

P
227

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS Vol. 13 No. 2 April., 1972

Solute Bands in Aluminum Alloy Welds

Toshiyasu Fukui

Keizo Namba

住友軽金属工業株式会社

Solute Bands in Aluminum Alloy Welds*

by Toshiyasu Fukui** and Keizo Namba**

This paper discusses solute bands or layer lines observed in MIG and TIG welds of a commercially pure aluminum, Al-Mg, Al-Zn-Mg and Al-Mg-Si alloys, and their influences on the several properties of welds.

Solute bands are noted as the macro structures with light etched lines or bands, while micro-structuraly they are found to correspond to grain-refined region in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds contained some grain refining elements as well as to the region of coarse dendrite cell in 99.5%Al and Al-4.5%Mg alloy welds. They are observed to occur, passing through the grains, perpendicularly to the direction of solidification or heat flow with periodicity and no relation to the existence of feathery grain.

The response of solute bands to the properties of welds are revealed by the variation of hardness and, even if indirectly, the marks in fracture of impact test specimens. Other effects of them are observed at the distribution of porosity in parallel bands and the cyclic propagation of weld cracking connecting with them.

The formation of solute bands depends upon the welding velocity and heat inputs. Solute bands seem not to be identified with the wavy surface ripples observed on weld bead surface because of the difference of numbers and region of their occurrence, though they have comparatively similar characteristics.

The formation of solute bands is considered to be directly related to the fluctuations with periodicity in growth rate of weld solidification interface, resulting from the effects inherent in weld solidification such as the release of the latent heat of fusion at liquid-solid interface. On the other hand, these fluctuations seem to be affected also by the external factors associated with welding process.

1. Introduction

In weld-solidified structure of aluminum alloys, it is observed that the grains which originate epitaxially at base metal grow to columnar grains, and, sometimes, followed by granular grains.¹⁾ Then, the sub-structures inherent in weld-solidified structure which occur in the form of lines or bands perpendicularly to heat flow or the growth direction can be often observed in weld cross section.²⁾ These sub-structures are called solute bands or layer lines, and from the morphological point of view they seem to look alike the over modification bands^{3,4)} which are observed in Al-Si alloy casts for some time.

A number of observations^{5~11)} of solute bands in aluminum alloy welds have been made by many investigators and several different explanations have been advanced to account for the mechanism of their formation. However, further works are needed to confirm the behavior of solute bands and their formation sequence, since the investigations up to the present have been carried out fragmentarily and could not make clear the sure mechanism of their formation.

The present work is carried out to elucidate the

characteristics of structural features of solute bands detected by metallographic examinations of aluminum alloy welds produced by MIG and TIG welding processes under several conditions. In the next place, the influence of solute bands on some properties of welds are investigated. Lastly, the effects of welding conditions on the formation of solute bands are investigated, and the correlation of solute bands with periodic wavy surface ripples observed necessarily on the bead surface and the mechanism of their formation are discussed.

2. Experimental procedures

2.1 Test materials

Test materials used mainly in this experiment were 4 and 12 mm thick plates of a commercially pure aluminum (A1050), Al-4.5%Mg (A5083) and Al-4%Zn-2%Mg (A7N01) alloys for base metals, while Al-4.3%Zn-1.5%Mg (A7N01) and Al-1%Mg-0.6%Si (A6061) alloy plates were also used partly.

For filler metals, 1.6 mm dia. electrode wires of a commercially pure aluminum (A1100WY), Al-4.5%Mg (A5183WY) and Al-4%Mg-2%Zn (A7N11WY) alloys were used for welding the above mentioned alloy plates respectively, and 4 mm dia. welding rod of Al-5%Mg (A5356BY) alloy was partly used.

2.2 Test procedures

Test specimens of welds were produced by MIG bead-on-plate welding under the conditions of welding

*This paper was originally published in Japanese in the Keikinzoku (J. Japan Inst. Light Metals), 21 (1971), 661

**Research Department.

current: 250~350A, arc voltage: 20~28V and welding speed: 20~80 cpm. Three specimens of short and long transverse and longitudinal sections to the welding direction were taken from the welded panels for macro- and micro-metallographic examinations, from which solute bands were detected.

In order to investigate the influence of solute bands on some properties of welds, mechanical and cracking tests were carried out. The frequencies of solute bands per unit time or bead length were measured metallographically and the correlations with welding conditions were investigated in order to discuss the mechanism of formation of solute bands. In addition, the frequencies of surface ripples which were observed on the surface of weld beads were measured and an attempt was made to correlate these ripples with solute bands. In the above experiments TIG welds were also added to MIG welds for reference.

The metallographic specimens were mainly etched by Tucker's reagent and aqua regia for macrostructures and Keller's reagent for microstructures.

3. Experimental results

3.1 Observation of solute bands and their structural features

In this experiment, solute bands were observed metallographically in all specimens regardless of materials and welding conditions, though some difference in detectability was recognized.

Photographs 1 and 2 show the typical solute bands observed in MIG welds macroscopically and microscopically. Photograph 1 indicates the macrostructures of Al-4.5%Mg alloy welds etched by Tucker's reagent. As shown in this photograph, it is recognized that the substructures as noted by light etched bands or lines occur with regular period and perpendicularly to the heat flow or the direction of grain growth.

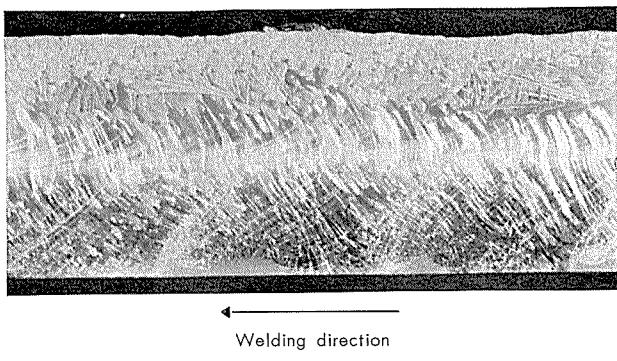
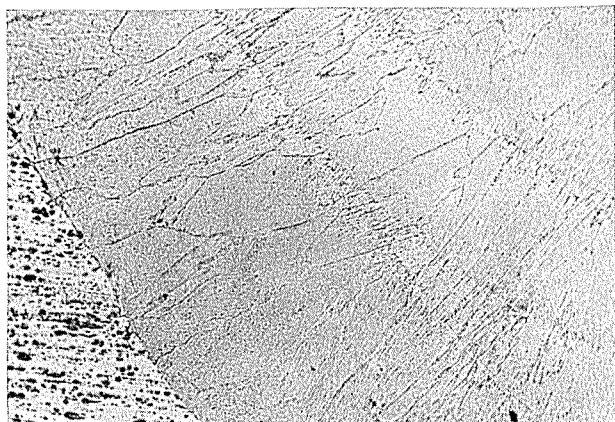


Photo. 1 Typical solute bands observed in long transverse section of Al-4.5%Mg alloy weld ($\times 1.5$)

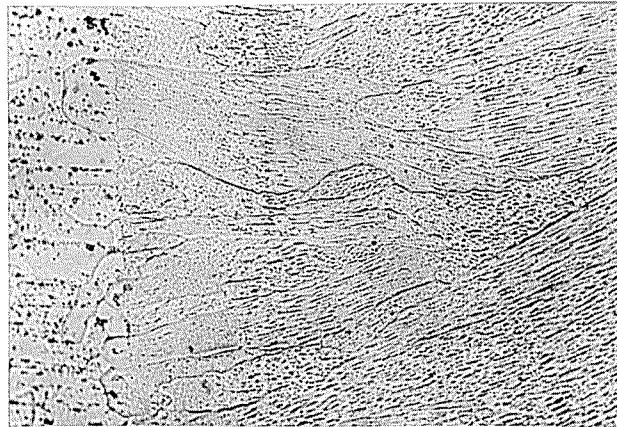
These bands or lines are illustrated schematically in Fig. 1. These sub-structures have been called solute bands or layer lines by many investigators. In present paper, they are unified to the former. If the specimens are etched a little strongly by aqua regia, it becomes too difficult to observe the solute bands.



Short transverse



Long transverse



Longitudinal section

Photo. 2 Solute band structures observed in 99.5%Al welds ($\times 100$)

Photograph 2 is the microstructures showing typical solute bands observed in MIG welds of 99.5%Al. It is clear from this photograph that the solute bands occur perpendicularly to the growth direction of grains traversing through them. On these microscopic examinations, the solute bands are found to correspond to regions of coarse dendrite cells. The similar features were observed in Al-4.5%Mg alloy welds. However, in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds containing some grain-refining elements such as Zr, the solute bands were recognized to correspond to regions of

fine grains as mentioned later (Photo. 8), which revealed the pretty different structural patterns from those in 99.5%Al and Al-4.5%Mg alloy welds.

The locations of solute bands formed were limited only in the bottom and circumference of weld metals, and they were not observed in both center and upper zones of weld metals. Furthermore, they occurred nearly pararell to the fusion boundary as shown in Photo. 2.

The typical solute bands or lines observed in TIG welds of Al-4%Zn-2%Mg alloys are shown in Photo. 3, which elucidates the effect of intervals of filler addition on the formation of solute bands. It is clear from Photo. 3 that the solute bands occur in the form of lines or bands perpendicularly to the growth direction of grain and they correspond to regions of

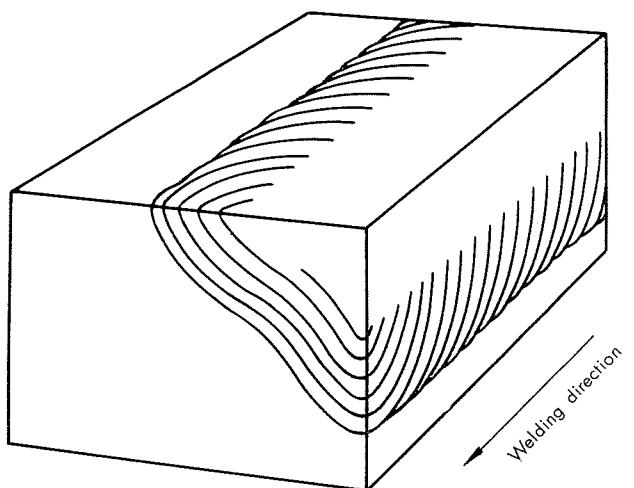


Fig. 1 Schematic illustration of solute bands observed in short and long transverse and longitudinal sections of weld metal.

fine grains similarly to those in MIG welds. The grain-refined structures in the form of bands correspond to the pitch of the addition of welding rods. Beside these large bands, a number of secondary fine lines are recognized. Therefore, it is apparent from the above results that in addition to the general solute bands observed in MIG welds (cf. Photos 1 and 2), another type of solute bands are formed according to intervals of filler addition.

The effect of feather structure on the solute bands in TIG welds of Al-4.3%Zn-1.5%Mg alloy is shown in Photo. 4. From this photograph, the solute bands are found to occur regardless of the formation or growth of feather structures and traverse through them.

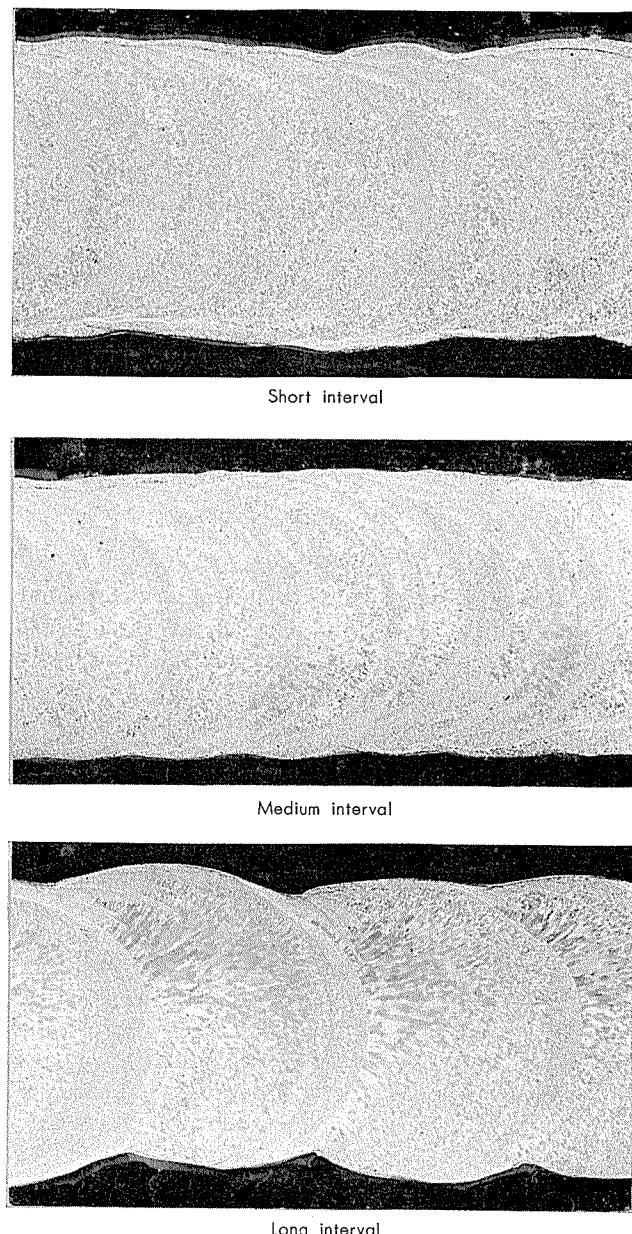


Photo. 3 Typical macro-structures of TIG-welds with several intervals of filler addition in Al-Zn-Mg alloy ($\times 3 \times 1/2$)

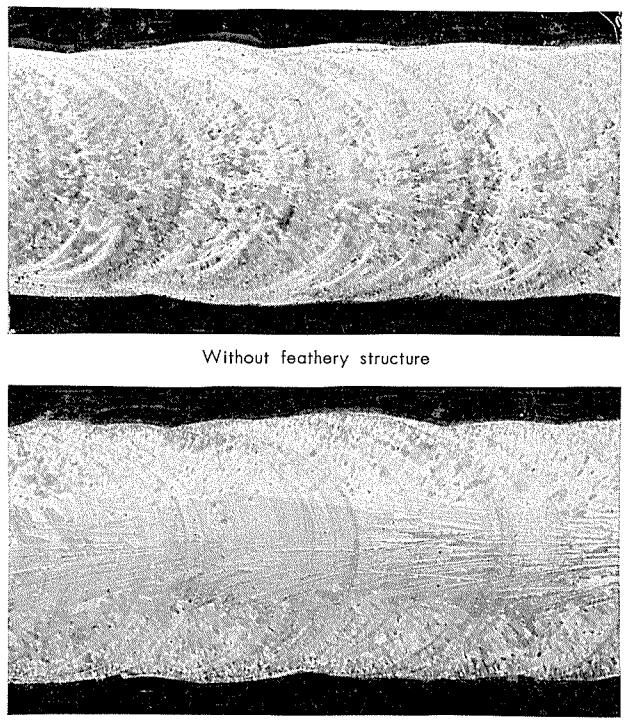


Photo. 4 Solute bands observed in Al-Zn-Mg alloy TIG-welds with or without feathery structure ($\times 3$)

3.2 Influence of solute bands on some properties of welds

Photograph 5 shows a fracture of Charpy impact test specimen tested at -196°C in Al-4%Zn-2%Mg alloy. As shown in this photograph, many lamellae peculiar to the fracture at low temperature are observed. Beside them, the marks in the form of lines are revealed perpendicularly to the lamellae as indicated by arrows. They seem to be related to solute bands. It is not clear how Charpy impact values are influenced by the occurrence of solute bands, but from the results that the marks of solute bands are recognized on the fracture, the solute bands seem to have some influence, even though indirectly, on the impact properties of weld metals.

Micro-Vickers hardness (MVH) test was carried out on MIG weld metal of Al-4.5%Mg alloy to make clear the influence of solute bands. The results showed that MVH at solute bands were 75~81 and higher than those at the locations between neighboring two solute bands, where MVH were 71~76.

From the difference of MVH mentioned above and the fact that solute bands are recognized by the difference in the degree of etching as shown in Photo. 1, it becomes clear that solute bands correspond to the regions where the distribution of solute elements reveals a remarkable variation.

Photograph 6 shows the distribution of blow holes, which were produced deliberately by MIG welding in Al-4.5%Mg alloy using Ar+5%H₂ shielding gas. Blow holes are formed nearly with regularity and in a banded network similarly to solute bands, as indicated by curved lines in Photo. 6.

The solute bands are also responsible for the cyclic variation in crack propagation. This phenomenon is realized by Photo. 7, which shows the crack on the bead surface in TIG welds of Al-1%Mg-0.6%Si alloy.

