんど変わらない。

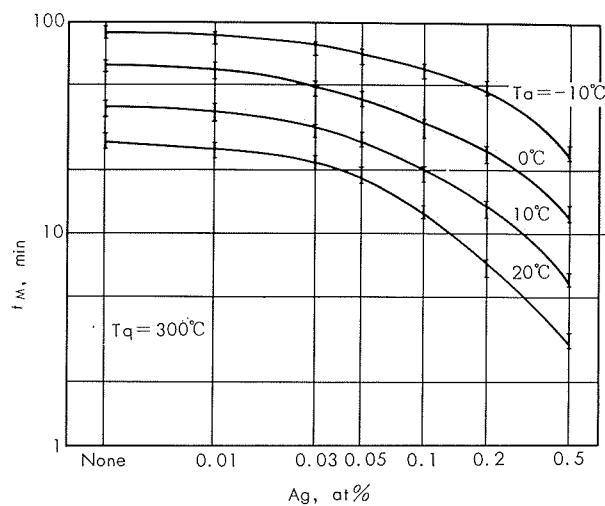


Fig. 5 Influence of Ag on the time required for maximum resistivity at several temperatures for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 300°C .

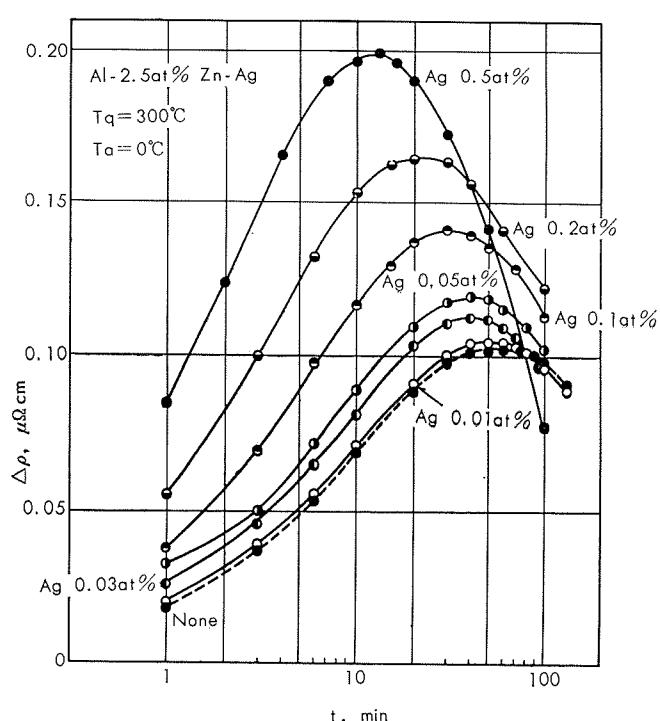


Fig. 4 Influence of Ag on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 300°C .

さて Fig. 6 に 300°C と 350°C から焼入した Al-2.5 at% Zn, Al-2.5 at% Zn-0.2 at% Ag および Al-2.5 at% Zn-0.5 at% Ag 合金について、時効温度の逆数と比抵抗の極大に達する時間の対数との関係を示す。これら直線からそれ求められた活性化エネルギーは Al-2.5 at% Zn 合金に対して焼入温度によって異なるが、 $E_m = 0.28 \sim 0.34 \text{ eV}$ で、この値は Ag 添加とともに増し Al-2.5 at% Zn-0.2 at% Ag 合金に対しては $0.39 \sim 0.42 \text{ eV}$, Al-2.5 at% Zn-0.5 at% Ag 合金に対しては -20°C 以上の温度範囲では $0.48 \sim 0.49 \text{ eV}$ とさらに増大するが、 -30°C 以下の温度範囲では $0.39 \pm 0.04 \text{ eV}$ で 0.2 at% Ag 添加材と同様の値を示している。

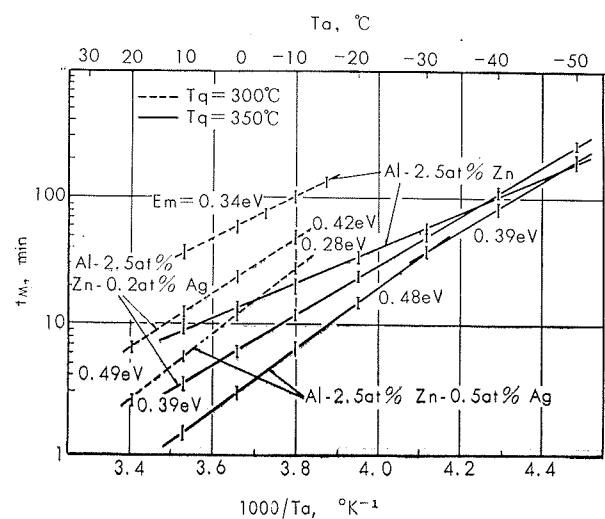


Fig. 6 Semilogarithmic plot of the time required for maximum resistivity versus the reciprocal of the absolute aging temperature for Al-Zn and Al-Zn-Ag alloys quenched from 300° and 350°C .

Fig. 7 に Al-2.5 at% Zn 合金の 20°C 時効の場合の硬度変化における Ag の影響を示す。焼入直後から Ag 添加による時効硬化の促進が明らかに認められる。

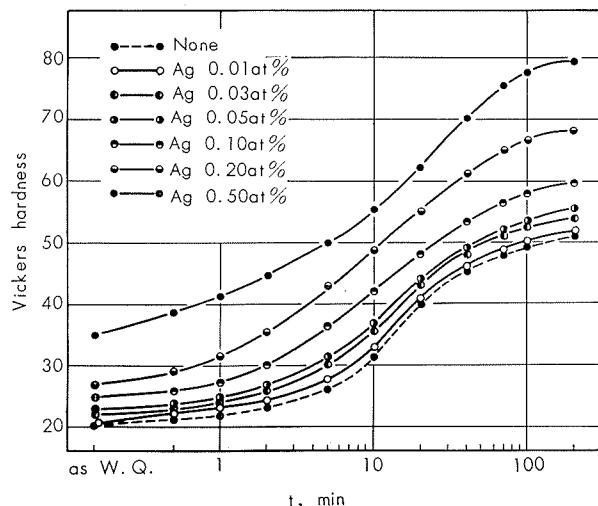


Fig. 7 Influence of Ag on the age hardening at 20°C for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 350°C.

3.2 Cu 添加の影響

Fig. 8 に 350°C から水冷した Al-2.5at% Zn 合金の 0°C よび -30°C の等温時効におよぼす Cu の影響を示す。Cu 0.2at% および Cu 0.5at% の添加により Al-2.5at% Zn 合金の低温時効速度は抑制され、比抵抗の極大に到達する時間 t_M は増大するが、一方極大における比抵抗の増加量 $\Delta \rho_m$ も Cu 添加とともに増大する。Fig. 9 に焼入温度 400°C の結果を示したが、全般に t_M が短くなっているのみで、Cu 添加により t_M および $\Delta \rho_m$ が増大する傾向は 350°C の場合と変わらない。つぎに $T_q=350°C$ で $T_a=-10°\sim10°C$ の場合、および $T_q=400°C$ で $T_a=0°C$ の場合における t_M と Cu 添加量の関係を Fig. 10 に示す。いずれも Cu 0.1at% 以下ではその影響はあまりないが、Cu 0.2at% 以上の添加により t_M は増大する。とくに $T_q=$

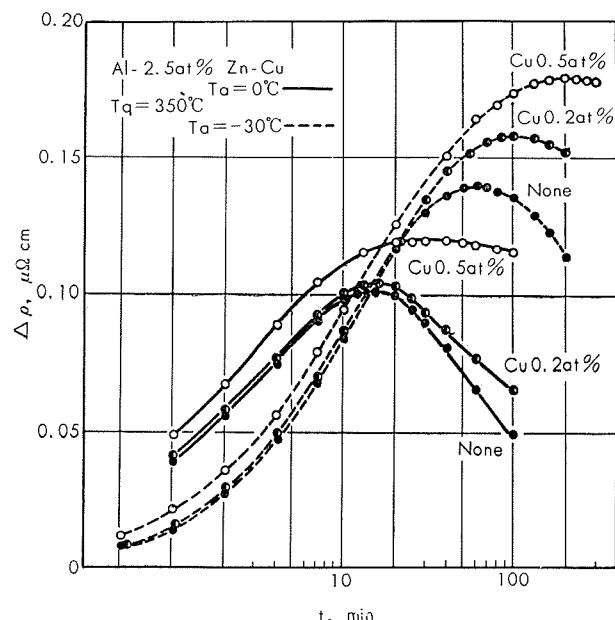


Fig. 8 Influence of Cu on the isothermal aging at 0°C and -30°C for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 350°C.

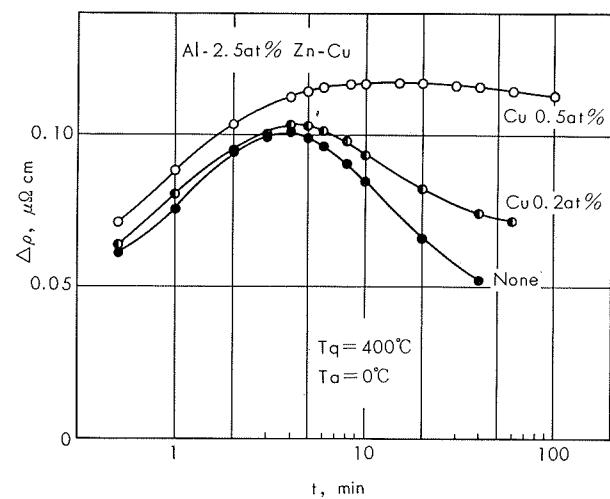


Fig. 9 Influence of Cu on the isothermal aging at 0°C for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 400°C.

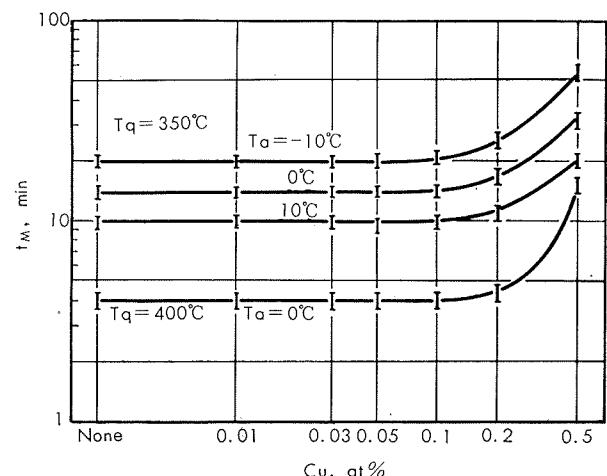


Fig. 10 Influence of Cu on the time required for maximum resistivity at several temperatures for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 350°C and 400°C.

400°C で 0.5at% の Cu を十分に固溶せしめた際の影響が顕著に現れている。

以上の結果から、Fig. 11 に 350°C で溶体化処理した Al-2.5at%Zn-0.2at%Cu および Al-2.5at%Zn-0.5at%Cu 合金について、時効温度の逆数と比抵抗の極大に到達する時間の対数との関係を示す。両者ともほぼ直線関係にあり、その活性化エネルギーは Al-2.5at% Zn-0.2at% Cu 合金に対して $E_m=0.32\text{eV}$ 、Al-2.5at% Zn-0.5at% Cu 合金に対して 0.34eV であり、Cu を含まない Al-2.5at% Zn 合金の 0.28eV に比し若干大きな値を示している。Fig. 12 に Al-2.5at%Zn 合金の 20°C 時効の場合の硬度変化におよぼす Cu の影響を示す。0.2at%以上の Cu 添加により焼入直後の硬度値は高くなるが、その後の時効による硬化速度の減少が明らかに認められる。

4. 考 察

以上の諸結果によれば、Al-2.5at% Zn 系合金の比抵抗は G.P. zone の形成とともに増大し、極大に到達した後減

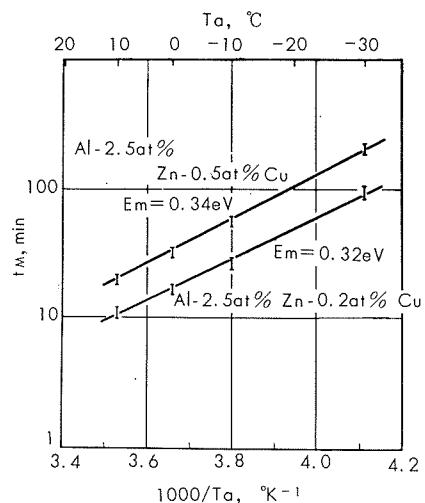


Fig. 11 Semilogarithmic plot of the time required for maximum resistivity versus the reciprocal of the absolute aging temperature for Al-Zn-Cu alloys quenched from 350°C.

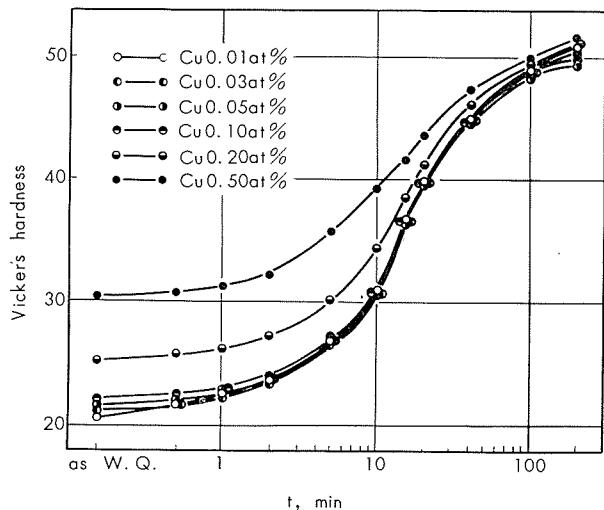


Fig. 12 Influence of Cu on the age hardening at 20°C for Al-2.5 at% Zn alloys quenched from 350°C.

少するが、この極大における比抵抗の増加量 $\Delta\rho_M$ は Ag および Cu を添加することにより Al-2.5 at% Zn 2 元合金に比して増大している。この増大は Ag および Cu を添加することにより G.P. zone の数が増したことを意味すると考えられ、この場合 Ag 原子および Cu 原子が単独に G.P. zone を形成するのか、あるいは Zn 原子と相互作用を持ち、Zn 原子と一緒に G.P. zone を形成するかについて検討する必要がある。Fig. 13 に Al-0.5 at% Ag および Al-0.5 at% Cu 2 元合金を 350°C から水冷後各温度で等温時効した際の比抵抗の変化を示した。これによると時効時間とともに Ag および Cu 原子の G.P. zone 形成により比抵抗が増大しつづけるが、Al-Ag 合金における比抵抗の増大速度は時効温度による依存性が強く、とくに -50°C の低温では Ag 原子の拡散が非常に遅くなるのが認められる。上記 Al-0.5 at% Ag および Al-0.5 at% Cu 2 元合金の等温時効曲線と Al-2.5 at% Zn-0.5 at% Ag および Al-2.5 at%

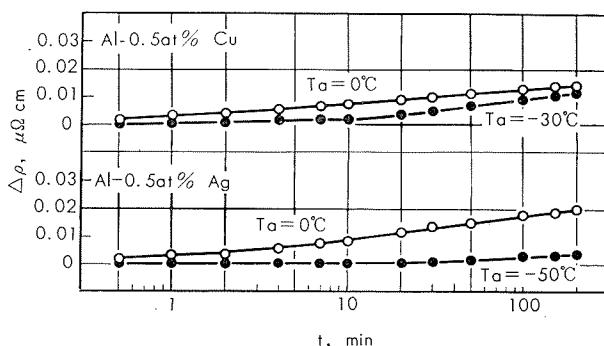


Fig. 13 Isothermal aging at temperatures 0~−50°C for Al-0.5 at%Ag and Al-0.5 at%Cu binary alloys quenched from 350°C.

Zn-0.5 at% Cu 3 元合金の等温時効曲線を比較すると、Ag および Cu を添加したことによる比抵抗の増加量は、3 元合金では単純 2 元系の場合よりも非常に大きく、また比抵抗の極大に到達するに要する時間のずれが大きなことから、Ag 原子および Cu 原子が Zn 原子と全然無関係に独立に G.P. zone を形成するとは考えにくい。つまりこれらの元素、とくに Ag 原子は Zn 原子の G.P. zone 形成に関与すると考えるのが最も妥当であろう。この点については、Ag 添加量が 5~10 wt% とかなり多いが、Ag 原子の大部分が Zn 原子とともに G.P. zone を形成するらしいことが Shashkov と Buyakov の X 線回折によっても確かめられている。⁶⁾

さて、ここで Zn 原子の移動にともなう G.P. zone の形成におよぼす Ag 添加の影響を要約してみるとつぎのようである。

(1) Ag 添加とともに極大における比抵抗の増加量 $\Delta\rho_M$ が増大する (Fig. 1, 2, 4)

(2) Ag 添加量が 0.03 at% 以上でその影響が顕著となる (Fig. 1, 2, 4)

(3) 比抵抗の極大に到達するまでに要する時間 t_M は Ag 添加量とともに比較的高温 ($>-20^\circ\text{C}$) の時効では減少するが、より低温 ($<-30^\circ\text{C}$) では逆に増大する。したがって当然の帰結として、この現象の活性化エネルギーは Ag 添加により増大する (Fig. 6)

(4) 低温時効による硬化を促進する (Fig. 7)

以上の影響のうち(1)の $\Delta\rho_M$ の増大は G.P. zone の数が増したことを意味し、この原因としては G.P. zone に対する Ag の核作用が考えられる。すなわち高村らによれば Ag の Al に対する固溶限は室温付近では非常に少なく、0.03 at% では電気抵抗的に Ag の G.P. zone の存在が明らかに認められる。これは本実験でとくに Ag の影響が顕著になる添加量 0.03 at% とよく一致しており、したがって Ag を含む Al-2.5 at% Zn 合金は高温からの冷却途上あるいは 0°C の水へ焼入直後にまず Ag 原子が cluster を形成し、⁸⁾ この cluster は Zn の場合と同様に球状であるので Zn 原子の G.P. zone の核作用をなすものと考えられる。

つぎに Ag 添加により室温から -20°C までの温度範囲において G.P. zone の形成速度が速くなり、逆に -30°C 以下の低温ではかえって遅くなる理由としては、Fig. 4 のように溶質原子の移動を要する見かけの活性化エネルギーが増大することとも関連してつぎのように考えられる。すなわち Al 中の Ag 原子の移動エネルギーは $E_{\text{m}} = 0.5 \text{ eV}$ 程度で Zn 原子の移動エネルギー ($0.3 \sim 0.4 \text{ eV}$) よりも大きいと考えられる。すなわち、Fig. 6 の直線の傾斜からも明らかのように、高温側たとえば室温から -20°C までは Ag 原子も比較的移動しやすく G.P. zone の形成速度が早くなるが、 -30°C 以下では Ag 原子はほとんど移動しなくなり、Zn 原子の拡散のみが主としてその律速機構をなす。この結果 Al-2.5at%Zn-0.5at%Ag 合金の見かけの移動エネルギーに温度による差があらわれたものと思われる。

つぎに Cu 添加の影響としては、今回実験した時効温度範囲 ($10^{\circ}\text{C} \sim -30^{\circ}\text{C}$)においては Zn 原子の G.P. zone 形成速度を遅くするが比抵抗の増加量を増し、これらの影響は Cu 0.2at%以上でとくに顕著である。Cu 0.5 at%まで添加しても溶体化処理後の試料の結晶粒度は Al-2.5at%Zn 2 元合金あるいは Ag 添加合金の結晶粒度とほとんど同一で^{2), 3)}あり、したがって空孔の sinks density 増大のような効果は期待できない。一方 Cu 原子と空孔の結合エネルギーは Zn 原子と空孔の結合エネルギーと同等あるいは若干大きいと考えられ、したがって凍結空孔の一部が Cu 原子に補足されるために Zn 原子の拡散が遅れると考えるのが妥当であろう。なお極大における比抵抗の増加量 $\Delta \rho_M$ の増す理由については、Fig. 13 で示した Cu 原子自身の G.P. zone 形成以外に、Ag の場合と同様に Cu 原子の cluster と Zn 原子あるいはその G.P. zone の相互作用も考慮されなければならないと思われる。

5. 結 言

Ag および Cu をそれぞれ単独に 0.01~0.5at% 含有する Al-2.5at%Zn 合金の G.P. zone 形成現象について、主として液体窒素温度での電気抵抗測定により検討した結果

(1) 低温時効で生ずる Zn 原子の球状 G.P. zone の数は Ag 添加により増大する。この影響は Ag 添加量が 0.03at% 以上から顕著であり、溶体化処理温度からの焼入途中あるいは焼入直後容易に形成される Ag 原子の cluster がその核作用をなすものと考える。

(2) G.P. zone の成長速度は Ag 添加により時効温度が -20°C 以上では増大し、逆に -30°C 以下の低温では減少する。これについても Ag 原子の移動の活性化エネルギーが Zn 原子のそれよりも大きく、また Ag 原子自体 Zn 原子の G.P. zone 形成に関与していることにより説明しうる。

(3) Cu は添加量が 0.1at% 以下の比較的少ない範囲では Zn 原子の G.P. zone 形成に対してはほとんど影響を与えないが、添加量が 0.2 at% 以上になると若干 G.P. zone の

数を増しその成長速度を減少する。Cu の影響は主として Cu 原子と空孔の結合エネルギーが、Zn 原子と空孔の結合エネルギーよりも少しだけことにより説明しうるが、それ以外に Cu 原子の clustering およびその cluster と Zn 原子の相互作用も考慮しなければならないと思われる。

本研究を行なうにあたり、有意義な御助言御指導をいただきました京都大学村上陽太郎教授ならびに高村仁一教授に心から謝意を表する。

文 献

- 1) T. Federighi : *Lattice Defects in Quenched Metals*, R. M. J. Cotterill et al, Editors, Academic Press, New York, (1965), 217
- 2) 馬場：本誌，7 (1966), 70
- 3) 馬場：本誌，7 (1966), 153
- 4) G. Bartsch : Aluminium, 40 (1964), 176
- 5) 太田、橋本：日本金属学会誌, 29 (1965), 93
- 6) O. D. Shashkov and N. N. Buynov : The Physics of Metals and Metallography, 17 (1964), 108
- 7) 高村仁一：私信
- 8) A. Guinier : Solid State Physics, Academic Press, 9 (1959), 294
- 9) D. Turnbul and H. N. Treadis : Acta Met., 5 (1957), 534
- 10) J. Takamura : *Lattice Defects in Quenched Metals*, R. M. J. Cotterill et al, Editors, Academic Press, New York, (1965), 521

アルミニウムおよびその合金のスタッド溶接

—特に建材への利用について—

小林藤次郎

大辻久男

三木 隆

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムおよびその合金のスタッド溶接

—特に建材への利用について—

小林藤次郎* 大辻久男* 三木 隆**

1. まえがき

金属の接合の際に、金属面の任意の位置にボルトを植付ける方法としては、従来より孔をあけボルトを挿入する方法、あるいはトーチを使用し、ガスまたはアークによりボルトを溶接する方法が一般的である。しかしこれらの方法は製品の形状によって多くの工数を要し、またヒズミその他の欠陥をしばしば発生する場合がある。このための有効な一手法としてスタッドを直接電極として金属面の所要位置に溶接する方法が研究された。

スタッドとは植込みボルトやこれに類するもので、スタッド溶接法とはスタッドと母材を荷電し、その間隙に極めて短時間アークを作り、そのアーク熱で接触面の溶融と同時に圧着して溶接するアーク溶接の1種である。この方法はアーク溶接と平行して発展し、米海軍や米造船業者に注目された。それは木船が鋼船に代ってからの問題点である木の厚板で作るデッキを下の鋼板に取付ける作業の合理化である。最初は1937年、軟鋼について下向きで一致性ある成果を得てから第2次大戦発爆以後1951年までに急速に発展し実用化された。戦後わが国でも造船関係に主として取上げられ実用化された。その後銅合金やアルミニウム(合金)に応用されるようになったが、アルミニウムは熱伝導が高く酸化されやすいためティグやミグと同じように種々の問題点があった。たとえばアルゴン霧囲気中で溶植するなどである。しかし最近の米国製スタッド溶接機(溶植)は、コンデンサーに直流エネルギーを蓄積し、特殊形状の突起をもったスタッドを電極とするもので、アルゴンを使わず実用上の操作が以前のものに比べてはるかに容易である。

スタッド溶接機として必要なのは次の4点である。

1. スタッド溶接用ガン一固定、ポータブル
2. 通電時間を制限するタイマ
3. 電源装置
4. スタッド

アルミニウム製建材など比較的肉が薄く、表面の広い板製品の取りつけは、一般にビス止めが多く、取りつけが容易なよう、またビスの頭が見える表面に出ないよう周縁部で止めるなど設計的に制約されているが、この種のスタッド溶接を利用すれば表面にほとんど痕跡を残さず裏面の任意の位置で取りつけができる利点がある。本文ではこの溶接機を使ってアルミニウム(合金)製スタッドの溶接継手の2, 3のデータを示し、さらにこれを使って建材に利

用した実例を紹介する。

2. 実験方法

使用した溶接機は米国オマーク社製スタッド溶接機でその定格仕様を次に示したが、アルゴンガスを使わず空気中で作業を行なう。

型 式	スパー 6 (静電蓄勢式)
電 源	A.C. 100V, 50 or 60Hz
定 格 電 流	15A
二 次 直 流 電 壓	D.C. 160~240V
能 力	スタッドの直径 2.7~6.3mm, 長さ 10~150mm
溶 接 姿 勢	全姿勢
ガ ン 重 量	1.0kg

その外観を写真1および写真2に示したが、板の材種とスタッドの組合せの成果を確認するため第1表により実験を行なった。なお母材およびスタッドの化学成分を第2表に、また母材の機械的性質を第3表に示したが、スタッド材のカタサは次のようなものである。

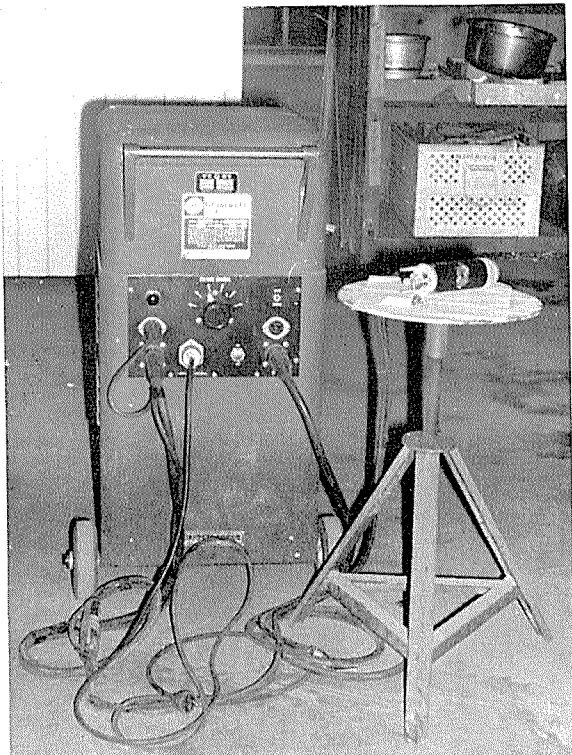


写真 1 スタッド溶接機の外観 (型式スパー6)

適応スタッド
直径 2.7~6.3mm
長さ 10~150mm

* 日本アルミニウム工業株式会社 工学博士

** 日本アルミニウム工業株式会社

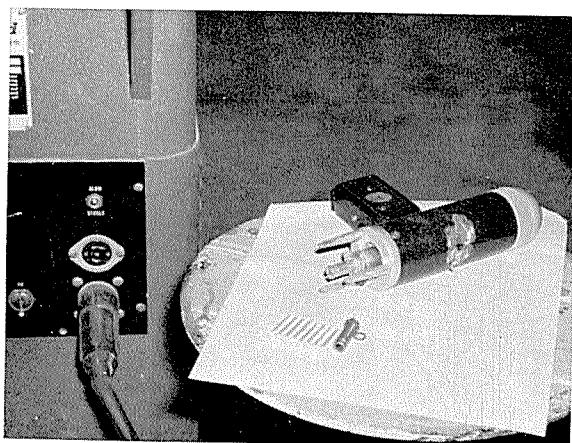


写真 2 溶接用ガン (型式S6-G)

第1表 板材とスタッドの組合せ

板 材		ス タ ッ ド	
材 質	板 厚, mm	材 種	直 径, mm
1100-1/2 H	1.5	1100	4
1100-1/2 H	2.0	1100	4
1100-1/2 H	2.0	1100	6
1100-1/2 H	3.0	1100	6
1100 1/2 H	3.0	5056	6
4043-1/2 H	1.5	5056	6
4043-1/2 H	2.0	5056	6

第2表 使用した板およびスタッドの化学成分

試 料		化 学 成 分, %								
		Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	
試 験 板	1100-1/2 H 1.5mm ^t	0.033	0.13	0.33	Tr	—	Tr	—	—	99.51
	1100-1/2 H 2.0mm ^t	0.030	0.12	0.31	Tr	—	Tr	—	—	99.54
	1100-1/2 H 3.0mm ^t	0.029	0.13	0.31	Tr	—	Tr	—	—	99.53
	4043-1/2 H 1.5mm ^t	0.01	5.95	0.21	0.01	0.01	0.02	0.01	0.01	残
	4043-1/2 H 2.0mm ^t	0.01	5.80	0.21	0.01	0.01	0.02	0.01	0.01	残
ス タ ッ ド	1100 4mmφ	0.02	0.14	0.50	Tr	Tr	Tr	—	—	99.34
	1100 6mmφ	0.02	0.12	0.42	0.01	Tr	Tr	—	—	99.43
	5056 6mmφ	0.03	0.07	0.20	0.10	4.70	Tr	0.08	—	残

材 種 Hv (5 kg)

1100 (4 φ)	58
1100 (6 φ)	50
5056 (6 φ)	86

まず、予備試験として母材とスタッドの各組合せについて最良の溶接条件を定め（溶接部の引張試験で判定），引きつき20点の連続溶接試験片について引張試験，トルク試験および陽極酸化皮膜試験を行なった。また一部の試験片について，溶接部の溶込みの深さと板の反対側の面（裏面）のふくらみを調べた。

3. 溶接条件

溶接機の溶接条件には，アルミニウムスタッドの材種，直径に対し，溶接機の充電電圧を6段階（A～F），コンデンサー数3段階，合計18段階の調整ができるが，その上さらに第1図に示すようにスタッドと母材とのギャップの調整がある。

溶接時の状況は写真3に示すように所要の位置にガンを置いてトリガーボタンを押せば通電して作業を終る。このようにして作った溶接スタッドの外観を写真4に示す。

母材とスタッドの組合せに対する予備実験での溶接条件を第4表に示す。

4. 試験の結果

4・1 引張試験

第3表 試験板の機械的性質

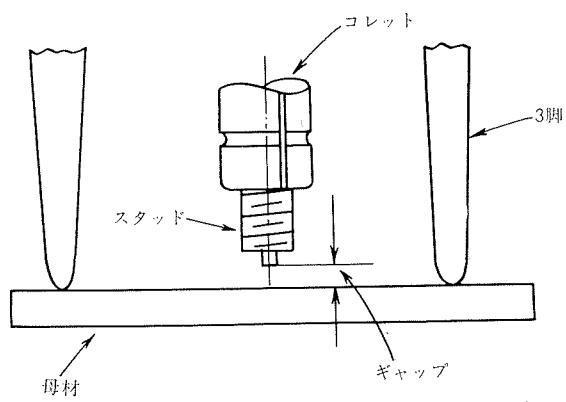
材 質	板 厚, mm	引張強さ, kg/mm ²	伸 び, %
1100-1/2 H	1.5	14.2	17.3
1100-1/2 H	2.0	13.2	23.6
1100-1/2 H	3.0	13.2	26.1
4043-1/2 H	1.5	15.2	13.7
4043-1/2 H	2.0	15.5	23.9

第4表 アルミニウムスタッドの溶接条件

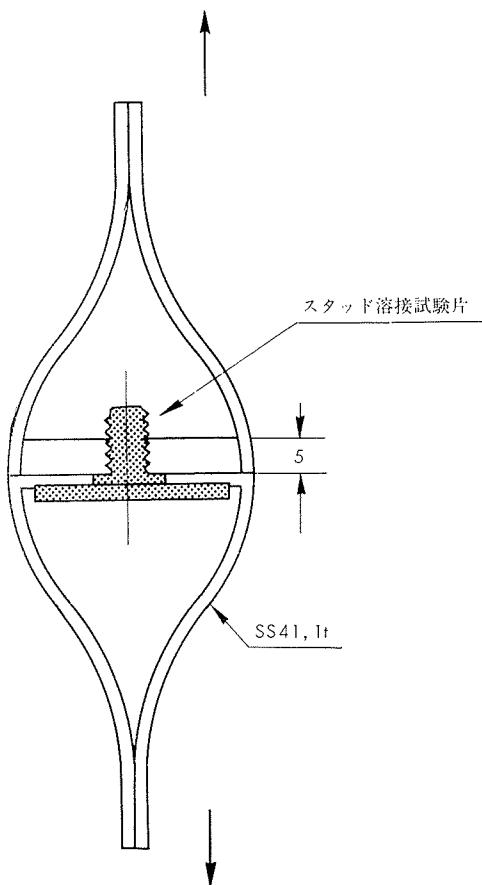
板 材	材 質	ス タ ッ ド		充電電圧		コンデンサー数, 個	ギャップ mm
		板厚, mm	材 種	直 径, mm	目 盛		
1100-1/2 H	1.5	1100	4	B	130	2	4.0
1100-1/2 H	2.0	1100	4	B	130	2	4.5
1100-1/2 H	2.0	1100	6	A	120	3	4.0
1100-1/2 H	3.0	1100	6	B	130	3	4.0
1100-1/2 H	3.0	5056	6	B	130	3	5.0
4043-1/2 H	1.5	5056	6	B	130	2	3.0
4043-1/2 H	2.0	5056	6	B	130	3	3.0

(注) 前処理は母材，スタッドともトリクレン洗浄を行なった。

第2図に示すような器具を使って引張試験を行なったが，その結果を第5表および第3図～第9図に示して，強度の均一性を観察した。



第1図 溶接前の母材とスタッド先端とのギャップ



第2図 スタッド溶接部の引張試験方法

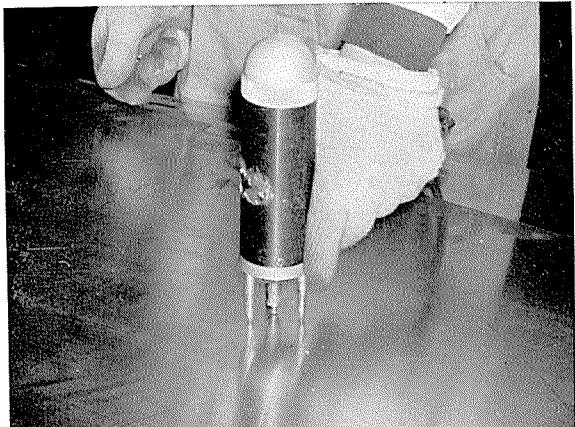


写真3 スタッド溶接時の姿勢

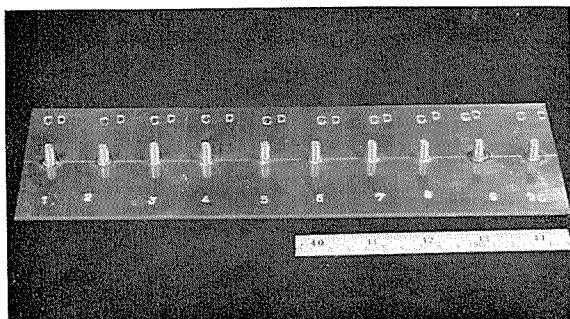


写真4 溶接スタッドの外観

第5表 スタッド溶接部の引張強度

材種	スタッド	引張荷重, kg		
		平均	最大	最小
1100 (1.5t)	1100 (4φ)	122.3	136	105
1100 (2.0t)	1100 (4φ)	127.6	139	102
1100 (2.0t)	1100 (6φ)	235.5	268	206
1100 (3.0t)	1100 (6φ)	282.0	332	234
1100 (3.0t)	5056 (6φ)	314.8	385	250
4043 (1.5t)	5056 (6φ)	161.1	181	142
4043 (2.0t)	5056 (6φ)	213.0	232	162

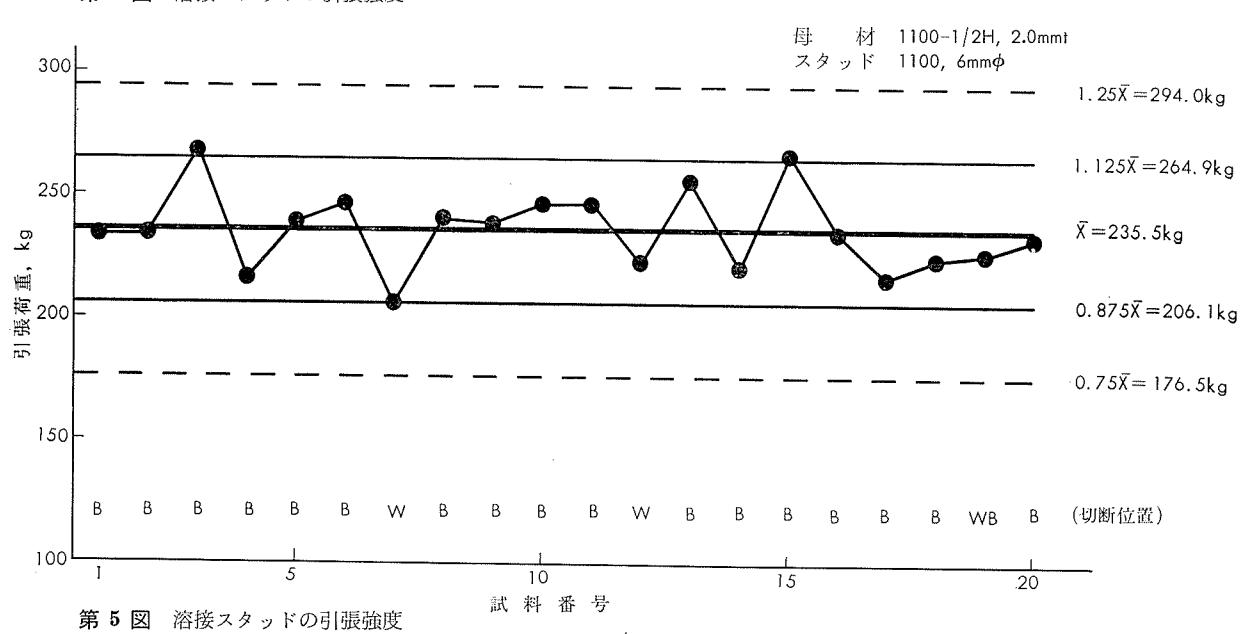
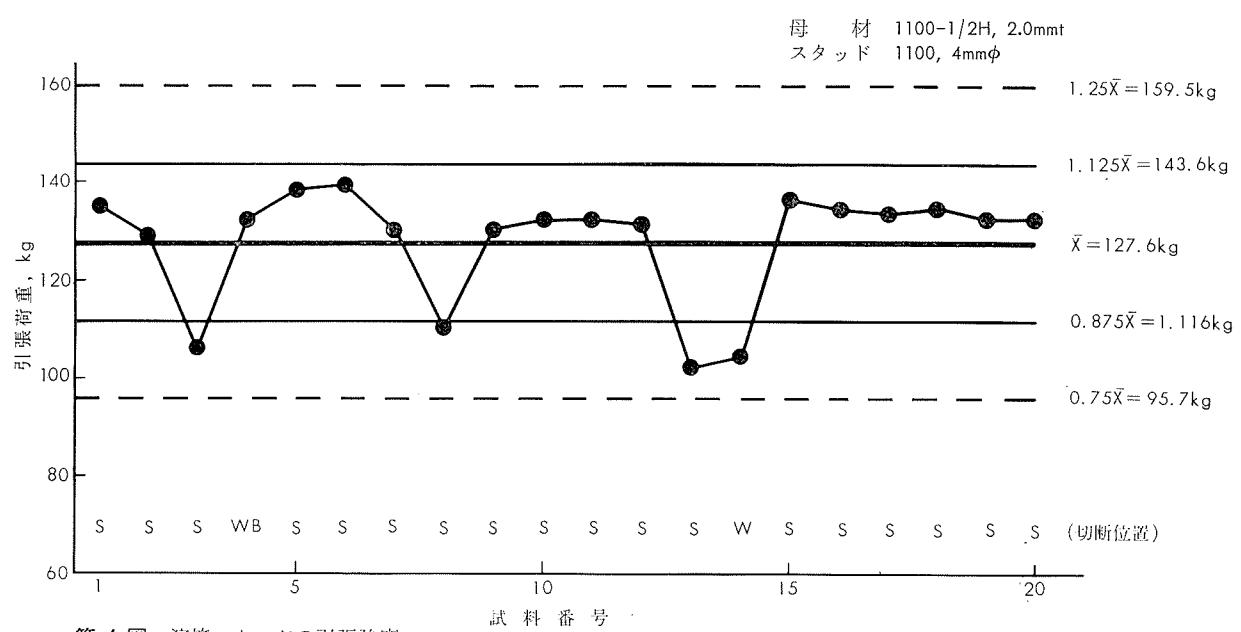
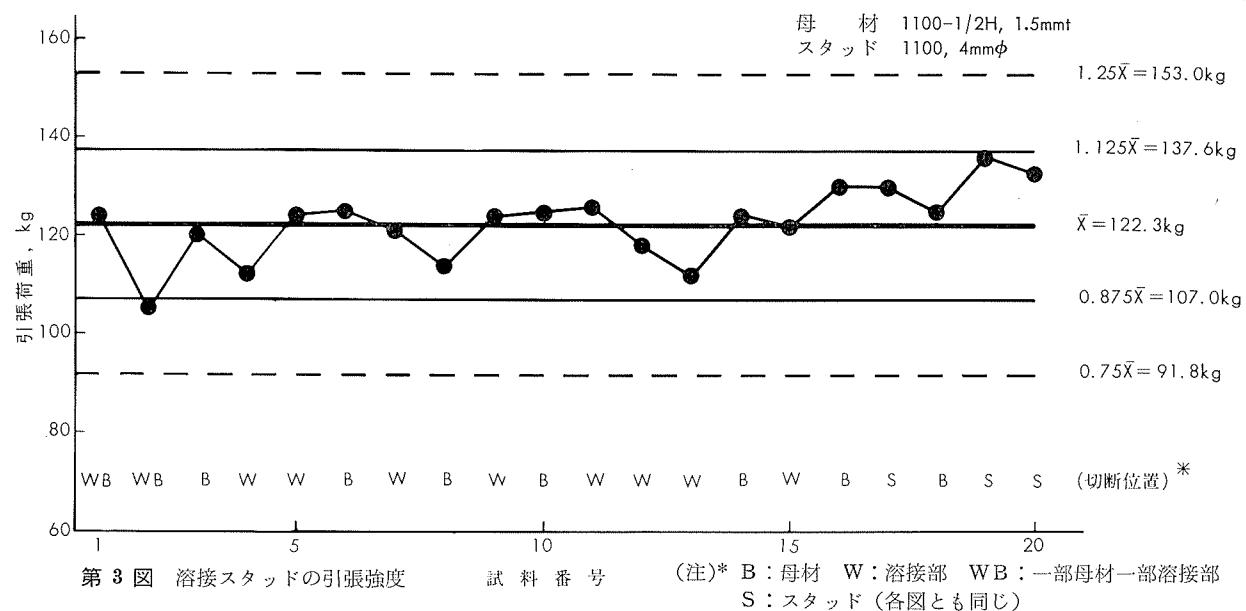
(注) 試験片の数は各々20枚。

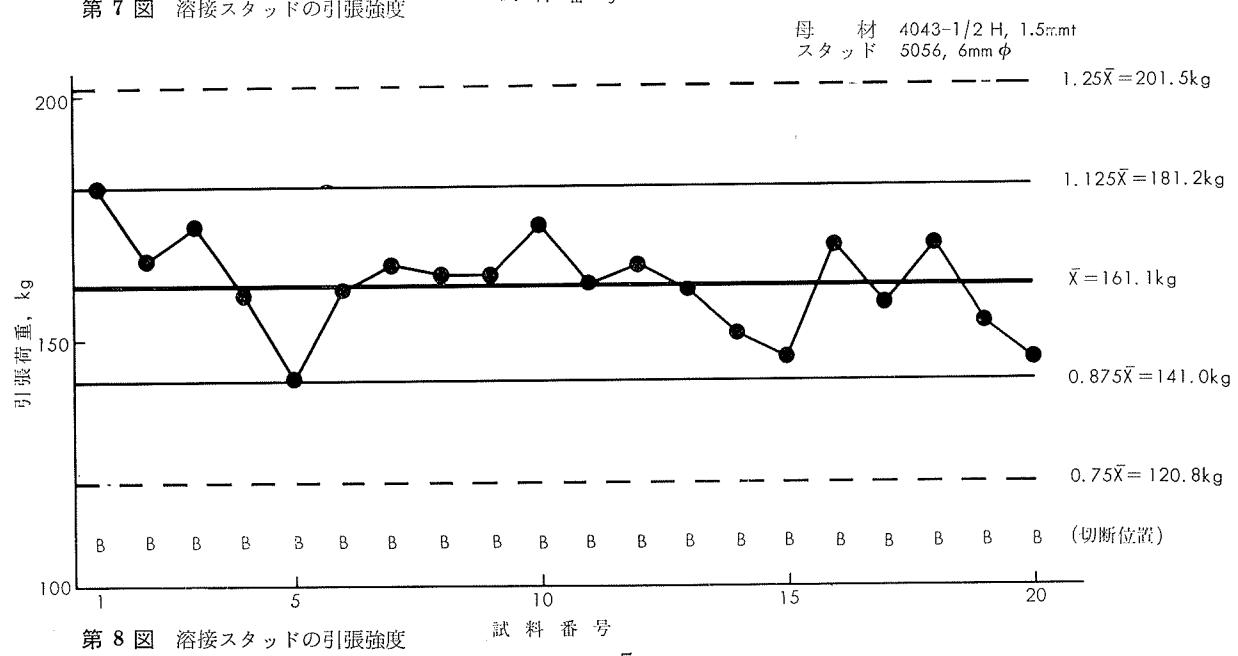
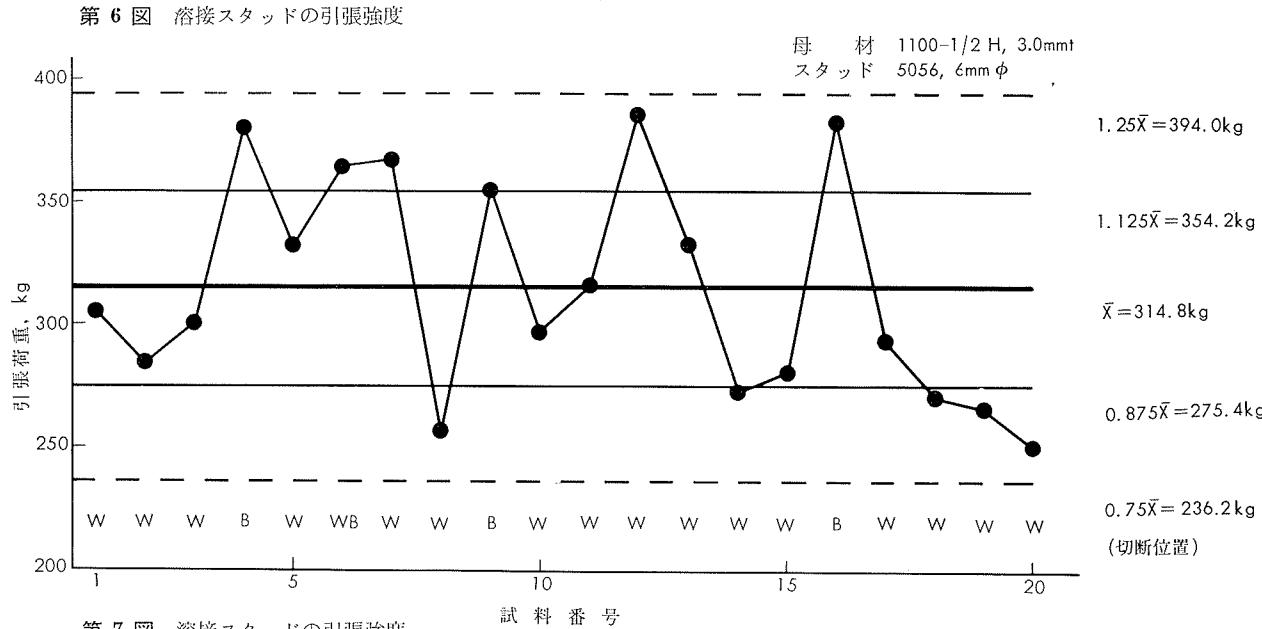
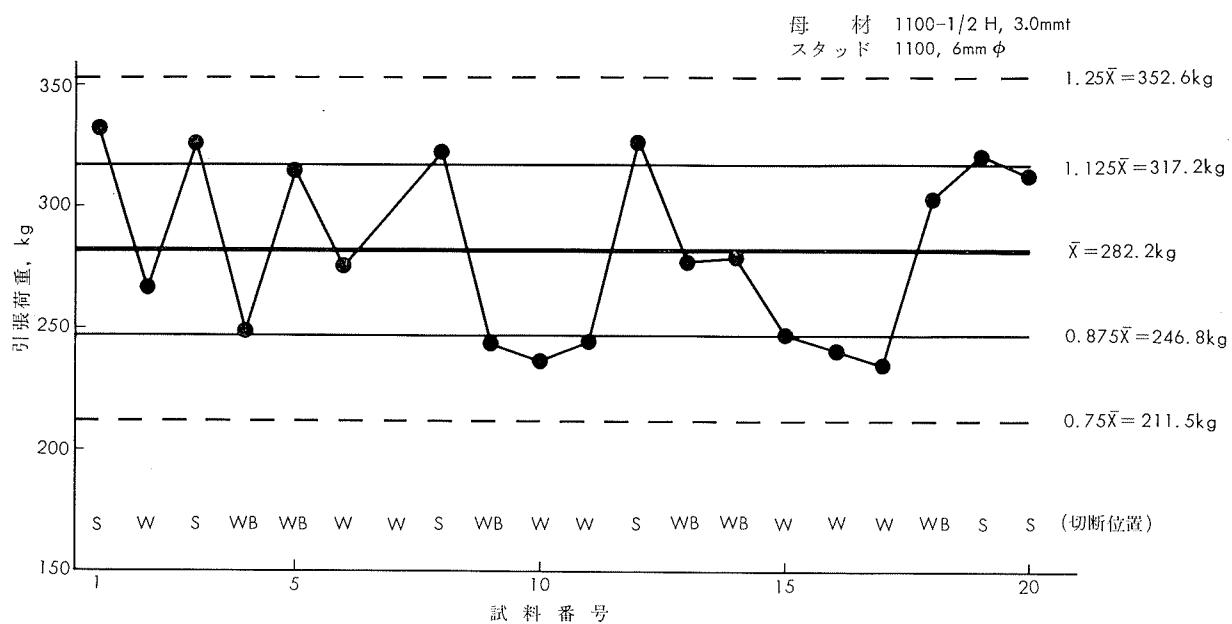
板材とスタッドの各組合せについて、溶接部の引張試験の結果は、すべてが荷重100kg以上でなければ破断せず、破断荷重のバラツキもいずれも±25%以内にある。破断の状態もスタッドの直径が比較的に小さい場合(4mmφ)はスタッドで切断する場合が多く、板材の厚さが薄い場合は板の孔あきによる破断が多くなる。スタッドの直径が大きくなると(6mmφ)薄板の場合はさらに板の孔あきによる破断があつて、破断荷重も200kgを越える。板厚が大きい場合(3mm)は溶接部で破断するが、破断荷重は最低250kg以上あり、バラツキも25%以内にある。

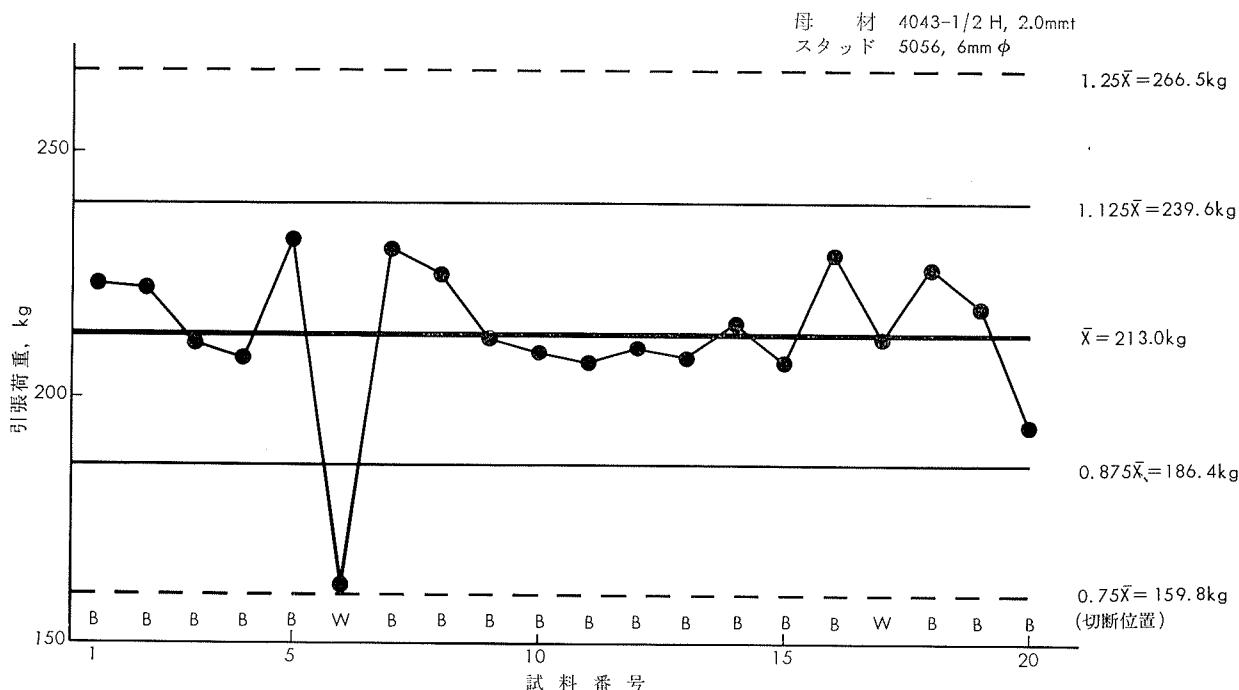
4・2 トルク試験

溶接したスタッドにナットを根元までネジ込み、トルクレンチを使って破断するまで廻わし、その時の最大トルクを測定した。試験結果を第6表に示す。

この結果より、1100材、4mmφのスタッドは7~16cm-kgでスタッドで破断し、溶接部に異状は認められない。直径6mmのスタッドは破断トルクが35~94cm-kgあり、スタッドの材料が1100材の場合はスタッドで破断するものもあるが溶接部で破断するものが多くなる。すなわち1100材4mmφのようにスタッド自体の強度が低いものでは溶接部の試験でなくスタッドの強度試験となるが、6mmφになれば溶接部の強度により破断トルクが左右されるのでトルク試験は溶接部の健全さの検査法として実用である。







第9図 溶接スタッドの引張強度

きるものと考えられる。第6表の結果より、母材の強度は破断トルクにはあまり影響がないようである。またこの実験に用いた板材とスタッドの組合せでは、トルク試験により板表面のクボミは見られなかった。

第6表 スタッド溶接の破断トルク

材種	スタッド	トルク, kg-cm			破断位置 ⁽²⁾
		平均 ⁽¹⁾	最大	最小	
1100 (1.5t)	1100 (4φ)	13.4	16	7	S20
1100 (2.0t)	1100 (4φ)	13.7	16	10	S20
1100 (2.0t)	1100 (6φ)	56.6	75	36	S12, W3, WS5
1100 (3.0t)	1100 (6φ)	48.7	58	35	S12, W6, WS2
1100 (3.0t)	5056 (6φ)	59.3	80	40	WB20
4043 (1.5t)	5056 (6φ)	61.9	76	48	W20
4043 (2.0t)	5056 (6φ)	69.0	94	40	W19, S1(スタッド不良)

注(1) 試験片の数は各々20枚。

(2) 破断位置の記号(数字は枚数)。

S: スタッドで破断 B: 母材で破断 W: 溶接部で破断

WS: 一部溶接部、一部スタッドで破断

WB: 一部溶接部、一部母材で破断

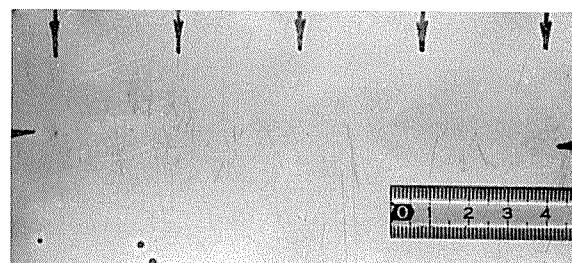
4・3 陽極酸化皮膜試験

スタッド溶接した試料をシュウ酸アルマイト(A 2)および硫酸アルマイト(1100板はB 2, 4043板は皮膜厚サ15μ)処理を行なった。陽極酸化皮膜処理したスタッド溶接部の反対側の板表面の状況例を写真5～写真6に示す。

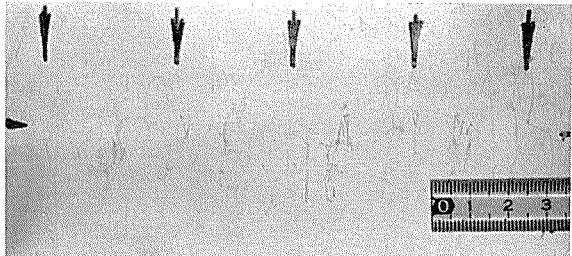
これはスタッド溶接した部材を陽極酸化皮膜処理を行なう場合、溶接時の熱影響にて裏面に色むらを生ずる懸念があったが、図示のようにすべての試料に色むらは生じない。ただ薄板(板厚1.5mm)の場合、定盤上で溶接すると溶接時のスタッドの衝撃により反対側の板表面にキズがついている。作業時にはこの点を注意しなければならない。

4・4 断面試験

スタッド溶接部の中心を通る断面について溶込みの深さ、内部欠陥の種類と大キサおよび溶接部裏面における母



(A 2) アルマイト



(B 2) アルマイト

写真5 1100, 1.5t-1100, 4φ 溶接スタッドの裏面

材のふくらみを測定したが、その結果を第7表に示す。

この試験では溶込みの深さは0.25～0.65mmで、スタッドの溶接全面に溶込みがある。内部欠陥としては、気孔と溶融部に小さい割れ(スタッドの軸方向の割れ)が若干見られた。これはより健全な継手に対する今後の課題である。

スタッド溶接部の断面の一例を写真7に示し、また溶接部のミクロ組織を写真8に示した。

5. 建築材料へのスタッド溶接法の利用について

アルミニウム(合金)板へのスタッド溶接は上のように品質の比較的良好な溶接継手が得られる。しかも材質およびその厚さにはあまり制限されず、溶接時間はスタッド片を溶接ガンに挿入する時間を加味しても数秒で行なえ、また溶接個所についても実験に使用した可搬式溶接機であれ

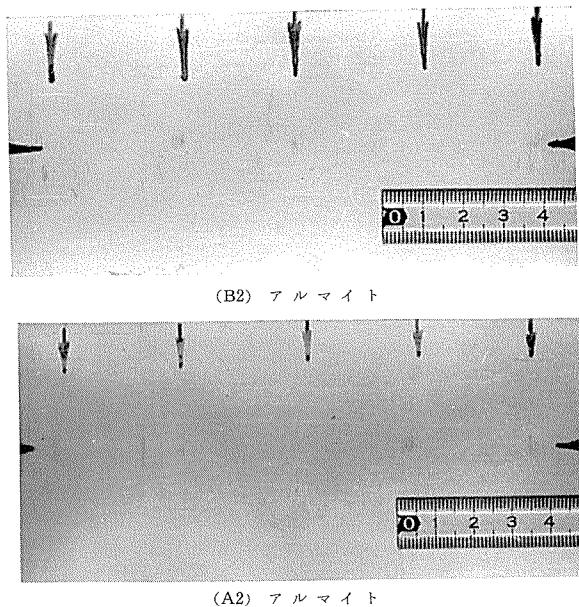


写真6 1100, 2.0t-1100,6φ溶接スタッドの裏面

ば大きなパネルなどでも任意の個所で（板の周縁から7.6mまで）溶接を行なえるので現場作業の工数の減少、しいてはこの種の生産合理化に資することができる。ただし壁体への取付けに際し、普通のボルト、ナット締めのように無意識に締めると、スタッドがネジ切れたり溶接部で破断することがあるので必ず規定のトルクを指示したトルクレンチを使用し、必要以上に強く締めつけることを避けなければならない。もちろん破断した場合は再溶接することがで

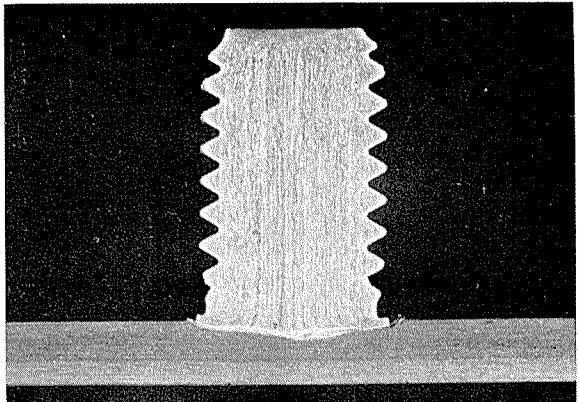


写真7 スタッド溶接部の断面 (×4)

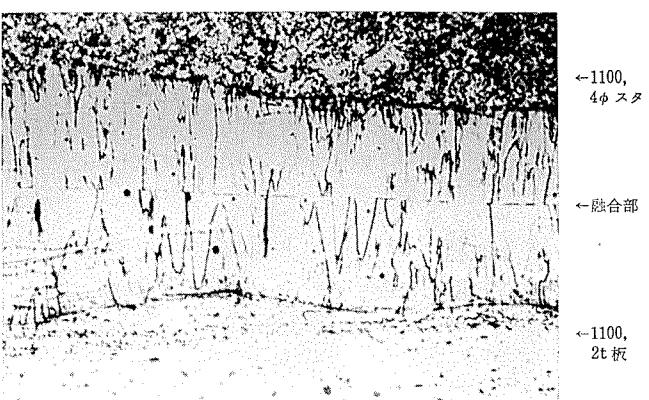


写真8 スタッド溶接部のミクロ組織 (×100)

第7表 スタッド溶接部の断面試験結果

試 料	溶込み深さ, mm	溶込み率, %	内部欠陥の合計長さ, mm	内部欠陥の種類	裏面のふくらみ, mm
1100(1.5t) -1100(4φ)	0.42 (0.40~0.45)	27.6 (26.5~29.8)	0.9 (0~2.0)	気孔 タテ割れ (0.05~0.08)	0.06
1100(2.0t) -1100(4φ)	0.43 (0.35~0.50)	21.6 (17.5~25.0)	0.5 (0.2~0.8)	気孔 タテ割れ (0.03~0.05)	0.04
1100(2.0t) -1100(6φ)	0.60 (0.50~0.60)	29.0 (24.9~32.4)	0.5 (0~1.2)	気孔	0.04 (0.03~0.05)
1100(3.0t) -1100(6φ)	0.42 (0.30~0.60)	13.9 (10.0~20.0)	0.2 (0~0.4)	気孔	0.009 (0.005~0.013)
1100(3.0t) -5056(6φ)	0.32 (0.25~0.35)	10.6 (8.3~11.7)	0.03 (0~0.1)	気孔	0.026 (0.020~0.030)
4043(1.5t) -5056(6φ)	0.38 (0.35~0.40)	36.5 (33.4~38.1)	0.7 (0.5~0.9)	気孔	0.053 (0.050~0.058)
4043(2.0t) -5056(6φ)	0.50 (0.40~0.60)	24.9 (19.9~29.8)	0.7 (0.2~1.5)	気孔	0.063 (0.040~0.098)