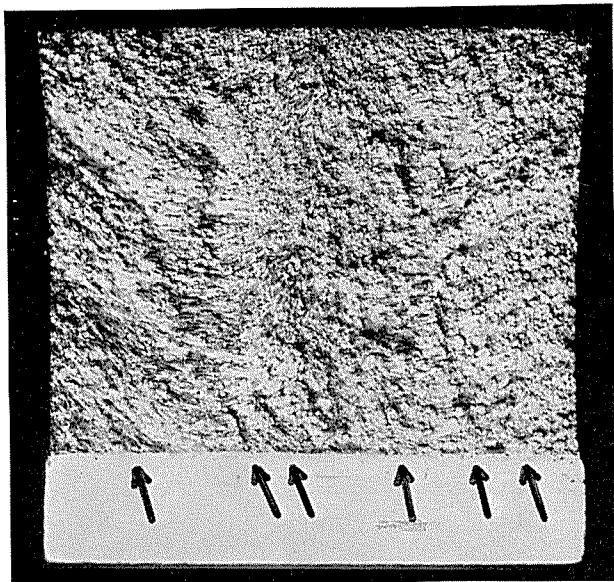


Photo. 5 Solute bands observed on fracture of Charpy impact test specimen in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds, tested at -196°C ($\times 6$)

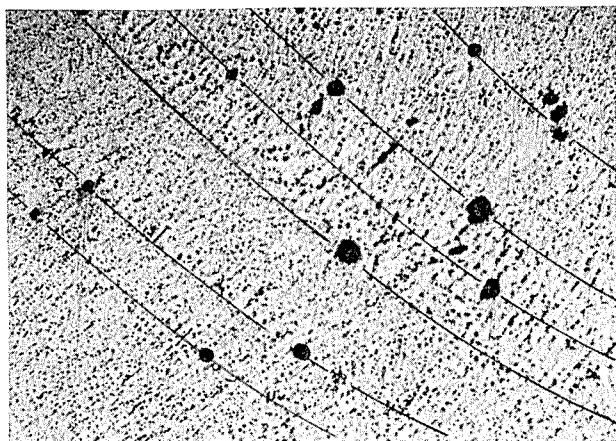


Photo. 6 Solute bands connecting with porosities in Al-4.5Mg alloy welds ($\times 100$)



Photo. 7 Solute bands connected with weld-cracking in TIG-welds of Al-Mg-Si alloy ($\times 4$)

From these experimental results, it is apparent that solute bands have some influences on the mechanical properties of welds and the formation sequence of them has some correlation with those of blow holes and cracking.

3.3 Influence of welding conditions on the formation of solute bands

The investigation concerning with the influence of welding conditions on the formation of solute bands was carried out on MIG-welds.

Photograph 8 shows the solute bands observed in MIG welds made under the welding speeds of 40 and 80 cpm in Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloys. The solute bands in Al-4.5%Mg alloy welds correspond to the regions of coarse dendrite cells as observed formerly in 99.5%Al, while in Al-4%Zn-2%Mg alloy containing grain-refining element such as Zr, they reveal such a different morphology from those in 99.5%Al and Al-4.5%Mg alloy welds that they correspond to the regions of fine grains. Moreover, it is evident from Photo. 8 that the frequencies of solute bands increase with increasing welding speeds.

To confirm this correlation, the frequencies of solute bands per unit length were measured for MIG welds made under various conditions. Three sets of read-

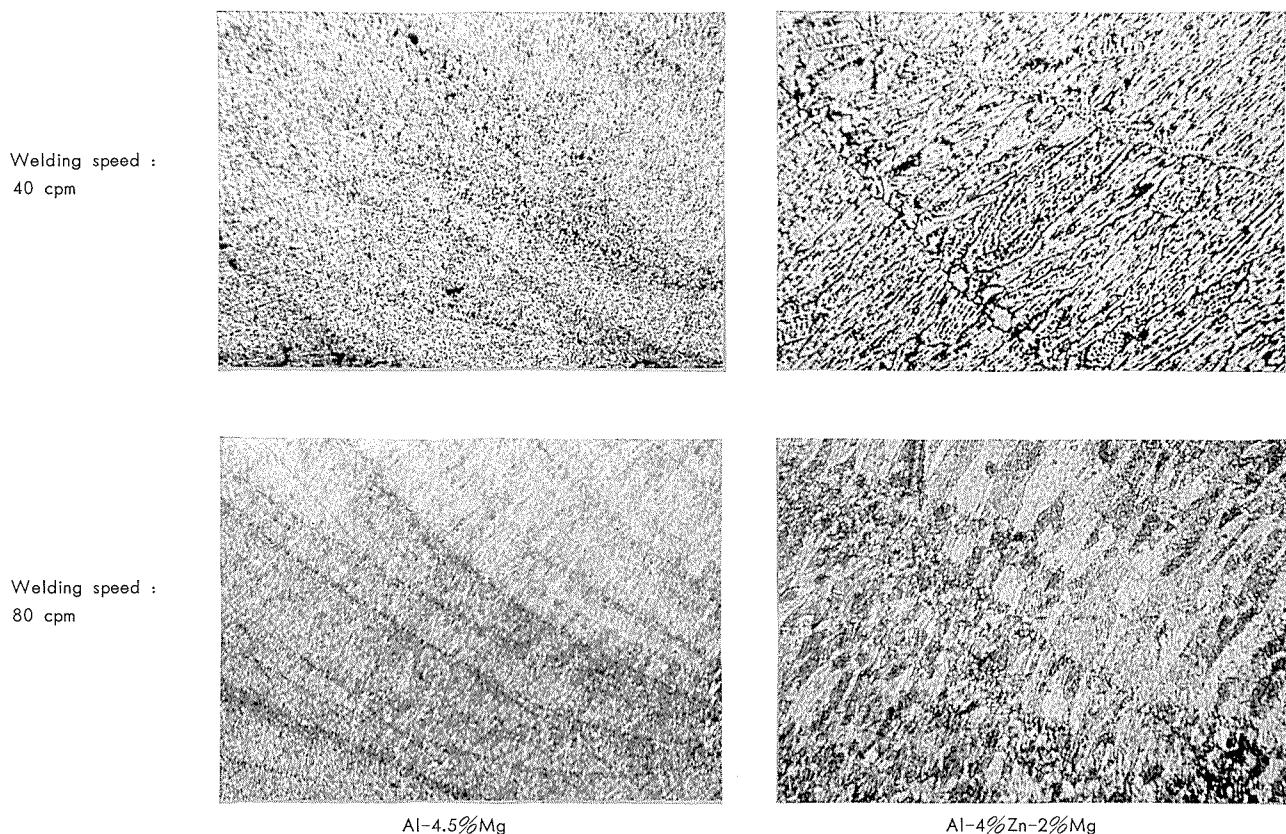


Photo. 8 Effects of welding speeds on the solute band formation of Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds ($\times 100$)

welding speeds regardless of welding currents in all of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloys welds.

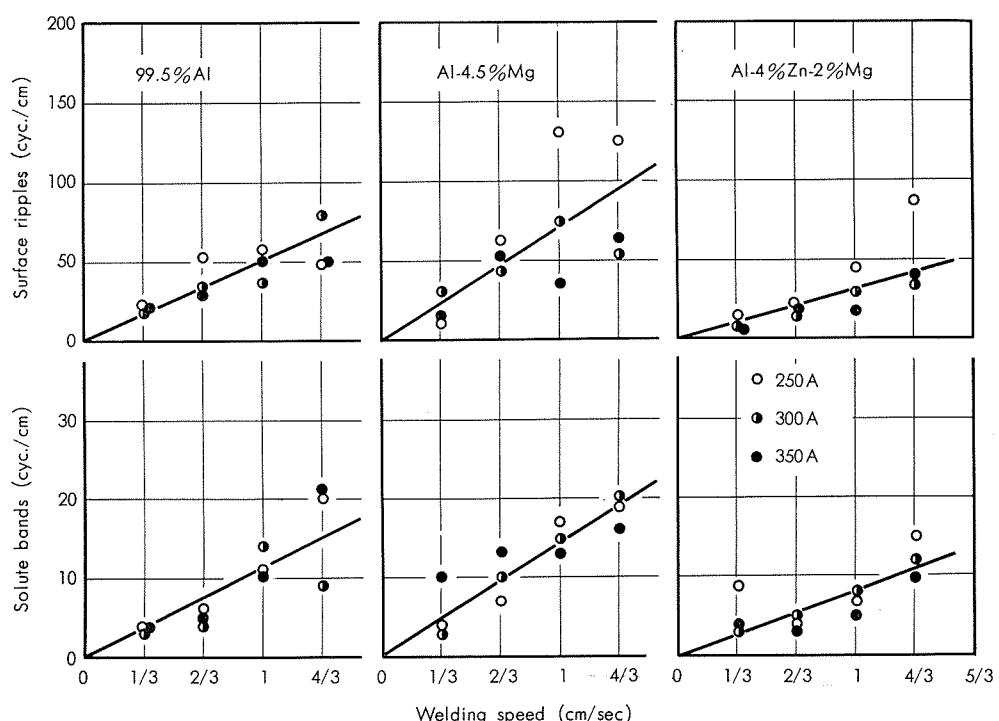


Fig. 2 Effects of welding speeds on frequencies of surface ripples and solute bands per unit length in 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.

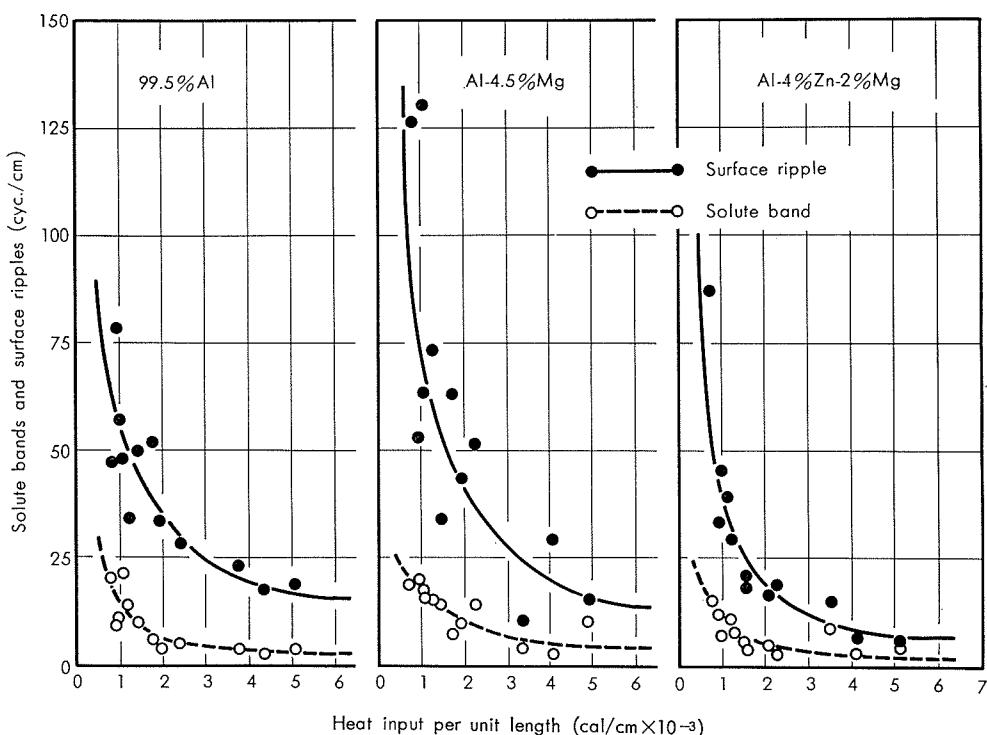
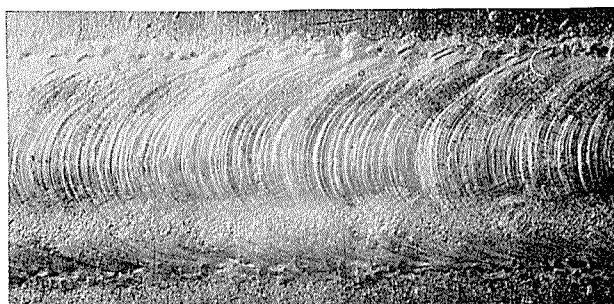


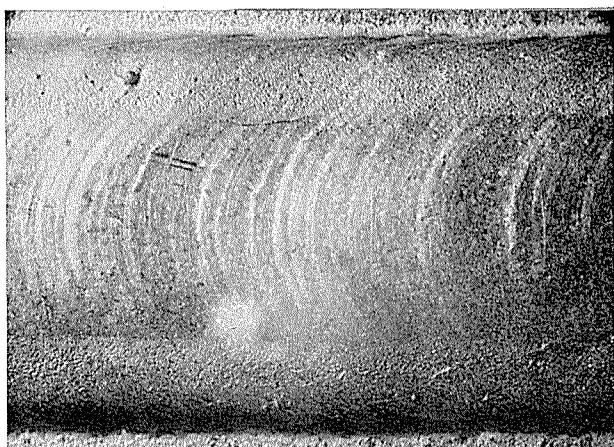
Fig. 3 Effects of heat inputs on the frequencies of surface ripples and solute bands per unit length in 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.

Furthermore, the relationship between welding heat inputs per unit length and frequencies of solute bands were examined. As shown in Fig. 3, the frequencies of solute bands decrease markedly with increase of heat input. This decrease is particularly

remarkable below 3000 cal/cm, and afterwards it becomes almost unchanged in the range of more than 3000 cal/cm. The curve seems to be hyperbolic. These behaviors are recognized similarly in all of 99.5%Al, Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.



Welding speed : 60 cpm



Welding speed : 20 cpm

Photo. 9 Effects of welding speeds on the surface ripples of Al-Zn-Mg alloy welds ($\times 2$)

3.4 Distinction from surface ripples

Surface ripples observed on weld bead surface show the similar morphology to solute bands. These are the wavy marks observed commonly with regular cycle in the form of curved lines.

Photograph 9 shows the typical surface ripples observed in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made under the welding speeds of 60 and 20 cpm. The surface ripples are found to generate perpendicularly to heat flow or grain growth direction, and their frequencies seem to increase with welding speed.

In order to elucidate the relationship with and distinction from solute bands, the frequencies of surface ripples were also investigated and their measurements were plotted against welding speed as indicated in Fig. 2. Each plot is the average value of three measurements. The frequencies of surface ripples increase linearly with welding speed and decrease hyperbolically with heat input as shown in Figs. 2 and 3. That is to say, the similar tendencies are obtained in frequencies of surface ripples to those of solute bands. However, the frequencies of surface ripples per unit length are from 4 to 5 times more than those of solute bands as clearly indicated in Figs. 2 and 3. The results mentioned above show that solute bands and surface ripples can not be identified because of the remarkable difference in their frequencies, though they have similar char-

cteristics each other. The fact is also confirmed by difference in the locations of occurrence of solute bands and surface ripples.

4. Discussion

Solute bands are noted as macrostructures having light etched lines or bands as shown in Photo. 1 and as microstructures corresponding to the region of coarse dendrite cells as shown in Photo. 2. In Al-Zn-Mg alloy containing a small amount of refining element, however, they seem to reveal such a different feature from solute bands recognized in 99.5%Al and Al-4.5%Mg alloy that they are associated with change of grain size or nucleation of new grain as shown in Photo. 8.

It is well-known^{6,8,11)} that solute bands are produced periodically and perpendicularly to the direction of solidification. Many attempts have been made to clarify the characteristics of solute bands, but the sequence of formation of them and their influences on the various properties of welds are scarcely made clear as yet.

D'Annessa⁸⁾, Cheever et al.¹⁰⁾ and Garland et al.¹¹⁾ pointed out that solute bands were almost identical with surface ripples. However, solute bands should be distinguished from surface ripples, since the frequencies of solute bands produced in unit length differ from those of surface ripples markedly as indicated in Figs. 2 and 3 and the locations of them are different each other, though the present authors don't deny that they are very closely related with each other.

It is apparent from the difference of structures etched and the hardness that solute bands correspond to the region where solute elements segregate. In

addition, solute bands correspond to the region for dendrite cell and grain sizes to change as mentioned above. From these results, it is found that the formation of solute bands depends on the periodic fluctuation in growth rate of weld solidification interface. This reasoning is also supported by the fact that porosity and weld cracking are produced with regular periodicity as shown in Photos. 6 and 7.

In the next place, the fluctuation in growth rate of weld solidification interface seems to be affected by power source ripples, Lorentz force attributed to weld arc, forced convection and transfer of droplets as the external factors associated with welding process and by constitutional supercooling, thermal expansion, heat flow instability and surface tension as the factors inherent in weld solidification.

Several different theories have been advanced to explain the formation of solute bands and surface ripples. These are listed in Table 1 and can be briefly summarized as follows:

1) D'Annessa⁸⁾ and Garland et al.¹¹⁾ pointed out that cyclic variation of temperature gradient in liquid was produced by power source ripples and they gave the strong effect on formation of solute bands, and especially D'Annessa suggested, in addition to the factors mentioned above, surface tension effective on the formation of surface ripples.

2) Garland et al.¹¹⁾ revealed that the frequencies of surface ripples were equal to those of power source ripples. They denied the effect of latent heat and suggested the effects of the interaction of interface/meniscus and surface tension.

3) However, Jordan et al.⁹⁾ showed that there was no direct correlation of solute bands frequencies and both rates of transfer of droplets and power source

Table 1 Factors affecting on the solute band formation in weld metal solidification.

Investigators	Several factors							Remarks	
	Power source ripple	Constitutional super cooling	Thermal expansion	Heat flow instability	Mechanical motion				
					Lorentz force	Surface tension	Forced convection		
Makara et al.				○					
⁶⁾ Gurev et al.				○					
Speigh et al.			○						
¹⁰⁾ Jordan et al.	●				○		○		
¹¹⁾ Cheever et al.	●	●	●	○	●				
^{7,8,9)} D'Annessa	○			●	○	○		surface ripple	
¹²⁾ Garland et al.	○			●		○		surface ripple	

○ Supported ● Denied

ripples, and suggested that the influence of forced convection according to Lorentz force was effective for producing solute bands.

4) Cheever et al.¹⁰⁾ pointed out that solute bands were not affected directly by constitutional supercooling, power source ripples, thermal expansion and so on, since solute bands were observed in 99.9999% pure aluminum weld and even in laser spots made in gold foil using a light pulse. They concluded from their investigations that solute bands formation in arc and laser spot welds was caused by an instability in heat flow, and believed that the release of latent heat of fusion at the solid-liquid interface during the formation of each increment caused further solidification to halt until the heat of fusion was transferred away from the weld. Similar type of mechanism was proposed by Makara et al. and Gurev et al.⁵⁾.

In present work, the authors made clear that (1) the frequencies of solute bands differ from those of surface ripples, (2) they do not also agree with frequencies of power source ripples (360 c/sec) and the rates of transfer of droplets (<200 c/sec)¹²⁾, and (3) both solute bands and surface ripples increase in proportion to welding speed which is closely related to solidification rate.

From these facts, the authors believe that the effect inherent in weld solidification such as the release of latent heat of fusion on the liquid-solid interface is the main factor affecting on formation of solute bands and the external factors associated with welding process are of secondary importance though they should not be neglected.

Figure 4 illustrates schematically the mechanism of formation of surface ripples and solute bands. On freezing, melt rejects the latent heat and is held for

a certain period τ

$$\tau = \frac{H}{C_p(dT/dt)_m}$$

where τ : solidification time at melting point (sec)

H : latent heat of fusion (cal/g)

C_p : specific heat (cal/g·°C)

$(dT/dt)_m$: cooling rate at melting point (°C/sec)

At this time, the shape and size of dendrite cell structure are determined. The rejection of latent heat has the periodicity resulting from the interaction between temperature of molten metal and its cooling rate.

On the other hand, surface ripples are considered to be produced by the interaction of volume of molten metal pushed away behind the welding arc and its surface tension energy. The other external factors mentioned above seems to be additional effects affecting on the forced convection and volume of molten metal pushed away and its periodicity.

5. Conclusion

The results obtained in this investigation were as follows:

1) The solute bands are noted as macrostructures having light etched lines or bands and as microstructures corresponding to the region of coarse dendrite cells in 99.5%Al and Al-4.5%Mg alloy welds: or as microstructures corresponding to the grain-refined region in Al-4%Zn-2%Mg alloy weld containing some grain-refining elements.

2) The solute bands are observed to be formed traversing through grain with a certain period perpendicularly to the direction of solidification or heat flow, independent on the presence of feather grains.

3) The effects of solute bands on the properties of welds are confirmed by the variation of hardness or indirectly by the marks on fractures of impact test specimens. The formation of blow holes in a banded network with regularity and the cyclic variation in crack propagation seem to have the correlation with the formation process of solute bands.

4) The frequencies of solute bands depend upon the welding speed and heat input, especially they increase with increasing welding speed.

5) The solute bands have comparatively similar characteristics to the wavy surface ripples on the weld bead surface, but seem not to be identified with them because of the difference in frequencies and region of their occurrence.

6) The formation of solute bands is considered to be directly related to the periodic fluctuations in growth rate of weld solidification interface, resulting from the effects inherent in weld solidification such as the release of latent heat of fusion on the liquid-solid interface. Moreover, these fluctuations seem to be affected also by the external factors associated with welding process.

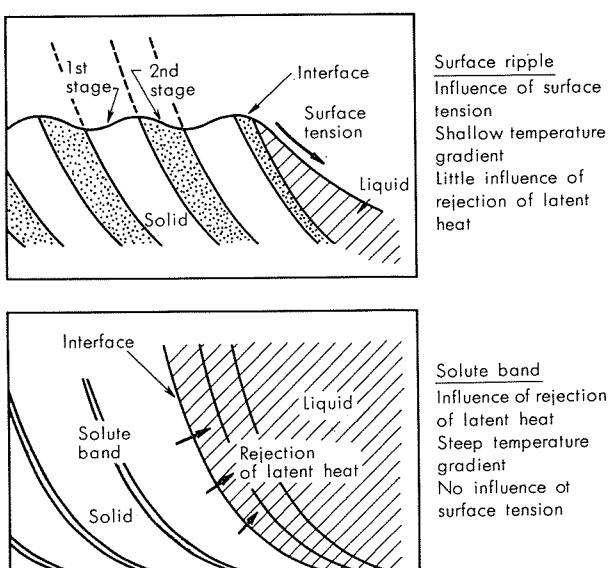


Fig. 4 Schematic representation of the formation mechanisms of surface ripple and solute band for steady-state of weld metal solidification

Acknowledgement

The authors would like to acknowledge the continuing guidance and encouragement of Dr. S. Terai, Manager of Research Department, and Mr. Y. Sugiyama, Chief Research Engineer, Sumitomo Light Metal Industries, Ltd.

References

- 1) W. F. Savage, C. D. Lundin and A. H. Aronson : Weld. J., **44** (1965), 175s
- 2) T. Fukui and K. Namba : Keikinzoku, **20** (1970), 448
- 3) P. B. Crosely and L. F. Mondolfo : Modern Castings, **46** (1966), 89
- 4) K. Kobayashi, H. Shingu and R. Ozaki : J. Japan Inst. Light Metals, **22** (1972), 165
- 5) H. S. Gurev and R. D. Stout : Weld. J., **42** (1963), 298s
- 6) A. T. D'Annessa : Weld. J., **45** (1966), 569s
- 7) A. T. D'Annessa : Weld. J., **46** (1967), 491s
- 8) A. T. D'Annessa : Weld. J., **49** (1970), 41s
- 9) M. F. Jordan and M. C. Coleman : British Weld. J., **15** (1968), 553
- 10) D. L. Cheever and D. G. Howden : Weld. J., **48** (1969), 179s
- 11) J. G. Garland and G. J. Davies: Met. Const. and British Weld. J., **2** (1970), 171
- 12) J. C. Needham and A. A. Smith : British Weld. J., **5** (1958), 66

銅合金の焼鈍脆化現象におよぼす冷間加工度の影響
銅合金の焼鈍脆化現象に関する研究（第5報）

佐 藤 史 郎
永 田 公 二

銅合金の焼鈍脆化現象におよぼす冷間加工度の影響*

銅合金の焼鈍脆化現象に関する研究（第5報）

佐藤 史郎** 永田 公二***

The Effect of Cold Work on the Embrittling Phenomenon of Copper Alloys during Annealing

On the Embrittling Phenomenon of Copper Alloys during Annealing (Rep. 5)

by Shiro Sato and Kōji Nagata

In the previous papers, the effects of tensile stress, grain size and annealing conditions on the embrittlement of α brass during annealing were investigated, and the phenomena were explained by the same mechanism proposed for the cavitation fracture in creep deformation. This paper deals with the effect of cold work on the embrittlement of copper alloys, mainly α brass.

The results obtained were as follows:

(1) The susceptibility to the formation of voids which causes embrittlement or cracks of α brass during annealing is markedly affected by the degree of reduction by cold working. Namely, the alloys of medium cold reduction (30-50%) are most susceptible to cracks, while the alloys of slight or non-cold reduction (0-10%) have little susceptibility to the embrittlement. On the other hand, the alloys of heavy cold reduction (70-90%) are free from the embrittlement.

(2) The voids are often observed to distribute in space of $1-3\mu$ at the places where slip lines intersect with the original grain boundaries. Therefore it seems that the ledges on the grain boundaries produced by slips during cold working would act as nuclei for voids in the stress relaxation process at elevated temperatures.

(3) In the α brass of heavy cold reduction, recrystallized structures are observed at 200°C . It is probable that in the alloys of heavy cold reduction the stress relaxation in the grains would play a more important role than in the grain boundaries.

(4) The Cu-Cr alloys show the similar tendency to the α brass on the effect of cold working reduction on the embrittlement during annealing. Heavy cold reduction may depress the embrittling phenomenon during annealing, while it reduces the hardness at high temperature which may be demanded as the most important properties to this alloy.

I. 緒 言

冷間加工によって生じた大きな残留応力を有する銅合金材料を焼鈍した際に生ずる脆化現象は、焼鈍脆化現象として製造工場では古くから経験されてきた^{1,2)}。著者のひとりは本現象に詳細な検討を加え(1)引張応力、(2)焼鈍温度、(3)焼鈍時間、(4)結晶粒径の影響を明らかにし、本誌に報告した³⁾。そして、この脆化が結晶粒界に沿う空洞を伴っていること、およびその発生状況から、製造工場で生ずる本脆化現象は、材料にいわゆる内応力として残留する引張応力を応力源とする焼鈍時の昇温過程における一種のクリープ破断現象であり、Greenwood らが黄銅の高温破断現象

として提示した r 型脆性破断と基本的に同一の現象であることを明らかにした⁴⁾。このような r 型クリープ破断における空洞の発生ならびに成長の機構について、Greenwood ら以後多くの実験ならびにモデルが提示してきた。結晶粒界に異物が存在しない場合の空洞の発生機構について、Gifkin ら⁵⁾、Chen ら⁶⁾、Intrater ら⁷⁾ および McLane ら⁸⁾ は滑り帶と結晶粒界との交差によって形成される粒界上の突出部がその後の粒界すべりによって空洞の核となり、そこに過剰の原子空孔が集まって空洞に成長するというモデルを提示し、今日では比較的広く認められている。したがって r 型クリープ破断時の空洞発生に対して、冷間加工によって導入される種々の格子欠陥の影響は、極めて大きいものと考えられる。この点に関して Intrater らは二結晶高純銅の高温クリープ試験時に形成される空洞密度と試

*日本金属学会誌、35(1971), 493に一部発表

研究部 工学博士、*研究部

料に加えられた予ひずみとの関係について実験し、予ひずみを与えることによって空洞密度が数倍にまで増大することを明らかにした。最近に至って、Williams らがクリープ寿命におよぼす予ひずみの影響に関する論評をあらわした⁹⁾。この中で予ひずみによってクリープ寿命が増大する場合と減少する場合とがあり、前者は加工硬化あるいは亜結晶粒界形成によるクリープ強度の増大によっており、後者は予ひずみによって生じた粒界損傷が空洞へ成長することによると述べている。ここで対象としている金属は主としてアルミニウム合金および軟鋼であり、しかも与えられた予ひずみ量は数%程度のものが主体を占めており、最も大きいものでも30%程度にすぎない。このような研究成果から考えて、銅合金の焼鈍脆化現象において焼鈍前の冷間加工度がかなりの影響を与えることが十分に考えられる。しかも伸銅工業においては焼鈍前の冷間加工度はかなり巾広く選択されているため、実用的見地からも焼鈍脆化現象におよぼす広範囲な冷間加工の影響を知ることは重要であるが、まだこのような見地から検討が加えられていない。本稿では焼鈍脆化現象と焼鈍前の冷間加工の関係について、70-30黄銅を試料に選んで実験した結果をまず報告する。本研究において70-30黄銅を試料に選んだ理由は、クリープ現象における空洞の発生に関する研究が本合金についてかなりよくなされていること^{3) 4) 6)}、および本合金は焼鈍脆化現象に対する感受性が小さくなく、合金成分および組織も単純であるうえ、工業的に最も一般的な合金であるためである。

つぎに、製造工場で、その製造工程の関係上本現象を最もよく経験しているクロム銅¹⁰⁾について、70-30黄銅における実験結果を適用した結果を簡単に報告する。クロム銅棒は熱間押出後1000°C以上の高温で溶体化処理をおこない焼入する。この際温度が高いため結晶粒の粗大化を招きやすい。ついで30~50%の冷間加工がおこなわれるが、加工法によっては、大きな残留応力を発生する場合がある。最後に(450~500°C)×(2~5h)の焼もどし処理がおこなわれるが、この温度範囲は焼もどし脆化が最も生じやすいものである。このようにクロム銅棒の製造においては、結晶粒径、残留応力、および焼もどし条件のいずれもが焼もどし脆化をもたらしやすい状況にある。その防止策として現在結晶粒径の微細化および残留応力の低減化を計りほぼ成功している。今回70-30黄銅について冷間加工量の影響を検討したところ、強度の冷間加工も防止策として有効であることが判明したので、クロム銅に適用したのである。

Ⅱ. 70-30黄銅の焼鈍脆化現象におよぼす冷間加工の影響について

2.1 試料ならびに実験方法

(1) 固定曲げ試験

試料はCu-30%Zn合金であり、含有不純物量はFe, Pbとも0.01%以下、Bi 0.001%以下である。このような組成よりなるインゴット(6"φ×1,000mmL)に、熱間および冷間の鍛錬を加え各々所定の厚さの板材とした後、結晶粒の大きさが1.2mmおよび0.45mmになるように焼鈍した。この焼鈍材に板厚減少率で10~90%の冷間圧延を加え、最終板厚2.0mmの圧延板とし、圧延方向および直角方向から長さ130mm、幅25mmの板状試験片を採取した。これを曲率半径100mmの円弧ブロックにボルトで固定し、外周側の半面にある大きさの引張応力を付加し、続けてこの状態で250~450°Cの油浴あるいは塩浴中で1時間焼鈍した。

本固定曲げによって試片外周層に付加される有効引張応力(σ_a)の平均値および熱処理によって除去される応力(σ_r)の平均値は次式で求められる¹¹⁾。

$$\sigma_a = 1/2 \{ Et(h_1 - h_2) / (1 - \nu^2) (l/2)^2 \} \dots \dots (1)$$

$$\sigma_r = 1/2 \{ Et(h_3 - h_2) / (1 - \nu^2) (l/2)^2 \} \dots \dots (2)$$

E : ヤング率(10500kg/mm²)、 ν : ポアソン比、 t : 板厚、 l : 試験片の長さ

h_1 : 試験片を円弧台に固定したときの円弧の高さ

h_2 : 試験片を円弧台から解放したときの円弧の高さ

h_3 : 同じく熱処理後の試験片を円弧台から解放したときの円弧の高さ

熱処理後試験片をブロックより取外し引張試験片に形成し室温で引張試験し、脆化の程度を示す指標として、破断の幅の収縮率を求めた。幅の収縮率は曲げて焼鈍したときに外側になっていた面、すなわち張力側の破断部の先端につき、引張試験前の幅に対する破断後の幅の減少量の比率{φ(%)}として表わした。この幅収縮率は当然のことながら、焼鈍時に生じた脆化の程度に応じて減少する。試験後破断部近傍の断面について電解研磨と化学研磨を施し、主として光学顕微鏡観察をおこない空洞の発生ならびにすべり帶の状況を明らかにした。

(2) クリープ試験

前記と同寸法のインゴットを熱間押出しにより直径50mmの棒とした後冷間抽伸と中間焼鈍を加え、各所定寸法の棒材とした後、結晶粒の大きさを約1.2mmに調整し、その後断面積減少率で10~70%の冷間抽伸を施し、最終直径10mmの棒材とした。これから平行部長さ50mm、直径5mmのクリープ試験片を採取した。ついで試験温度250°C、応力10~40kg/mm²の条件下でクリープ試験を実施した。一部の試料については適当なクリープ伸びを示したところで取外し、光学顕微鏡による組織観察をおこなった。

2.2 実験結果

(1) 固定曲げ試験

試験片の常温における機械的性質の一例として圧延方向に引張った場合の結果をFig. 1に示す。結晶粒大きさとこれらの性質との間には密接な関係があって、加工度50%以下では細粒の方が耐力、引張強さおよびのびともすぐれ