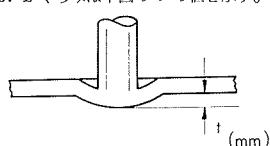
(注) 1. 試験結果は試験片3枚の平均。

2. 溶込み深さ、溶込み率は下図による。

$$\text{溶込み深さ} = t \text{ (mm)}$$

$$\text{溶込み率} = \frac{t}{T} \times 100 (\%)$$

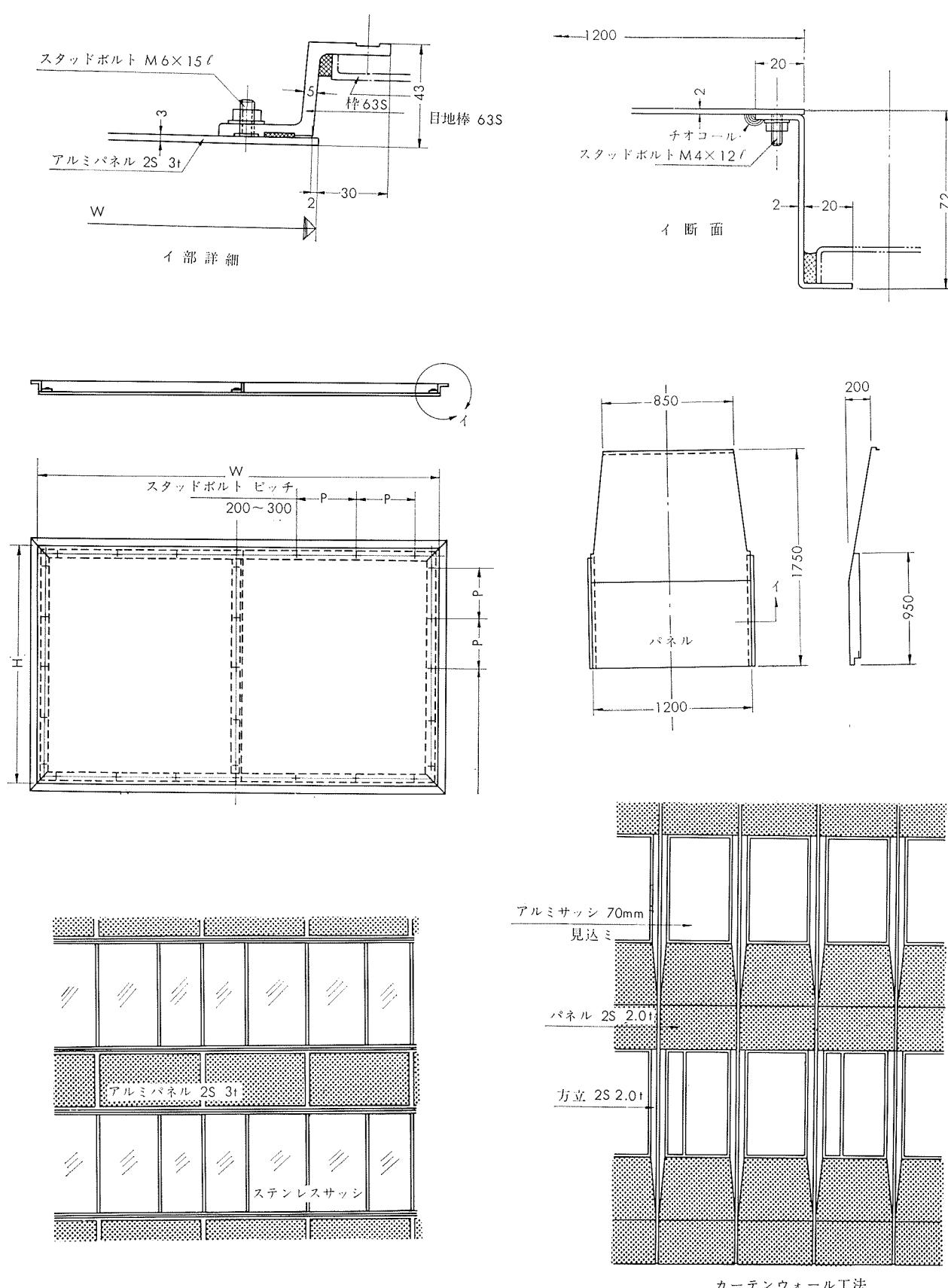
3. ふくらみは下図の t の値を示す。



きる。

第10図に溶接スタッドを使用したパネルの実際施工例を示したが、その外観は写真9のようである。同様に第11図(写真10)および第12図にパネルの実施例をあげた。また長尺物(塔屋外壁)に利用した実例を第13図および写真11に示した。

写真9
パネル施工例
その1



第 10 図 溶接スタッド使用のパネル施工例その 1 アルミパネル

第 11 図 溶接スタッド使用のパネル施工例その 2 アルミパネル

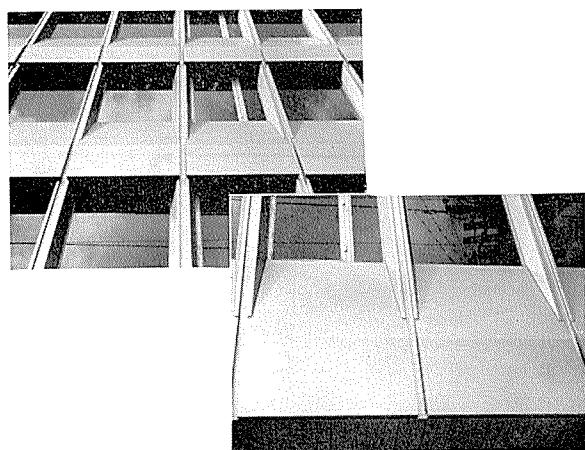
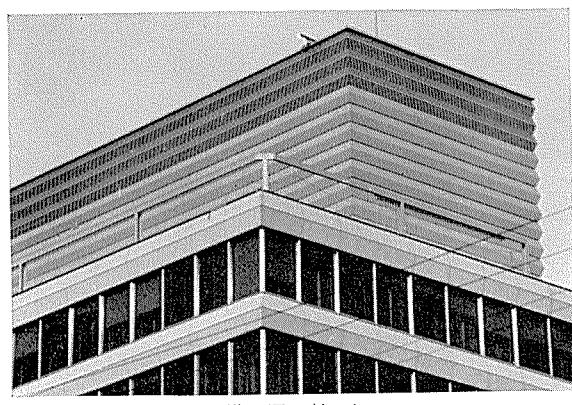
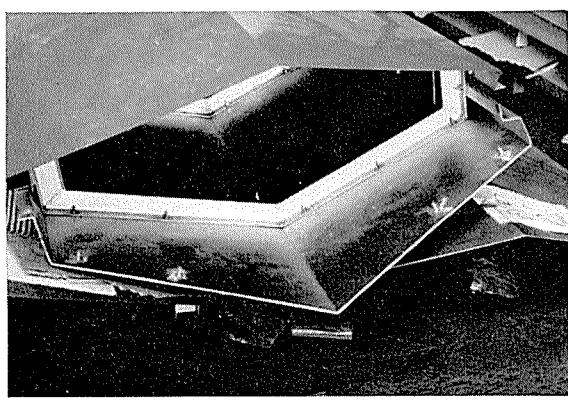


写真 10 パネル施工例 その2

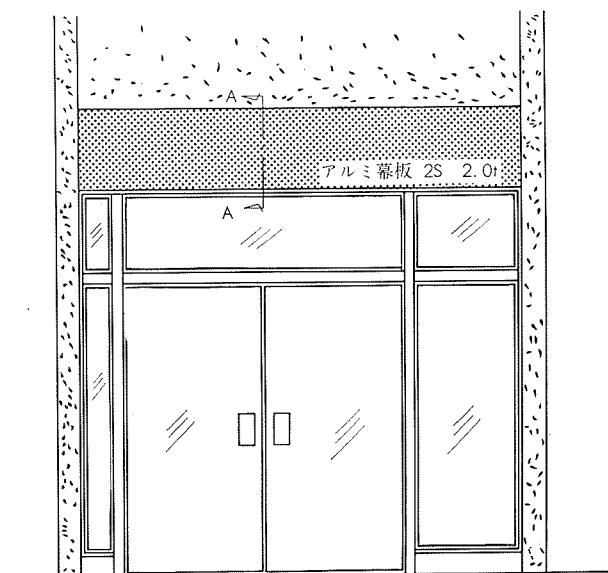
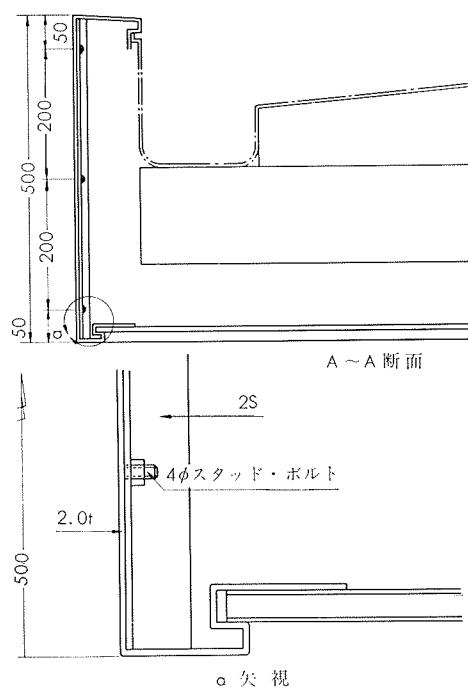


塔屋外観

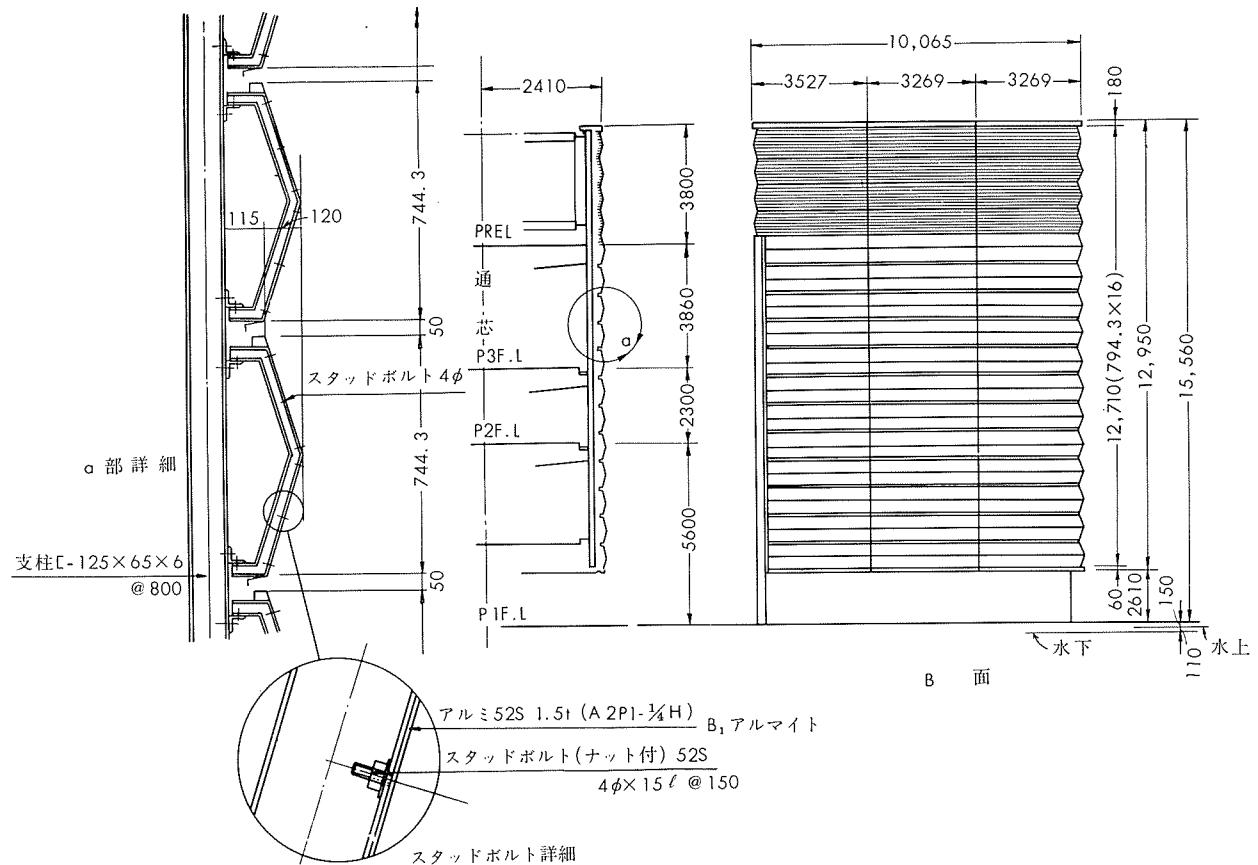


スタッド溶接部

写真 11 塔屋施工例



第 12 図 溶接スタッド使用のパネル施工例 その3 玄関幕



第 13 図 溶接スタッド使用の塔屋施工例その 4 アルミパネル

R75

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 7 No. 4 October 1966

自転車部品におけるアルミニウム合金の使用について

赤地利之
島山

住友軽金属工業株式会社

自転車部品におけるアルミニウム合金の使用について

赤地利之* 畠山 章*

1. 緒 言

最近、わが国でも自転車部門において、従来の実用車に代りスポーティな車の生産量が増大し、それに伴って自転車の軽量化が大きな課題となってきてている。このため当然のことながら従来の鉄鋼に代りアルミニウムがクローズアップされ、各部品について使用度が高まってきた。

アルミニウム部品を使用する利点は、軽量化も含めて次のような点が挙げられる。

(1) 重量軽減 比重が鉄、銅合金に比し約1/3であることから重量軽減は明白であるが、強度の面から鉄製部品と同一断面形状におさめることは困難である。しかし30~50%の軽減は可能であり、このため自転車の推進に要する筋肉負担が少なく、加速と制動の性能が改良される。

(2) 耐食性 鉄製部品の場合、手入れを怠ると塗料がはげたり、赤サビを生じやすい。しかし、アルミニウム部品の場合はそのままの美観を保ち、保管の手間が省ぶけ、とくにわが国のように高温多湿の気候下では耐久性增加の利点がある。耐食性が劣るといわれるジュラルミン系合金でも、表面処理を施すことによって腐食を防ぐことができる。

(3) 加工性 各種成形加工が鉄に比べて容易であり、加工の後処理もバフ研磨のみにて美しく仕上げられる。最近では、不活性ガスアーク溶接の発達によりアルミニウム合金の溶接も容易になった。

以上のことから自転車部品におけるアルミニウムの使用に当っては強度、耐食性、加工性の点を考慮し、各部品の要求にあわせた材質仕様を選定し、その利点を最大に生かすことが肝要である。

したがって本資料では、自転車における各部品ごとの強度を中心とした材質と仕様の面から、アルミニウム合金の用途と使用の現状について解説する。

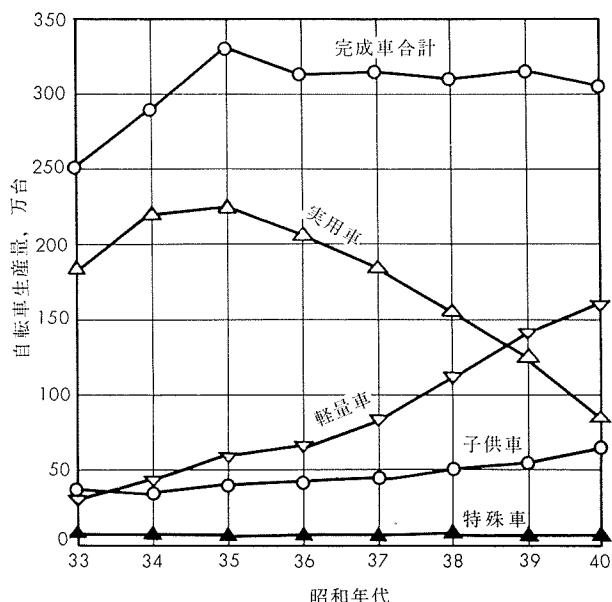
2. 自転車一般状況

2・1 わが国における自転車生産状況

わが国における年度別の自転車生産状況を第1図に示す。自転車の分類はJISにおいて第1表のように規定されているが、第1図の軽量車とはJIS分類の軽快車とスポーツ車を合わせたものである。

第1図に見られるごとく、全生産量においては300~320万台で横ばいとなっているが、軽量車が増加している。すなわち自転車の用途が業務用から家庭用、スポーツ用への

転換期にかかるており、これに伴ってアルミニウム需要の増大が容易に予測されるわけである。



第1図 自転車生産実績（通産省生産動態調査による）

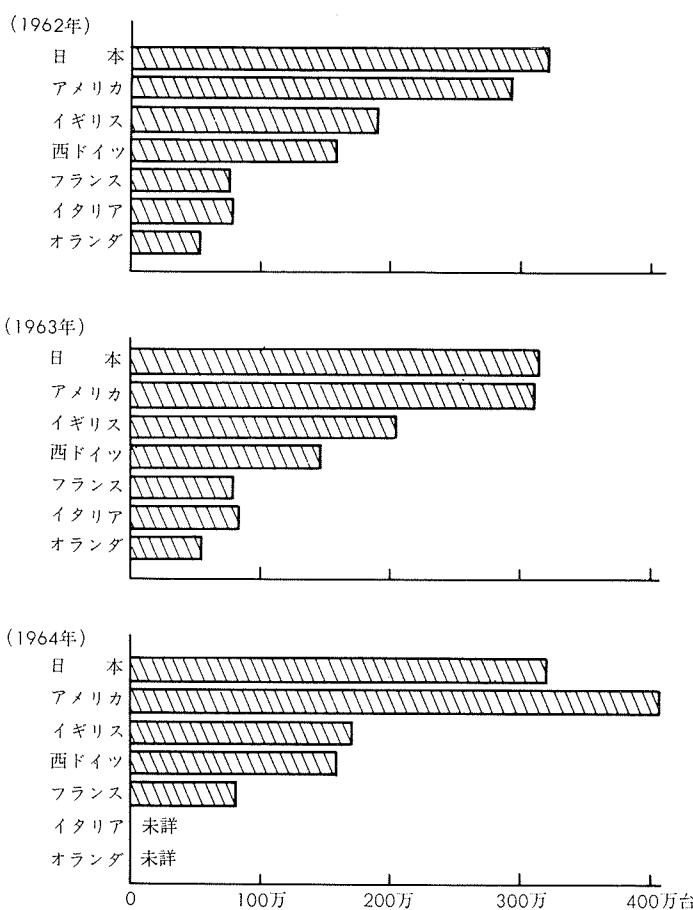
第1表 自転車車種別分類(JIS 要約)

分類	使用目的	車両規格	常用速度, km/hr	標準重量, kg	積載量, kg
実用車	軽運搬荷物用	26	12~14	21	15~20
軽快車	通勤通学用	26	14~16	19	10~15
スポーツ車	サイクリング用	26	16~20	17	5~10
子供車	子供用	24	—	—	—
特殊車	上記4種以外	—	—	—	—

さらに、諸外国との自転車生産量比較を第2図に示す。これによると、わが国は1964年にアメリカに抜かれはしたもので圧倒的量で第2位を確保し、生産量に関しては自転車王国を保持している。

今後の伸びに関しては、国外向としてアメリカ、東南アジアへの部品をも含めた輸出が増加していること、また、わが国ではオランダ、デンマーク、スウェーデンなどの約2人に1台の普及率と比べると約4人に1台の割合となっているから北、西欧などに達するまでにはまだ余裕があり、さらに最近再び青少年の間にサイクリングが静かなブームを起しつつあること、などからまだ充分伸びる可能性があるものと考えられる。

* 開発部



第2図 世界主要国自転車生産量（自転車振興協会海外事務所資料）

2・2 自転車におけるアルミニウム合金部品使用率

世界各国における自転車へのアルミニウム合金利用が現状で最も進んでいるのは、フランスである。これについてベルギー、スイス、イギリスであり、他の北欧諸国はこれらの国々より幾分おくれている。スウェーデンはイギリスにほぼ近い程度まで進んでいる。なお、諸外国におけるアルミニウム合金部品の使用率は一般的価格の高低である程度左右されるようであり、この点からドイツ、オランダ、デンマーク、イタリアなどは使用率が比較的低いといわれている。

次に、具体的にどの程度の使用率かを知ることはなかなか難しいが、その目安として使用率最高と推定されるフランスにおいて、“Tour Cyclotouriste”²⁾ 1953年の催しの際のアルミニウム合金部品使用率および1955年フランス一周レース出場車の使用率、それに1964年わが国でのニューサイクルフェアにおけるそれを第2表に示す。

いずれも年代が違うため直接の比較は困難であるが、10年前のフランスに比べても現在のわが国でのアルミニウム部品の使用がはるかに遅れていることは事実である。なかでもステム、リムは全く少なく、ハンドルバー、泥除けにしても比較的の使用率は高いがフランスにくらべるとまだまだ伸びる余地があろう。

第2表 アルミニウム合金部品の使用率 (%)

名 称	Tour Cyclotouriste 出品車（但しロードレース用を除く）、—1953年	フランヌ一周ロードレース出場車、—1955年	ニューサイクルフェア出品車、1964年
ス テ ム	61.4	36.9	0
ハ ナ ド ル バ イ	87.0	73.9	50~60
リ ム	96.9	100	20
ハ ブ	96.0	76.9	
ク ラ ン ク	51.3	33.8	30
チ エ ン リ ン グ	82.4	76.9	
ペ ダ ル	57.8	41.5	
ウ イ ン グ ナ ッ ク	42.5		
ブ レ ー キ	97.7	100	80
ブ レ キ レ バ イ	99.2	100	
シ ート ピ ラ ー	32.1	23	
サ ド ル ベ 基	28.8		
ボ ン ブ	79.3		40~50
ド ロ ヨ ケ	87.9	/	40
ラ ン ブ	92.8	/	
ダ イ ナ モ ケ ス	26.4	/	
バ ニ ャ 台	7.9	/	
ペ ル	80.2	/	

/欄はその部品未使用、空欄は不明。

なお、フランス一周ロードレースは世界各国の自転車が参加するものであることから、フランスのみでなく世界一般のロードレース用車のアルミニウム合金使用率が推定されることとなり、このような過酷な条件下におかれる車にもかなりの高率が示されているところから、西欧のごとく自転車専用路もないわが国の悪路を考慮に入れても、アルミニウム合金部品は充分使用に耐え得るものと推察される。

3. 自転車部品名称および部品重量

3・1 自転車部品名称

自転車の各部品名称をJISに基き第3図に示す。

このうち、すでにJISによりアルミニウムとその合金の使用をすすめられているものは、

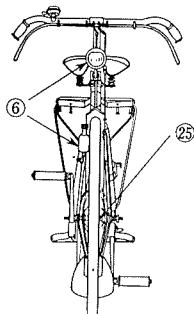
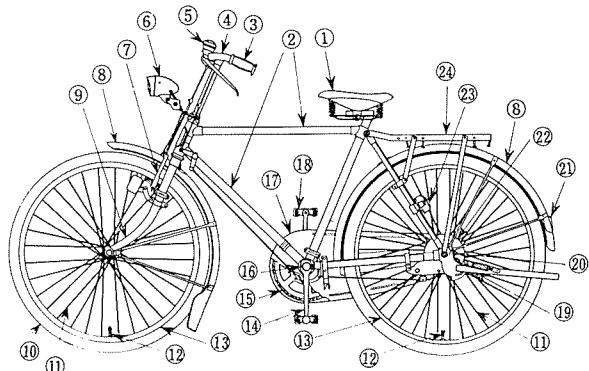
ドロヨケ……………JIS H 4101 (アルミニウム板)

JIS H 4104

(耐食アルミニウム合金板)

ハンドル……………JIS H 4104のA2P7

(耐食アルミニウム合金板7種)



第3図 自転車部品名称図

番号	名 称	番号	名 称
1	サドル	14	ギヤクランク
2	フレーム	15	チェーン
3	ニギリ	16	クラシックピン
4	ハンドル	17	チェーンケース
5	ペダル	18	ペダル
6	発電ランプ	19	スタンド
7	リムブレーキ	20	チェーン引
8	ドロヨケ	21	後部半射器
9	前ホーク	22	バンドブレーキ
10	タイヤ	23	鍵
11	スポーツ	24	キャリヤ
12	タイヤ空気弁	25	ハブ
13	リム		

ブレーキ本体.....JIS H 4131の A3F1
(高力アルミニウム合金鍛造品 1種)

ブレーキレバー.....JIS H 4104
(耐食アルミニウム合金板)
JIS H 5202
(アルミニウム合金鋳物)

ギヤ.....JIS H 4105の A3P2
(高力アルミニウム合金板 2種)

変速レバー.....JIS H 5302
(アルミニウム合金ダイカスト)
ハブ、ブレーキ帶...JIS H 5302の ADC 3
(アルミニウム合金ダイカスト 3種)

チエーンケース.....JIS H 4104
(耐食アルミニウム合金板)

となっているが、その他の部品においても JIS には、指定の材料を使用することが望ましいとあり、品質および検査に合格すれば指定外の材料でももちろん使用できる。

したがって、現在ではタイヤ、ペアリング・サドルその他、ケーブル類の小物などを除いては、すべてアルミニウム合金で製作した実例がある。写真 1 に当社製および輸入部品を種々紹介する。

3.2 鉄製とアルミニウム製部品の重量比較

アルミニウムの比重は鉄の約 1/3 であるから、各部品が鉄製と同一断面形状の場合はその重量も 1/3 となるはずであるが、強度および弾性不足を補うためアルミニウムの方が断面積を大きくする必要があり、実際にはそのため約 1/2 程度

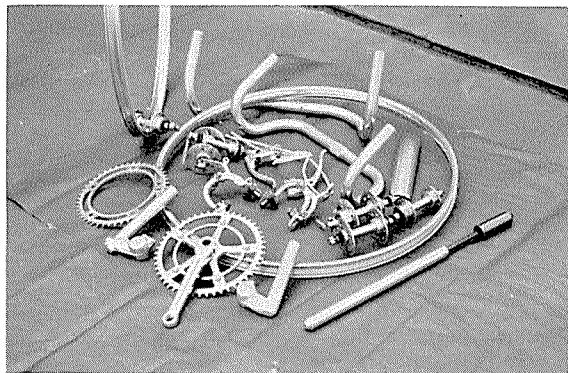


写真 1 当社製および輸入による自転車アルミニウム合金部品

の重量減少となっているようである。

この実例として、第 3 表および第 4 表に鉄製とアルミニウム製部品の重量比較を示す。第 3 表はブリヂストン・サイクル工業より出され、変更可能な部分をすべてアルミニ化したいわゆる総アルミニウム合金製自転車であり、この材料はすべて当社製品と輸入品によっている。第 4 表は同様にフランスにおける一例である。

第3表 ブリヂストンサイクル工業(株)製
総アルミニウム自転車重量表
(鉄製との比較において)

名 称	鉄重量, kg	アルミ重 量, kg	軽減重 量, kg	軽減, %	備 考
リム	2.0	1.2	0.8	40.0	当社 18S
ドロヨケ	0.7	0.3	0.4	57.1	当社 GO
ハンドル	0.8	0.3	0.5	62.5	当社 56S
ハンドルボスト	0.6	0.2	0.4	66.5	輸入鍛造
フレーム	6.0	3.0	3.0	50.0	当社 56S
ハブ	0.5	0.2	0.3	60.0	輸入鍛物
ギヤ	0.2	0.1	0.1	50.0	当社 14S
ギヤクランク	1.0	0.5	0.5	50.0	当社 14S
ペダル	0.8	0.3	0.5	62.5	輸入鍛造
ブレーキ	0.4	0.2	0.2	50.0	輸入鍛造
計	13.0	6.3	6.7		
(鉄に対する%)	(100)	(48.5)	(51.5)		
共通材	4.5	4.5			
総 計	17.5	10.8	6.7		
(鉄製に対する%)	(100)	(63.8)	(36.2)		

第4表 フランスにおける軽量化比較の例

構成各部	非アルミ材, kg	アルミ材, kg	軽減重量, kg	軽減, %
車輪	2.725	1.725	1.000	37
上部機構(ハンドルとサドル)	1.275	0.700	0.575	45
推進部と 4 段切替変速装置	2.400	1.400	1.000	42
自動保護機構	1.420	0.980	0.400	31
装備器具	1.490	0.700	0.790	53
附属品	0.690	0.380	0.310	45
計	10.000	5.885	4.115	
非アルミ材に対する %	(100)	(59)	(41)	
共通材	5.000	5.000		
総重量	15.000	10.885	4.115	
非アルミ材に対する %	(100)	(63)	(27)	

どちらの場合もアルミ使用箇所のみで比べると40~50%重量減であり、車体全重量からみると25~35%減となってその効果は大である。

これより以下は、各部品ごとに使用アルミニウム合金の材質、仕様、強度、荷重テスト結果などについて述べる。

4. フレーム

4.1 使用材質および機械的性質

今までのところ、わが国および外国でフレームに使用されているアルミニウム合金として、推奨されているものの材質名、素材形状、仕様、機械的性質を第5表に示す。ただし外国で使われているものは、その成分に近いJIS、あるいは当社材質を掲げてある。このほか、ダイカスト製品でシルミン系のものがドイツ、オランダなどで使用されている。

第5表 フレーム素材の使用材質

A.A呼称 あるいは 住友材質マーク	素材 形状	質 別	機械的性質			備 考
			引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸 び, %	
5056	管	H	44.3	41.5	10	日本 フランス
2024	管	T4	47.8	33.7	19	フランス
6063	管	T8	26.7	25.3	10	フランス
ZG43	管	T4	39.5	23.5	19	日本

(注) ZG43の機械的性質は1ヵ月時効後の値。

4.2 組立方式

フレーム組立において一番重要なことは、ジョイント部の結合である。なぜならそのいかんによってはフレームの強度が素材強度に関連なく、ジョイント部によって決定されることになるからである。

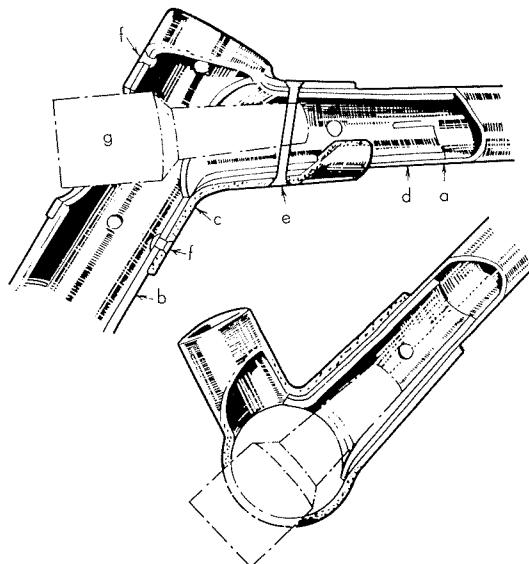
ジョイント方式は次の3通りに大別できる。

(1) 機械的方法 これはラグとの接続において、ボルト、リベットあるいはエキスパンダーを使用するものである。エキスパンダーのフランスにおける一例を示すと、第4図のごとくアルミニウム合金ダイカスト製の上下ラグ、ヘッドパイプ一体のものを用いて、ヘッドの穴から工具を入れエキスパンダーを開き、パイプとラグを固定せるものである。穴はネームプレートの取付けにより見えなくなる。

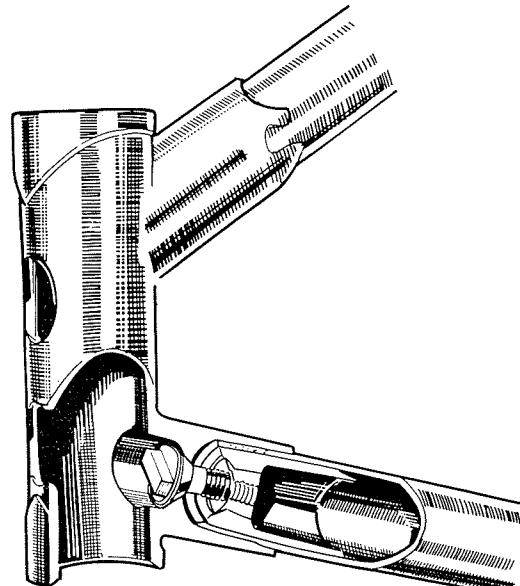
その他、やはりフランスにおいて第5図のごとくダイカストラグとパイプをボルトで止め、ワセリンを塗って振動を吸収しようとした例もある。

またわが国においても角形管をリベット止めしたり、ラグにボルト止めした方式も実施されたことがある。

ただし、この機械的方式において特にエキスパンダーによる時は、パイプとラグの使用材質、拡げ代をよく考えないと、使用中にガタが出やすい欠点があるが、逆にジョイント部が完全であれば2024のごとき高力合金を使用して、鉄に十分匹敵し得る強度が得られる長所がある。



第4図 エキスパンダーによる結合



第5図 ボルト止めによる結合

(2) 溶接またはロウ付けによるもの この方式は近年アルミニウム合金溶接技術の発達により、必然的に現れてきたものである。古くは1935~6年頃イギリスにおいてフレームにAl-Mg-Si系合金を用いてロウ付けを行ったものもあったが、1947~8年には日、仏、英にてAl-Mg系合金を用い、溶接によるフレームが発表されている。

溶接の場合は高力アルミニウム合金より溶接性の良いAl-Mg系合金が適している。ただし、溶接部はO材なみの強度まで下がるが、後述するフレームにかかる応力および疲労強度を参考にして肉厚を大きくとれば満足のいく結果が得られるわけである。

さらに最近溶接構造用材として、クローズアップされているAl-Zn-Mg系合金を使用すると、溶接後の常温時効で強度が十分回復するから、ジョイント部が強度上の弱点となることも少ない。

(3) ダイカスト方式 ダイカスト方式の一つにラグをダイカストにして、アルミニウム合金管を鋳ぐるみにしたものがある。この方式を現在採用しているのはブリヂストン・サイクル工業㈱であり、当社5056材を用いて、総アルミニウム合金製自転車のフレームを製作している。

その他フレーム一体ものでは、1896年にアメリカにおいて全アルミニウム鋳物製が作られているが、ダイカストによるものは1950年代にドイツ、フランス、オランダでシリコン系合金を用いて作られている（写真2）。

ただし、このダイカスト一体方式は、剛性の点から一般的にはバイクに向いているといわれている。

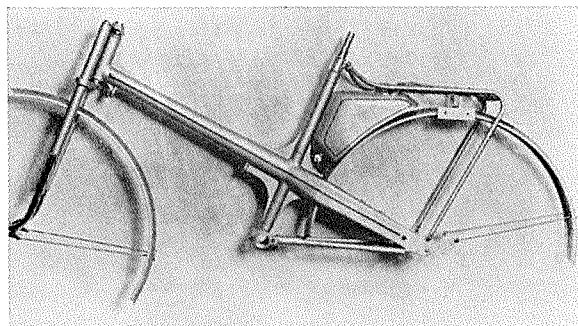
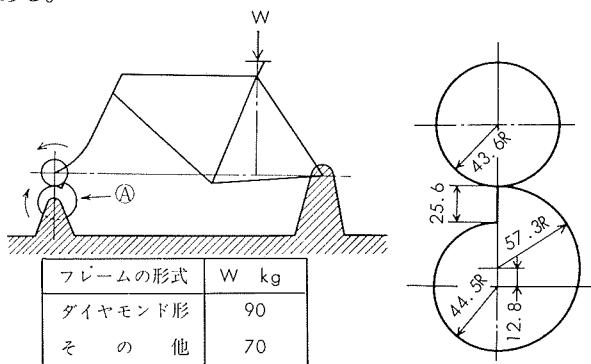