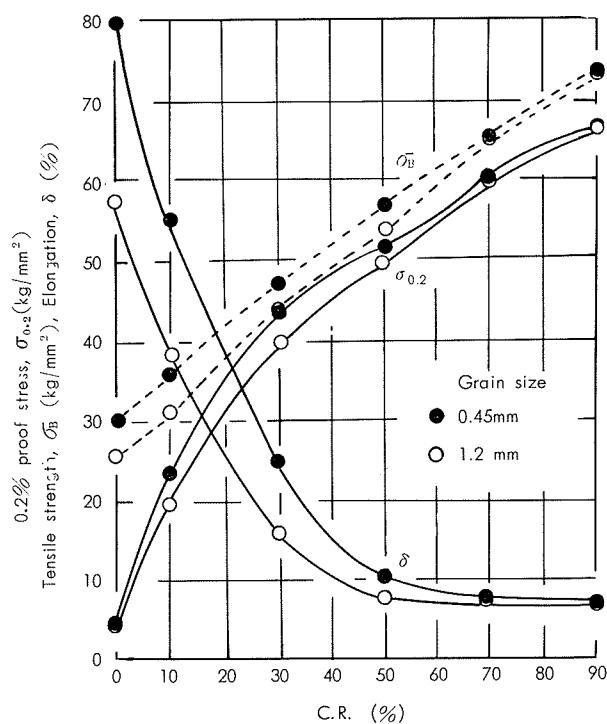
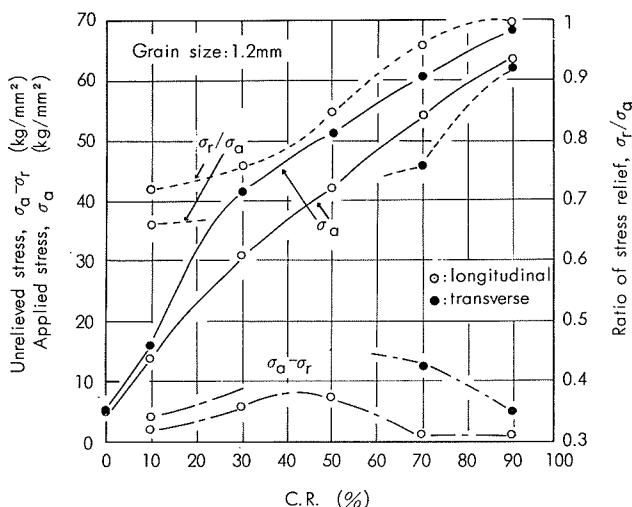
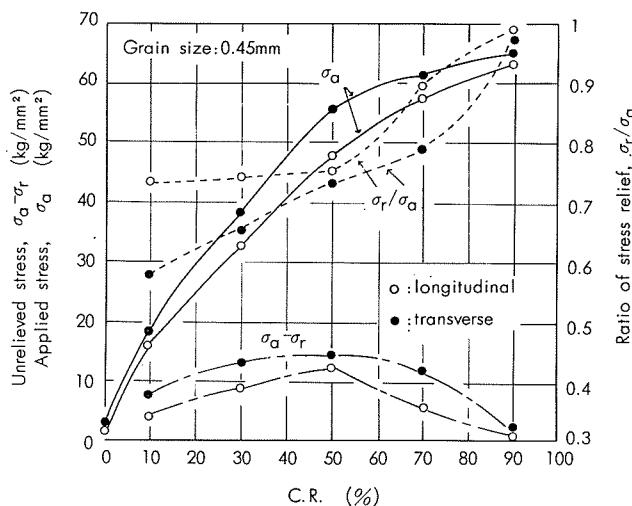


Fig. 1 Tensile properties of 70-30 brass, as rolled.

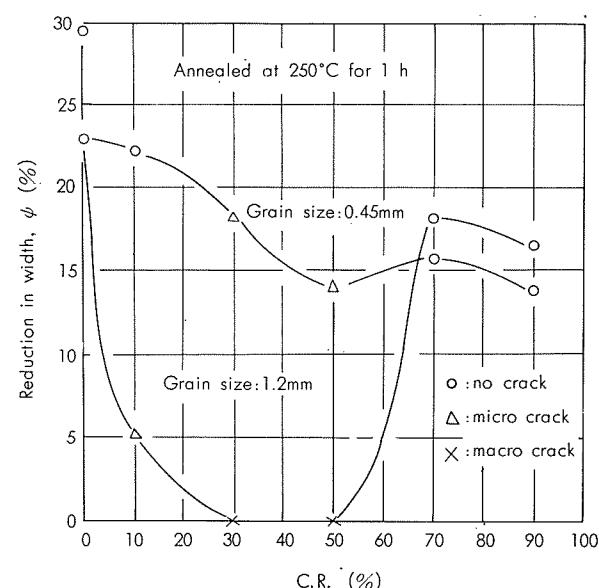
ているが、加工度70%以上では結晶粒大きさによる差は認め難い。このような加工度と結晶粒大きさと機械的性質との関係は、圧延方向と直角な方向に引張った場合も同様である。

つぎに本試験法で試片に付加される応力および $250^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 焼鈍によって除去される応力の状況をFig. 2, 3に示す。冷間加工度とともに平均付加応力は一様に増大し元板のほぼ耐力に相当する応力が付加されている。 250°C 焼鈍による応力除去の状況は冷間加工度と応力付加の方向等によっており、冷間加工度が小さく、直角方向に応力を付加した場合に、付加応力は除去され難く応力除去率(σ_r/σ_a)

Fig. 2 Applied stress and relieved stress of 70-30 brass sheets in grain size of 1.2mm by fixing on the block of radius 100mm and annealing at 250°C for 1 hour.Fig. 3 Applied stress and relieved stress of 70-30 brass sheets in grain size of 0.45mm by fixing on the block of radius 100mm and annealing at 250°C for 1 hour.

は小さくなる。なお結晶粒径 1.2mm で冷間加工度30%および50%のものに直角方向に応力を付加した場合には、焼鈍中に張力を受けていた側に割れを生じ σ_r 値を計算できなかったので、Fig. 2において冷間加工度30%および50%試料に関する σ_r/σ_a および $\sigma_a - \sigma_r$ の値を記載していない。 $250^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ の焼鈍によって除去されなかった応力の大きさは、冷間加工度30~50%のものが他に比して大きい。しかし 300°C 以上で焼鈍した場合にはいずれの条件で応力を付加したものも付加応力の100%が除去された。

焼鈍後の引張試験における幅収縮率と冷間加工度との関係をFig. 4~6に示す。それぞれ結晶粒大きさ、応力付加方向および焼鈍温度の影響を併せて示したものである。

Fig. 4 Effect of cold reduction on the embrittlement of 70-30 brass sheets of different grain size during annealing at 250°C under stressing in transverse to rolling direction by fixing on the block.

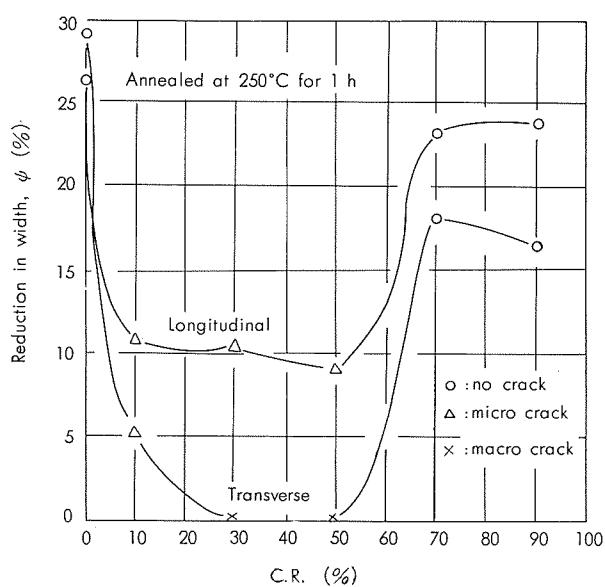


Fig. 5 Effect of cold reduction on the embrittlement of 70-30 brass sheets in grain size of 1.2mm during annealing at 250°C under different stressing direction to rolling direction by fixing on the block.

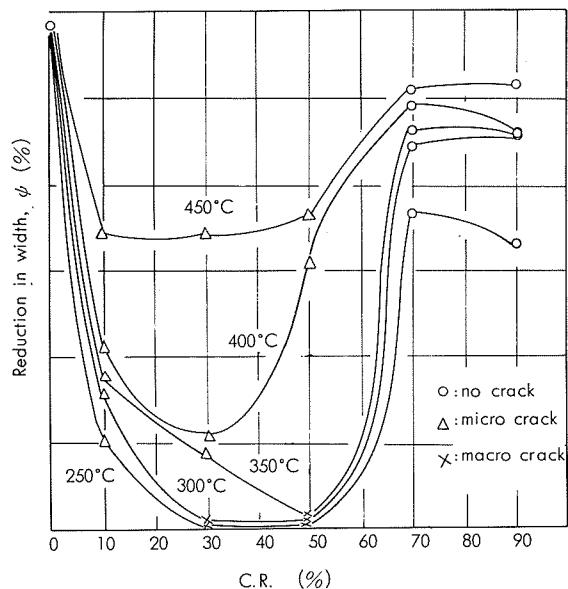


Fig. 6 Effect of cold reduction on the embrittlement of 70-30 brass sheets in grain size of 1.2mm during annealing at different temperature under stressing in transverse to rolling direction fixing on the block.

Fig. 4～6を通じ、与えられた試験条件の範囲内では、30～50%の中程度の冷間加工を施した試料は、焼鈍中に張力を受けていた側にすでに割れを生じたり（図中 macro crack と記してある）あるいは焼鈍後の引張試験において張力側に多数の小割れを生じ（図中 micro crack と記してある）、脆性破断を呈し幅収縮率が最も小さくなっている。10%加工材でも結晶粒大きさが大きい方の試験片には、引張試験において局部的な割れの観察される場合が多く、幅収縮率もかなり低下している。70%以上の強加工材では

いずれの条件下でも割れは観察されず、幅収縮率は増大し、引張試験における破断部はいずれも延性破断を示している。このような脆化の傾向に対して結晶粒大きさの影響は、Fig. 4 にみるように大きく、粗大結晶粒の試験片（結晶粒の大きさ 1.2mm）の方がそれより小さな結晶粒の試験片（結晶粒の大きさ 0.45mm）よりも幅収縮率値は著しく小さくなってしまおり脆化が進行しやすいことを示している。また Fig. 5 にみるように応力付加方向の影響も大きく、圧延方向と直角に曲げ応力を作用させた方が平行に作用させた場合よりも脆化は進行しやすい。また、焼鈍温度の影響は Fig. 6 にみるようであって、脆化が250～350°Cで生じやすいことがわかる。以上述べたように脆化が最も顕著に生ずるのは粗大結晶粒を有する材料に30～50%の冷間圧延を施し、この板の圧延方向と直角の方向に引張応力を付加し、250～300°Cで焼鈍した場合であり、冷間加工度の影響を除けば従来の研究結果³⁾に一致している。

次に焼鈍中あるいはその後の引張試験によって張力側に割れを生じた脆化試料（冷間加工度10～50%）の断面ミクロ組織を観察し、結果を Fig. 7, 8 に示した。空洞あるいは割れは付加応力とほぼ直角な方向の結晶粒界上に生じており、かつ空洞の多くは冷間圧延時のすべり面と粒界との交差する個所に存在するものが多いように観察された。また焼鈍温度の上昇とともに部分的に、主として初期結晶粒界

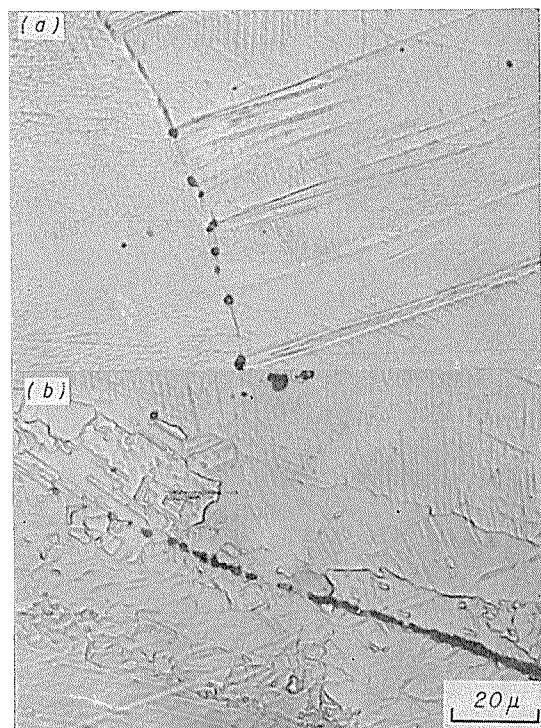


Fig. 7 Voids in a grain boundary of 70-30 brass. Electrolytically and chemically etched.
(a) Cold rolled 10% and then annealed at 250°C.
(b) Cold rolled 50% and then annealed at 300°C.

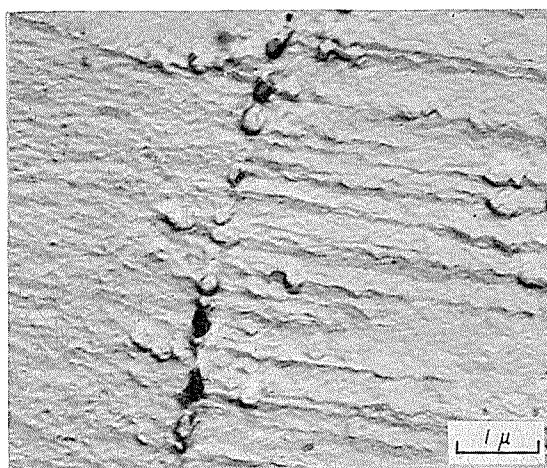


Fig. 8 Voids in a grain boundary of 70-30 brass, cold rolled 30% and then annealed at 250°C chemically etched.

近傍、に再結晶組織を呈するように変化してくるが、このような場合には空洞あるいは割れは初期結晶粒界に沿って観察されるのみで、新たに再結晶した結晶の粒界には観察されることはない。つぎにマクロ的には脆化を生じていなかつた強加工材の断面ミクロ組織を Fig. 9 に示す。70% 加工材ではごく一部分、90% 加工材では大部分が再結晶組織へ変化しており、かつ空洞あるいは割れは観察されない。



Fig. 9 Microstructures of 70-30 brass heavily cold rolled and then annealed at 250°C for 1 h.
(a) cold rolled 90%
(b) cold rolled 70%

(2) クリープ試験

冷間加工度とクリープ破断に至るまでの全のびとの関係

を Fig. 10 に、破断部の断面収縮率との関係を Fig. 11 に示す。全クリープのびおよび断面収縮率はともに冷間加工度に依存し、加工度30%で最小値を示し、加工度70%で最大値を示している。クリープ破断後の破断部近傍の金属組織を Fig. 12 に示した。冷間加工度10%および30%の試料では引張応力とほぼ直角な方向の初期結晶粒界に沿って空洞および割れが試料全面にわたって観察され、典型的な r

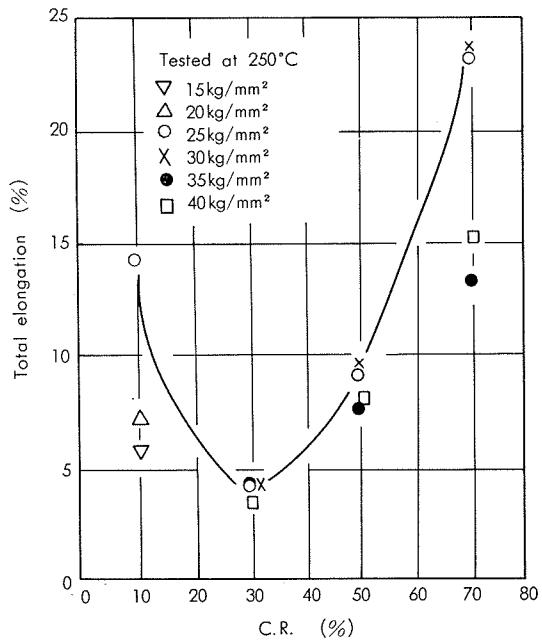


Fig. 10 Effect of cold reduction on the total creep elongation in creep rupture tests of 70-30 brass, tested at 250°C under different loads.

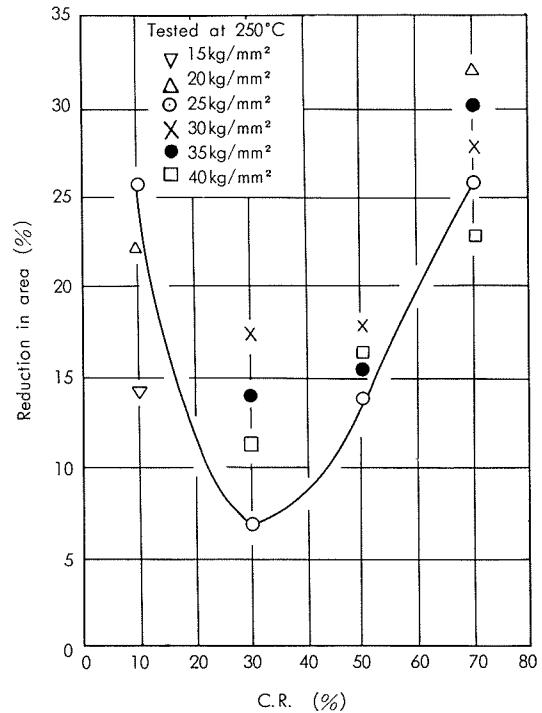


Fig. 11 Effect of cold reduction on the reduction in area at creep rupture tests of 70-30 brass, tested at 250°C under different loads.

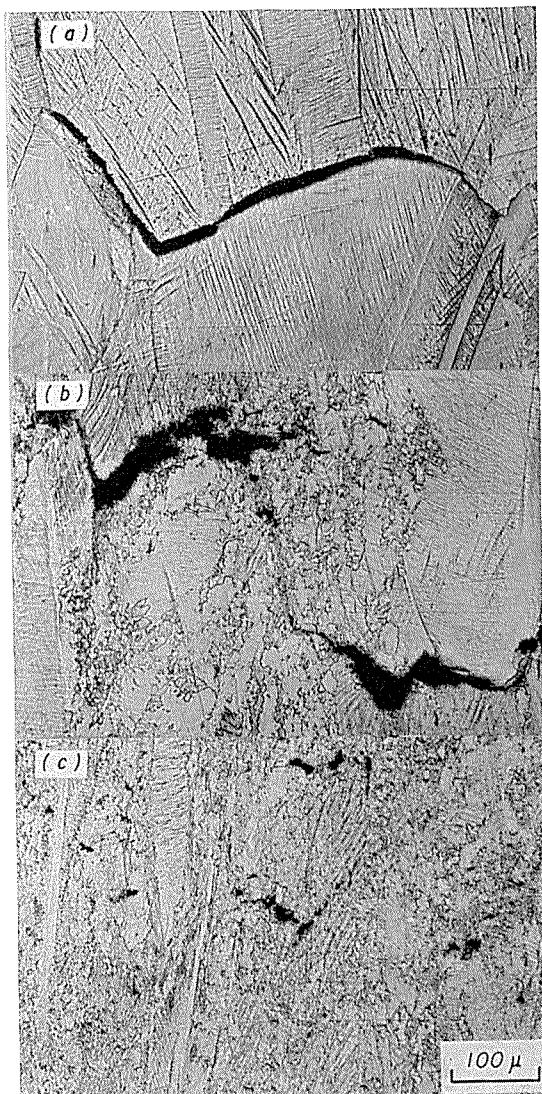


Fig. 12 Microstructures of 70-30 brass specimens of different cold reduction, creep ruptured at 250°C.

- (a) C.R. : 30%, elongation : 4%
- (b) C.R. : 50%, elongation : 9.8%
- (c) C.R. : 70%, elongation : 23.6%

型クリープ破断の状況を呈していた。冷間加工度50%試料では部分的な再結晶組織を呈しているが、試料全面にわたって初期結晶粒界に沿う割れが観察された。70%加工材では再結晶の領域が拡がり割れは観察されなかつたが、破断部のごく近傍に限って写真に示したような小さな損傷部が多くみられた。

2・3 考 察

70-30黄銅の10~90%冷間加工材に関する固定曲げによる焼鈍脆化テストあるいはクリープ試験の結果、前述の如く50%以下の冷間加工材は初期結晶粒界上に空洞による脆化または脆性破断、いわゆるr型の破断を呈することを確認した。さらにこの現象が30~50%の範囲の加工度で最も生じやすいこと、および空洞がすべり帶と初期結晶粒界との交差する場所、いわゆる粒界のledgeに存在することが多いことが見受けられた。この範囲の冷間加工は

McLean ら⁸⁾が述べているごとく ledge の数を増加させ、空洞の核形成を助長するものと考えられる。一方加工度70%以上の材料については空洞は観察されず、しかも250°Cで焼鈍した試料（固定曲げ法では1h、クリープ試験では5~15h 焼鈍）に再結晶組織が形成され、延性が回復していた。これらについて詳細な機構は明らかではないが、焼鈍脆化現象または粒界における空洞の発生しやすさに対する冷間加工度の影響につき、まず第一に冷間加工材においては Fig. 1 にも示したように、加工度の増大につれて結晶粒大きさに対する機械的性質の依存性が漸減することから、強加工材にあってはもはや粒界を内応力の分布の観点から特異な場所と考える必要のないことが考えられる。つまり焼鈍時の応力弛緩は試料全面にわたって均等におこなわれることが考えられる。第二に冷間強加工によって結晶粒界の構造変化が著しく、粒界すべりが困難になり、空洞が形成されにくくことが考えられる。第三に再結晶組織の形成が容易になり、それに伴って応力弛緩がおこなわれることが考えられる。そこで30%および70%加工材について試験温度 250°C、引張応力 30kg/mm² の条件下でクリープ試験をおこない、適当なクリープのびを示す所で試験を中断し、クリープのびと金属組織変化の関係を求めた。クリープ曲線および組織写真を Fig. 13, Fig. 14 に示す。2 次クリープ開始点（クリープのび 0.3%）ではいずれの試料にも空洞あるいは組織変化はみられない。しかし、30%加工材でクリープのび 0.9% 試料には空洞がかなり高密度に存在している。一方70%加工材でクリープのび 0.6% 試料にはごく一部に再結晶組織が形成されており、かつ空洞は存在しない。その後のクリープの進行とともに30%加工材では空洞密度が増し、脆性破断に至り、70%加工材では再結晶組織領域が拡がり、延性破断に至っている。そこでさらに70%加工材について再結晶がおこり難くかつクリープ変形が進行すると思われる低温低荷重（200°C, 15kg/mm²）下で400時間のクリープ試験を行なった。この場合 0.7% のクリープのびを示し、クリープ曲線から判断して 2 次クリープの終了間近の状態であった。試験後光学顕微鏡およびX線回折により、金属組織を観察したところ、部

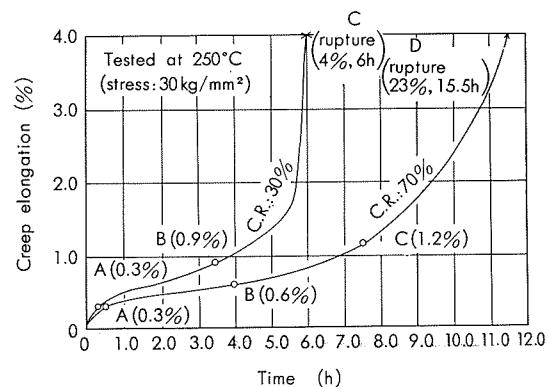


Fig. 13 Creep curves of 70-30 brass cold worked 30% and 70%, tested at 250°C.

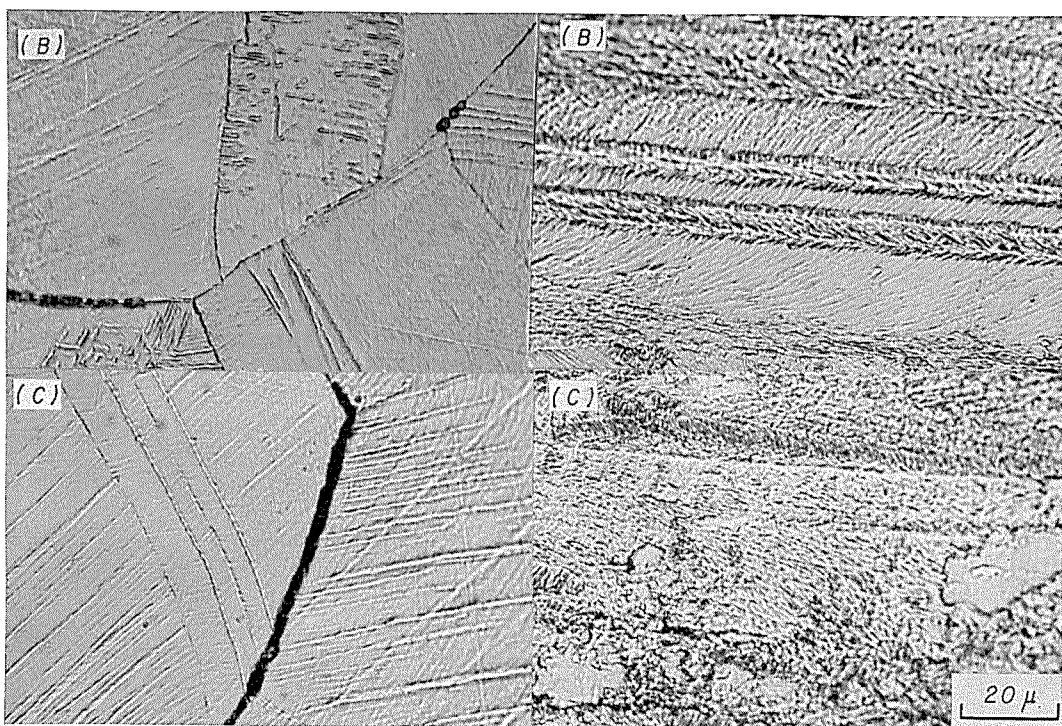


Fig. 14 Microstructures of 70-30 brass in creep tests interrupted at several creep elongation at 250°C (B.C. : refer to points B and C in Fig. 13).

分的に再結晶していること、空洞は存在しないことが確認された。以上の試験により、強加工材で空洞がみられず、延性が著しく回復することの有力な理由として、再結晶が通常の加工度(30~50%)のものより約100°C低い200°Cで容易におこるため、通常の焼鈍温度(250°C以上)における応力弛緩が粒界すべりではなく、再結晶粒の形成に関連して進行することがあげられる。

III. クロム銅の焼鈍脆化現象におよぼす 冷間加工の影響について

3.1 固定曲げ試験

Cu-1.2%Cr合金インゴットに熱間鍛造を加え所定の厚さにした後 1040°C×1h 溶体化処理し、結晶粒径 0.5~1.0 mmの粒大組織を得た。この板に板厚減少率で30~80%の冷間圧延を加えて 2 mmの板とした後、圧延方向と直角な

方向から 130×25mm の板状試片を採取し、固定曲げ試験に供した。これを曲率半径 100mm の円弧ブロックにボルトで固定し 400°C および 500°C の塩浴中で 1 時間焼鈍し、式(1), (2)に従って付加応力および除去応力を計算した。本法により付加される応力は、材料の耐力に相当する35~40kg/mm²である。また焼鈍による応力除去率は、400°Cの焼鈍では、30%加工材で約70%, 80%加工材で約90%であり冷間加工量の増大とともに大きくなる。また500°Cの焼鈍では、30%加工材では85%, 40%以上の加工材で100%である。熱処理後、室温で引張試験をおこない脆化の状況を観察した。加工材および焼鈍材の引張試験および硬度測定結果を Table 1 にまとめた。また光学顕微鏡およびX線回折による金属組織の観察結果を Table 2 にまとめた。40%加工材および80%加工材の欠陥部分を Fig. 15 に示す。冷間加工度30~70%では micro あるいは

Table 1 Mechanical properties of Cu-Cr alloys, cold rolled 30~80% and then annealed at 400°C and 500°C under stressing in transverse to rolling direction by fixing on the block of radius 100mm.

Degree of cold rolling reduction (%)	As rolled			400°C for 1 hour				500°C for 1 hour			
	σ_b (kg/mm ²)	δ (%)	Hv (5kg)	σ_b (kg/mm ²)	δ (%)	φ (%)	Hv (5kg)	σ_b (kg/mm ²)	δ (%)	φ (%)	Hv (5kg)
30	36.5	10	117	33.5	12	2.8	144	40.3	6	2.2	146
40	39.2	10	117	35.6	4	0.6	146	38.7	4	3.4	156
50	40.9	11	131	46.6	12	4.7	146	43.2	8	2.4	151
60	43.3	10	130	45.9	12	5.7	150	41.7	8	6.9	146
70	44.1	8	130	49.2	14	5.2	150	47.7	16	10.0	143
80	44.9	8	134	50.8	20	13.8	157	45.3	20	15.6	135

Table 2 The defects and structures of Cu-Cr alloys, cold rolled and then annealed at 400°C and 500°C under stressing by fixing on the block.

Degree of cold rolling reduction(%)	400°C×1hh		500°C×1hh	
	Defects	Structures	Defects	Structures
30	Macro crack	Cold worked	Macro crack	Cold worked
40	"	"	"	"
50	"	"	"	"
60	"	"	"	Partially recrystallized
70	"	Partially recrystallized	Micro crack	"
80	Voids at grain boundaries	"	Void at grain boundaries	"

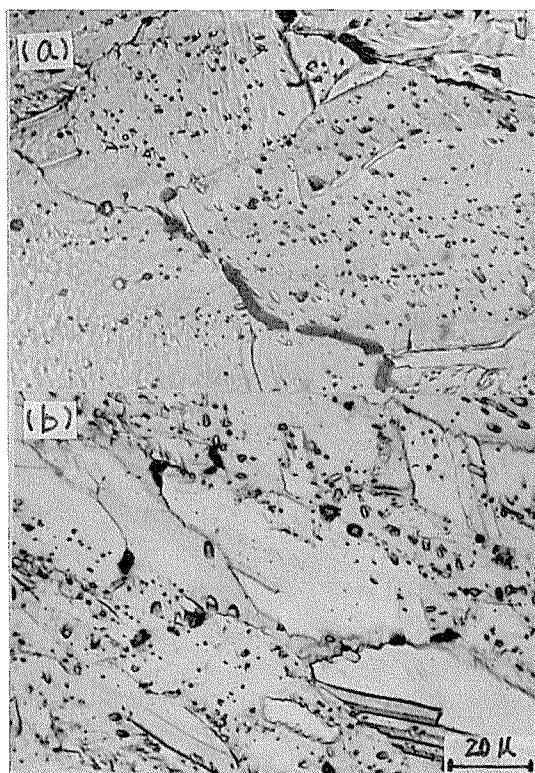


Fig. 15 Microstructures of Cu-Cr alloys, cold rolled and then annealed at 400°C for 1 h.

(a) cold rolled 40%
(b) cold rolled 80%

macro crack を生じ、材料の延性を低下させている。80 %加工材には、割れに到らないものの空洞が観察される。しかしその密度は極めて小さく材料の延性をさほど低下させていない。

従って本合金においても強度の冷間加工は焼純脆化の防止に有効であるといえる。ただし冷間加工度の増大は、Table 1, 2 に示すように再結晶を促進するので高温焼純時のかたさの低下を招き、電極材料として実用に供される場合材料の寿命の点で問題になる懸念もある。冷間加工度と焼もどし後のかたさとの関係を Table 3 に示した。80 %強加工材では550°C以上で焼純した場合のかたさの低下が著しい。

3・2 クリープ試験

0.5~1.0mm の粗大結晶粒を有するクロム銅に断面積減少変化率で 30%および 70%の冷間加工を加え、350°C および 400°C でクリープ試験をおこなった。結果を Table 4 に示す。70%加工材の方が破断までのクリープのびが大きいもののいずれの試料ともその値は 1%以下と小さく、破断部は脆性破断の様相を呈していた。またいずれの試料にもクリープ破断特有の空洞が存在していた。

3・3 製造工場材への適用例

Cu-1.17%Cr 熱間押出棒 (35φ) を1040°C×1/2h 溶体化処理後水冷し、結晶粒径 2~10mm の粗大組織を得た。これに 30%~50% および 70% の冷間抽伸を加え、その後

Table 3 The changes of Vickers hardness of Cu-Cr alloys with annealing temperature. (load : 5kg)

Degree of cold rolling reduction (%)	Annealing temperature (°C×1h)							
	As rolled	300	400	450	500	550	600	650
30	117	112	144	168	146	129	122	121
50	131	117	150	170	151	136	131	113
80	134	132	157	162	138	104	99	85

Table 4 The results of creep test of Cu-Cr alloys.

Degree of cold rolling reduction (%)	350°C×20kg/mm ²		400°C×15kg/mm ²	
	Total creep elongation (%)	Time to break-down (h)	Total creep elongation (%)	Time to break-down (h)
30	0.41	4.3	0.25	44.2
70	(0.62)*	(213)*	0.49	46.2

* Interrupted at 213 h.

450°C × 2h なる焼もどし処理をおこなった。焼鈍材およびこれを50%圧縮加工試験した後、空洞およびcrackの発生状況を観察し Table 5 に示した。ここでいう macro crack とは焼鈍状況で crack の生じたものをいい、micro crack とは圧縮加工により crack に到ったものをいう。30%加工材では焼鈍材すでに4個中2個にmacro crack がみられ、残り2個にも micro crack が発生している。crack はいずれも引張残留応力が存在する外側から内側に向って棒長手方向に沿って生じている。一方70%加工材

では、4個中1個に micro crack、他の1個に空洞が極めて粗に存在しているにすぎず、残り2個には空洞も観察されず正常な金属組織を呈していた。

引張試験、かたさ測定および導電率測定結果を Table 6 に示す。なお引張試験の実施に際しては、平行部を20φから6φまで切削しているので、空洞の影響はほとんど除かれているものと考えられる。焼もどし後の性能において加工度の増大とともに耐力および引張強さは増大するものの、かたさは逆に低下している。

Table 5 Relation between the degree of cold drawing and cracks during annealing of Cu-Cr rods.

Degree of cold drawing (%)	Number of test specimens	Number of specimens macro cracked	Number of specimens micro cracked	Number of specimens of void
30	4	2	2	4
50	4	0	3	4
70	4	0	1	2

Table 6 Mechanical and electrical properties of Cu-Cr rods, as drawn and annealed at 450°C for 2h.