写真2 ダイカスト一体フレーム (ドイツ製)

4・3 強度試験

(1) JIS 試験 フレームにおけるJIS試験 (JIS D 9401) の内容は、第6図のように試験用前ホークをつけ、シート上部に荷重を加え、後車軸を支点として前ハブの部分に鋼製のローラおよびカムをおき、これを250rpmの速度で10,000回転した時損傷なきこと（ただし、車輪の呼び径26"未満のものはこの試験を行わない）というものである。



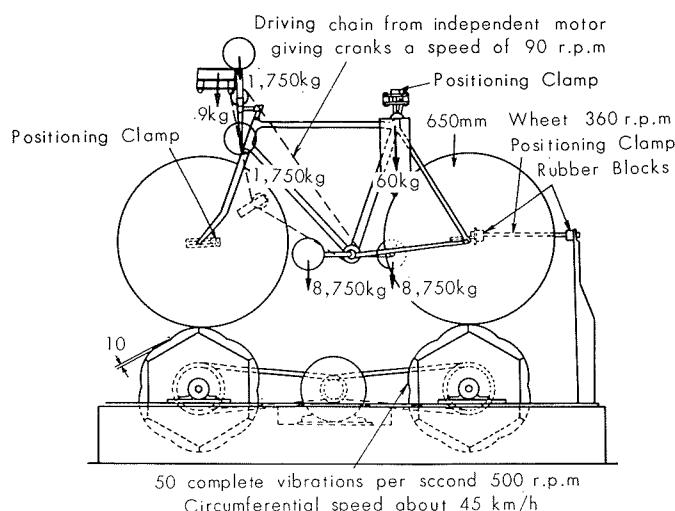
第6図 JISフレーム試験

この試験に耐えるにはどの程度の強度を有すれば良いかということであるが、この時に発生する応力は自転車技術研究所における結果では最大で $25\sim30\text{kg/mm}^2$ 程度がフレームにかかっている。したがって、これ以上の耐力を有する材料を使用すれば変形を防止できよう。

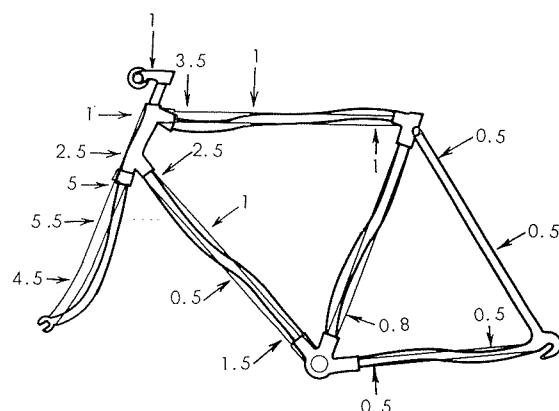
次にJIS試験には合格するものが鉄製フレームと同程度の寿命をもつかどうかの目安については、鉄製の破壊までの繰返し回数は自転車検査協会の試験によると13,900~26,500回程度となっており、アルミニウム合金製フレームで

JIS試験を行う際もこの範囲内、あるいは、これ以上であれば立派に通用するものといえる。

(2) その他の強度試験 アルミニウム合金製フレームを用いて完成車としたあと、実走行あるいは、これに近い状態でフレームの各部にかかる応力を測定した実験結果がパリのアルミニウム研究所から出されている。これによるとフレームには肉厚1.5mm（外径不詳）のAG5 (Al-Mg 5%合金) を用いて第7図のごとき装置により試験を行う。すなわち、荷重はシート部に60kg、両ペダルに各8.75kg、ハンドル両側に1.75kgづつ、前積荷として9kg、計90kgを負荷する。この時のフレームに対する荷重のかかり方をストレンジゲージによって測定し、変形状態を誇張したものが第8図である。この静的負荷における最大応力は、前ホークで 5.5kg/mm^2 、フレーム本体においては上パイプのラグよりに 3.5kg/mm^2 がかかるがいずれにせよ非常に小さい値である。



第7図 静的動的テストのためにセットされた装置



第8図 静的負荷におけるフレームの変形 単位 kg/mm^2

次に動的負荷した場合の応力を第6表（第9図参照）に示す。この場合も静的負荷におけるのと同様、前ホークに最大応力が発生し、フレーム本体では上パイプのラグ付近に大きな応力がかかっている。ただし、これらはいずれも材料の疲労限以内であり問題がない。パイプの肉厚も応

力の小さいところでは 0.8~0.6mm にすることも可能である。

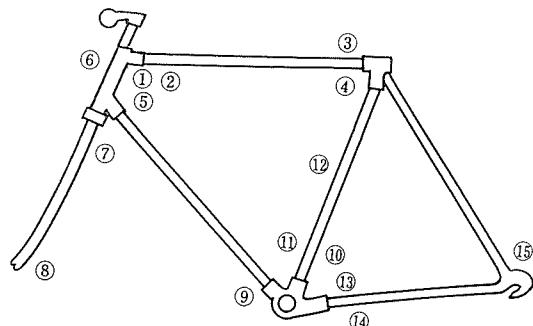
第6表 種々の走行状態における応力値
(値はいずれも最大応力)

単位 kg/mm²

測定位置	測定位置	静的応力	動的応力		
			疲労試験機		ロードテスト
			普通走行	共鳴走行	
上パイプ	1	+ 0.7	± 0.5	± 2.5	± 1.5
	2	+ 3.3	± 1.5	± 5.0	± 3.5
	3	+ 1.0	± 1.0	± 6.0	± 2.0
	4	- 1.3	± 1.1	± 7.0	± 2.0
ヘッドパイプ	5	+ 0.6	± 0.5	± 2.5	± 3.0
	6	- 0.7	± 0.2	± 1.0	± 1.0
前ホーク	7	+ 4.5	± 1.5	± 5.5	± 3.0
	8	+ 4.0	± 1.0	± 4.0	± 1.0
下パイプ	9	- 1.0	± 0.5	± 2.0	± 3.5
立パイプ	10	- 0.8	± 1.5	± 2.5	± 3.0
	11	+ 0.7	± 1.0	± 1.0	± 5.0
	12	- 0.5	± 0.5	± 1.5	± 1.0
チーンステー	13	+ 0.5	± 1.0	± 1.0	± 1.0
	14	- 0.5	± 1.0	± 1.0	± 2.0
バックホーク	15	- 0.6	± 0.5	± 0.5	± 1.0

注 1) 測定位置は第9図参照

- 2) 普通走行とは第7図にて回転ドラムにより車輪が4.5km/hr にて30cm毎に1cmの高さの凹凸状態を走るもの。
- 3) 共鳴走行とは速度を落していくとある共鳴速度で応力が非常に高くなる。この速度下での走行。
- 4) ロードテストは実際にロードにて1m毎に6cm高さのセメントブロックや20cm高さの小石などおいた状態にて10km/hr で走るもの。



第9図 第6表の測定位置詳細

なお共鳴走行は試験では 20km/hr で起きているが、ロードにおける一般の人の限界速度は普通 19km/hr であること、およびもしこの速度に達したとしても重心を変え、振動を少なくする動作を自然にわれわれは行うものであり、まず心配ないものといえる。

さらに自転車の走行寿命と疲労強度の関係であるが、実用車の耐用年数は、

18,000km (自転車検査協会による)

となっている。これに走行中の予測されない衝撃に備えてある率 (= 不明率) を乗じて、その値を設計寿命とするが不明率は常識的に 2 として、

設計寿命 = $18,000 \times 2 = 36,000\text{km}$

とする。この時、フレーム用鉄管は実走行にては相当な酷使下における条件を加味して、

サイズ $25.4\text{mm}^{\phi} \times 1.5\text{mm}^t$ 疲労強度 14kg/mm^2 のものが使用されているわけである。⁴⁾

したがってアルミニウム合金にて疲労強度 14kg/mm^2 以下の材料を使用する際は、当然それ相応の肉厚増により強度を補う必要があるわけである。

5. ハンドル

5・1 使用材質および機械的性質

ハンドルバーは比較的容易に作られるため、わが国でもすでに相当数のアルミニウム合金製のものが出来ていている。ハンドルの場合強度も必要であるが、必ず曲げ加工が加わるため加工性良好な材質を選定することが肝要である。

わが国および外国で使用されている材質の一覧表を第7表に示す。以上のほか、イギリスでは Hiduminium 系合金の RR56 が使用されている。

第7表 ハンドル素材の使用材質

合 金	素 材 形 状	質 別	機 械 的 性 質			備 考
			引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸 %	
5052	管	O	22.1	13.5	26	フランス (AG3)
		1/2H	25.1	22.7	17	
5056	管	O	29.5	15.5	35	フランス (AG5) 日本
		1/2H	31.5	19.4	19	
5083	管	O	32.2	16.5	21	日本
		1/2H	36.0	29.0	11	

5・2 機械的強度と曲げ加工性

前節で述べたごとく、ハンドルバーは曲げ加工を行った上に荷重試験によるヒズミも最小におさえる必要がある。

当社素材を用いての仕様決定の一例を示す。

材質 5056 サイズ $23.8\text{mm}^{\phi} \times 1.85\text{mm}^t$

曲げ半径 50mm R

O材では十分曲がる曲げ半径であるが、JISの荷重試験 (JIS D 9412) にも合格する必要があり、なるべく強度の高いものをえらばねばならない。その限界を知るために第8表に H14, H34, H38 各質別の曲げ試験結果を掲げた。

第8表 5056 管の強度および曲げ試験

質 別	引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸 %	曲げ 50R
H 14	34.3	29.4	17	折れ
H 34	32.7	21.0	24	良好
H 38	36.0	25.0	16	折れおよびシワ

この結果より H34 に決定したわけである。

また JIS 規格によればハンドルバーのわん曲部のヒズミは 2 mm を越えないこととあり、当社素材の 50mmR 曲げ加工では 1.2~1.9 mm にて合格している。

なお写真 3 は当社製 5056 管で製作したハンドルバーである。

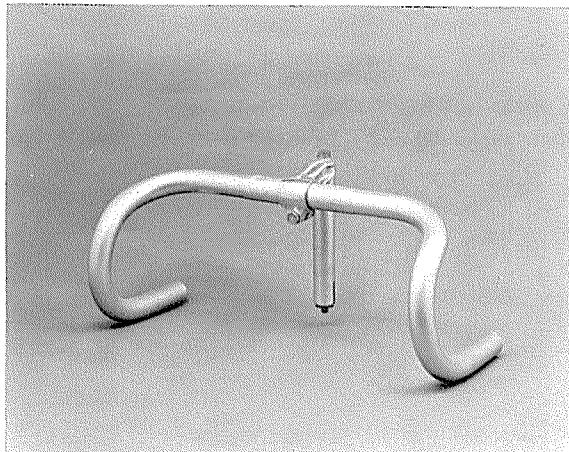


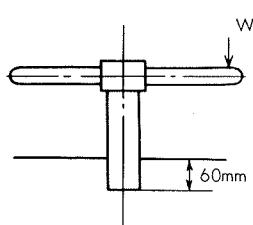
写真 3 (株)日東ハンドル製作所製ハンドル (当社5056管材使用)

5・3 荷重試験

(1) JIS 試験 (JIS D 9412) JIS 規格による荷重試験はハンドルポストを第10図に示すようにその下端から 60 mm の点で固定し、バーの片側ニギリ部中心に荷重を静かに加え 30 sec 間放置し、荷重点の永久ヒズミが 2 mm を越えないこと (ただし突出しが 50 mm 未満のもの) と規定されている。

これによる試験結果を第 9 表に示す。

なお、使用材質の寸法はつぎに掲げる。



区分	W/kg
子供以外の一般車用及び競走車用	40
ドロップ形	50
子供車用	30
運搬車用	55

第10図 JIS荷重試験図

第9表 JIS 荷重試験比較

荷重 kg	(i) ハイテンション鋼管		(ii) 5083-O		(iii) 5056-H34	
	タワミ mm	永久ヒズミ mm	タワミ mm	永久ヒズミ mm	タワミ mm	永久ヒズミ mm
30	3.05	0.05	3.95	0.14	3.78	0.17
40	4.10	0.09	5.60	0.22	5.16	0.29
50	5.20	0.15	6.90	0.34	6.67	0.45
60	5.35	0.20	8.45	0.51	8.23	0.65

(i) ハイテンション鋼管 22.2 mm^Φ × 1.2 mm^t

(ii) 5083-O 管 23.8 mm^Φ × 2.0 mm^t

(iii) 5056-O 管 23.8 mm^Φ × 1.85 mm^t

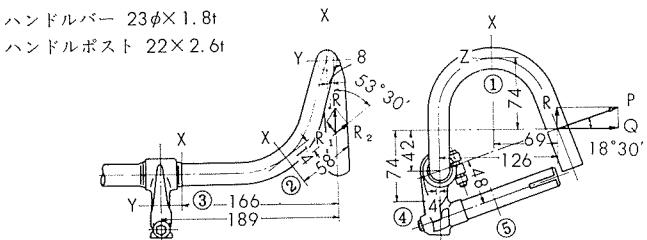
また普通鋼管は 22.2 mm^Φ × 1.6 mm^t の場合 60 kg 負荷時永久ヒズミが 0.8 mm (平均) であるが、5083-O, 5056-H34 管の値はそれを下まわり、十分 JIS 規格にも合格する。

(2) 強度算定 自転車のハンドルの機械的性質がどの程度必要であるかを自転車技術研究所にて次のとく算定している。⁵⁾

第11図に示すように荷重 P がハンドルニギリ部に負荷されるものとして、バーおよびポストの断面①~⑤について応力を求めたものであるが、その方法は、各断面において進行方向を X 軸、それに直角な左右方向を Y 軸、上下方向を Z 軸とし、各断面における 3 軸のまわりの曲げモーメントを合成し、 $\sigma = M/Z$ (Z =断面係数) より応力 σ を算出する。

また場所によってねじりモーメントが働く部分は、これより剪断応力 τ を求め、最大主応力 $\sigma_{max} = \frac{1}{2}\sigma + \frac{1}{2}\sqrt{\sigma^2 + 4\tau^2}$ を求める。この結果を $P=50 \text{ kg}$ と仮定して第10表に示す。

第10表によればハンドルバーでは断面③、ハンドルポストでは断面⑤にかかる応力が最大でいずれも約 14 kg/mm² となっている。したがってハンドルおよびポストとも耐力 14 kg/mm² 以上のものを使用すれば安全なわけである。



第11図 ハンドルの形状および計算した断面位置

第10表 ハンドルおよびポストにかかる応力

断面	応力 kg/mm ²
1	7.7
2	3.9
3	13.9
4	5.0
5	14.1

6. リム

リムにおけるアルミニウム合金の利用は極めて有意義である。その理由は

(1) リムは回転部分の外周部をなすことから、慣性モーメントを考えれば、アルミニウム製のものは加速性能

を向上せしめる。このため同じ重量減でも車の他の部分の重量減とは大きな相違がある。

- (2) リムブレーキの使用により鉄製の場合リムのメッキがはげ、赤サビを生ずるがアルミニウム合金の場合はこれがない。

などが挙げられる。現にフランスではアルミニウム合金製リムが100%近いという数字が出ていることでもあるし、わが国でも70~80%のアルミ化は決して不可能ではないと思われる。

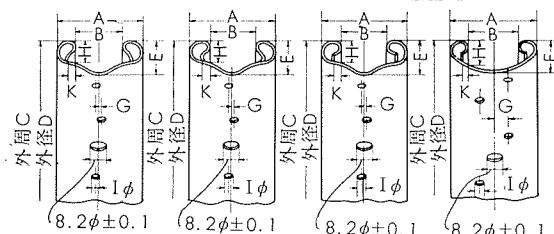
6・1 JIS 規定のリム形状と使用材質

リムの形状はタイヤとりつけ機構により、つぎの2種に大別される。

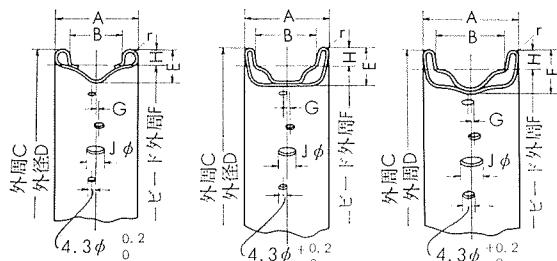
- (1) 引掛式 (BE) この形式は第12図に示すように、a~d形までの4種類である。なお第12図中のA~Hの各記号の寸法がそれぞれ異っていて、各形の中に何種類もの形式が含まれる。

同様にして

- (2) 針金式 (WO) 第13図に形状を示す。



第12図 JIS規定の引掛式リム形状



第13図 JIS規定の針金式リム形状

機構としては

- BE : タイヤがリムの中にもぐれこんでとまる方式
WO : タイヤ両縁の内部に針金を入れ、これをタイヤの内圧のみでリムに押しつけている方式

のごとき相違がある。

つぎに素材形状からのリム形状は

- (1) 中空管→WO
(2) 押出形材→WO (b c形、ただし充実のもの)
(3) 板曲げ→BEあるいはWO (a形)

に分類される。

使用材質は第11表に掲げるがこの他にもフランスでは6151の押出型材および管が使用されたことがあるようである。

以下素材形状別にその詳細を述べる。

第11表 リム素材使用材質

合 金	素 材 形 状	質 別	機 械 的 性 質			備 考
			引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸 長 %	
5083	型	F	36.3	23.5	15	フランス 日 本
		O	32.2	16.5	21	
5083	板	$\frac{1}{4}H$	36.0	29.0	11	日 本
		O	34.3	20.3	22	
5083	管	$\frac{1}{2}H$	40.4	35.1	10	フランス
		F	23.3	15.0	25	
5052	型	F	23.3	15.0	25	イギリス

6・2 中空管リム

中空管リムは形状により次の二つに大別される。

- (1) 完全中空型
(2) 底部結合型

(1)は写真4の左側に示したごとく、完全に Hollow Section となっているものである。この場合は木片をHollow 内部に入れ、スポーク穴部の補強をしたものもあった。

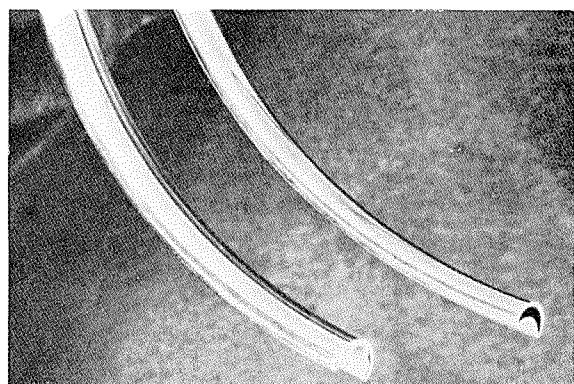


写真4 中空管リム形状

(2)は写真4の右側のもので、内側の壁のスポーク穴の部分を底部へ押し下げ、底部と結合させている。

(1)の場合は材質によってはそのままの形を押出すことも可能であるが、強度不足のこともあり、(2)の場合と同様に丸管よりロール成形の場合が多いようである。

成形後の接合方法としては、中子のパイプを入れてリベット止め、または接着剤使用などの機械的方法およびフラッシュバット溶接の2種がある。

6・3 押出形材によるリム

形材としては、先に述べたごとくWO型にて充実型である。写真5は当社素材5083-F使用のリム外観である。つぎに各種の材質で製作した型材リムのJIS荷重試験(JIS D 9421)の一例を述べる。

JIS 試験は外周の一点から中心方向に所定の荷重を静かに加え、30sec 間放置した時、永久ヒズミは1mm を越えてはならないと規定されている。荷重はリムの形式、車輪の呼び径で異なり、この試験時の供試材がWO-2、車輪

26"×13½" であるところから荷重は 50kg とした。供試材は 5052, 5083, 当社呼称 X173 (Al-Mg 系) の 3 種であり形状はいずれも第14図に示すものである。

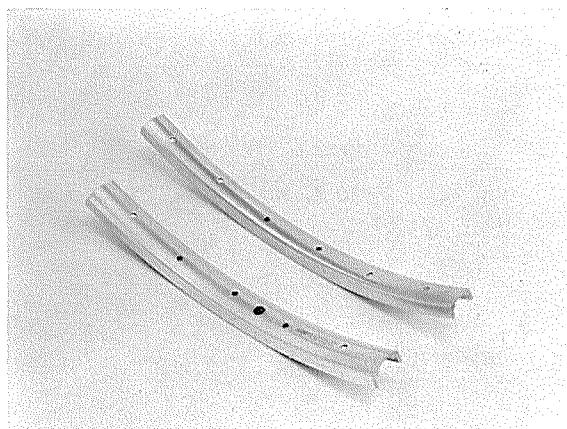
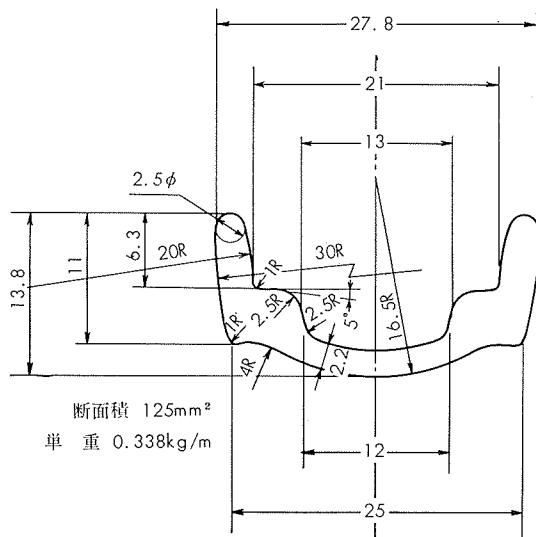


写真5 新家工業(株)製リム (当社5083形材使用)



第14図 ヒズミ試験リム形状

第12表に結果を示し、比較のため鋼製リムの値も記してある。これによるとアルミニウム合金中 JIS 規格を満足できるものは 5083 のみである。弾性限内におけるタワミ量は 3 材質ともほとんど変わりないが 5052, X173 は 40kg すでに弾性限を越えているため、タワミ量および永久ヒズミ量が激増する。したがってリムとしては、できるだけ弾性限の高い材料を選択する必要がある。とくにこの場合の接合はフラッシュ溶接であり、溶接部を横にして試験を行うが、この時の最大応力は荷重点で生じる。ただしその約 1/2 程度の応力が横、すなわち溶接部にかかる。したがって F 材の弾性限の 1/2 以上の値を溶接部 (= 軟質材) の弾性限がもっているならば、荷重点が F 材の弾性限を越し、この逆なら溶接部が先に越すことになる。ゆえに F 材時および軟質時の双方の弾性限が高いことが必要である。

ちなみに第13表に 5052, 5083 の F 材, O 材時の弾性限を参考までに掲げる。

なお写真6にスイス製 5083 系合金の形材リム断面を掲げておく。

第12表 型材リムヒズミ試験結果

材質	荷重, kg	タワミ, mm	永久ヒズミ, mm	引張強さ, kg/mm ²
5052-F	20	7.0	0.13	18.4 (17.6~20.1)
	30	13.0	0.50	
	40	19.0	8.50	
	50	55.0	20.00	
X173-F	20	8.5	0	15.7 (15.3~16.4)
	30	13.5	0.4	
	40	23.0	4.3	
	50	58.0	32.2	
5083-F	20	7.5	0	32.0 (31.2~32.8)
	30	11.5	0	
	40	17.0	0.1	
	50	18.0	0.4	
Steel	50	—	0	
	50	—	0	

第13表 5052, 5083 の弾性限 (kg/mm²)

	F 材	O 材 (F 材後 O)
5052	7.3	4.8
5083	20.7	11.6

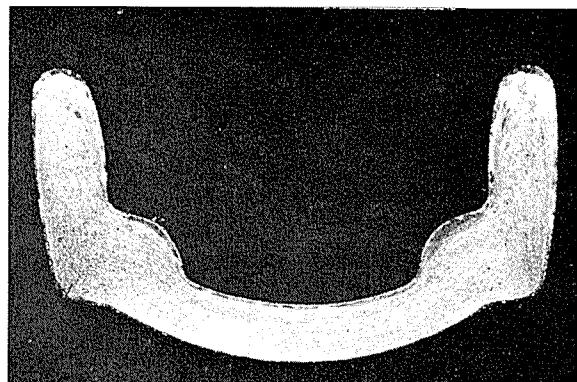


写真6 スイス製 5083 系合金形材リム断面

6・4 板曲げリム

この方式は圧延された板を一定幅のコイルに巻き、ロールフォーミングによって BE, あるいは WO 形に成形し、フラッシュバット溶接によつてフープとするものである (写真7)。

今までのところ、5083-O, あるいは 1/4H 材にて製作されているが、強度、溶接性から考えて最適であろう。ただしこの仕様と成形後の強度の関連については、フープのねじれ、および溶接状態にも関係すると思われ、なお試験が必要であろう。さらに溶接による強度低下が起因しているものであれば Al-Zn-Mg 合金を用いての実験を試みねばなるまい。

価格もかね合せて考えた場合、板曲げリムは前述の管および形材からのリム製作方式に比べて有利であり、断面形状その他の検討も含めて、強度を一層増加させるこ

とが残された課題である。なお、いずれの場合も使用材質が耐食アルミニウム合金であるところから、表面処理はバフ研磨のみにて使用されているのが現状である。

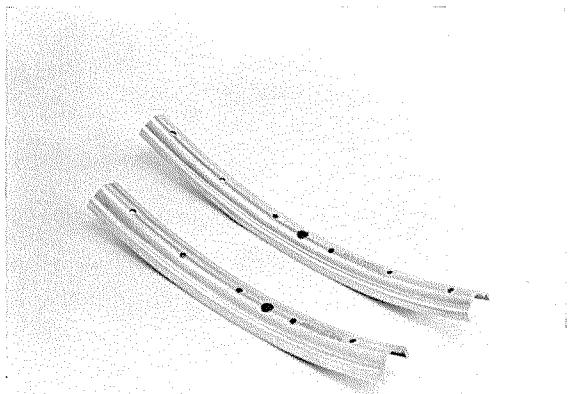


写真7 新家工業(株)製リム (当社5083板使用)

7. ドロヨケ

ドロヨケにおけるアルミニウム合金の使用もまた適している。強度もそれほど必要とせず、バフのみでも充分美しく都合の良いものである(写真8)。

使用材料としては第14表のごとく、純アルミニウムあるいはAl-Mg系合金が使用されている。最近は光沢良好との理由から当社呼称157Sなどの光輝合金も利用されてきた。

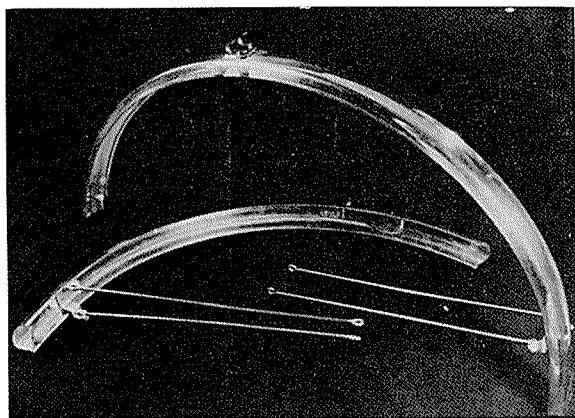


写真8 英国製5052系ドロヨケ

なお、肉厚の標準は大体次のごとくである。

純アルミニウム 1 mm

Mg 1.5%程度 0.8~0.9mm

Mg 2.5%程度 0.7~0.8mm

チェーンケースもドロヨケと同じようなものであるが、この場合はドロヨケの1~2割肉厚を増すのが普通のようである。

また表面処理は、現在のところバフあるいは化学研磨後硫酸アルマイト仕上がりがほとんどであるが、研磨のみにても耐食性はもちろん、光沢が増し十分使用に耐え得るものである。

第14表 ドロヨケ素材使用材質

A. A 呼称 あるいは 住友材質マーク	素材 形状	質別	機械的性質			備考
			引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸長率, %	
1100	板	O	9.1	3.5	35	フランス
		H14	12.3	11.2	9	日本
5052	板	H14	25.7	23.5	6	フランス
		H34	24.7	20.1	8	日本
5083	板	O	32.2	16.5	21	フランス
		H34	36.0	29.0	11	日本
157S	板	H24	17.0	12.0	18	日本

8. ブレーキ

8.1 使用材質および機械的性質

ブレーキおよびブレーキレバーのアルミニウム合金使用度は非常に高く、わが国でもほとんど輸入品のアルミニウム合金が使用されている。そのうち最も著名なものは

スイス : Weinmann (写真9)

イタリア : Universal

フランス : Mafac (写真10)

の3社であり、現在わが国に多く入ってきているものは、いずれもWeinmann社製である。Mafacはこのうちでも

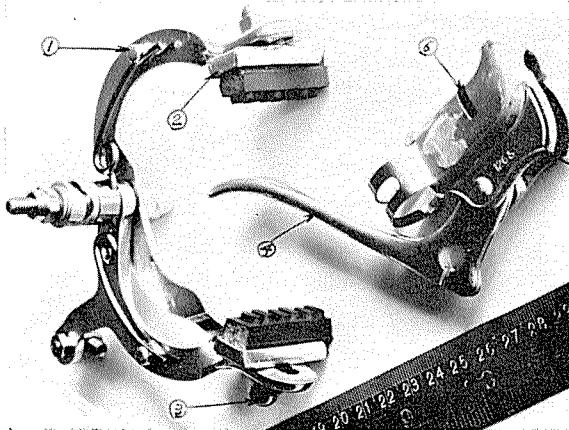


写真9 Weinmann製ブレーキとハンドル



写真10 Mafac 製ブレーキ外観

高級品といわれて価格も高い。材質的には Weinmann は 51S 系で押出異形棒の鍛造, Mafac は 56S 系押出棒の鍛造品である。この他、やはり鍛造品にてイギリスでは RR56 が使用されている。

以上のような外国製品も参考にしての使用材質を第15表に示す。ここで素材形状の相違は、後工程の型抜き時の歩留りに影響し、価格にも関連することであり、製品形状を十分考慮しての選定が肝要である。

第15表 ブレーキ素材使用材質

A.A 呼称	素材形状	質別	機械的性質			素材としての質別
			引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸び, %	
5056	棒	鍛造	44.3	41.5	10	F, O
5083	板	鍛造	45.8	41.4	5	R.O
6151	棒	T 6	33.7	30.2	17	F

注 5056, 5083 の機械的性質は展伸材 H の値。

8・2 応力計算

キャリパー ブレーキの各断面にかかる応力計算結果の概略をつぎに述べる。⁵⁾

計算対象のブレーキ寸法形状および計算断面位置を第15, 16図に示す。まず制動時のタイヤ接地点におけるブレーキ力は、制動試験結果より 47.2kg とし、リムとブレーキの摩擦力を 0.5 と仮定すると、

ブレーキゴム 1 ケ当りのブレーキ力 P

このためにゴムに与える押圧力 Q

Q を発生する為のブレーキ作動力 R

各断面における X, Y, Z 軸のまわりのモーメントから応力 σ_{max} が定まる。この値を第16表、第17表に示す。

よって最大応力発生場所は、

C アーム：中央接合部より 45° の場所で 31.1kg/mm²

Y アーム：Y型のつけ根部にて 30.1kg/mm²

であることから、耐力 32kg/mm² 以上の材料を使用すれば、永久変形をうけずに使用可能なわけである。

なお、ブレーキの表面処理は外国製、国産品にかかわらずバフ研磨のみのようである。

第16表 C アーム各断面応力

断面	σ_{max} , kg/mm ²
1	16.2
2	27.7
3	31.1
4	25.3
5	16.9
6	11.6
7	8.1

第17表 Y アーム各断面応力

断面	σ_{max} , kg/mm ²
1	13.6
2	30.4
3	10.1
4	14.1

またこのほか亜鉛ダイカストによるブレーキが最近出始めて試験も行われ、強度も十分強いとのことであるが、比重が大きい (6.64) ことと、価格が高いのが難点といわれている。

9. ギヤおよびギヤクラランク

9・1 使用材質および機械的性質

ギヤとギヤクラランクについては、フレームと共に剛性の点で注意を要する部分である。したがってわが国ならびに外国においても第18表に示すように高力アルミニウム合金を使用している。

第18表 ギヤおよびギヤクラランクの使用材質

ギヤ

合 金	素 材 形 状	質 別	機械的性質			備 考
			引張強さ, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	伸 長, %	
2014	板	T 4	43.6	28.4	20	フランス 日本
		T 6	49.2	42.2	13	
2017	板	T 4	43.6	28.1	22	日本
7076	板	T 6	57.7	50.6	11	イギリス