Degree of cold drawing (%)	As drawn						450°C × 2h					
	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_b (kg/mm ²)	δ (%)	φ (%)	H _R B	IACS(%)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_b (kg/mm ²)	δ (%)	φ (%)	H _R B	IACS(%)
30	34.6	36.8	27	77.6	61.6	33.1	43.9	49.7	22	66.4	85.4	74.5
50	40.7	41.9	18	78.3	63.7	33.8	52.5	58.9	22	73.3	84.5	78.3
70	44.5	45.6	16	77.9	66.7	35.9	54.5	60.2	21	77.0	82.1	79.5

3・4 考 察

クロム銅においても冷間加工度の増大によって、焼鈍脆性の発生を大幅に抑制できることを明らかにした。しかし黄銅における焼鈍脆性消失の臨界加工度である70%以上の加工度を加えても、本合金の性能面から規定される焼もどし温度400~500°Cで焼鈍した場合、焼鈍脆化は完全には消失しない。また金属組織は部分的な再結晶組織である。このような事実は、70~30黄銅の焼鈍脆化が冷間強加工によって消失する理由としあげた点、すなわち再結晶組織による応力弛緩が粒界すべりによるそれに優先することを裏付けるものと考える。つまりクロム銅の完全再結晶温度は、強加工材といえども焼もどし温度である400~500°Cより高く、従ってこの温度域での焼鈍による応力弛緩はある程度粒界すべりに負っており、空洞の発生がみられるのである。

このように冷間強加工による焼もどし脆化の防止が、再結晶組織の形成に関係している以上、冷間強加工によって、たとえ焼もどし脆化を防止しえたとしても、本合金の性能上最も必要とされるかたさの低下はまぬがれず、従って本法による脆化防止対策は本合金にとって、根本的な対策とはなりえないものである。

IV. 結 言

黄銅およびクロム銅の焼鈍脆化現象に及ぼす冷間加工度の影響を検討し、次の結果を得た。

(1) 70~30黄銅においては焼鈍脆化の程度は冷間加工度

に著しく依存し、冷間加工度30~50%の場合に最も顕著であり、10%の場合がこれに次いでいる。加工度70%以上の場合はいかなる条件下でも脆化せず延性が回復される。

クロム銅においても冷間加工度30~50%で最も脆化しやすく加工度の増大とともに脆化の程度は低下するが、加工度80%までは空洞が存在する。

(2) 空洞はすべり帯と粒界との交差する個所に存在することが多く、かつ空洞の間隔がすべり帯の間隔(1~3μ)と同じ程度である。したがって冷間加工によって形成されるすべり帯と粒界との交差部分が ledge となり、その後の高温変形時の粒界すべりによって空洞に成長するものと考えられる。中程度の冷間加工は ledge の密度を増すものと考えられる。

(3) 黄銅の冷間強加工材においては粒界構造が著しく変化し、粒界でのすべりが困難になる一方200°C程度の低温で再結晶粒の生成がおこなわれ、このため通常の焼鈍温度(300~400°C)においては粒界における脆化を生ずることなく応力の弛緩が進行するものと考えられる。一方クロム銅の冷間強加工材においては、再結晶温度が焼もどし温度である400~500°Cよりも高く、この温度範囲での応力弛緩が粒界すべりにも依存するため、空洞の形成を伴うものと考えられる。

(4) 冷間強加工による焼鈍脆化の抑制が再結晶組織の形成に関係しており、焼鈍後の軟化を伴なうことから、焼鈍後に高硬度が要求されるクロム銅の場合には、α黄銅の場合とは異なり、冷間強加工によって焼鈍脆化を防止する方策は実用上採用できない。

文 献

- 1) E. O. Jones and E. Whitehead : Trans. AIME, **73** (1926), 834
- 2) F. H. Wilson and E. W. Palmer : Trans. AIME, **185** (1949), 995
- 3) 佐藤史郎 : 本誌, **7**(1966), 3, 143; **8**(1967), 1
- 4) J. N. Greenwood, D. R. Miller and J. W. Suiter : Acta Met., **2**(1954), 250
- 5) R. C. Gifkins : Acta Met., **4**(1956), 98
- 6) C. W. Chen and E. S. Machlin : J. Metals, **9**(1957), 829
- 7) J. Intrater and E. S. Machlin : Acta Met., **7**(1959), 140
- 8) D. McLean : J. Aust. Inst. Metals, **8**(1963), 43
- 9) J. A. Williams and T.C. Lindley : Z. Metallk., **60**(1969), 957
- 10) 佐藤史郎, 福田保夫 : 本誌, **8**(1967), 143
- 11) R. I. Anderson and E.G. Fahlman : J. Inst. Metals, **32** (1924), 367

R 147

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 13 No. 2 April, 1972

アルミニウム合金製継目なし高圧ガス経年容器に関する二、三の実験（再検査基準作成のための調査）

竹内勝治
田中英司
中村授
伊藤正夫

住友軽金属工業株式会社

技術資料

アルミニウム合金製継目なし高圧ガス経年容器 に関する二、三の実験（再検査基準作成のための調査）

竹内勝治* 田中英司**
中村 授*** 伊藤正夫***

1. 緒 言

高圧ガス容器は高圧ガス取締法第48～49条で再検査を受けることが義務づけられており、昭和41年10月1日より施行された容器保安規則において再検査の期間を定めた第47条、再検査の規格を定めた第48条、およびその省令補完基準である高圧ガス保安協会の容器保安規則関係基準の容器再検査基準にしたがって再検査を受けなければならない。

アルミニウム合金製容器の場合、溶接容器は昭和41年の法規改正により製作できるようになったが、市販されたのは比較的最近である。しかし、継目なし容器は昭和6年から現在に至るおよそ40年の歴史があり、しかも当社が唯一の製造業者である。その製造の変遷については既に述べたが¹⁾、材質は2017-T4合金が主であり、昭和41年から製作可能となった5052-Fおよび5056-F合金製容器はほとんどなく、また、容器内容積は110lが最大であるが、大部分の容器は1ないし2lの小型である。これらの容器は長年にわたり、鋼製継目なし容器の基準によって再検査を受けてきたわけであるが、現状で考えると、それが適切であったとは必ずしもいいがたい。

いっぽう、高圧ガス保安協会は通商産業省の委託により昭和42年度に外国製の鋼製継目なし容器の再検査基準(案)を、昭和43年度には国産鋼製継目なし容器のそれを作成して答申した。その当時、高圧ガス保安協会よりアルミニウム合金製容器についても再検査基準(案)をという依頼が軽金属協会にあり、軽金属溶接技術会設計委員会において継目なしおよび溶接容器の再検査基準(案)作成のための各種調査と実験を開始した。

本報は同委員会において当社がアルミニウム合金製継目なし経年容器の実状を調査するため担当した諸実験、すなわち、質量検査、音響検査、外観検査、耐圧および破裂試験その他に関してまとめたものである。

2. 供試経年容器

供試経年容器は昭和8年から36年にわたって当社で製造した1l容器79本、2l容器14本、計93本である。これらの容器は九州炭鉱救護隊連盟直方救護練習所、住友石炭奔

別鉱業所、同歌志内鉱業所、帝国硫黄工業㈱、東京測器㈱、三井鉱山砂川鉱業所などにおいて9ないし37年間酸素充てん容器（常用圧力150kg/cm²）として使用され、かつ、期限ごとに再検査を受けていたもので、各社所有容器中より損傷の程度がきわめて著しいとみなされるものをえらび、軽金属協会が43本、当社が50本をそれぞれ回収して実験に供した。容器番号、製造年月、質量、内容積など容器に刻

第1表 供試経年容器（常用150kg/cm²、耐圧250kg/cm²）

区分		容器番号		製作年月日	質量(kg)	内容積(l)
昭和8年 製作	1l 容器	010	207	昭8.8.14	1.315	1.030
		220		〃	1.303	1.020
		223		〃	1.320	〃
		229		〃	1.310	1.015
昭和9年 製作	1l 容器	010	543	昭9.5.22	1.355	1.020
		550		〃	1.365	〃
		551		〃	1.350	〃
		557		昭9.5.25	1.355	〃
		558		〃	1.360	1.025
昭和12年 製作	1l 容器	010	1039	昭12.2.17	1.725 ^(a)	1.015
		1046		〃	1.770 ^(a)	〃
		2058		昭12.10.20	1.805 ^(a)	〃
		2063		〃	〃	1.010
昭和17年 製作	1l 容器	010	6875	昭17.4.1	1.825 ^(a)	1.000
		6876 ^(a)		〃	1.835 ^(a)	〃
昭和19年 製作	1l 容器	010	11354 ^(a)	昭19.5.22	1.815 ^(a)	1.020
		11374 ^(a)	^(a)	〃	1.865 ^(a)	1.015
		11376 ^(a)		〃	1.810 ^(a)	1.020
		11383 ^(a)	^(a)	〃	1.800 ^(a)	〃
		11453 ^(a)	^(a)	〃	1.790 ^(a)	〃
		11468 ^(a)	^(a)	〃	1.895 ^(a)	〃
		12052 ^(a)	^(a)	昭19.6.16	1.790 ^(a)	〃
		12082 ^(a)	^(a)	昭19.6.22	1.775 ^(a)	〃
		12482 ^(a)	^(a)	昭19.9.29	1.830 ^(a)	〃
		12805 ^(a)		〃	1.845 ^(a)	1.015
		12982 ^(a)		昭19.10.25	1.825 ^(a)	1.005
		13045 ^(a)	^(a)	〃	1.820 ^(a)	1.015
		13066 ^(a)		〃	1.780 ^(a)	1.010
		13249 ^(a)		昭19.10.27	1.805 ^(a)	〃
		13301 ^(a)		〃	1.820 ^(a)	1.020
		13312 ^(a)		〃	1.790 ^(a)	〃
		13630 ^(a)	^(a)	昭19.10.29	1.835 ^(a)	1.000
		13655 ^(a)	^(a)	〃	1.820 ^(a)	1.020
		13970 ^(a)		〃	1.810 ^(a)	1.015
		14144 ^(a)		昭19.11.25	1.850 ^(a)	1.020
		14232 ^(a)		昭19.11.28	1.815 ^(a)	1.015
		14411 ^(a)		昭19.11.29	1.810 ^(a)	1.020
		14707 ^(a)		昭19.12.24	1.820 ^(a)	1.015
		14799 ^(a)		〃	1.830 ^(a)	1.020
		14950 ^(a)		昭19.12.29	1.860 ^(a)	1.000
		15055 ^(a)		〃	1.830 ^(a)	1.020
		15146 ^(a)		〃	1.815 ^(a)	1.010
		15276 ^(a)		〃	1.845 ^(a)	1.020
		15293 ^(a)		〃	〃	1.015

*開発部兼研究部 工学博士

**伸銅製造部（当時、研究部）

***研究部

印されていた諸元を第1表に示す。

供試容器の主要寸法は第2表に示す。記録¹⁾によれば、1l容器は胴部外径85mmφ、胴部壁厚6mm、2l容器はそれぞれ100mmφおよび7mmで、いずれも標準形状のものである。

製造方法は昭和15年以前がカッピング法、それ以降、昭和20年までがピアシング法、再び昭和22年までのカッピング法による時期を経て、昭和23年以後は現在のエルハルト法である¹⁾。供試容器の化学成分は次頁の第3表に示すように2017合金（昭和24年以前の容器は旧陸海軍航空材料規格、高力アルミニウム合金鍛造品第1種チ211、昭和24年

（第1表 続き）

区分	容器番号	製作年月日	質量(kg)	内容積(l)	
昭和20年 製作 容器	010 15511 ⁽²⁾	昭20. 1.20	1.845 ⁽⁶⁾	1.010	
	15536 ⁽⁴⁾	〃	1.790 ⁽⁶⁾	〃	
	15652 ⁽⁵⁾	〃	1.810 ⁽⁶⁾	1.000	
	15757 ⁽⁴⁾	昭20. 1.22	1.825 ⁽⁶⁾	1.020	
	15992 ⁽⁶⁾	昭20. 2.26	1.840 ⁽⁶⁾	1.000	
	16274 ⁽¹⁾	〃	1.835 ⁽⁶⁾	〃	
	16550 ⁽⁶⁾	昭20. 3.26	1.830 ⁽⁶⁾	〃	
	16614 ⁽⁴⁾	〃	1.825 ⁽⁶⁾	1.010	
	16716 ^{(1) (4)}	昭20. 3.30	1.855 ⁽⁶⁾	1.005	
	16991	昭20. 4. 6	〃	1.010	
	17147 ⁽¹⁾	昭20. 4.26	1.850 ⁽⁶⁾	1.005	
	17203 ⁽¹⁾	〃	1.825 ⁽⁶⁾	1.020	
	17404 ^{(1) (5)}	昭20. 5. 2	1.850 ⁽⁶⁾	1.005	
	17498 ⁽¹⁾	昭20. 5. 5	1.840 ⁽⁶⁾	〃	
	17499	〃	1.825 ⁽⁶⁾	1.000	
	17515	〃	1.855 ⁽⁶⁾	1.010	
	17523 ^{(1) (5)}	〃	1.850 ⁽⁶⁾	〃	
	17533 ⁽¹⁾	〃	1.840 ⁽⁶⁾	1.005	
昭和24年 製作 容器	010 2378	昭24. 2	1.470	1.020	
	2633	〃	1.390	1.040	
	2804	昭24. 3	1.420	1.010	
	2966	〃	1.430	1.040	
昭和28年 製作 容器	020 1316	昭28. 4	2.500	2.020	
	1404	〃	2.470	2.030	
	1458	〃	2.550	2.020	
	1576	〃	2.470	2.010	
	1585	〃	2.450	〃	
	1603	〃	2.490	〃	
	1635	〃	2.460	〃	
	1647	〃	2.490	〃	
昭和29年 製作 容器	010 6577	昭29. 4	1.460	1.010	
	6628 ⁽⁶⁾	〃	1.470	〃	
	6639	〃	1.460	〃	
	6654 ⁽⁶⁾	〃	1.440	〃	
	6672 ⁽⁶⁾	〃	〃	〃	
	6842 ⁽⁶⁾	〃	1.500	〃	
	6852	〃	1.480	〃	
	7066	〃	1.470	〃	
昭和31年 製作 容器	010 7078	〃	〃	〃	
	020 1913	昭31. 7	2.540	2.060	
	1915	〃	2.570	2.040	
	1934	〃	2.650	2.020	
	2096	〃	2.610	2.040	
昭和34年 製作 容器	2187	〃	2.590	〃	
	010 7535	昭34.11	1.390	1.020	
	7562	〃	〃	1.010	
	7648	〃	〃	1.020	
	7700	〃	1.400	1.010	
昭和36年 製作 容器	21	020 4794	昭36. 6	2.590	2.030

注 (1) 兵庫県の刻印あり。

(2) 山梨県の刻印あり。

(3) 軍用の刻印あり。

(4) 福岡県の刻印あり。

(5) 北海道の刻印あり。

(6) バルブ重量を含む。

後半以降は JIS H 4131 高力アルミニウム合金第2種）であるが、昭和24年製 1l 容器のみは旧陸海軍航空材料規格の高力アルミニウム合金鍛造品第4種チ214（2025合金相当）であった。その当時、内務大臣の認可を得てプロペラ用鋳塊を使用したことがあり、昭和21～24年間にチ214合金で 1l 容器を 3,730 本製造したので、その内の 4 本が回収されたわけである。なお、後述の各実験終了後、破裂試験を行なわない容器から採取した試験片の引張性質は、第4表に示すように当時の規格をすべて満足していた。

3. 容器の質量および内容積

3.1 容器の質量

容器の再検査時における質量は、容器保安規則第48条3

第2表 経年容器の寸法⁽¹⁾

製作年	公称内容積(l)	本数	寸法測定値(平均値)(mm)			
			全長, L	肩部の長さ, l ₁	底部の長さ, l ₂	外径, D
昭和8年	1	4	300.8	66	16.3	84.92
昭和9年	〃	5	〃	67	16.6	85.62
昭和12年	〃	4	298.7	63	15.2	85.19
昭和17年	〃	2	304.0	〃	15.9	85.30
昭和19年	〃	29	303.1	62	〃	85.47
昭和20年	〃	18	301.5	63	15.0	85.61
昭和24年	〃	4	299.8	54	17.0	86.05
昭和28年	2	8	410.5	71	〃	100.33
昭和29年	1	9	298.7	67	13.6	85.22
昭和31年	2	5	419.7	72	16.0	99.99
昭和34年	1	4	298.8	64	14.9	85.11
昭和36年	2	1	418.3	69	18.0	99.94

注 (1) L, l₁, l₂ は第1図参照。

第4表 経年容器の引張性質

製作年	容器番号	引張性質 ⁽¹⁾		
		耐力(kg/mm ²)	引張強さ(kg/mm ²)	伸び(%)
規格	チ211 ⁽²⁾	—	—	—
	チ214 ⁽²⁾	—	—	—
	2017 ⁽³⁾	(22以上)	37以上	18以上
昭和8年	010 207	25.8	41.5	25
	229	25.8	41.6	26
昭和12年	010 1039	25.8	41.0	24
	2053	24.7	39.9	22
昭和17年	010 6875	24.1	39.4	22
昭和19年	010 13066	25.1	38.5	17
	13312	24.8	39.2	23
	15293	26.8	40.0	17
昭和20年	010 15536	22.7	38.0	23
	15652	23.6	37.8	21
	16614	25.6	40.6	25
昭和24年	010 2966	24.6	39.2	18
昭和29年	010 6628	25.2	38.9	27
	6672	24.6	39.5	29
昭和34年	010 7562	23.7	38.0	23
	7703	23.2	38.4	25

注 (1) JIS 5号試験片

(2) 昭和24年6月までは昭和11年内務省告示第435号により、伸びが10%以上、昭和26年12月までは引張強さ 32 kg/mm² 以上、耐力 18 kg/mm² 以上、伸びが15%以上。

(3) 昭和26年通産省告示第286号による。

第3表 経年容器の化学成分

製作年	容器番号	化学成分(%)								
		Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Ti	Al
規格	チ 211 ⁽¹⁾	3.3~4.2	0.3~0.7	0.3~0.7	< 0.6	< 0.5	—	—	—	残
	チ 214 ⁽²⁾	4.0~5.0	—	0.5~1.2	< 0.8	0.5~1.2	—	—	—	✓
	2017 ⁽³⁾	3.5~4.5	0.2~0.8	0.4~1.0	< 1.0	< 0.8	< 0.25	< 0.10	—	✓
昭和8年	010 220 ⁽¹⁾	3.79	0.47	0.46	0.31	0.31	0.06	< 0.01	< 0.01	残
昭和9年	543 ⁽¹⁾	3.66	0.36	✓	0.41	0.34	0.11	✓	✓	✓
昭和12年	2058 ⁽¹⁾	3.89	0.38	✓	0.26	0.29	0.03	✓	0.01	✓
昭和17年	6878 ⁽¹⁾	4.07	0.39	0.47	0.40	0.31	0.03	✓	✓	✓
昭和19年	13312 ⁽¹⁾	3.83	0.36	0.40	0.29	0.26	0.10	✓	✓	✓
昭和20年	16614 ⁽¹⁾	3.79	0.34	0.39	0.33	0.33	0.23	0.01	0.02	✓
昭和24年	2633 ⁽²⁾	4.28	0.02	0.76	0.47	0.82	0.28	< 0.01	0.01	✓
昭和28年	020 1316 ⁽³⁾	4.09	0.44	0.52	✓	0.37	0.20	0.01	✓	✓
昭和29年	010 6628 ⁽³⁾	3.97	0.47	0.54	0.28	0.34	0.02	0.07	0.02	✓
昭和31年	020 1913 ⁽³⁾	4.77	0.40	0.52	0.31	0.19	< 0.01	0.01	< 0.01	✓
昭和34年	010 7562 ⁽³⁾	4.20	0.49	0.53	0.29	0.28	0.02	< 0.01	✓	✓
昭和36年	020 4794 ⁽³⁾	4.17	0.55	0.51	0.28	0.27	0.01	✓	✓	✓

注 (1) 陸海軍航空材料規格、高力アルミニウム合金鍛造品第1種

(2) ✓ 第4種

(3) JIS H 4131、高力アルミニウム合金鍛造品第2種

項において「容器証明書に記載された質量の95%以上」と規定され、同4項において「質量が90~95%の場合は耐圧試験における恒久増加率が6%以下」でなければならない。これは容器胴部壁厚の腐食による減少を規制したものであり、供試容器の測定結果を第5表に示す。

以上の結果からみると、アルミニウム合金製縫目なし容器ではその質量が腐食のために製造時の95%以下となることはほとんどないようである。じゃっかん詳しく述べるとつぎのようである。

(1) 容器質量の刻印を検討すると2種類にわかれしており、容器質量のみの場合と、バルブ重量を含めた値を質量として刻印した容器がある。容器質量のみを刻印した昭和8~9年および昭和24年以降製造された容器は製造時とくらべて質量がほとんど変化なく、もっとも大きな減少率を示した昭和9年製容器(容器番号010229)で1.8%であった。また、平均値でみると、質量がごくわずかながら増加した傾向が見受けられるが、この場合は10g以下の測定精度が関係するのであまり問題としなくてもよかろう。

(2) バルブ重量も含めた昭和12~20年製容器では7.9~-2.4%の変化が見られた。比較的著しい減少率を示した容器は数本あり、容器番号01015293(昭和19年製)が7.9%

%、同01015511(昭和20年製)が4.6%、その他に3.0~3.4%の減少率を示した容器が昭和19年製で7本あった。外部および内部検査で腐食との関係を検討したが、減少率の大きい容器が腐食が著しいような傾向もなく、ただ、容器番号01015293のみは局部腐食が大であった。

(3) 以上のように、質量が製造時の95%以下のものは供試容器93本中1本であった。一般的にいえば、アルミニウム合金の腐食形態からみて、著しい質量減少を生じるようなことはないものと考えられる。

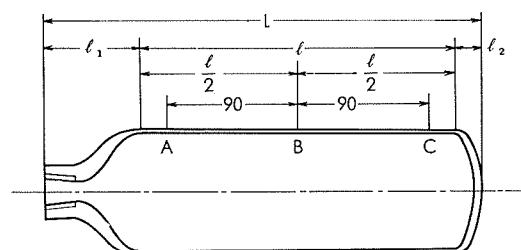
3.2 容器の内容積

内容積を測定した結果は前掲の第5表にあわせて示した。内容積は製造時の値と比較して多少増加しているが、平均値で1%以下なので、あまり問題とする必要もなかろう。増加率のもっとも大きい容器は容器番号01017147(昭和20年製)で3.4%、ついで容器番号01012052(昭和19年製)と01016991(昭和20年製)が2.1%、その他に1~2%の増加率を示したのが12本あり、いずれも1l容器であった。内容積の増加は胴部もしくは底部の膨張、または容器内面における腐食のいずれかに起因するわけである。しかし、後述の測定結果にもとづいて検討した結果では、前項の質量の場合と同様に関係があるとはいいがたかった。

4. 脱部外径および壁厚

4.1 脱部外径

第1図に示した脱部の位置A、B、Cの3箇所について外径を測定した結果を第6表に示す。



第1図 脱部外径測定位置

第5表 経年容器の質量ならびに内容積の減少率

製作年	公称内容積(l)	本数	質量減少率(%)			内容積減少率(%)		
			最大	最小	平均	最大	最小	平均
昭和8年	1	4	-0.3	0	-0.1	0.5	0.2	0.4
昭和9年	✓	5	1.8	-0.4	-0.6	0.6	0	0.4
昭和12年 ⁽¹⁾	✓	4	0.3	-1.2	-0.3	1.0	0	0.4
昭和17年 ⁽¹⁾	✓	2	0.5	0.4	0.2	1.7	1.7	1.7
昭和19年 ⁽¹⁾	✓	29	7.9 ⁽²⁾	-2.4	1.3	2.1	-2.0	0.1
昭和20年 ⁽¹⁾	✓	18	4.6 ⁽²⁾	-1.7	-0.2	3.4	-1.0	1.0
昭和24年	✓	4	-1.8	-0.8	-1.4	1.9	0	0.8
昭和28年	2	8	-0.5	0	-0.1	0.6	-0.1	0.2
昭和29年	1	9	0.2	-0.6	-0.2	0.3	-0.9	-0.3
昭和31年	2	5	-0.5	-0.2	-0.3	0.2	-0.1	0.1
昭和34年	1	4	-0.3	-0.1	-0.2	0.3	-0.7	-0.2
昭和36年	2	1	—	—	0.4	—	—	0.4

注 (1) バルブ重量を含む。

(3) 2番目に大きい値は0.9%。

(2) 2番目に大きい値は3.4%。

第6表 経年容器の胴部外径

製作年	本数	平均値 D (mm)	各位置の平均値 (mm)			容器中に おける差		
			A	B	C	Dに対する 差(%)	最大(%)	
昭和8年	4	84.92	85.02	84.90	84.84	0.21	0.47	0.07
昭和9年	5	85.62	85.96	85.43	85.45	0.61	1.10	0.46
昭和12年	4	85.19	85.57	85.08	84.93	0.75	1.25	0.48
昭和17年	2	85.30	85.34	85.31	85.25	0.10	0.12	0.09
昭和19年	29	85.47	85.79	85.34	85.27	0.60	2.05	0.05
昭和20年	18	85.61	85.93	85.53	85.36	0.66	1.31	0.33
昭和24年	4	86.05	86.77	85.92	85.47	1.51	2.38	0.76
昭和28年 ⁽¹⁾	8	100.33	100.67	100.05	100.03	0.63	1.12	0.43
昭和29年	9	85.22	85.52	85.13	85.06	0.53	0.81	0.14
昭和31年 ⁽¹⁾	5	99.99	100.78	99.93	99.94	0.85	1.24	0.34
昭和34年	4	85.11	85.41	84.99	84.95	0.54	0.93	0.33
昭和36年 ⁽¹⁾	1	99.94	100.32	100.03	99.94	0.38	—	—

注 (1) 2l 容器、他は 1l 容器。

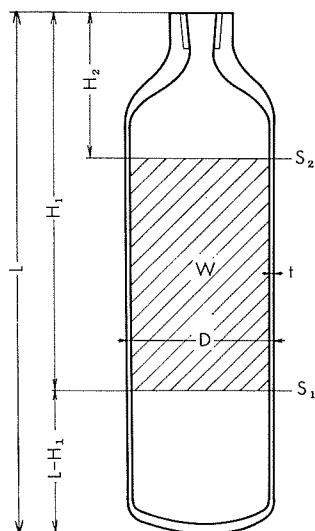
外径はネック部に近いほうがわずかながら大きく、この傾向は 1l および 2l 容器とも共通であった。1l 容器の場合、容器番号 0102966 (昭和24年製) が最大で 2.38%，ついで 01013312 (昭和19年製) が 2.05%，その他に 1%以上の差があったものが 8 本あった。2l 容器は 14 本中 4 本が 1%をわずかにこえていた。

各容器の製造時の外径の詳細は不明なため、前述した外径の差は使用過程で生じたのか、あるいは製造時にあったものか判らない。しかし、製造年月に関係なく共通の傾向であるから後者のしめる割合が大きいと考えられる。なお、部分的および全般的な膨らみのある容器はなかった。

4.2 脇部壁厚

前述のように供試容器は昭和 8 年から 36 年にわたって製造し、しかも、1l 容器は製造方法に変遷があったので、脇部壁厚が現在の標準寸法と多少異なっている恐れがある。そこで、昭和42年度の外国製の鋼製継目なし容器の再検査基準(案)における脇部壁厚測定方法によって測定を行なった。

測定方法は第2図において、最初に S_1 まで水を充てんし、開口部から S_1 までの距離 H_1 をスケールで測定する。次に、 S_2 まで水を充てんし、充てんした水の量 W を測定



第2図 脇部壁厚算出方法

しておく。同様に S_2 までの距離 H_2 を測定して(1)式から脇部壁厚 t を算出する。

$$t = \frac{1}{2} \left(D - \sqrt{\frac{4W}{\pi(H_1 - H_2)}} \right) \quad (1)$$

ここに、 D は容器外径である。

供試容器は各製作年から計 28 本をえらび、脇部壁厚を(1)式により測定し、各製作年度ごとの平均値を算出壁厚として第7表に示した。第7表における実測値は供試容器を切断後、測定した値である。

第7表 経年容器の脇部壁厚

製作年	本数	壁厚 ⁽²⁾ (mm)		算出壁厚の実測値に 対する誤差 (%)		
		実測	算出	最大	最小	平均 ⁽³⁾
昭和8年	4	6.01	5.97	1.34	-2.34	-0.67
昭和9年	5	—	6.20	—	—	—
昭和12年	4	6.24	6.34	4.82	-0.16	1.60
昭和17年	1	6.46	6.48	—	—	0.31
昭和19年	4	6.46	6.54	1.74	0.31	1.16
昭和20年	7	6.59	6.59	1.51	-1.24	0
昭和24年	4	—	6.26	—	—	—
昭和28年 ⁽¹⁾	8	—	6.85	—	—	—
昭和29年	4	6.12	6.20	4.19	-1.61	1.31
昭和31年 ⁽¹⁾	5	—	6.95	—	—	—
昭和34年	4	6.06	6.16	2.31	-0.50	1.65
昭和36年 ⁽¹⁾	1	—	6.99	—	—	—

注 (1) 2l 容器、他は 1l 容器。

(2) 平均値

(3) 総平均 0.77%

以上の結果によると、1l 容器の脇部壁厚は昭和 8 年製の場合、現在と同様に 6 mm であるが、それ以降しだいに厚くなっている。昭和 20 年には 6.6 mm となっている。なお、昭和 21 年以後に製造された容器の図面は現存するので問題がなく、かつ、脇部壁厚も図面寸法より安全側にあることを付記する。

算出壁厚は実測値より厚くなる傾向をもち、平均値で 0.77% の差があった。もっとも、個々の容器の場合には最大 4.8% の誤差もあったが、精度はかなり良好といえよう。

5. 音響検査

音響検査とは容器の固有振動を阻害しないように小槌で軽く脇部をたたいて内面の腐食の有無を判別する方法である。鋼製継目なし容器の再検査ではかなり有効な手段で、「カーン」と澄んだ張りのある音で、余音を長く引くもの」を合格とすると規定されている。アルミニウム合金製継目なし容器の場合、新品のものでもたたいたときの音響が前述の表現に適合するのがむずかしく、かつ、新品容器と供試経年容器との間に音響の差を判定するのも困難だったので記録を省略した。

6. 外観検査

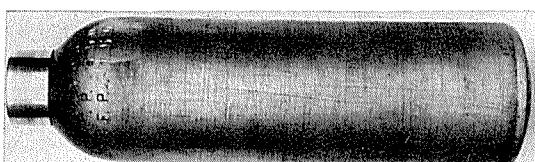
6.1 外部検査

供試容器の外面の塗装その他を除去した 1 例を写真 1 に示し、比較のために未使用容器もあわせて示した。

外部検査における欠陥は鋼製継目なし容器の場合²⁾、切りきず、彫りきず、凹痕、ふくらみ、および腐食と区分され、腐食はさらに次のように定義されている。



a) 昭和8年製 1l容器(容器番号 010223)



b) 昭和18年製 1l容器(未使用)

写真1 容器の外観 ($\times 1/4.3$)

第8表 外部検査結果

製作年	容器番号	欠陥の区分					欠陥の最大深さ (mm)
		くぼみ	打ちきず	かききず	孔食(A)	孔食(B)	
昭和8年	010 207	○	●	○		○	0.18
	220	●	○	○		○	0.46
	223	○	○	●		○	0.49
	229	●				○	0.23
昭和9年	010 543	○	●	○			0.32
	550	●		○			0.35
	551	●		○			0.40
	557	●		○		○	0.29
	558		●	○			0.24
昭和12年	010 1039		●	○			0.21
	1046		●	○			0.50
	2058	●					0.24
	2063		●				0.15
昭和17年	010 6875		●	○		○	0.18
	6876						—
昭和19年	010 11354				●	○	0.42
	11374				○	△	—
	11376	○		○	●	○	0.38
	11383	△		△	△	○	—
	11453	△		△	△	○	—
	11468	△		△	△	○	—
	12052	△		△	○	○	—
	12082	△		△	○	○	—
	12482	△		△	○	○	—
	12805	○		○	○	●	0.46
	12982				○	△	—
	13045	△		○	○	○	—
	13066	○		●	○	○	0.72
	13249	○		○	●	○	0.29
	13301				△	○	—
	13312	○		○	●	○	0.40
	13630	△		△	○	○	—
	13655	△		△	○	○	—
	13970	○		○	○	●	0.62
	14144	○		○	○	●	0.24
	14232				○	○	—
	14411				○	○	—
	14707	△		△	○	○	—
	14799				○	○	—
	14950	△		△	○	○	—
	15055	△		△	△	○	—
	15146	○			●	○	0.48
	15276				○	○	—
	15293	△		△	○	○	—

A : 全面に薄く赤サビ → ミカンの表皮程度未満

B : 0.5 mm 程度以内の局部的凹み腐食 → サメ肌ようの粗面上に豆粒大のアバタが相当点在

C : 1.0 mm 程度以内の局部的凹み腐食 → 腐食面積が

(第8表 続き)