ギヤクラランク

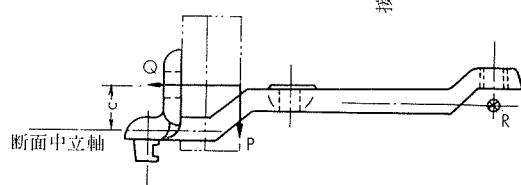
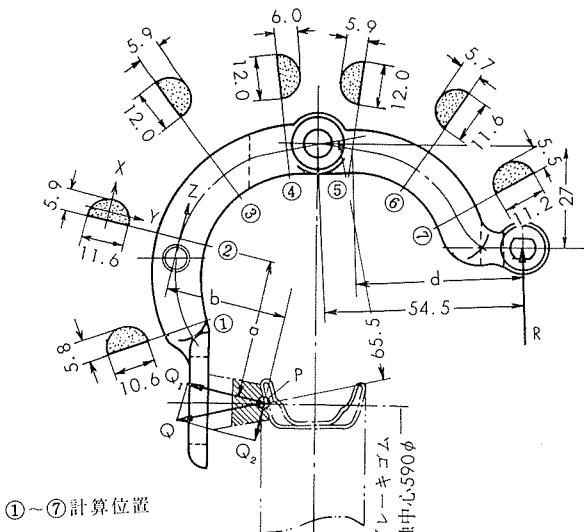
合 金	素 材 形 状	質 別	機械的性質			備 考
			引張強さ, kg/mm ²	耐 力, kg/mm ²	伸 長, %	
2014	棒	T 6	49.7	42.2	13	日本
2017	棒	T 4	43.6	28.1	22	日本

9・2 荷重試験

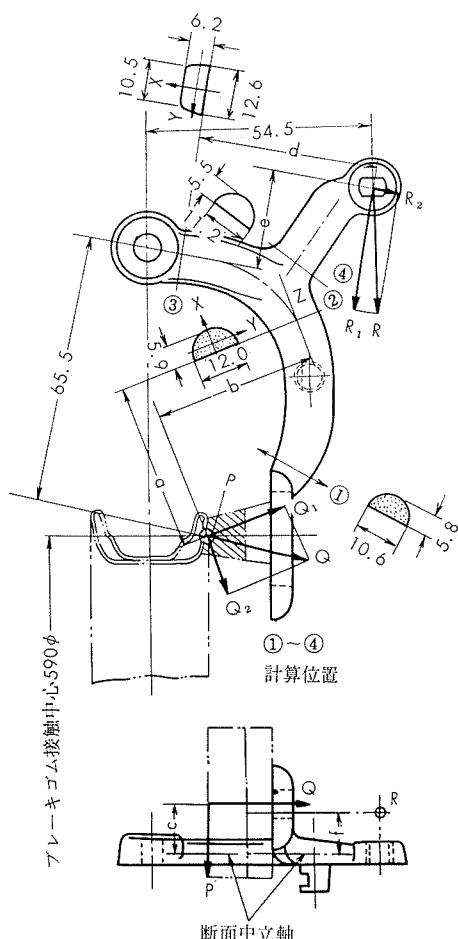
ギヤとギヤクラランクそれ自身の強度も必要であるが、それと同様に両者の接合方法も重要である。走行中にゆるみがこないことが必要だからである。

接合方法の一つにはフランスの Strong light で用いているギヤクラランクを四角なテープとし、ギヤにもテープのついた四角な穴をあけ両者をはめ合わせてボルトで締める方法、またイギリスの Lytaloy ではコッタピンでギヤをギヤクラランクに固定する方法をとっており、後者が最も一般的なものである。²⁾

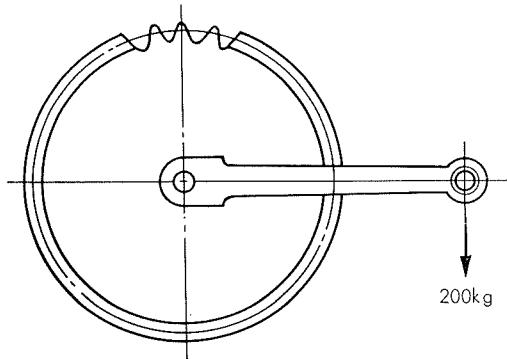
JIS 規格においても第17図のごとく右クラランクを水平にして大ギヤと固定し、ペダル軸穴の中心に垂直荷重 200kg



第15図 Cアーム形状寸法



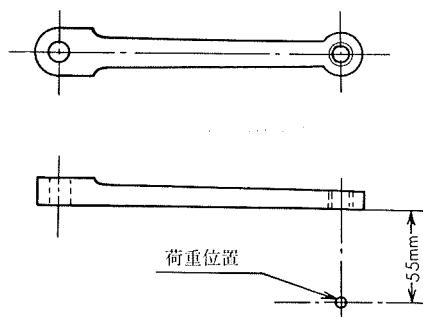
第16図 Yアーム形状寸法



第17図 ギヤクランク JIS 荷重試験

を静かに加え 30sec 間放置したとき、カシメ部分にユルミが生じないことと規定 (JIS D 9415) している。

このほか JIS の強度試験はギヤクランクについて次のように定めている。すなわち、左クランクを軸穴で固定し、試験用ペダル軸を組立て、第18図の位置に垂直荷重 150kg を静かに加え、30sec 間放置し、荷重を除いたとき荷重部分の永久ヒズミが 2 mm を越えないものとする。



第18図 ギヤクランク JIS 荷重試験

この試験例として、最近自転車技術研究所において、

ヒドロ系アルミニウム合金鋳物 JIS 7種 AC7B

シリルミン系アルミニウム合金鋳物 JIS 4種 AC4C

を用いて行った結果がある。この結果によれば、第19表のように従来の鋼製のものと比べて、荷重時のタワミおよび永久ヒズミ共大きいが、JIS 規定の 2 mm には合格している。したがってこれらよりも耐力の高い高力アルミニウム

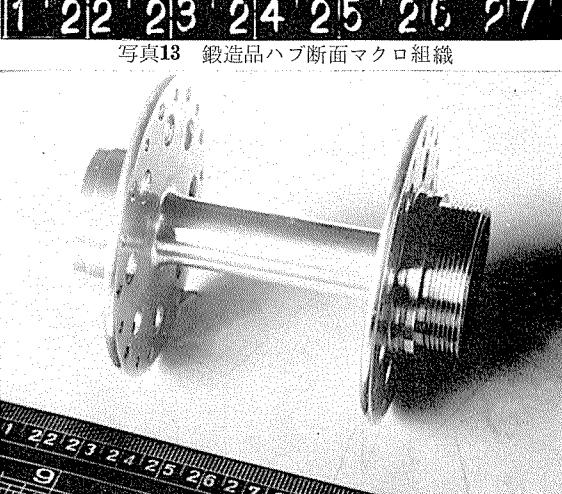
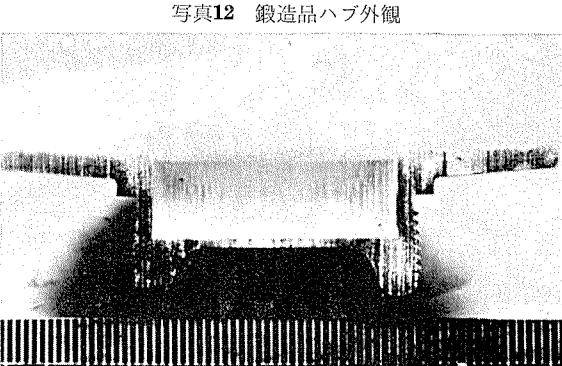
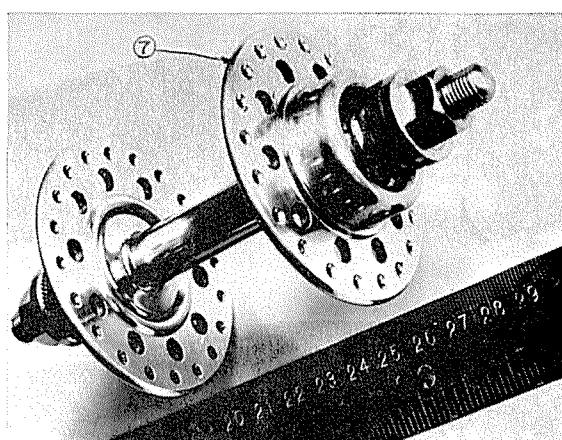
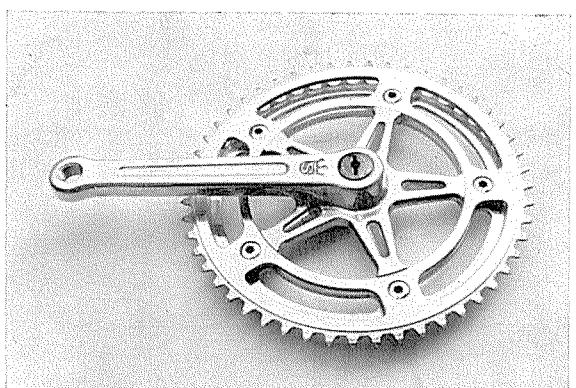
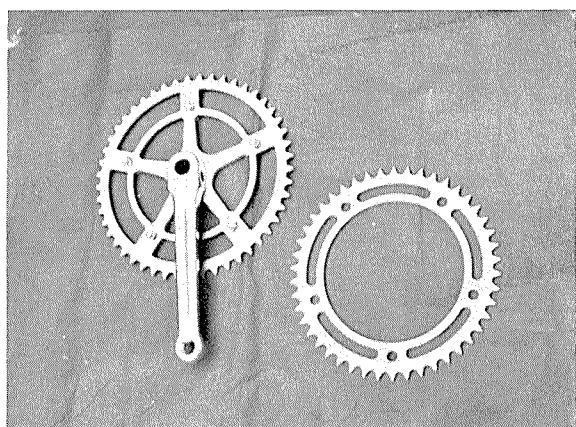
第19表 ギヤクランク荷重試験結果

	150kg 荷重時タワミ, mm	永久ヒズミ, mm
AC7C	5.55	8.90
AC4C	8.35	7.65
Steel	6.30	6.40
	1540	1.45

合金の鍛造品を用いれば JIS 規格に合格することは明白である。ギヤクランクに関しては、むしろ強度的には高力合金より低くても安価な材料の選定が問題といえる。

なおギヤおよびギヤクランクの表面処理はバフあるいは化学研磨後アルマイト仕上が実施されている。

写真11に当社素材使用のギヤとギヤクランクを示す。



10. ハブ

10.1 使用材質および機械的性質

現在、ハブとしてわが国および外国においてアルミニウム合金にて製作されているものを大別すると、鍛造品と鋳物に分けられる。具体的には第20表のごときものである。

鍛造品および鋳物製ハブにつき写真12, 14にその外観を、写真13, 15にその断面マクロ組織をそれぞれ示す。

鍛造品は押出材を成型した2017系合金にて国産品、鋳物製は金型鋳物と思われる AC1A 系統のものでフランスのノルマンディー社製

である。両者とも表面はバフあるいは化学研磨のみで光沢を出したものであり、その他当社での確性試験によると外

第20表 ハブ素材使用材質

A.A呼称 あるいは JIS呼称	素材 形状	質別	機械的性質				備考
			引張強さ, kg/mm ²	耐力, kg/mm ²	伸び,%	カタサ, HB	
2017	棒	T 4	43.6	28.1	22	105	日本
2014	棒	T 4	43.6	28.4	20	105	日本
		T 6	49.2	42.2	13	134	
AC1A	鋳物	T 6	≥28	—	≥3	80	フランス
AC7B	鋳物	T 4	≥30	—	≥12	75	フランス 日本

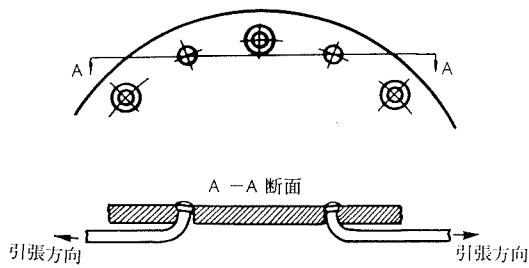
注 AC1A, AC7B の引張強さ, 伸びは JIS 規格, カタサは標準値。

国品はいずれも陽極酸化処理を施したもののがなく、恐らく大部分がバフ研磨あるいは化学研磨のみであろうと推定される。

10・2 荷重試験

ハブの強度を考える上において、一番重要なことは、スパークによる引張応力がかかることである。⁶⁾

この点に関する実験結果の一例を示す。すなわちフランス製鍛造前ハブ、AC 7B 試作ハブおよびAC 7A テストビースの3種に #15 スパークを取付け、引張試験を行ったものである。第19図にそのスパーク位置と引張方向を、また第21表にそのテスト結果を示す。



第19図 前ハブ体の引張試験（スパーク位置と引張方向）

第21表 前ハブ体の引張試験結果

試料名	スパーク	最大荷重、kg	破断箇所	スパーク穴の変形（外観検査）
フランス製ハブ	#15 スパーク	247	スパーク	あたりのつく程度のきず
AC7B 試作ハブ	#15 スパーク	267	スパーク	あたりのつく程度のきず
AC7A テストビース	#15 スパーク	230	母材	スパーク穴部から破損

これによれば AC 7B と鍛造品は充分な強度をもつが、AC 7A は弱いようである。（ただし、これはスパーク穴部とフランジ外周との間隔により結果が変わることもあるが一応相対的な目安になる）。すなわち、前記2種はスパーク穴部より切断し、AC 7A のみがスパークより弱い強度を有する。以上から考慮すると AC 7B 以上の強度を有するものなら充分ハブとして使用可能なわけである。

11. 結 言

以上自転車部品におけるアルミニウム合金使用の現状を各部品の強度面を中心に述べたが、適切な材質仕様、表面処理の選択により現在でもすでに十分使用に耐え得るアルミニウム合金部品が実用化されている。さらに今後各部品メーカーと協同して積極的にアルミニウム合金の使用に取組むことがより一層のアルミニウム部品使用率増加をもたらすものと信ずる。

最後に本資料作成に当り貴重な資料を提供して戴いた自転車技術研究所主任研究員久保尚美氏はじめ研究所の方々ならびに関係各位に感謝の意を表するものである。

文 献

- 1) 自転車産業振興協会：グラフで見る日本の自転車産業(1965)
- 2) 鳥山：自転車生産技術、14(1955)
- 3) Light Metals, April (1950), 175
- 4) 例えば、服部(進)：自転車生産技術、95(1962), 1
- 5) 服部(四)：自転車生産技術報告書、7(1965), 9
- 6) 久保、浜崎、稻田：自転車生産技術報告書、7(1965), 15

Al-Zn-Mg 系合金の低温特性について

田 中 英 司

住友軽金属工業株式会社

Al-Zn-Mg 系合金の低温特性について

田 中 英 司 *

1. はじめに

近年、溶接部の強度が高く、しかも溶接性のすぐれた構造用アルミニウム合金として、Al-Zn-Mg 系合金が脚光を浴び、その諸性質が次第に明らかにされるとともに多くの実用合金が発表され、かなり広く使用されるようになつた。また、本系合金は低温工業用構造材としての使用も期待されるが、T6 处理材の場合低温で伸びが減少し、Tear test^{1)~4)}においてき裂が急速に伝播することが知られており、より詳細な検討が必要とされている。

本資料は Al-Zn-Mg 系合金押出材について引張試験、シャルピー衝撃試験および Tear test を行ない、低温における機械的諸性質を調べた結果をまとめたものである。

2. 供 試 材

供試材は Zn 量が約 4.3% で、Mg 量が 0.4~1.9% の範囲

にある 3種の Al-Zn-Mg 系合金 ZG43, ZG44 および ZG144 の 6×100mm 押出板および 20mm ϕ 押出棒を用いた。その化学成分を第 1 表に、また熱処理条件および常温における引張性質を第 2 表にそれぞれ示す。

3. 試験方法

3.1 試験温度

試験は 20°C (常温)、-75°C (エチルアルコールとドライアイスの混合液) および -196°C (液体窒素) の 3 温度とした。

-75°C はエチルアルコールに加えたドライアイスの激しい昇華がおこらなくなる時、また -196°C は試験片を液体窒素に浸漬後約 3min で試験温度に達することをそれぞれ予備試験によりたしかめ、個々の試験においては温度測定を行なわなかった。

第 1 表 供試材の化学成分

試 材		化 学 成 分 , %							
		Zn	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Cr	Al
ZG 43	押出板 6mm×100mm	4.57	1.69	0.28	0.05	0.23	0.07	<0.01	0.01
	押出棒 20mm ϕ	4.55	1.88	0.32	0.01	0.09	0.04	<0.01	0.02
ZG 44	押出板 6mm×100mm	4.22	1.10	<0.01	0.10	0.08	0.05	<0.01	<0.01
	押出棒 20mm ϕ	4.02	0.96	<0.01	0.08	0.05	0.03	<0.01	<0.01
ZG 144	押出板 6mm×100mm	4.44	0.26	0.01	0.09	0.12	0.05	<0.01	<0.01
	押出棒 20mm ϕ	4.35	0.26	0.01	0.08	0.11	0.05	<0.01	<0.01

第 2 表 供試材の常温における引張性質

試 材	質 別	熱 処 理	耐 力, kg/mm ²	引 張 強 さ, kg/mm ²	伸 % び
ZG 43	押出板 6mm×100mm	F	押出後 1 カ月常温時効	26.0	37.8
		T6	465°C×1hr 水冷, 1週間常温時効後, 120°C×48hr	40.3	45.2
	押出棒 20mm ϕ	T4	465°C×1hr 水冷後, 1カ月常温時効	32.0	46.1
		T6	465°C×1hr 水冷後, 2週間常温時効後, 120°C×48hr	46.2	49.3
ZG 44	押出板 6mm×100mm	F	押出後 2 カ月常温時効	17.4	29.9
		T6	465°C×1hr 水冷, 1週間常温時効後, 120°C×48hr	27.1	32.9
	押出棒 20mm ϕ	F	押出後 2 カ月常温時効	15.4	28.3
		T6	465°C×1hr 水冷, 1週間常温時効後, 120°C×48hr	26.7	31.7
ZG 144	押出板 6mm×100mm	F	押出後 2 カ月常温時効	9.3	17.9
	押出棒 20mm ϕ	F	押出後 2 カ月常温時効	8.7	18.2

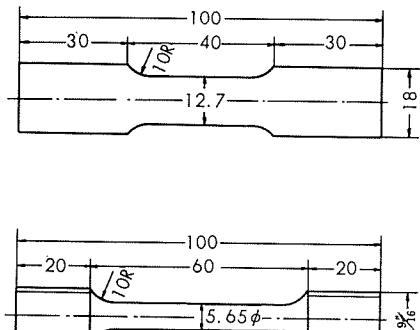
* 研究部

3・2 試験装置

冷却槽は2重構造とし、外槽には装置全体の予冷と試験中の熱伝導防止のためドライアイスを装入し、内槽には試験片全体が完全に浸るよう冷却液を注入して試験片と取付具を同時に試験温度に冷却するものである。⁵⁾

3・3 引張試験

引張試験は第1図に示す小型試験片を用いて行ない、耐力は荷重一伸び線図を記録して測定した。



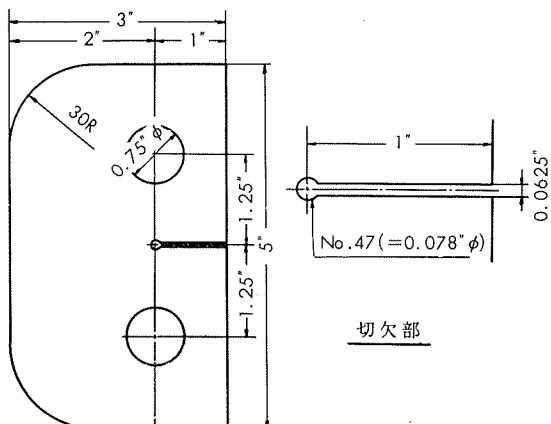
第1図 引張試験片の形状

3・4 シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は押出棒についてのみ行ない、試験片はJIS Z 2202 3号(Uノッチ)および4号(Vノッチ)試験片を用いた。低温ではあらかじめ試験温度に10min以上浸漬した試験片を取出して試験した。試験片を取出して試験を完了するまでの時間は6sec以内である。

3・5 Tear test

Tear test試験片の形状は第2図に示す。これは米国の



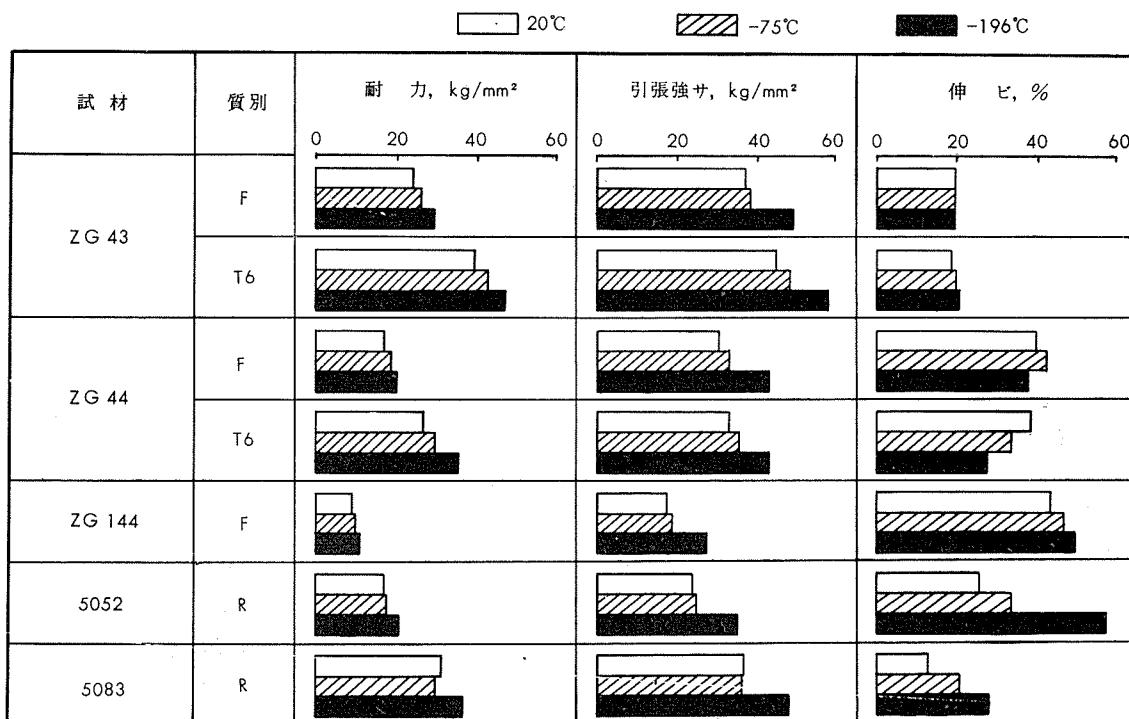
第2図 Tear test 試験片の形状

Navy tear testに採用されているもので、0.75"孔にそれぞれピンを挿入し、取付具を介して引張荷重を加えるものである。荷重と伸びの関係を記録し、き裂は最高荷重に達した時発生するものと仮定してき裂発生エネルギー(き裂が発生するまでに要するエネルギー) W_1 およびき裂伝播エネルギー(き裂が伝播するのに要するエネルギー) W_2 を荷重一伸び線図より求め、引張機構の伸びによるみかけのエネルギーとピン孔の永久変形に費されるエネルギーに対しそぞれ補正を行なった。

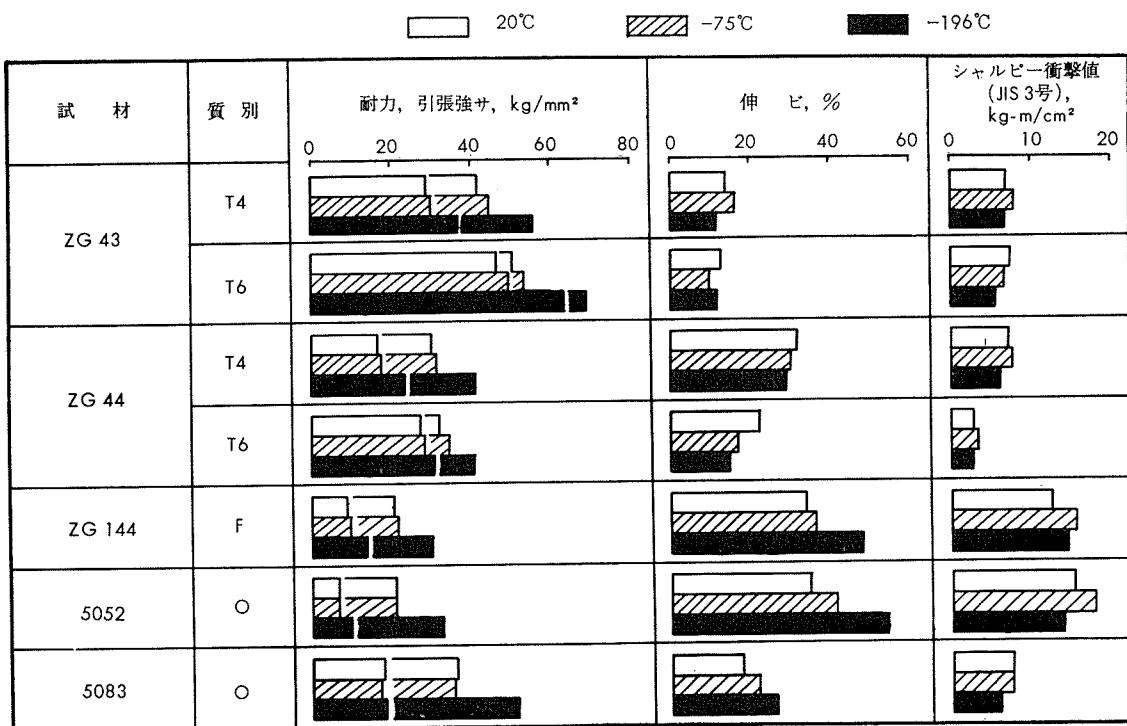
4. 試験結果

4・1 引張試験の結果

押出板の引張試験の結果を第3図に、また押出棒の結果を第4図にそれぞれ示す。参考までにAl-Mg系合金5052および5083の引張性質を併記した。



第3図 押出板の低温における引張性質



第4図 押出棒の低温における引張性質とシャルピー衝撃値

各材質とも温度が低下すると耐力および引張強さは向上する。Mg量の少ないZG 144の伸びは低温で増加し、ZG44-T6は減少の傾向を示すがその程度はいずれも小さい。

4・2 シャルピー衝撃試験

第4図に3号試験片によるシャルピー衝撃試験の結果を併記した。

各温度とも3号試験片によるものが4号試験片より高い衝撃値を示す。低温で衝撃値の減少するものもあるが、鋼にみられるような明確な遷移温度は認められない。

なおZG144は折れ曲るのみで破断しなかった。

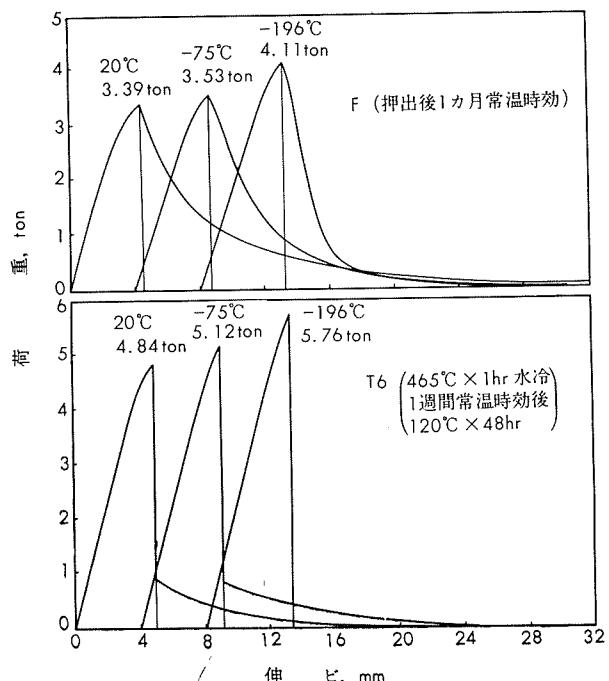
4・3 Tear test の結果

Tear testにおける荷重一伸び線図を第5～7図に、また試験の結果を第3表および第8図にそれぞれ示す。

低温においてZG43およびZG44のT6処理材は最高荷重に達しき裂が発生すると、それは急激に伝播する。このような現象は圧延板のT4処理材にもみられ、T6処理材はとくに著しい。^{3), 4)}しかしながらF材およびZG144はこのようなき裂の急速な伝播は生じない。

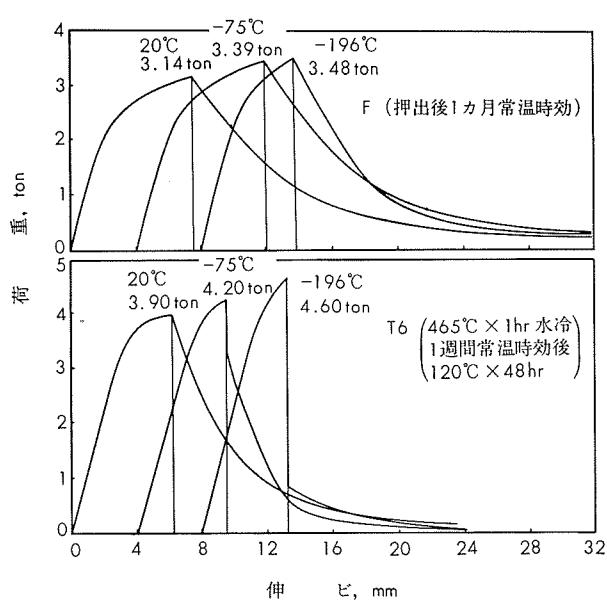
各材質とも温度が低下すると最高荷重は増加し、各温度ともT6処理材はF材より最高荷重は高く引張強度と同じ傾向を示す。

き裂発生エネルギーはF材の場合温度にあまり影響されずほぼ一定値を保つが、T6処理材は温度が低下するとわずかに減少する。一方き裂伝播エネルギーはF材、T6処理材とも低温で減少するが、T6処理材の減少は著しく、とくにZG43-T6処理材は-196°Cではほとんど零である。

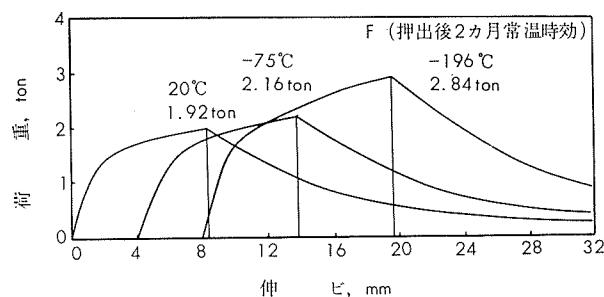


第5図 ZG43 押出板のTear testにおける荷重一伸び線図

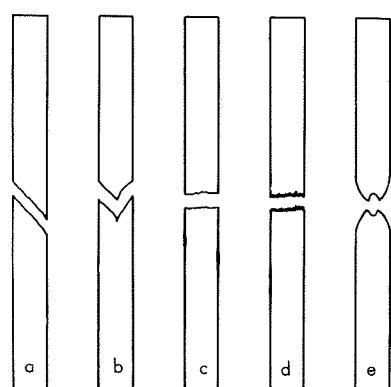
破面の形状は第9図に示すように大体5種類に分類することができる。すなわち、aおよびbはセン断破面、cは鋸物状破面、dは層状破面、eは局部収縮の生ずる破面であり、a～dはいずれも破断部に著しい局部収縮はおこらない。層状破面dはアルミニウム合金の低温において生ずる特異な破面で、ZG43にもみられるがAl-Mg系合金ほど顕著ではない。破面の例を写真1に示す。



第6図 ZG44 押出板の Tear test における荷重一伸び線図



第7図 ZG144 押出板の Tear test における荷重一伸び線図



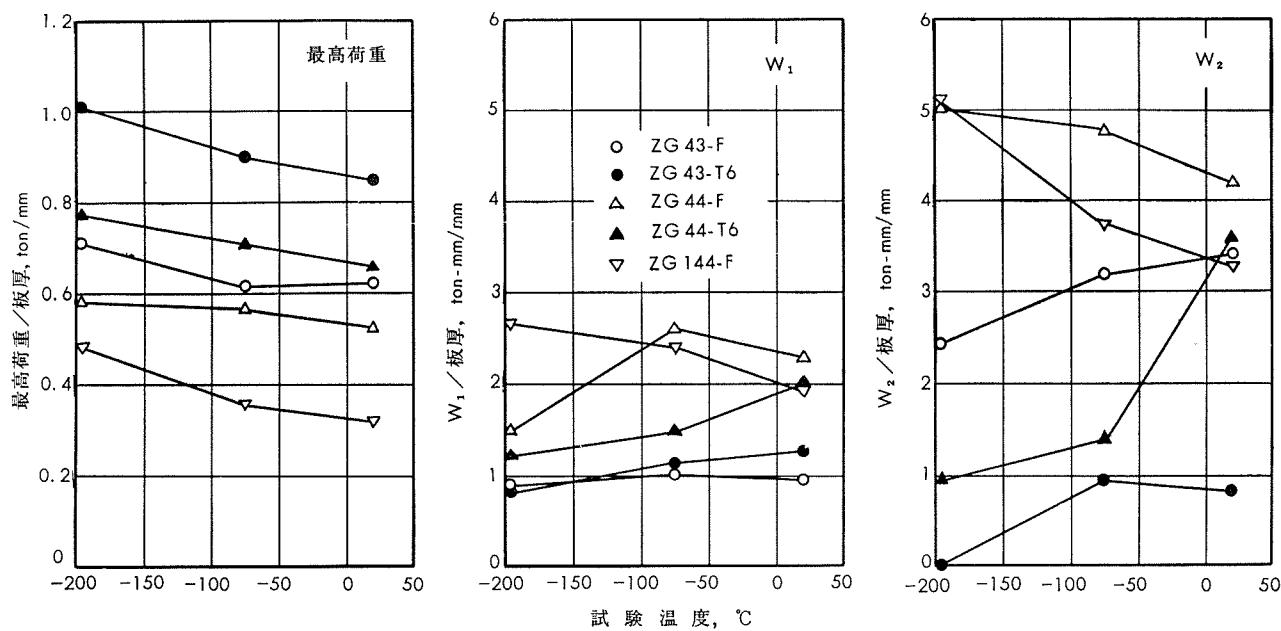
第9図 Tear test 試験片の破面形状

4・4 Mg 量の影響

T6 处理材は低温において Tear の性質が著しく劣化するため構造材として低温で使用する場合は F 材の方が望ましいと考えられる。そこで常温および -196°C における F 材の試験結果を Mg 量との関係において図示したものが第 10 図である。

Mg 量が増すと耐力および引張強さはほぼ直線的に増加し、伸びは減少する。Tear test における最高荷重は引張強度と同様各温度とも Mg 量の増加に伴いほぼ直線的に増加する。き裂発生エネルギーおよびき裂伝播エネルギーは、 -196°C の場合 Mg 量が増すと減少し、しかも常温における値より小さくなる。

Tear に対する性質をみる上で最も重要視されるき裂伝播エネルギーは Mg 量が小さいと低温で増加し、Mg 量が多いものは減少することから、 -196°C において少なくとも常温と同程度の性質を示す Mg 量があり、それは 1.4% 程度と考えられる。



第8図 Tear test の結果

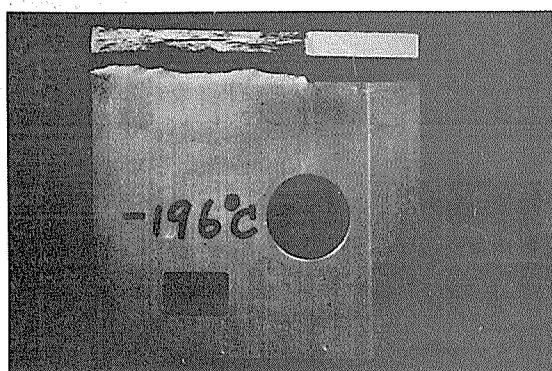
第3表 Tear test の結果

試材	質別	熱処理	試験 温度 °C	最荷 重 ton	W ₁ ⁽¹⁾ , ton·mm		W ₂ ⁽²⁾ , ton·mm		W ₁ +W ₂ , ton·mm		$\frac{W_2}{W_1+W_2}$ (補正値), %	破面 ⁽³⁾ 形状	
					測定値	補正値	測定値	補正値	測定値	補正値			
ZG 43	F	押出後 1カ月常温時効	20	3.39	9.18	5.39	17.43	20.53	26.61	25.92	79.3	a	
			-75	3.53	9.98	5.80	14.89	18.21	24.87	24.01	75.9	a, b	
			-196	4.11	11.37	4.79	8.23	12.71	19.60	17.50	72.6	d	
	T6	465°C×1hr 水冷 1週間常温時効後 120°C×48hr	20	4.84	13.97	7.00	4.47	4.72	18.41	11.72	40.3	a, b	
			-75	5.12	14.48	6.41	5.15	5.35	19.63	11.76	45.5	a, b	
			-196	5.76	16.41	4.73	0	0	16.41	4.73	0	b, d	
ZG 44	F	押出後 2カ月常温時効	20	3.14	17.77	14.37	22.83	25.50	40.60	39.87	63.9	a, b	
			-75	3.39	19.68	15.45	25.71	28.80	45.39	44.25	65.1	a, b	
			-196	3.48	13.65	9.10	21.29	24.52	34.94	33.62	72.9	a, b	
	T6	465°C×1hr 水冷 1週間常温時効後 120°C×48hr	20	3.90	16.85	12.16	17.39	21.44	34.24	33.60	63.8	a, b	
ZG 144	F	押出後 2カ月常温時効	-75	4.20	14.56	8.88	8.11	8.81	22.67	17.69	49.8	a, b	
			-196	4.60	15.04	7.66	3.95	4.05	18.99	11.71	34.6	c	
	ZG 144	F	押出後 2カ月常温時効	20	1.92	12.80	11.23	18.67	19.69	31.47	30.92	63.7	e
			-75	2.16	16.47	14.19	21.07	22.35	37.54	36.54	61.2	e	
			-196	2.84	22.78	15.93	28.75	30.95	51.53	46.88	66.0	e	

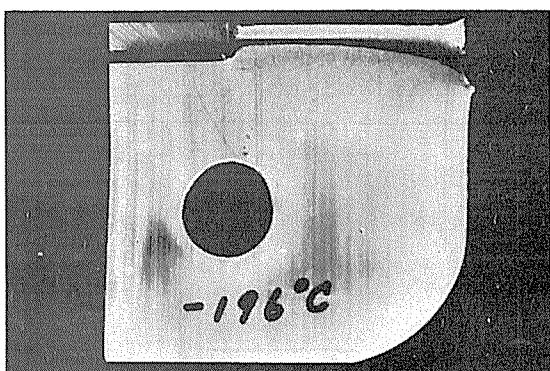
(1) き裂発生エネルギー。

(2) き裂伝播エネルギー。

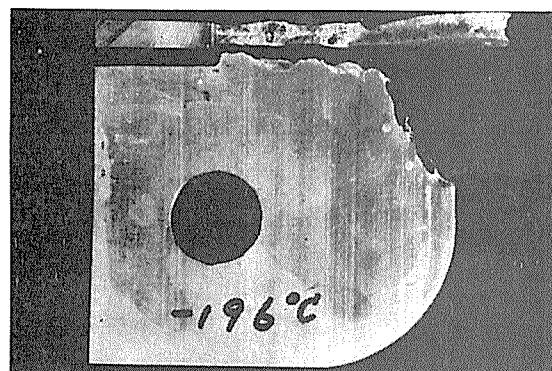
(3) 第9図参照。



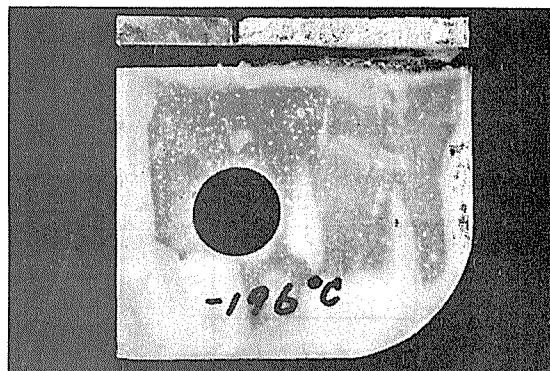
(A) ZG43-F



(B) ZG144-F

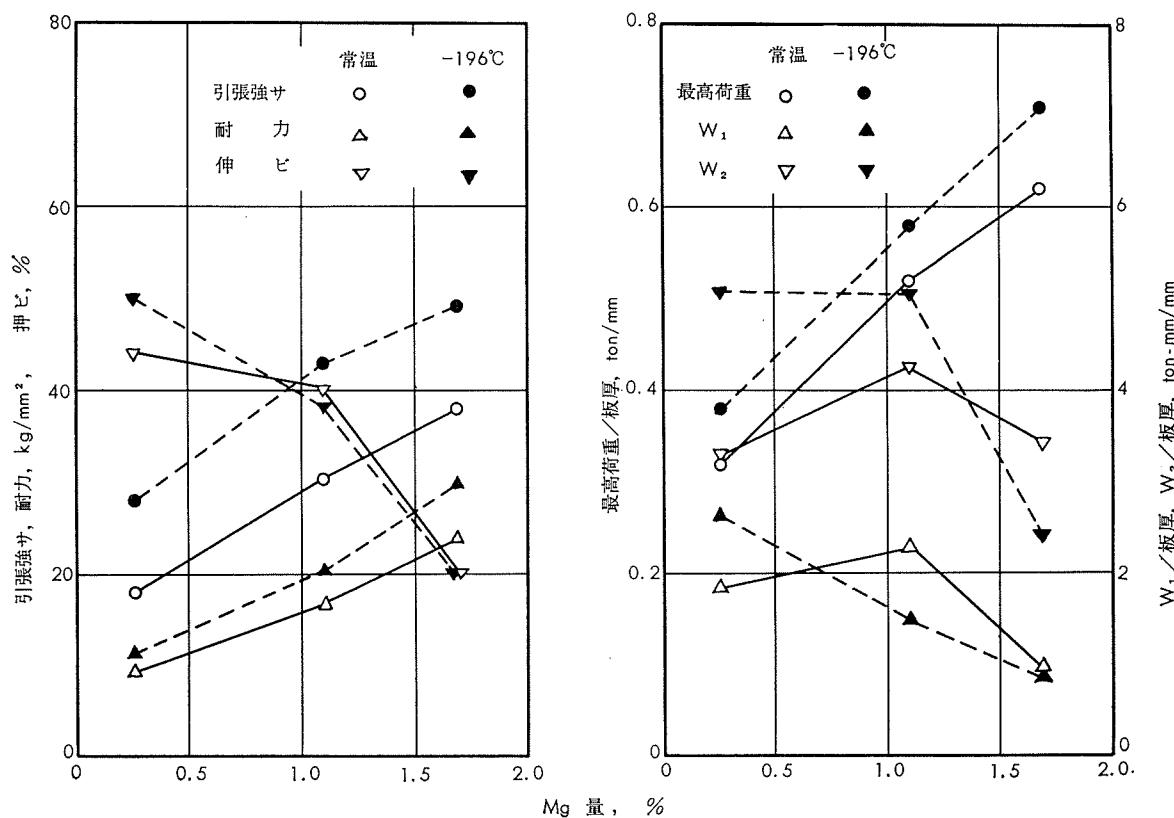


(C) ZG44-F



(D) ZG44-T6

写真1 Tear test 試験片の破面



第10図 F材のMg量と機械的性質の関係

5. 結　　び

Zn量がほぼ等しく、Mg量の異なる3種のAl-Zn-Mg系合金について低温における引張試験、シャルピー衝撃試験およびTear testを行ない、つきの結果を得た。

1) 低温で耐力および引張強さは向上する。伸びはMg量の少ないものは低温で増加するが、Mg量の多いものには低温で減少する傾向を示すものがある。

2) 耐力および引張強さは常温、低温ともMg量が増すとほぼ直線的に増加し、伸びは減少する。

3) 各材質とも低温におけるシャルピー衝撃値の急激な低下は認められない。

4) T6処理材は低温でTearの性質が著しく劣化し、とくにZG43-T6処理材の-196°Cにおけるき裂伝播エネルギーはほとんど零となる。

5) F材もMg量が多いと低温におけるTearの性質はやや劣化するが、Mg量が少ないと引張強度が低くなることを考慮し、低温において少なくとも常温と同程度のTearの性質を示すMg量としては1.4%程度が適當であろう。

文　　献

- 1) Light Metal Age, 23-1~2(1965-2), 14
- 2) P. Vachet : Revue de L'Aluminium, 41-326 (1964-12), 1283
- 3) 竹内, 田中 : 本誌, 6-3 (1965-7), 209
- 4) 寺井, 竹内, 田中, 馬場 : 本誌, 7-2 (1966-4), 114
- 5) 田中 : 本誌, 5-2 (1964-4), 151

R77

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPOPTS Vol. 7 No. 4 October 1966

アルミニウムおよびその合金と水との腐食について
その 2. 水温, 流速などの影響

寺 井 士 郎
田 部 善 一
萩 原 理 樹

住友軽金属工業株式会社

アルミニウムおよびその合金と水との腐食について

その2 水温、流速などの影響

寺井士郎* 田部善一** 萩原理樹**

4・2 温度の影響

水によるアルミニウムの腐食におよぼす温度のみの影響について調査された実験データはきわめて少ないが、温度と水質、温度と流速などを関連させた実験結果はしばしばみうけられる。

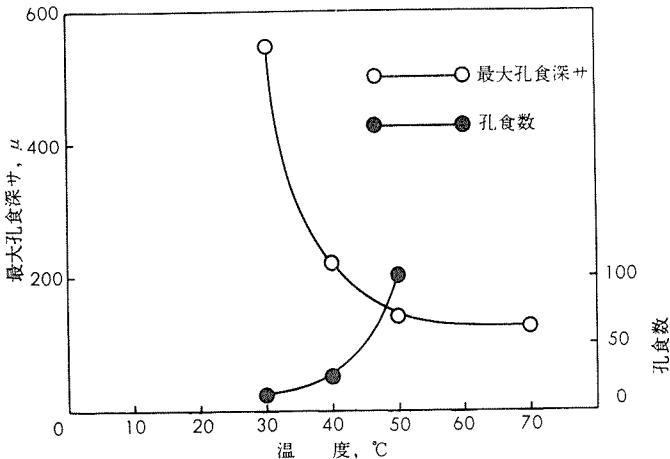
温度の影響を考える場合、100°C の上と下で分けて考える必要がある。ここでは主として100°C 以下の場合について述べることとし、高温、高圧下の問題については4・4に記した。

水によるアルミニウムの腐食におよぼす温度の影響としてはまず考えられることは、アルミニウムの腐食生成物の水に対する溶解度の温度による変化である。これはもちろん水質に依存するので単独に論ずることはできないが、R.L. Dillon³⁶⁾によれば pH 5.7~5.9 の水に対するアルミニウムの腐食生成物の溶解度の温度依存性は、80~350°C の温度範囲において次式で与えられる。

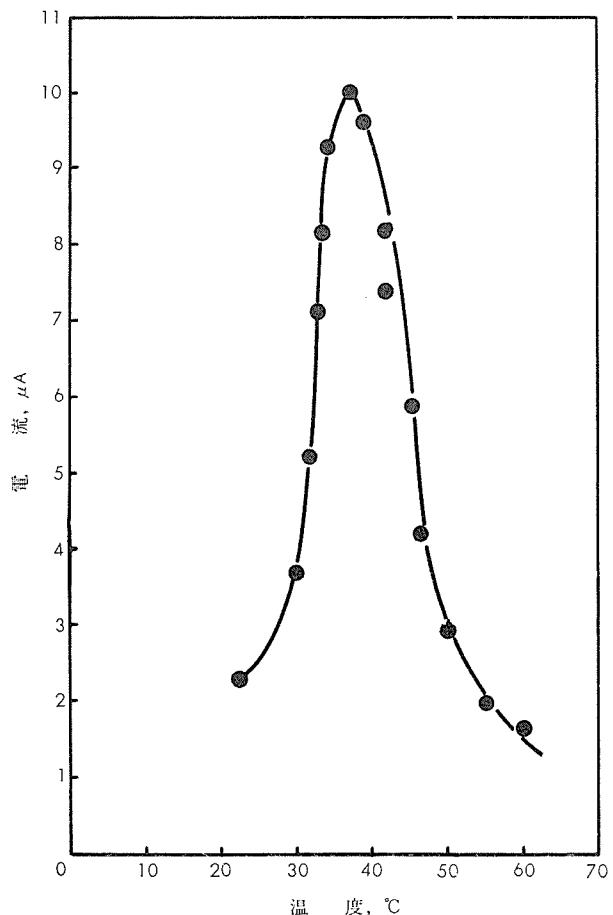
$\log C = -526/T - 5.987$ C: 溶解度 T: 絶対温度
この値は X8001 合金を用いて得られたもので、合金成分によっては多少異なるかもしれない。これによれば、溶解度は温度とともに増大する。静止水の場合、溶解速度と腐食速度が一致すると仮定できるならば温度增加とともに腐食は増すことになる。上式は 80°C 以上の温度に適用されるもので特に 100°C 以上の高温で上述のような解釈ならびに実験結果があるがこの点については4・4に述べる。³⁷⁾

低温での実験結果はあまり多くないが、Godard³⁸⁾は 2 S アルミニウムを用いて Kingston tap water による 70°C までの実験を行なった結果、温度の上昇とともに孔食確率は増すが孔食進行速度は減少すると報告している。第23図にその結果を示した。また、かれは孔食からの実際の腐食電流を測定し、第24図のような結果を得て、40°C 付近に最大電流が生ずることを示した。一方、Draley と Ruther³⁹⁾によれば、70°C から 90°C に温度を上げた場合に腐食速度は pH によって逆に変化すると述べている。すなわち、pH 7 以上では温度を上げると腐食速度は増すが、pH 4~4.5 の範囲内では逆に減少するという。この様子を第25図に示す。

水質と温度の関係を調査した実験例としては、他に、すでに述べた Rowe と Walker²⁹⁾の実験がある。かれらは炭酸塩濃度を変化させた水によるアルミニウムの腐食に対し、26°C から 71°C までの温度変化の影響を調べ、炭酸塩



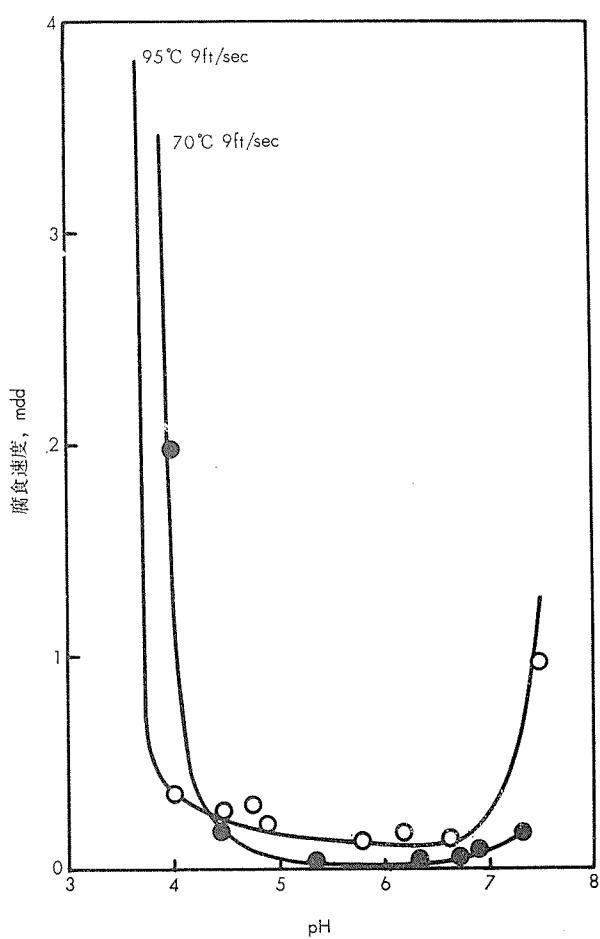
第23図 孔食におよぼす温度の影響



第24図 孔食電流におよぼす温度の影響

* 研究部 工学博士

** 研究部



第25図 腐食速度におよぼすpHの影響

濃度が0の場合、温度上昇とともに腐食は増加するが炭酸塩濃度が増すと温度を上昇させても孔食は起らず皮膜が厚くなつたと報告している。(前第13表参照)

4・3 流速の影響

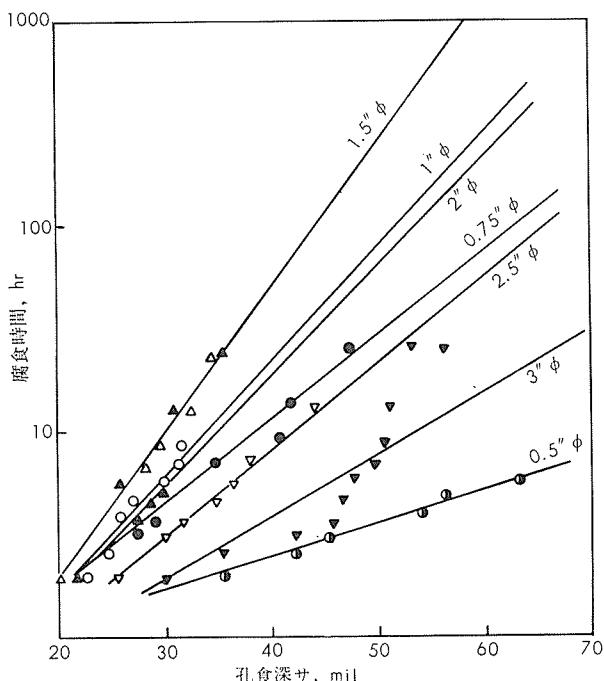
静止水中で孔食を生ずるような水でも、これをパイプで流した場合、一定の流速に達すると孔食が発生しなくなるという事実がある。

Wright と Godard が20°C 附近の温度で Kingston tap water を用いて実験したところ、流速が 8 ft/min に達すると孔食が発生しなくなったと報告している。第14表にその実験結果を示すが、流速を 1 ft/min から 10 ft/min まで変化させると最大孔食深さは速度の増加とともに減少し 4 ft/min で一旦増加するが、さらに速度が増すと再び減少し、8 ft/min で孔食は発生しなくなっている。

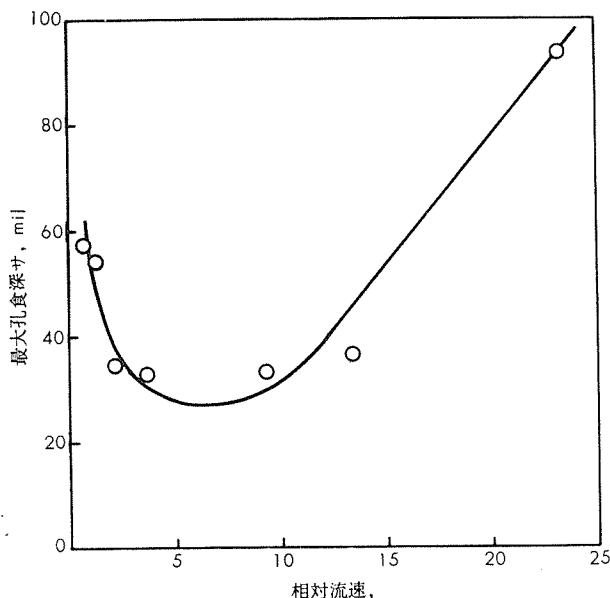
しかし、Aziz によれば流速が増すとあるところまでは孔食は減少するが、流速がさらに増すと孔食は逆に増大しはじめると。かれの実験はパイプ径を変えることによって相対的に流速を変化させたものであるが、パイプ径 1" と 1½" の間で傾向が逆転するようでこの様子を第26図に示す。最大孔食深さとパイプの長手方向の相対速度との関係をみると(第27図参照)このことは一層はつきりする。さらに一定深さの孔食の生ずるまでの時間と流速との

第14表 Kingston 水道水による流速と孔食との関係

流速, ft/min	孔 食 敷			最大孔食深さ, μ		
	平均値	最大値	最小値	平均値	最大値	最小値
1	244	380	124	148	220	100
2	145	227	77	107	150	80
3	26	37	8	79	100	50
4	58	92	41	90	140	60
5	26	31	17	50	80	40
6	15	30	5	35	60	20
7	50	86	30	29	60	10
8	0	0	0	0	0	0
10	0	0	0	0	0	0

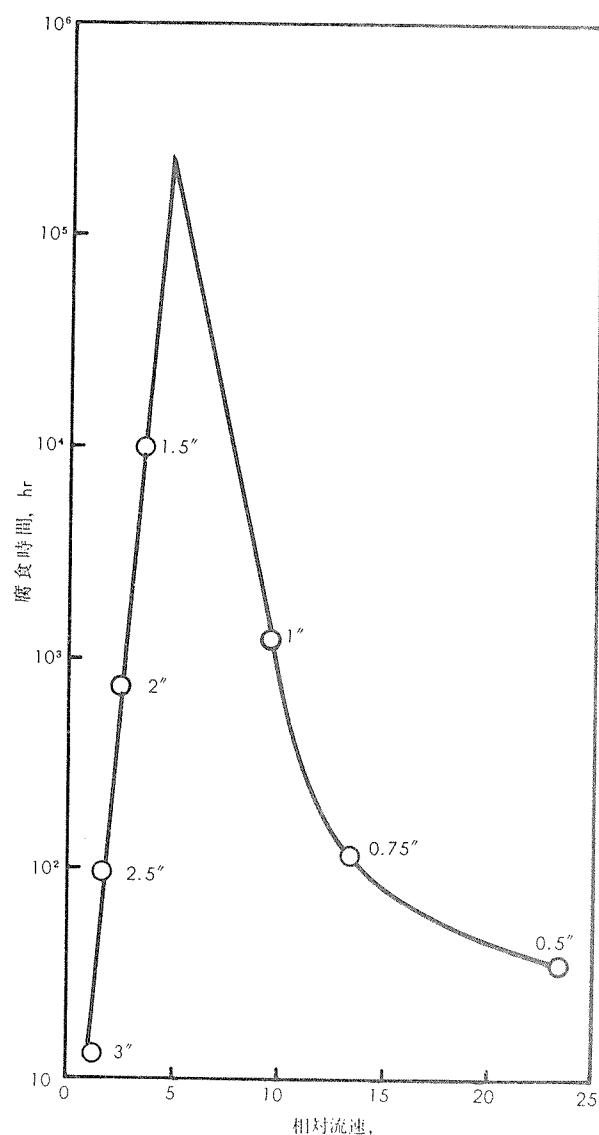


第26図 孔食深さとパイプ径の関係(第15表より)



第27図 3インチ径パイプに対する相対流速と最大孔食深さ

関係を図示すると第28図のようになる。Aziz のデータを総括して第15表に示しておく。



第28図 70mil 孔食の生ずる時間と3インチ径パイプに対する相対流速の関係

第15表 パイプ径(相対流速変化)と最大孔食深サ

	パイプ径	最大孔食深サ, mil						
		3"	2.5"	2"	1.5"	1"	0.75"	0.5"
相対速度	1	1.5	2.0	3.5	9.4	13.3	23.5	
1	0.0909	30	25	22	20	23	20	36
2	0.1818	36	29	25	21	24	27	42
3	0.2727	42	29	25	23	25	27	45
4	0.3636	47	32	27	24	25	29	46
5	0.4545	47	35	28	25	26	30	55
6	0.5454	48	37	30	25	30	30	58
7	0.6363	50	38	31	28	31	35	65
8	0.7272	51	48	31	30	32	41	76
9	0.8181	52	48	31	33	33	42	80
10	0.9090	58	54	35	34	34	46	93

流速の影響について調べた報告としては他に軽金属協会内の原子炉用軽金属小委員会がまとめた50°C~80°Cの純水に対する動水腐食の研究がある。これによれば、流速1.5m/secまでは試片の重量は増加するが、3m/secになると腐食減量を示す試片が現われ、7m/sec以上すべての試片が腐食減量を示すようになる。50°Cでの実験結果を第16表に、80°Cの結果を第17表に示す。80°Cの場合、流速が速くなるほど腐食減量は大きくなる。流速の変化とともにアルミニウム表面に残る酸化皮膜の量も変ると考えられるので、50°C、80°Cでの試片について腐食生成物を除去する脱膜処理を行ない金属アルミニウムの腐食量と付着皮膜の量を求めた。第18表に50°Cでの残留膜厚を、第29、30図に腐食量と剝離皮膜の関係を示した。アルミニウムは時間とともにほぼ直線的に減少していくが、残留膜厚は600時間以上ではあまり変化がなくなるようである。第19表にアルミニウム腐食量のうち皮膜として残る割合を百分率で示した。皮膜はbayerite ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$)であるとして計算した。流速の大なる方が皮膜中に残るアルミニウムの割合は少なく、温度の高い方がやはり少ないとわかる。

第16表 50°Cにおける流速試験結果 (mg/dm²/day)

試 料	流 速, m/sec					
	0.1 (B)	0.8 (B)	1.5 (D)	3 (A)	7 (A)	14 (A)
1YE-V	0.504	0.166	0.058	0.067	-1.000	-1.200
1YE-M	0.360	0.004	0.074	-0.408	-0.288	-0.960
1245-V	0.240	0.146	0.072	0.240	-0.768	-0.312
1245-M	0.216	0.010	0.170	0.033	-0.816	-0.120
1ZB-M	0.360	0.149	0.694	0.034	-0.720	-0.528
X 8001	--	0.146	0.089	-0.264	-0.480	-0.864

注 (A), (B), (D) は試験装置の型を示す。

第17表 70°Cにおける流速試験結果 (mg/dm²/day)

試 料	流 速, m/sec		
	3	7	14
1YE-V	-0.432	-10.32	-13.20
1YE-M	-0.360	-7.36	-10.32
1245-V	-0.600	-6.00	-16.81
1245-M	-0.576	-11.52	-9.62
1ZB-M	-0.624	-12.00	-14.41
X 8001	-0.408	-7.20	-14.41

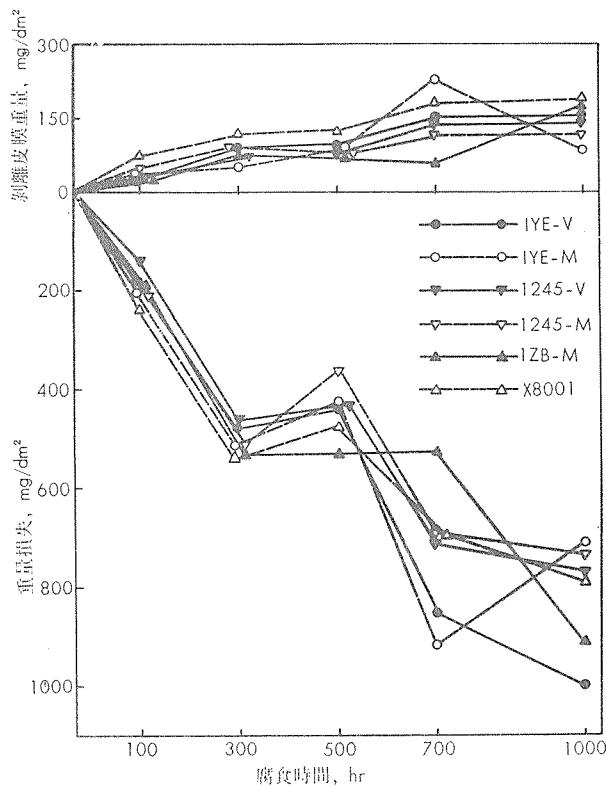
第18表 50°C 流速試験による剝離皮膜の変化

流 速	3m/sec					14m/sec
	時 間	100 hr	400 hr	600 hr	1000 hr	
1YE-V	0.16	0.50	0.87	0.95	1.33	
1YE-M	0.22	0.41	0.69	0.96	1.41	
1245-V	0.22	0.41	0.69	0.90	1.49	
1245-M	0.20	0.39	0.74	0.91	0.95	
1ZB-M	0.28	0.39	0.86	0.94	1.29	
X 8001	0.41	0.54	0.88	1.07	1.73	

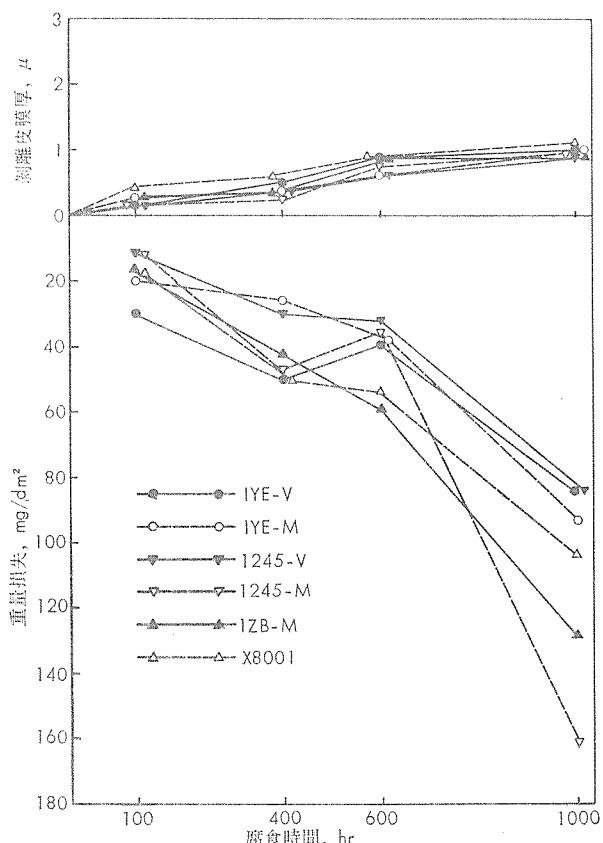
第19表 腐食量に対する皮膜中のアルミニウム量の割合(%)

試験装置	A			B	
	温度, °C	50	80	50	
流速, m/sec	7	3	7	0.1	3
IYE-V	19.5	32.7	3.01	79.0	41.5
IYE-M	15.3	32.8	3.68	81.0	39.8
1245-V	18.2	34.8	7.18	82.1	39.5
1245-M	17.7	34.7	5.63	84.7	40.0
1ZB-M	12.5	34.0	5.02	85.3	14.8
X8001	14.4	31.3	8.13	—	—

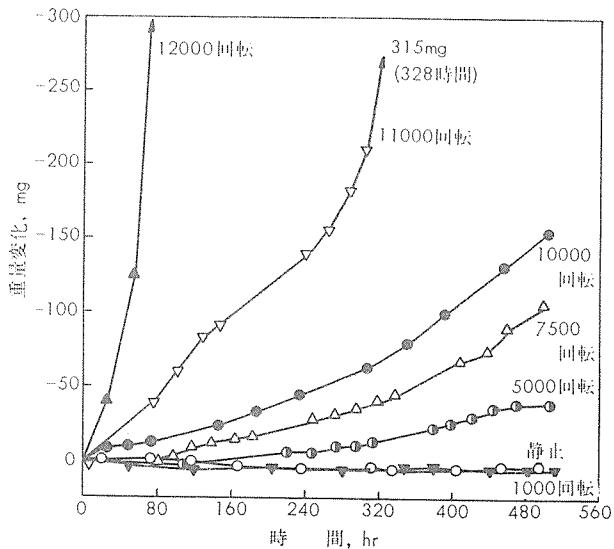
非常に高速の場合については Twiss と Guttenplan の実験がある。かれらは円盤状に成形した brazing sheet を水中にて高速で回転させて腐食の程度を調査した。使用した水は Royal Oak Michigan tap water でその分析値を第20表に示す。結果を第31図に示した。静止の場合および 1000rpm では試料の重量損失はほとんど生じないが回転数が増すにつれて試験時間に対する重量損失は著しくなる。10000rpm までは変化は緩慢であるが 10000rpm を越えると急激に変化する。円盤の外周部(相対速度の大きな部分)で孔食がはげしく生ずる。また速度が大になると腐食は erosion type になる。



第30図 80°C, 7 m/sec 試験による腐食量と剥離皮膜



第29図 50°C, 7 m/sec 試験による腐食量と剥離皮膜



第31図 試料回転数と重量変化

4・4 高温高圧下の腐食

高温高純度水中でのアルミニウムの腐食形態は 2 つに大別できる。その 1 つは皮膜の形成を伴う比較的緩慢な全面腐食であり、他の 1 つは粒界腐食を伴う急激な腐食である。この両者のおこる環境因子は一応区別できるが、場合によっては全面腐食のおこる条件で一定時間後に急に粒界腐食に転ずることがある。

水中でのアルミニウムの腐食は一般に電気化学的現象として理解されているが、高温純水中では高純アルミニウム

第20表 Royal Oak Michigan 水道水分析値

固 体 全 量	377.0 ppm
鉄	6.2 ‰
アルミニウム	0.7 ‰
シリカ (SiO_2)	18.0 ‰
硫酸 塩	0.0 ‰
塩化物	53.0 ‰
カルシウム	37.0 ‰
マグネシウム	14.0 ‰
ナトリウム	97.0 ‰
総硬 度 (CaCO_3)	202.0 ‰
総アルカリ度 (CaCO_3)	280.0 ‰
炭酸塩アルカリ度 (CaCO_3)	12.0 ‰
炭 酸 塩 (CaCO_3)	268.0 ‰
遊離炭酸ガス	4.2 ‰
pH	8.2

より Fe, Si, Cu などの多い不純な材料の方が耐食性がすぐれていることはすでに報告されており、この理由として比較的支持を得ている考え方として、アルミニウムと水の反応により生成した原子状水素の結晶粒界への侵入とそれに伴う粒界での相互の結合の結果、局部的な破壊がおこる^{43), 44)}とする仮説と、純度の高いアルミニウムの粒界が微量不純物で陰極分極して水素発生点となりそこで OH⁻ イオンが^{45), 46)}局部濃縮して粒界部のアルカリ腐食がおこるという推定がある。一方日本金属協会がまとめた実験結果によれば、高温純水中では陰極分極によって腐食が促進されることはあまりなく、他金属との接触によっても腐食は増さなかった。この理由の 1 つとして、純水中でのアルミニウムの陽極分極がきわめて高く、純水の比抵抗が大きいため接触腐食電流が小さくなるからとしている。

実際の腐食試験データとしてはかなりの文献がある。たとえば、前述の軽金属協会のまとめた 200~300°C の結果を第21, 22, 23表に示す。腐食時間が増すにつれ腐食增量は増し、温度が高いほど增加に要する時間は短くなる。

川崎、近藤および野村が種々のアルミニウム合金について実験しており、第32、33図のような結果を得ている。腐

第21表 200°C 純水中の腐食試験結果

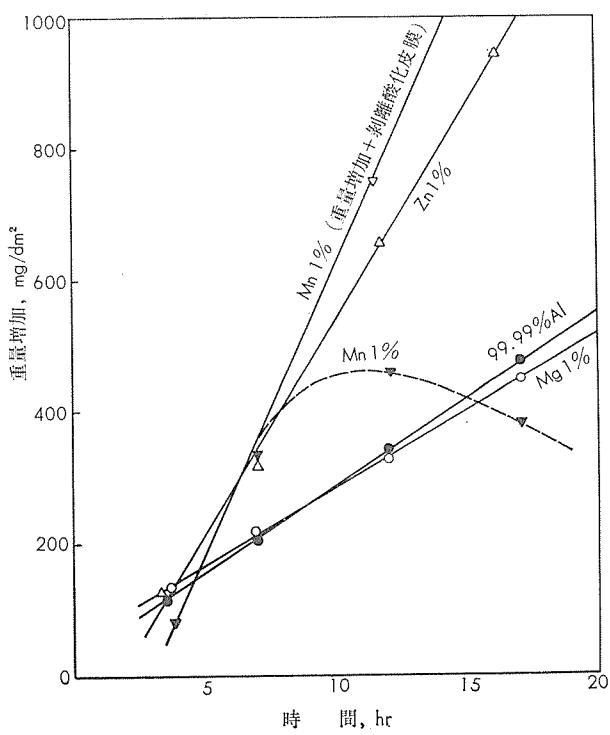
	腐食増量, mg/dm ²			
腐食時間	24 hr	48 hr	72 hr	96 hr
1YC	33.75	35.65	37.15	37.96
1YE	28.00	29.70	30.80	35.50
1YL	31.55	33.85	35.20	34.60
1YR	29.85	31.60	33.05	33.30
2YK	32.05	33.70	34.80	35.05
2YL	32.85	33.95	35.35	35.35
2YM	29.40	31.80	33.20	34.20
3YP	168.50	172.50	175.80	176.50
3YQ	27.68	26.10	27.65	27.80
3YR	25.30	26.65	27.55	27.55
X8001	29.80	31.55	32.85	33.05

第22表 250°C 純水中の腐食試験結果

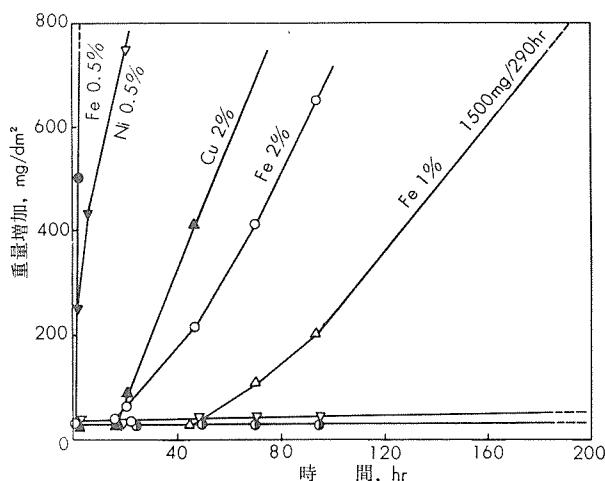
		腐食量	増量	mg/dm ²	
腐食時間		24 hr	48 hr	72 hr	96 hr
1YC		53.70	72.45	85.80	97.00
1YE		35.60	43.00	54.50	64.10
1YL		38.40	42.50	56.75	65.30
1YR		32.80	42.60	56.30	65.30
2YK		67.20	475.50	998.00	1540.00
2YL		41.15	80.80	141.00	208.50
2YM		99.00	490.50	899.00	1355.00
3YP	完全崩壊	—	—	—	—
3YQ		30.10	32.35	41.05	47.25
3YR		30.40	33.30	42.75	49.55
X8001		44.75	53.00	64.20	73.65

第23表 270°C, 300°C 純水中の腐食結果

		腐食増量, mg/dm ²			
腐食温度		270°C		300°C	
腐食時間		1 hr	2 hr	1.5 hr	0.5 hr
1Y B		69.95	97.30	崩壊	崩壊
1Y C		39.45	78.05	完全崩壊	完全崩壊
1Y E		43.45	57.85	41.50	94.70
1Y L		39.00	49.40	48.70	44.90
1Y R		35.00	42.70	41.10	44.90
2Y K		187.50	252.00	崩壊	崩壊
2Y L		42.00	200.51	〃	〃
2Y M		150.05	168.73	220.00	137.00
3Y P	崩壊	—	—	崩壊	崩壊
3Y Q		30.63	42.75	〃	〃
3Y R		36.70	106.00	〃	〃
X8001		36.00	47.45	43.60	45.55



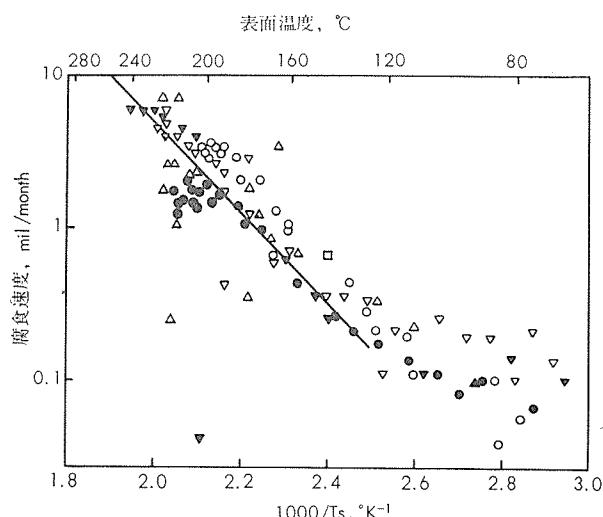
第32図 150°C 純水中のアルミニウム合金の腐食



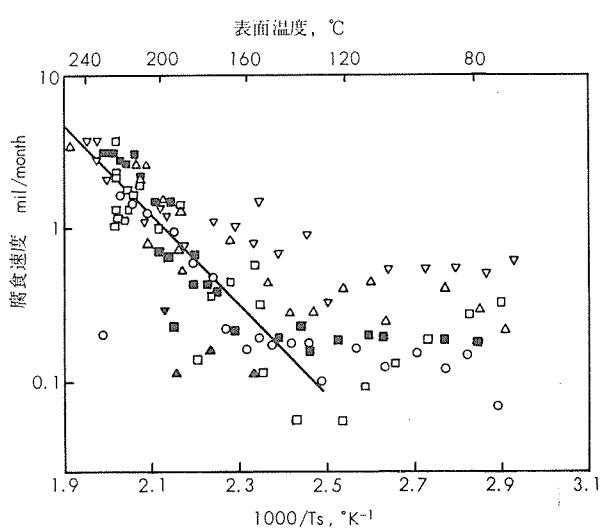
第33図 300°C 純水中のアルミニウム合金の腐食

食挙動は3つの傾向に分けられる。すなわち、初期に粒界侵食をうけ以後直線的に崩壊に至るもの、第2はまず停滞状態を経て徐々に腐食するが一定時後に加速段階に入り直線的に腐食するものでこれはこの点を境にして全面腐食が局部腐食に変り滑らかな保護膜が破壊されてカキ殻状の腐食生成物が盛上りいわゆる break down をおこすもの、第3はNiを含む合金で290時間の試験でも加速腐食を示さないものである。第2のグループにみられる腐食速度の急変は酸化膜の変質（たとえば böhmite 結晶の粗大化、非晶質アルミナ保護膜の水化などによる $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ への転化など）に起因するものと報告している。

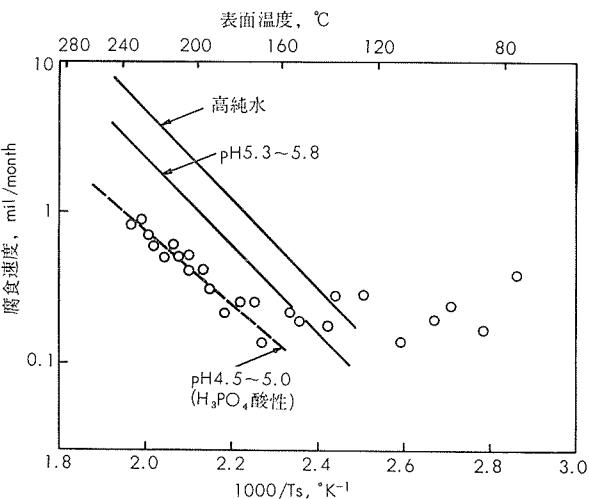
腐食速度と温度との関係については Lobsinger と Atwood⁴⁹⁾ が実験しており、第34、35図の結果を得ている。125°C以上で腐食速度の対数と温度の逆数が比例することを示している。温度が低くなると値にバラツキが生じてくる。このことは前に述べた Dillon の腐食生成物の溶解度と温度との関係とよく似ている。速度と温度の関係の pH による変化を第36図に示す。pH 減少とともに速度が下ることがわかる。これとよく似た結果として MacLennan の実験結果がある。（第37図参照）



第34図 pH5.8~6.2における腐食速度と温度の関係



第35図 pH5.3~5.6における腐食速度と温度の関係

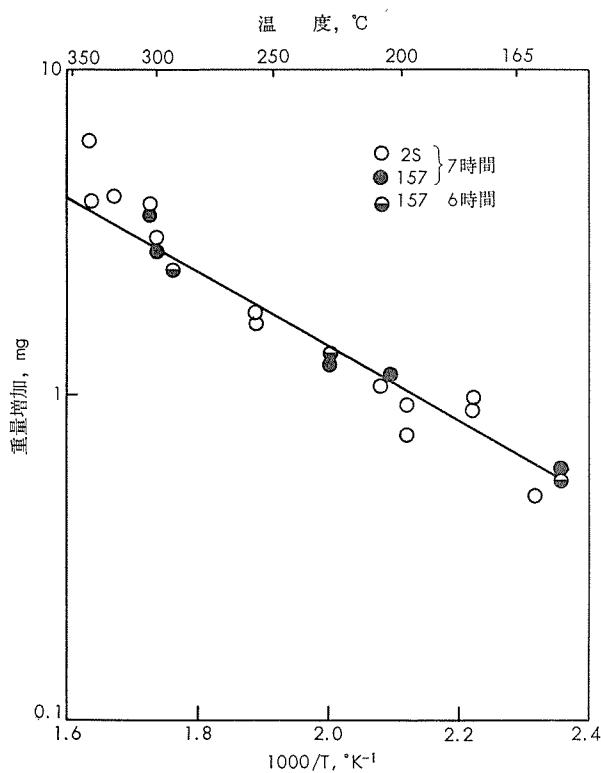


第36図 pHによる腐食速度と温度の関係の変化

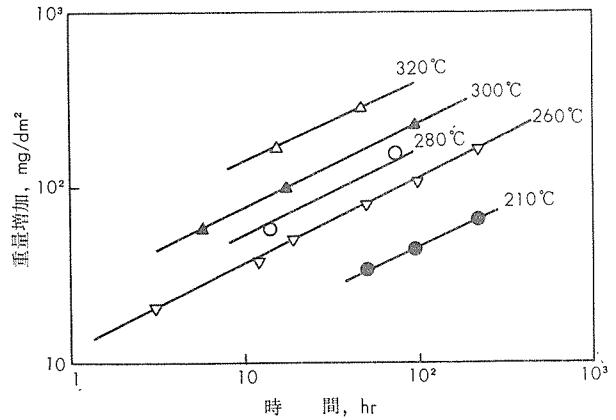
高温高圧下における腐食実験例として他に興味あるものは蒸気による腐食で、Binger と Marsteller⁵¹⁾によれば、3003-H14材を314°Cまでの水と蒸気によって腐食させたところ、蒸気による腐食の傾向は水の場合とよく似ているが腐食の度合ははるかに著しいとのことである。かれらの結果を第38、39図に示すが、248°Cまでは腐食速度はきわめて遅いが、268°Cになると72時間位から急速に腐食が進行しはじめる。268°Cに120時間放置したときの腐食速度は水の場合 $0.025\text{in}^3/\text{in}^2/\text{year}$ であるのに対し、蒸気ではこの5倍の $0.125\text{in}^3/\text{in}^2/\text{year}$ にもなると述べている。

Kondo, Akutsu, Kawasaki らは 320°Cまでの蒸気にに対する純アルミニウムの腐食を研究し第40図の結果を得、Cabrera と Mott⁵³⁾ の放物線酸化速度則 $\Delta W^2 = k_p \cdot t$ における k_p を求め k_p と温度の関係を第41図のように示した。

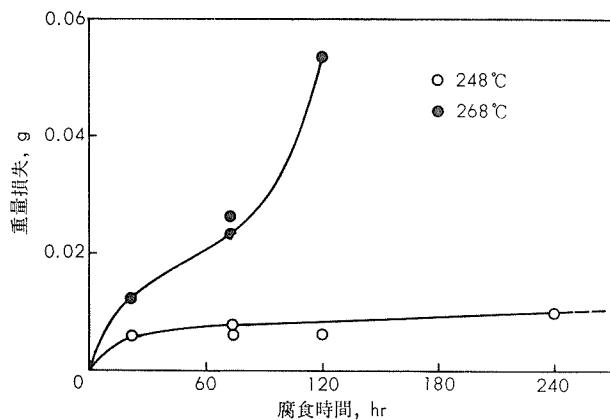
また、Wilkins と Wanklyn⁵⁴⁾ は 325°Cにおける重量変化と圧力の関係について Al-Ni 合金を用い第42図のごく重量増加が圧力の4乗に比例することを示した。このときの比例定数は腐食時間との間に第43図のような関係があることをも明らかにした。



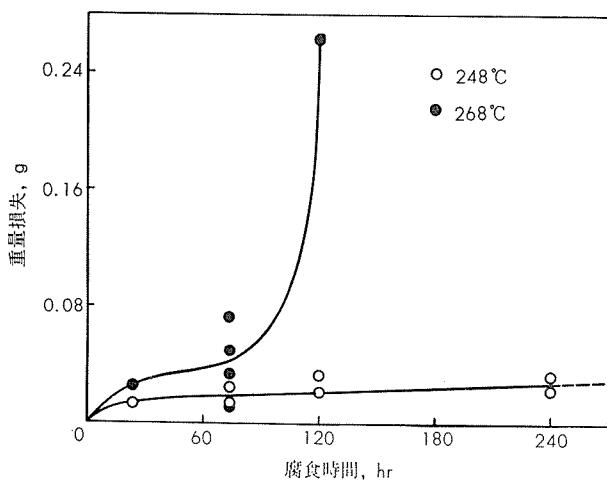
第37図 純水中の2Sおよび157合金の腐食と温度の関係



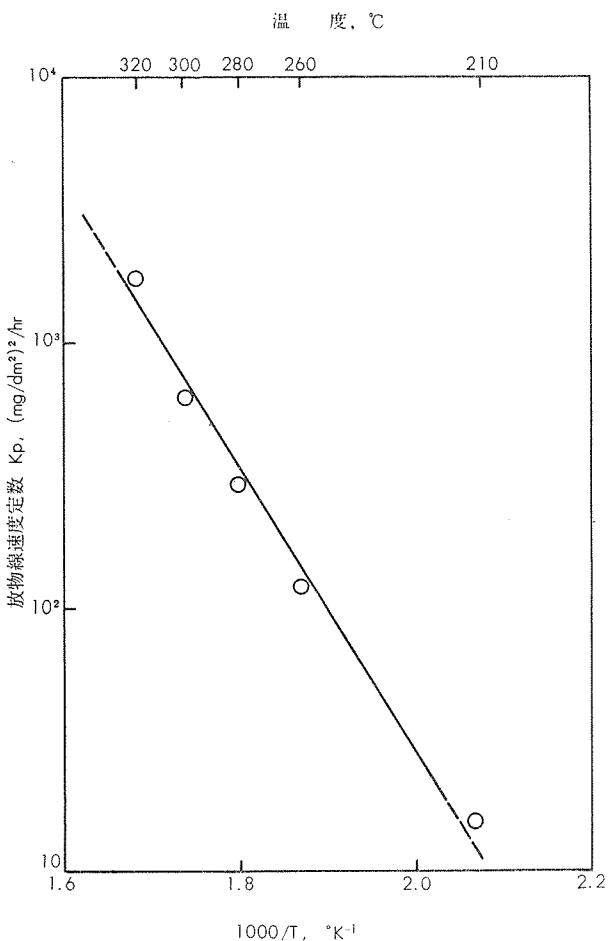
第40図 320°Cまでの飽和蒸気による99%Alの腐食



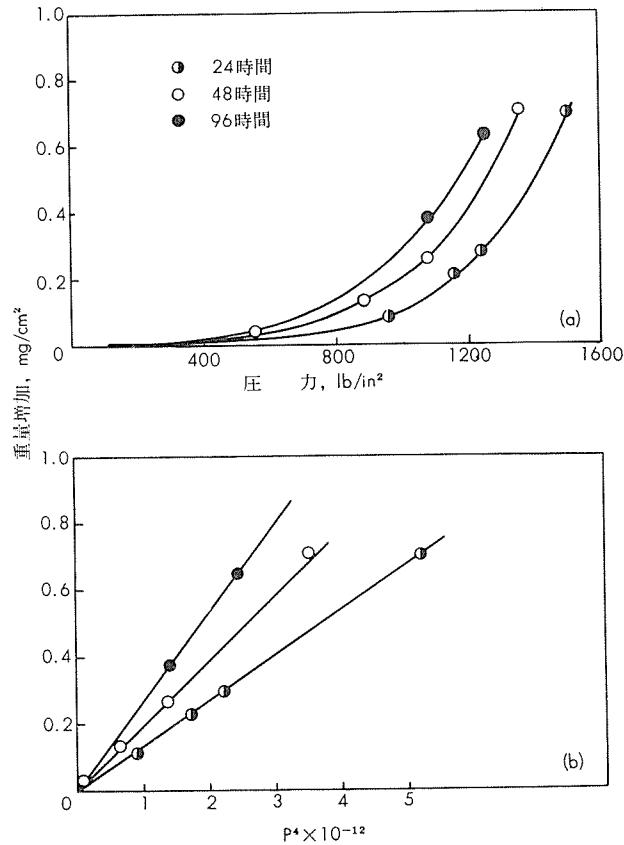
第38図 3003-H14材の高温水による腐食



第39図 3003-H14材の高温蒸気による腐食



第41図 放物線速度定数におよぼす温度の影響



第42図 325°C蒸気中のAl-Ni合金の腐食と圧力の関係

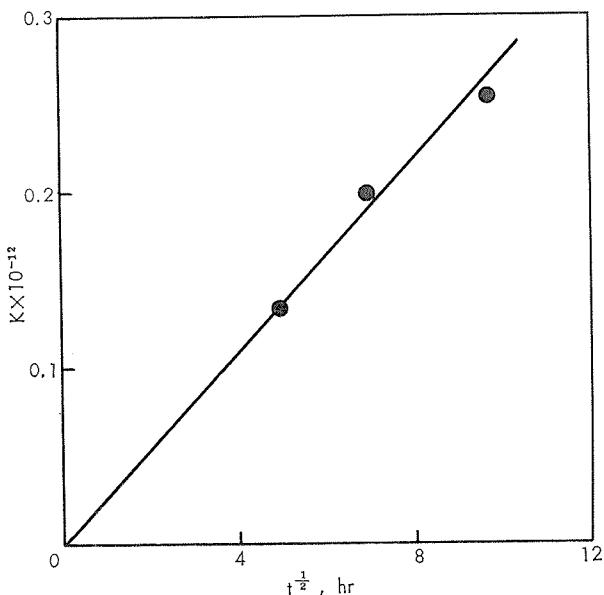
(a) 重量変化と圧力
(d) 重量変化と圧力の4乗

$$\triangle W = KP^4$$

24時間	$K = 0.135 \times 10^{-12}$
48 時間	$K = 0.195 \times 10^{-12}$
96 時間	$K = 0.260 \times 10^{-12}$

文 献

- 36) R.L. Dillon : U.S. A.E.C. Report, H.W. 61089 Aug.(1959), 31
- 37) H.P. Godard : Can. J. Chem. Eng., Oct. (1960), 167
- 38) J.E. Draley, W.E. Ruther : Corrosion, 12 (1956), 441t
- 39) T.E. Wright, H.P. Godard : Corrosion, 10 (1954), 195
- 40) 原子炉用軽金属小委員会：軽金属, 47 (1961), 131
- 41) S.B. Twiss, J.D. Guttenplan : Corrosion, 12 (1956), 263t
- 42) J.E. Draley, W.E. Ruther : 1st ICPUAE, IX, (1955), 391
- 43) J.E. Draley, W.E. Ruther : ANL-5658, Apr. (1957)
- 44) D. Altenpohl : Z. Metallk., 48 (1957), 306
- 45) K.M. Carlsen : J. Electrochem. Soc., 104 (1957), 147
- 46) K. Viden : 2nd ICPUAE, V (1958), 121
- 47) 軽金属協会：原子炉用アルミニウム合金に関する研究
- 48) 川崎, 野村, 近藤 : 金属学会誌, 25 (1961), 80
- 49) R.J. Lobsinger, J.M. Atwood : Corrosion, 13 (1957), 582t
- 50) D.F. MacLennan : Corrosion, 17 (1961), 239t
- 51) W.W. Binger, C.M. Marsteller : Corrosion, 13 (1957), 591t
- 52) T. Kondo, C. Akutsu, M. Kawasaki : Trans. JIM, 3 (1962), 110
- 53) N. Cabrera, N.F. Mott : Rep. Progr. Phys., 12 (1948~49), 163
- 54) N.J.M. Wilkins, J.N. Wanklyn : JIM, 88 (1959~60), 134



第43図 325°C蒸気中のAl-Ni合金の腐食速度の比例定数と腐食時間の関係

$$K = \triangle W / P^4$$

R78

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 7 No. 4 October 1966

アルミニウム溶湯の塩素ガス処理による排気ガスの浄化装置について

中 村 春 彦

小 金 沢 龍 男

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム溶湯の塩素ガス処理による 排気ガスの浄化装置について

中村 春彦* 小金沢 龍男*

1. はじめに

当社のようなアルミニウム圧延メーカーやアルミニウム鉄物メーカーではアルミニウム溶解作業中、溶湯中の水素および酸化物を除去するため溶湯中に塩素ガスを吹きこんでいる。

その機構は塩素ガスを溶湯中に通し、 $2\text{Al}(l) + 3\text{Cl}_2(g) \rightarrow 2\text{AlCl}_3(g)$ の反応により塩化アルミニウム(AlCl_3)を生成させる。塩化アルミニウムの昇華点は 183°C であるから、通常の溶湯処理温度では蒸気圧が約 23atm となる。したがって、塩化アルミニウムは気泡となって浮上する。そのさい、溶湯アルミニウム中の水素ガスはこの気泡中に拡散し、また、酸化アルミニウムは気泡中に吸着して溶湯表面に浮び上って除去される。

したがって、塩素ガス処理を行なうと未反応の過剰塩素ガスおよび塩化アルミニウムが発生し、これらは煙突より放出される。塩素ガスは公害問題を起しがちであり、また、塩化アルミニウムは非常に細かな粉体で建造物等の金属表面に付着して腐食させてしまう。

塩素ガス処理によるこれらの害を取り除くため、当社では昭和39年より排気ガス浄化装置の設置を進め、昭和41年8月現在、全炉にわたり3機の設置を完了した。本報はその3号装置について述べる。

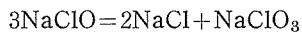
2. 排気ガス浄化装置

2・1 排気ガス中の塩素ガス除去についての考え方

塩素ガス処理のさい発生する未反応塩素ガスおよび塩化アルミニウムを大気中に放出する前に、水酸化ナトリウム溶液に通じて吸収溶解させる。その反応は



であり、 NaClO はつぎのように分解する。



装置に吸引されるガス組成は第1表のごとく、すなわち、塩素ガス、塩化アルミニウム、酸化アルミニウムおよび空気との混合ガス体である。

第1表 吸引ガスの組成の1例

項目	排気ガスの組成、%						
	N ₂	O ₂	CO ₂	CO	Cl ₂	Al ₂ O ₃ *	AlCl ₃ *
排気ガス	残	19.0	0.8	<0.5	0.2	2.0	2.0

* mg/l

吸収装置の大きさは気相中の溶質ガスが気液の接触面を通して液相中に移動する速度、すなわち、吸収速度によつ

* 技術部

て決まる。吸収速度は第1図に示す二重境膜説によると定常状態において次式で表わされる。

$$N = K_G \cdot A(P - P_i) = K_L \cdot A(C_i - C)$$

ただし、 N ：吸収速度 kg·mol/hr

K_G ：ガス境膜物質移動係数 kg·mol/m²·hr·

atm

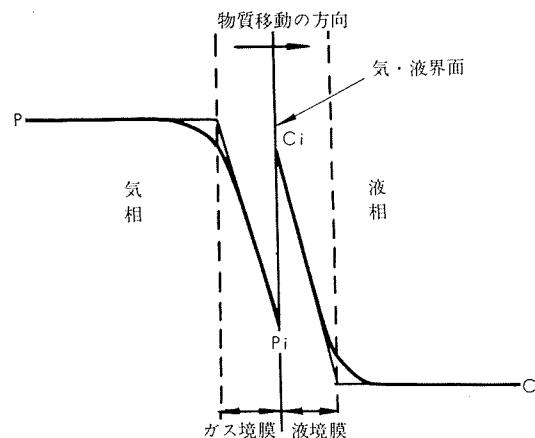
K_L ：液境膜物質移動係数 m/hr

A：接触面積 m²

$P - P_i$ ：気相中推進力 atm

$C_i - C$ ：液相中推進力 mol

したがって、吸収装置としては上式のガスまたは液境膜物質移動係数、気液接触面積、推進力のそれぞれの値が大きいことが要求される。物質移動係数を大きくするためにには気液両相が充分に乱れるような形式をとる必要がある。また、接触面積を大きくするためにはガスを小気泡として液体中に分散させるか、液体を液滴として気体中に分散させればよい。推進力を大きくするには連続操作式による向流方式がすぐれていると考えられる。

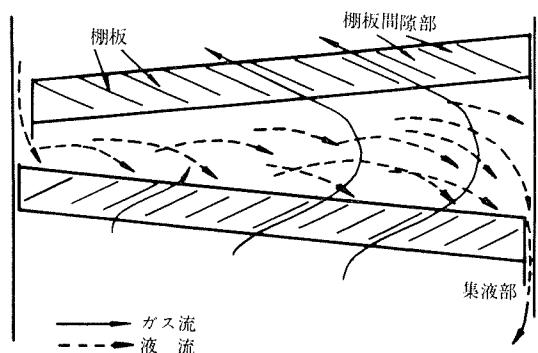


第1図 二重境膜説
 P : 気相内の溶質ガス分圧
 P_i : 気液界面の溶質ガス分圧
 C : 液相内の溶質濃度
 C_i : 気液界面の溶質濃度

2・2 吸収塔

本装置の吸収塔は第2図に示すように棚段式である。第1号機は充填塔式を採用したが、酸化アルミニウムのために目詰りを起すという問題を生じがちなので、第2号機以下はこの方式によった。

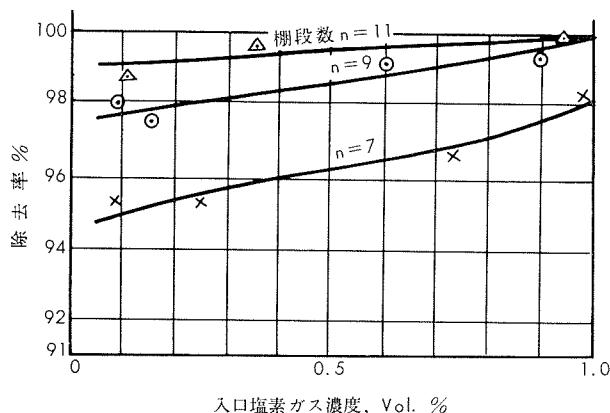
棚段式は吸収液とガス体が攪拌され、接触面積を増大するとともに乱流を起すことになるので、物質移動係数の大きいことも期待される。なお、気液の流動は向流方式である。棚段数と塩素ガス入口濃度および塩素ガス除去率の関



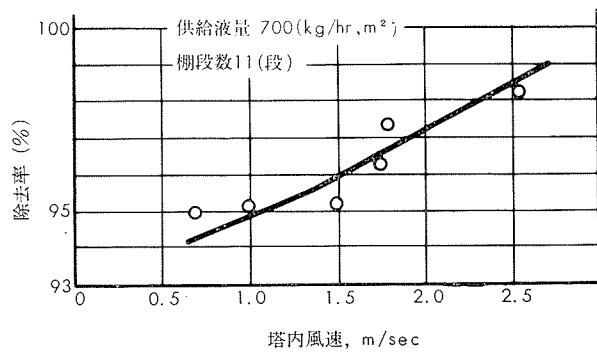
第2図 棚段構造(栗田工業株)

係は第3図に1例を示す。すなわち、棚段数は塩素ガス入口濃度によって決定され、それによって塔の高さがきまる。本装置の吸収塔は除去率99%以上、入口濃度0.2%として14段の棚段から構成され、塔の高さは4.5mである。

なお、塔断面積が小さくなると塔内風速が大になって飛沫相伴を起し、逆に塔断面積が大きくなると塔内風速が小となり、第4図に示すごとく除去率が低下する。本装置では塔内風速2.5m/sec、処理ガス量100Nm³/minとして塔断面積を決定した。



第3図 棚段数と塩素ガス除去率の関係(栗田工業株)



第4図 塔内風速と除去率(栗田工業株)

* 出口濃度を20ppmとした場合、ボサンケ・ピアソン拡散式でスタッフ高さ10mとして計算すると、地上最高濃度が0.03ppmとなり、塩素懸念限度1ppm以下となる。

2-3 装置の概要

装置の概要是第5図に示し、その工程を第2表に示す。排気ガスは炉内を通ってくるためその温度が約200°Cとなっているから、吸収塔(C)に入る前にスプレー式冷却塔(A)に入れて約50°Cとなるようにした。また、酸化アルミニウムがプロアー(F)のプレートおよび内壁に累積するので、プロアー前の吸引ダクト(I)中に水を噴霧し酸化アルミニウムを洗い流している。そのため、ミストキッチャ(G)を設けた。

第2表 工程説明図表

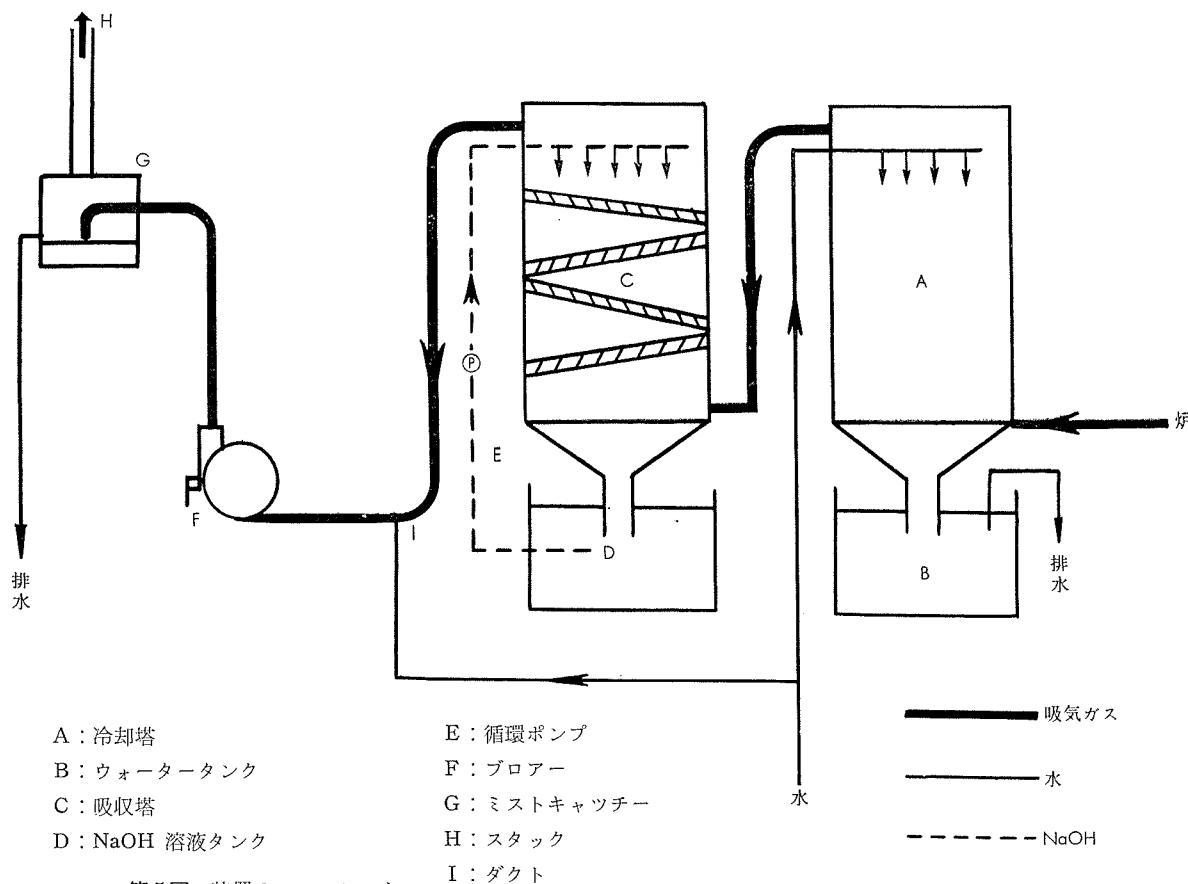
工 程	内 容
炉 ↓ 吸引	炉より鉄製ダクトにて吸引
冷 却 塔 ↓	処理ガスは加熱された炉を通るため約200°Cの温度であるので、工業水にて約50°Cまで下げる
吸 収 塔 ↓	吸収液は10%NaOH使用
プロ アー ↓	100m ³ /minの処理ガス吸引
ミストキッチャー ↓ 大気放出	処理ガス湿分除去用(プロアーにAl ₂ O ₃ 付着防止のため)水をプロアーに噴霧しているため

装置の仕様は第3表に掲げた。設計基準は炉より0.2%Cl₂および4mg/lのAlCl₃を含んだ100Nm³/minの処理ガスを吸引し、その温度を200°Cから50°Cまで下げ、処理ガス中の塩素ガスを99%以上、塩化アルミニウムを90%以上それぞれ除去するよう定めた。本装置の除去率は第4表と第5表に示すようであり、充分に設計基準を満足している。したがって、塩素ガスは20ppm以下*、塩化アルミニウムは0.4mg/l以下となっている。なお、塩素ガスの分析はヨウ化カリウム法によった。

第3表 装置仕様(栗田工業製)

装 置 名	仕 样
1. ガス冷却器	主要寸法: 1600φ×3600H 材質: SS鋼板製 スプレー: ノズルボリプロビレン製 1/8"
2. 吸收装置	ノズル用ヘッドボリプロビレン 主要寸法: 100L×1000W×4500H 棚段数: 有効14段
3. 薬液循環槽	材質: ケーシングSS鋼板製+ゴムライニング 主要寸法: 2200φ×1200H
4. 循環ポンプ	材質: SS鋼板製+ゴムライニング 容量: 3800l 型式: スラリーポンプ 能力: 200l/min×10mH
5. 排 風 機	材質: 接液部天然ゴムライニング 動力: 全閉外扇屋内型 1.5kW×4P×220V×60㎐
6. 排 突	型式: プレートファン 能力: 140m ³ /min×430mmAg 材質: SS鋼板製+ゴムライニング 動力: 全閉外扇屋内型 22kW×4P×220V×60㎐ 主要寸法: 550φ×10m 材質: P.V.C 支持桿: S.G.P管

なお、装置の外観は写真1に示す。装置は屋外に設置し3炉から鉄製ダクトを通じて排気ガスを吸引する。装置の内面は腐食の見地からゴムライニングや塩化ビニール、ポ



第4表 塩素ガス除去率

回数	入口濃度, ppm	出口濃度, ppm	除去率, %
1	1210	2.0	99.8
2	2445	10.4	99.6
3	287	0.81	99.7
4	493	0.79	99.8
5	2570	8.9	99.7
6	1100	2.1	99.8

第5表 塩化アルミニウム除去率

回数	入口, mg/l	出口, mg/l	除去率, %
1	1.02	0.037	96.4
2	1.96	0.148	92.3
3	0.33	0.007	97.8
4	1.00	0.003	96.7
5	0.74	0.025	96.6

リプロピレンなどを使用しており、冷却塔に水がない場合にはプロアーが運転しないように設計してある。吸収塔のタンク容量は1日分なので、水酸化ナトリウム溶液の劣化したものを毎日取替えている。

3. むすび

当社の排気ガス浄化装置の概要を述べた。本装置は炉からの排気ガス中の塩素ガスを99%以上、塩化アルミニウムを90%以上それぞれ除去する性能をもち、たとえば、大阪

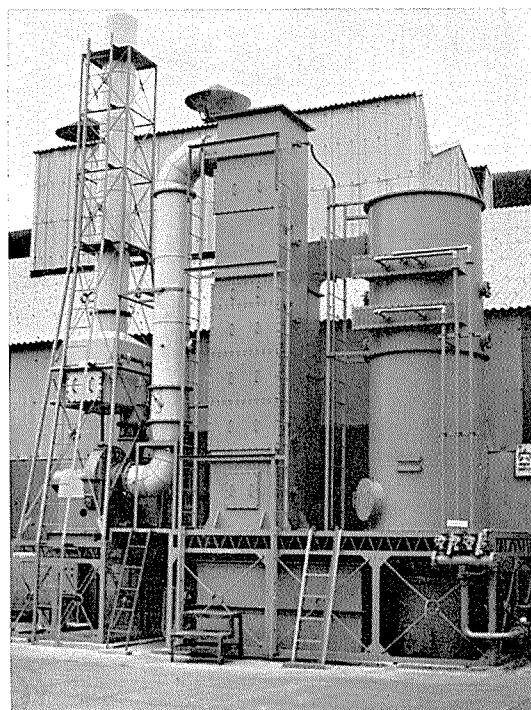


写真1 装置の外観

府事業場公害規制基準規則などを満足する。

なお、装置の製作を担当した協和化工(株)、栗田工業(株)の関係各位に謝意を表するだいである。また、当社設備部伊藤稔、山本武義、および研究部加藤栄の各氏に協力頂いたことも付記する。

R79

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 7 No. 4 October 1966

アルミニウム合金 6051, 6151, X6251, 6351 および 6951 の機械的性質

竹内勝治
田中英司

住友軽金属工業株式会社

TECHNICAL DATA SHEET (7-4.1)

アルミニウム合金 6051 の機械的性質

第1表 化学成分

試材	化 学 成 分, %								
	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Zn	Al
(成分範囲) ⁽¹⁾ 6051 ⁽²⁾	(0.45~0.8)	(0.6~1.2)	(<0.15)	(<1.0)	(<0.20)	(-)	(-)	(<0.25)	(残)
	0.57	0.88	0.02	0.30	<0.01	<0.01	<0.01	0.02	残

(1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book (1961) に記されている値を示す。

(2) Al 地金は純度99.5%のものを使用した。鉄塊は20kgである。

第2表 引張性質、カタサ、セン断力および衝撃値

質別	製造方法 および寸法	引張性質 ⁽³⁾					カタサ			センド力 ⁽⁴⁾ (13mmφ), kg/mm ²	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	ピッカース, 10kg	ロックウェル, Fスケール		
O ⁽¹⁾	押出, 20mmφ	3.1	9.6	23.4	46	72	24	27	—	7.3	8.1
	鍛造, 20mmφ	2.7	9.7	26.6	44	78	24	29	—	7.4	8.6
T6 ⁽²⁾	押出, 20mmφ	26.6	31.7	37.0	12	14	93	113	91	20.2	1.0
	鍛造, 20mmφ	26.4	31.9	37.5	14	17	92	112	91	20.1	1.1

(1) 415°C×3hr徐冷。 (2) 520°C×4hr 湯冷(70°C)後 170°C×10hr 空冷。

(3) JIS Z 2201, 4号試験片。 (4) セン断ジグはJIS H 4167, 2面セン断ジグに準じるもの用いた。

第3表 T6材 (20mmφ) の疲労強度⁽¹⁾

試材	試験条件	切欠底の丸み, ρ, mm	形状係数, α_k	疲労強度 (10^7 回), kg/mm ²	切欠係数 (10^7 回), β_k
押出	大気中	∞ ⁽²⁾	1	10.2	1
		1.25 ⁽³⁾	1.77	7.6	1.34
		0.30 ⁽⁴⁾	3.00	6.1	1.67
鍛造	大気中	∞ ⁽²⁾	1	8.9	1
		1.25 ⁽³⁾	1.77	7.7	1.16
		0.30 ⁽⁴⁾	3.00	5.6	1.59
		食塩水中 ⁽⁵⁾	∞ ⁽²⁾	1	2.4 (73.0)

(1) 小野式回転曲げ疲労試験機 (1700rpm) による。

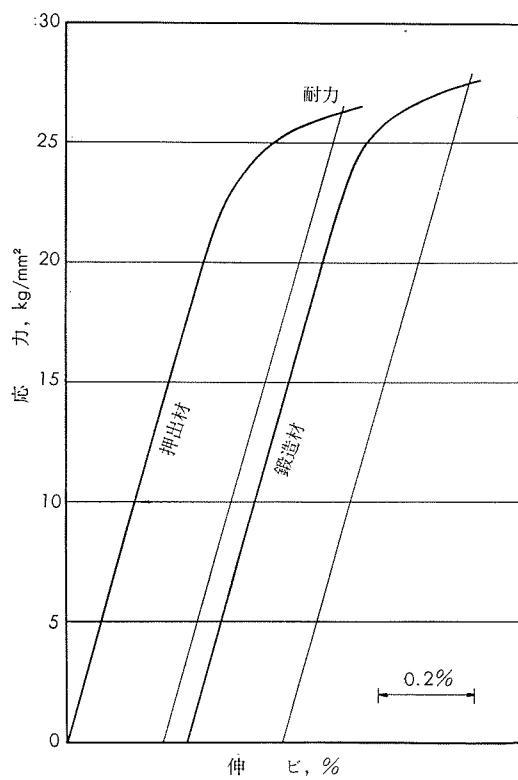
(2) 10mmφ 標準試験片。

(3) 半円型環状切欠試験片 (D=12.5mmφ, d=10mmφ, t=1.25mm)。

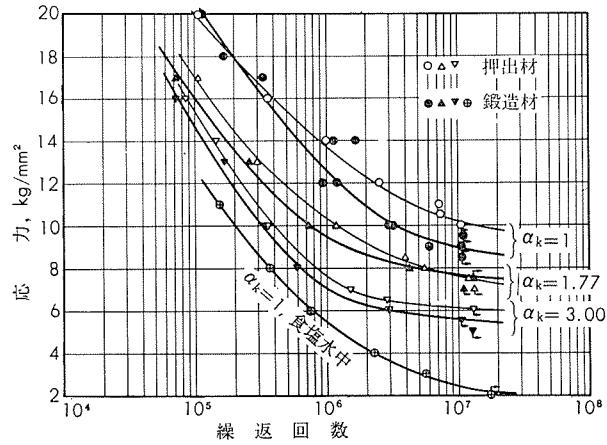
(4) 60°-V型環状切欠試験片 (同上)。

(5) 3%人造食塩水、流量は 150~250cc/min, () 内は大気中の疲労強度と比較した場合の減少率を示す。

* 以上の脚注は以下の第6, 9, 12, 15表も同様である。



第1図 T6材 (20mmφ) の応力一伸ビ線図



第2図 T6材のS-N曲線

TECHNICAL DATA SHEET

(7-4.2)

アルミニウム合金6151(耐食アルミニウム合金6種)の機械的性質

第4表 化学成分

試材	化 学 成 分, %								
	Mg	Si	Cr	Cu	Fe	Mn	Ti	Zn	Al
(JIS H 4131) ⁽¹⁾ 6151 ⁽²⁾	(0.45~0.8)	(0.6~1.2)	(0.15~0.35)	(<0.35)	(<1.0)	(<0.2)	(<0.15)	(<0.25)	(残)
	0.60	0.96	0.25	0.02	0.31	<0.01	0.01	0.01	残

(1) 耐食アルミニウム合金鍛造品第6種。

(2) Al地金は純度99.5%のものを使用した。鉄塊は20kgである。

第5表 引張性質, カタサ, セン断力および衝撃値

質別	製造方法 および 寸法	引張性質 ⁽⁴⁾					カタサ			セン断力 ⁽⁵⁾ (13mmφ), kg/mm ²	シャルビー 衝撃値 ⁽⁶⁾ (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	ピッカース, 10kg	ロックウェル, Fスケール		
O ⁽¹⁾	押出, 20mmφ	4.5	11.1	27.6	38	70	28	35	—	8.2	(8.6)
	鍛造, 20mmφ	4.3	11.0	26.6	38	73	29	36	—	8.4	(10.1)
T6 ⁽²⁾	(JIS H 4131) ⁽³⁾	(>26)	(>30)	(—)	(>14)	(—)	(>90)	(—)	(—)	(—)	(—)
	押出, 20mmφ	26.2	31.2	45.6	20	37	95	115	93	20.8	3.7
	鍛造, 20mmφ	27.3	32.4	47.9	21	41	94	115	93	20.6	4.3

(1) 415°C×3hr 徐冷。

(2) 520°C×4hr 湯冷(70°C)後170°C×10hr 空冷。

(3) 鍛造品の規格値。

(4) JIS Z 2201, 4号試験片。

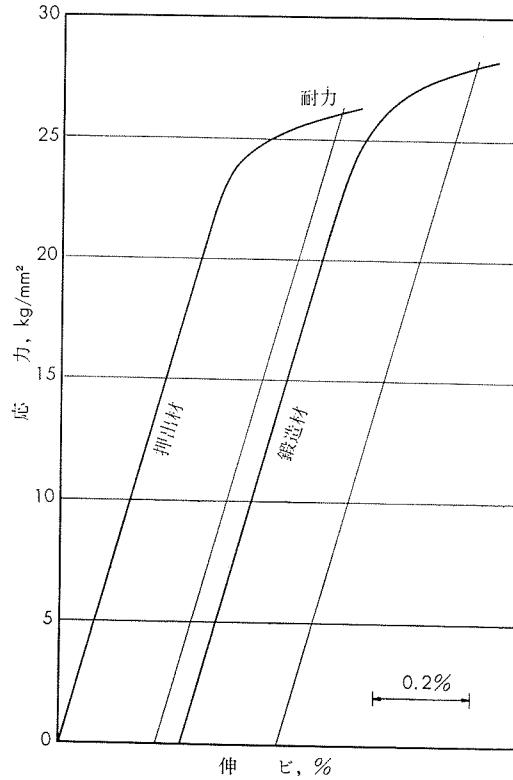
(5) セン断ジグは JIS H 4167, 2面セン断ジグに準じるものを用いた。

(6) () 内は破断せず。

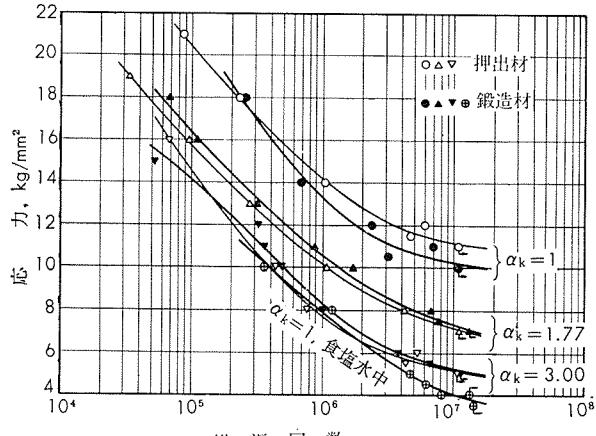
第6表 T6材(20mmφ)の疲労強度⁽¹⁾

試材	試験条件	切欠底の丸み ρ, mm	形状係数, α_k	疲労強度 (10^7 回), kg/mm ²	切欠係数 (10^7 回), β_k
押出	大気中	∞	1	11.2	1
		1.25	1.77	7.2	1.56
	食塩水中	0.30	3.00	5.2	2.15
鍛造	大気中	∞	1	10.2	1
		1.25	1.77	7.3	1.40
	食塩水中	0.30	3.00	5.3	1.92

(1) 第3表参照。



第3図 T6材(20mmφ)の応力一伸び線図



第4図 T6材のS-N曲線

(昭和41年10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 (7-4.3)

アルミニウム合金 X6251 の機械的性質

第 7 表 化 学 成 分

試 材	化 学 成 分, %								
	Mg	Si	Cr	Cu	Fe	Mn	Ti	Zn	Al
(成分範囲) ⁽¹⁾ X6251 ⁽²⁾	(0.45~0.8)	(0.6~1.2)	(0.15~0.35)	(<0.05)	(<0.20)	(<0.20)	(<0.15)	(<0.25)	(残)
	0.63	0.93	0.25	0.02	0.09	0.01	0.01	<0.01	残

(1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book (1961) に記されている値を示す。

(2) Al 地金は純度99.9%のものを使用した。鉄塊は20kgである。

第 8 表 引張性質, カタサ, セン断力および衝撃値

質 別	製 造 方 法 お よ び 寸 法	引 張 性 質 ⁽³⁾					カ タ サ			セ ン 断 力 ⁽⁴⁾ (13mmφ), kg/mm ²	シャ ル ピー 衝 撃 値 ⁽⁵⁾ (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 %	絞 %	ブリネル, 10/500/30	ピッカース, 10kg	ロックウェル, Fスケール		
O ⁽¹⁾	押出, 20mmφ	4.0	10.7	28.4	41	76	26	34	—	8.0	(9.7)
	鍛造, 20mmφ	4.2	10.7	27.4	42	77	27	34	—	8.0	(10.1)
T6 ⁽²⁾	押出, 20mmφ	26.3	30.8	47.8	22	44	93	115	92	20.8	—
	鍛造, 20mmφ	27.2	33.1	46.2	21	34	93	114	92	21.3	4.6

(1) 415°C×3hr 徐冷。 (2) 520°C×4hr 湯冷 (70°C) 後170°C×10hr 空冷。

(3) JIS Z 2201, 4号試験片。

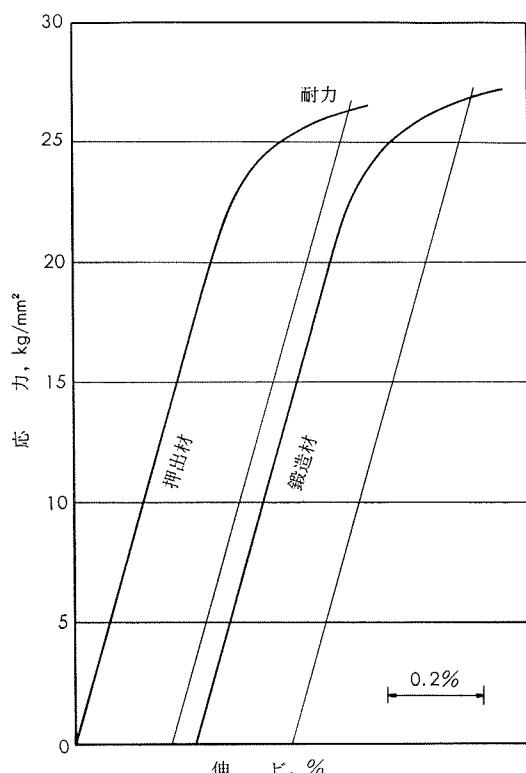
(4) セン断ジグは JIS H 4167, 2面セン断ジグに準じるもの用いた。

(5) () 内は嵌断せざ。

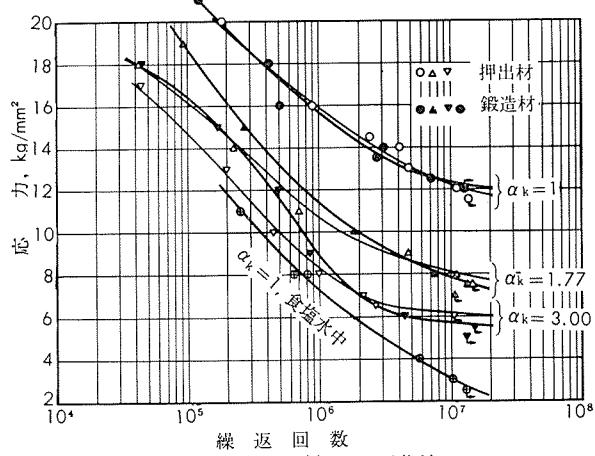
第 9 表 T6 材 (20mmφ) の疲労強度⁽¹⁾

試 材	試験条件	切欠底の丸み ρ, mm	形状係数, α_k	疲労強度 (10^7 回), kg/mm ²	切欠係数 (10^7 回), β_k
押 出	大 気 中	∞	1	12.2	1
		1.25	1.77	8.1	1.51
	食 塩 水 中	0.30	3.00	6.2	1.97
鍛 造	大 気 中	∞	1	12.3	1
		1.25	1.77	7.8	1.58
	食 塩 水 中	0.30	3.00	5.7	2.16

(1) 第3表参照。



第5図 T6 材 (20mmφ) の応力一伸び線図



第6図 T6 材の S-N 曲線

TECHNICAL DATA SHEET

(7-4.4)

アルミニウム合金 6351 の機械的性質

第 10 表 化学成分

試材	化 学 成 分, %								
	Mg	Si	Mn	Cu	Fe	Cr	Ti	Zn	Al
(成分範囲) ⁽¹⁾	(0.40~0.8)	(0.7~1.3)	(0.40~0.8)	(<0.10)	(<0.6)	(一)	(<0.20)	(一)	(残)
6351 ⁽²⁾	0.58	0.97	0.65	0.02	0.28	<0.01	<0.01	0.01	残

(1) 成分範囲は Reynolds 社の Al Data Book (1961) に記されている値を示す。

(2) Al 地金は純度99.5%のものを使用した。鉄塊は20kg である。

第 11 表 引張性質, カタサ, セン断力および衝撃値

質別	製造方法 および寸法	引張性質					カタサ			セン断力 ⁽⁴⁾ (13mmφ), kg/mm ²	シャルピー 衝撃値 ⁽⁵⁾ (JIS 3号), kg-m/cm ²
		耐力, kg/mm ²	引張強さ, kg/mm ²	真破断サ, kg/mm ²	伸び %	絞り %	ブリネル, 10/500/30	ピッカース, 10kg	ロックウェル, Fスケール		
O ⁽¹⁾	押出, 20mmφ	6.4	13.8	27.1	29	61	35	42	—	9.5	6.4
	鍛造, 20mmφ	5.5	13.2	28.5	31	66	34	42	—	9.6	(9.2)
T6 ⁽²⁾	押出, 20mmφ	34.5	36.9	48.5	14	35	98	119	92	20.5	3.1
	鍛造, 20mmφ	28.3	32.8	48.1	19	42	96	117	92	19.5	5.4

(1) 415°C×3hr 徐冷。

(2) 520°C×4hr 湯冷 (70°C) 後 170°C×10hr 空冷。

(3) JIS Z 2201, 4号試験片。

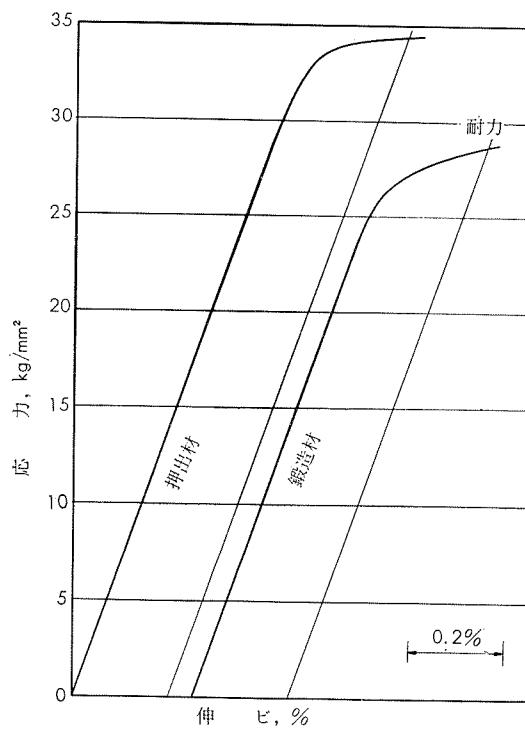
(4) セン断ジグは JIS H 4167, 2面セン断ジグに準じるもの用いた。

(5) () 内は破断せず。

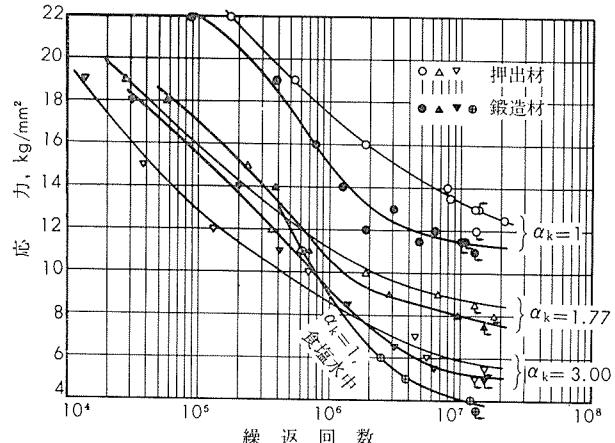
第 12 表 T6 材 (20mmφ) の疲労強度⁽¹⁾

試材	試験条件	切欠底の丸み ρ, mm	形状係数, α_k	疲労強度 (10 ⁷ 回), kg/mm ²	切欠係数 (10 ⁷ 回), β_k
押出	大気中	∞	1	13.4	1
		1.25	1.77	8.7	1.54
		0.30	3.00	5.8	2.31
鍛造	大気中	∞	1	11.4	1
		1.25	1.77	7.9	1.44
		0.30	3.00	5.3	2.15
	食塩水中	∞	1	4.1	(64.0)

(1) 第 3 表参照。



第 7 図 T6 材 (20mmφ) の応力一伸び線図



第 8 図 T6 材の S-N 曲線

(昭和41年10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 (7-4.5)

アルミニウム合金 6951 の機械的性質

第13表 化学成分

試材	化 学 成 分, %								
	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Zn	Al
(成分範囲) ⁽¹⁾ 6951 ⁽²⁾	(0.40~0.8)	(0.20~0.50)	(0.15~0.40)	(<0.8)	(<0.10)	(-)	(-)	(<0.20)	(残)
	0.48	0.34	0.31	0.30	0.01	<0.01	<0.01	0.01	残

(1) 成分範囲はReynolds社の Al Data Book (1961) に記されている値を示す。

(2) Al 地金は99.5%のものを使用した。鉄塊は20kgである。

第14表 引張性質, カタサ, セン断力および衝撃値

質別	製造方法 および 寸法	引張性質 ⁽³⁾					カタサ		セン断力 ⁽⁴⁾ (13mmφ), kg/mm ²	シャルピー 衝撃値 ⁽⁵⁾ (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	ピッカース, 10kg		
O ⁽¹⁾	押出, 20mmφ	3.1	10.7	28.3	41	76	25	31	—	8.0 (9.0)
	鍛造, 20mmφ	2.8	10.4	30.2	42	78	25	31	—	7.9 (9.1)
T6 ⁽²⁾	押出, 20mmφ	22.8	25.6	43.9	22	56	72	91	82	16.8 6.2
	鍛造, 20mmφ	18.9	22.3	43.8	21	66	65	82	72	14.0 9.7

(1) 415°C×3hr 徐冷。

(2) 520°C×4hr 湯冷 (70°C) 後160°C×18hr 空冷。

(3) JIS Z 2201, 4号試験片。

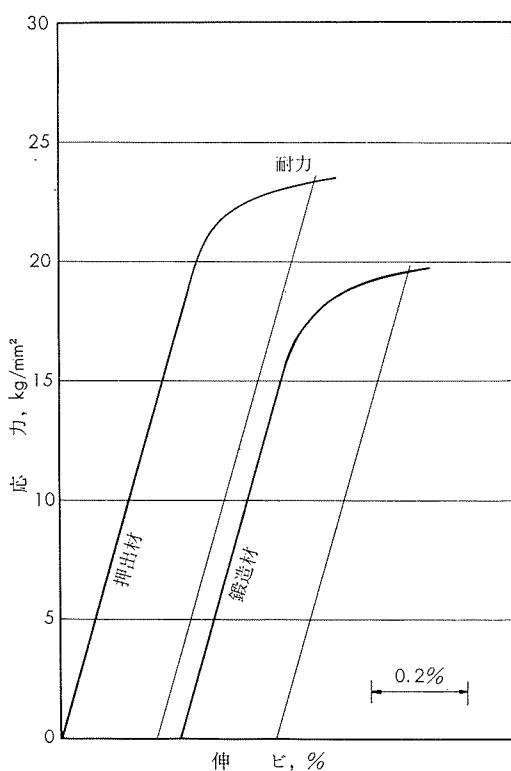
(4) セン断ジグは JIS H 4167, 2面セン断ジグに準じるもの用いた。

(5) () 内は破断せず。

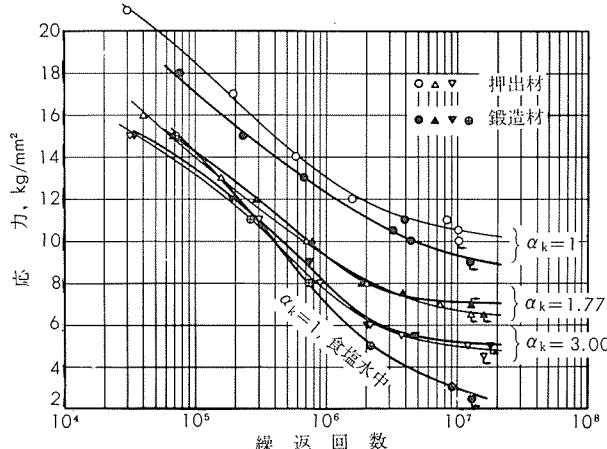
第15表 T6材 (20mmφ) の疲労強度⁽¹⁾

試材	試験条件	切欠底の丸み ρ, mm	形状係数, α_k	疲労強度 (10^7 回), kg/mm ²	切欠係数 (10^7 回), β_k
押出	大気中	∞	1	10.5	1
		1.25	1.77	6.7	1.57
		0.30	3.00	5.0	2.10
鍛造	大気中	∞	1	9.3	1
		1.25	1.77	7.1	1.31
		0.30	3.00	5.2	1.79
	食塩水中	∞	1	2.9	(68.8)

(1) 第3表参照。



第9図 T6材 (20mmφ) の応力一伸ビ線図



第10図 T6材のS-N曲線

(昭和41年10月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 竹内勝治
田中英司