製作年	容器番号	欠陥の区分					欠陥の最大深さ (mm)
		くぼみ	打ちきず	かききず	孔食(A)	孔食(B)	
昭和20年	010 15511				○		—
	15536	○		●	○		0.70
	15652	○		●	●		0.41
	15757		●	●	○		0.22
	15992	●		○	○		0.19
	16274		△		△		—
	16550	○	●	●	○		0.40
	16614	○	●	●	○		0.25
	16716		●	●	○		0.23
	16991	△		△	△		—
	17147		△	△			—
	17203		△	△			—
	17404		△	△			—
	17498	△		△			—
	17499		△	△			—
	17515	△		△			—
	17523		△	△			—
	17533		△	△			—
昭和24年	010 2378			△			—
	2633			△			—
	2804		△				—
	2966		△				—
昭和28年 ⁽¹⁾	020 1316				△		—
	1404			△			—
	1458						—
	1576						—
	1585						—
	1603						—
	1635						—
昭和29年	1647						—
	010 6577	△		△	○	△	—
	6628	○		●	○	△	0.49
	6639			●	○	△	—
	6654			●	○	△	0.38
	6672	○		●	○	△	0.37
	6842		●	●	○	△	0.33
	6852			△	△	△	—
昭和31年 ⁽¹⁾	7066			△	△	△	—
	7078			△	△	△	—
	020 1973						—
	1915						—
	1934						—
昭和34年	2096						—
	2187						—
	010 7535	○		●			0.15
	7562			●			0.12
昭和36年 ⁽¹⁾	7648	○		●			0.16
	7700	○		●			0.07
昭和36年 ⁽¹⁾	020 4794						

注 (1) 2l容器、他は1l容器。

(2) ○●印は明らかに欠陥とみなされるもの (●は深さを測定した欠陥),
△印は軽度の欠陥。

やや大きく、粗面上にクルミ大のアバタが相当点在
D : 1.0 mm を超える凹み腐食 → アバタ面積が大で数
多く点在、あるいは松の樹皮のようなサビが固着し
除去不可能。

アルミニウム合金製継目なし容器は鋼製とくらべて小容量で、使用される状態も多少異なり、かつ、腐食の形態から考えても上述の欠陥の区分をそのまま用いるのは適切といいがたい。そこで、各供試容器の外面を検査した結果から、くぼみ、打ちきず、かききず、孔食(A)、孔食(B)と5種類に区分した。これらの代表例を写真2に示す。ここで示



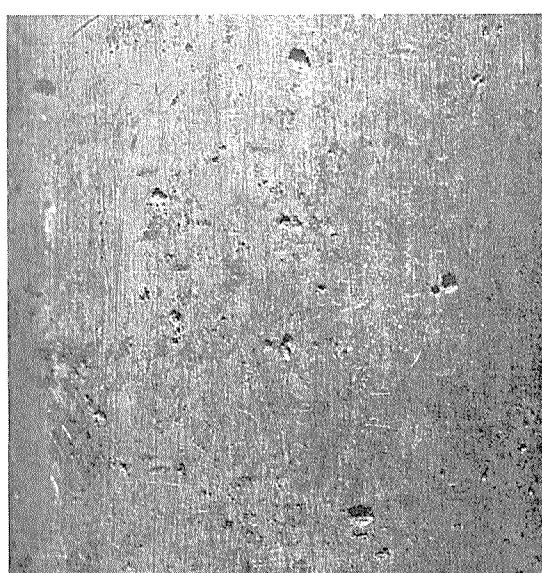
a) くぼみ (容器番号 010220)



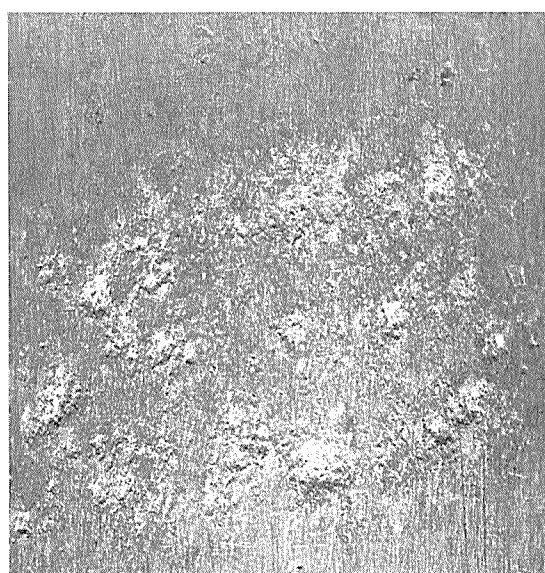
b) 打ちきず (容器番号 010229)



c) かききず (容器番号 01013970)



d) 孔食 (A) (容器番号 01013066)



e) 孔食 (B) (容器番号 01013066)

写真2 外面欠陥の区分 ($\times 1.5$)

したくぼみ、打ちきず、かききずは鋼製容器の場合における凹痕、切りきず、彫りきずにはそれ相当するものかも知れないが、それらの欠陥の程度が鋼製容器の再検査で不合格もしくは格下げとなる場合よりも見掛け上一般にかなり軽度なので、表現をかえたわけである。また、打ちきずとかききずの区分は多少あいまいな点もある。孔食(A)と孔食(B)の区分は見掛け上から行なったもので本質的には同じものと考えられ、前者が Pitting Corrosion、後者が Uneven Corrosion で、前者がさらに進行すると後者となるのであろう。

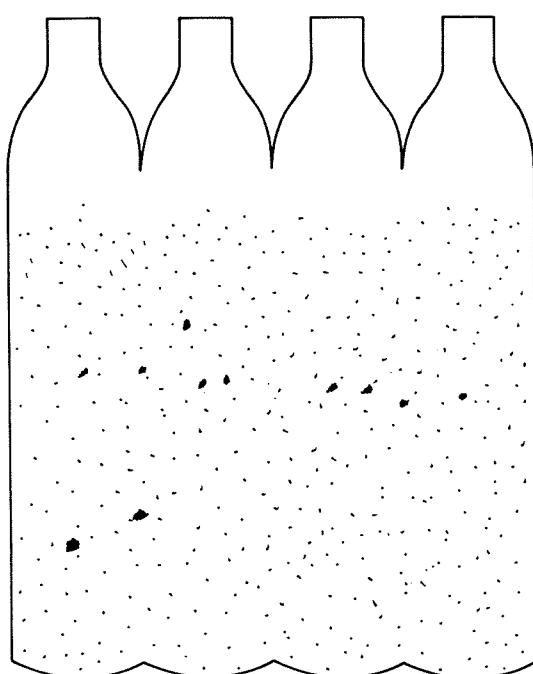
第8表は上述した欠陥の区分にしたがって検査した結果を示し、比較的深いとみなされる欠陥については、容器を切断後測定した深さもあわせて記した。なお、第8表において、△印で示した軽度の欠陥とは、深さが 0.1 mm 未満のものであり、外観その他については 6.2.2 項で述べる。

(1) 各容器とも比較的多い欠陥は打ちきず、かききず、および孔食(B)であった。打ちきずや、かききずは経年期間の長いものほど多い傾向をもつが、孔食(A)や孔食(B)は昭和19~20年製に多い。なお、2l容器は欠陥がほとんどなかった。

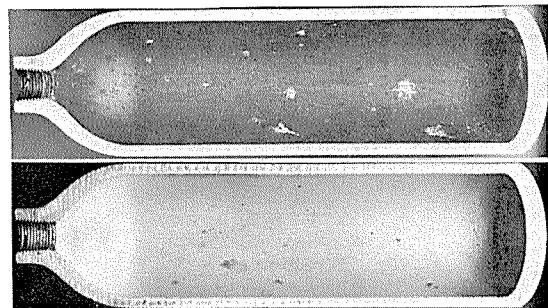
(2) 欠陥の最大深さは、くぼみが 0.46 mm、打ちきずが 0.70 mm、かききずが 0.49 mm、孔食(A)は 0.72 mm、孔食(B)は 0.62 mm であった。1l容器の胴部壁厚を 6 mm とすれば、その 12% 程度までの深さの欠陥が認められたわけである。

(3) 孔食(A)および孔食(B)の場合はその底部に粒界腐食を生じているものがあり、それは軽度の欠陥の場合にも認められた。これらの詳細は 6.2.2 項で述べる。

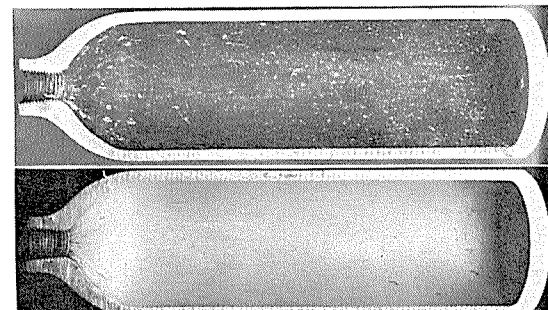
(4) なお、ネック部およびネックリングはとくに問題と



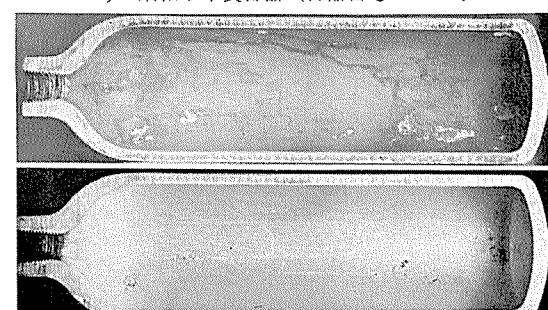
第3図 豆電球による内部検査
(容器番号 010207, 昭和8年製)



a) 昭和8年製容器 (容器番号 010207)



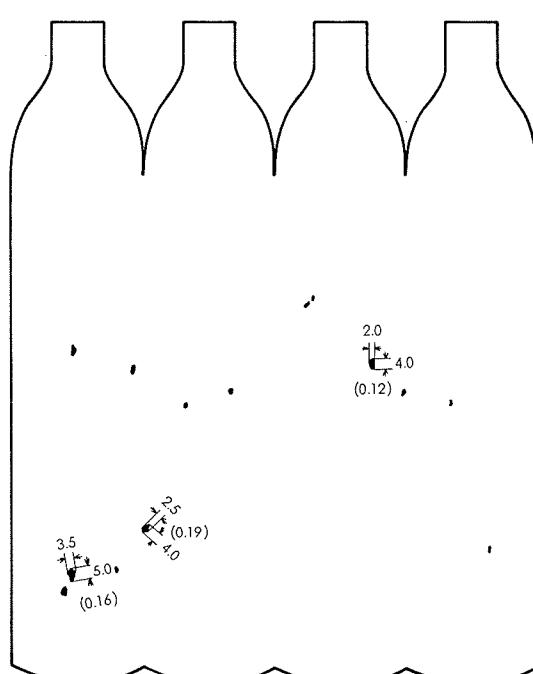
b) 昭和8年製容器 (容器番号 010220)



c) 昭和20年製容器 (容器番号 01015757)

写真3 内面状況

(上側の写真は半割りのまま、下側は酸洗浄後 $\times \frac{1}{4.3}$)



第4図 半割り後の内部の欠陥状況
(容器は第3図のものと同じ、酸洗浄後)

なる異常がなかった。

6.2 内部検査

6.2.1 豆電球による内部検査

この方法は非破壊による内部検査方法として一般に用いられている。供試容器の開口部から豆電球を挿入して観察するわけで、内面をスケッチした1例を第3図に示す。第4図はその容器を半割り後のスケッチである。

この方法では筋状のきず、孔食(A)や孔食(B)、付着物などの区別とおよその大きさや位置がわかり、半割り後の観察と対照するとある程度一致していた。しかし、腐食と変色の判別、腐食程度の判断やその深さの推定はほとんどでき

なかつた。

6.2.2 半割り後の内部検査

供試容器を半割りしたまま、およびそれを酸洗浄（アセトンで付着物を除去後、3～5% ふっ酸水溶液で洗浄してから水洗）後の内面を写真3に、鏡板の内面を写真4にそれぞれ代表例を示す。

内面の欠陥は、かききず、孔食(A)、孔食(B)、みぞ状腐食(Grooving Corrosion)の4種類に区分し、その代表例を写真5に示す。これらの欠陥のうち、かききずは製作時に生じたものと考えられ、深さも0.2mm未満なのでほとんど問題とならない。孔食(A)と孔食(B)は写真2で示した外面

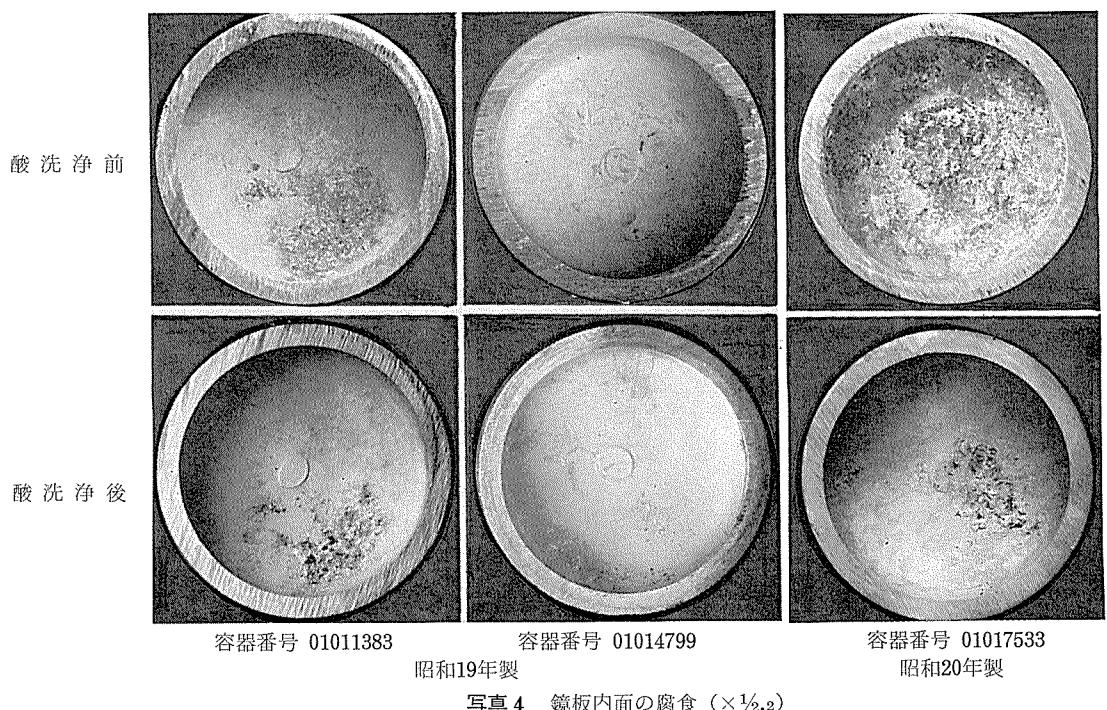


写真4 鏡板内面の腐食 ($\times \frac{1}{2} \sim 2$)

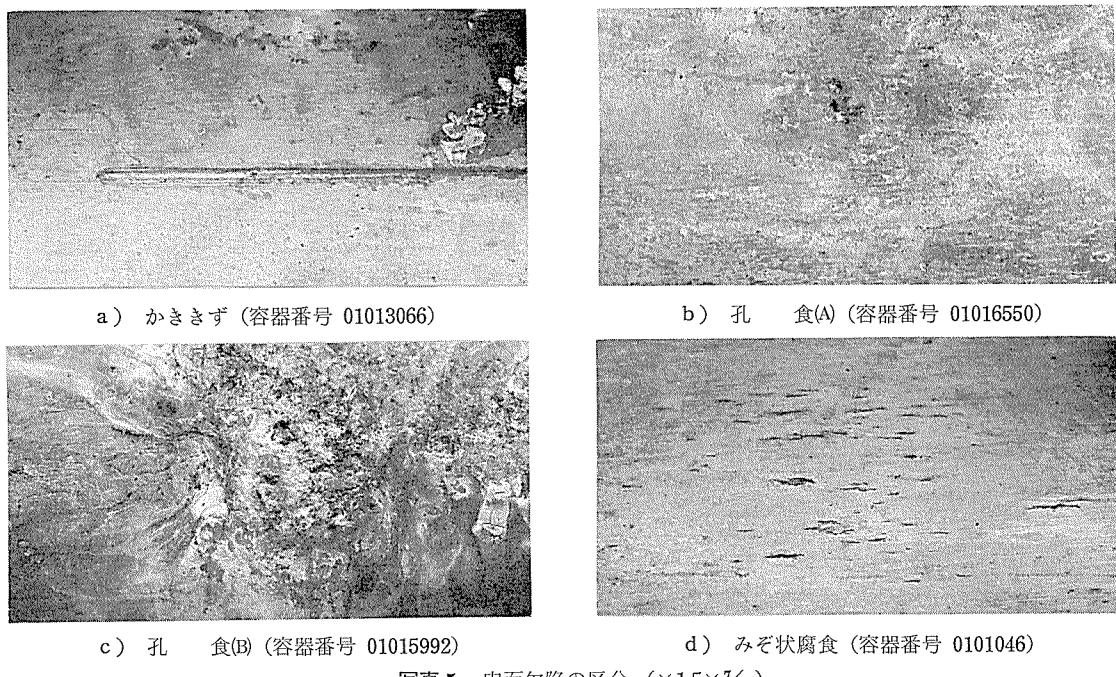
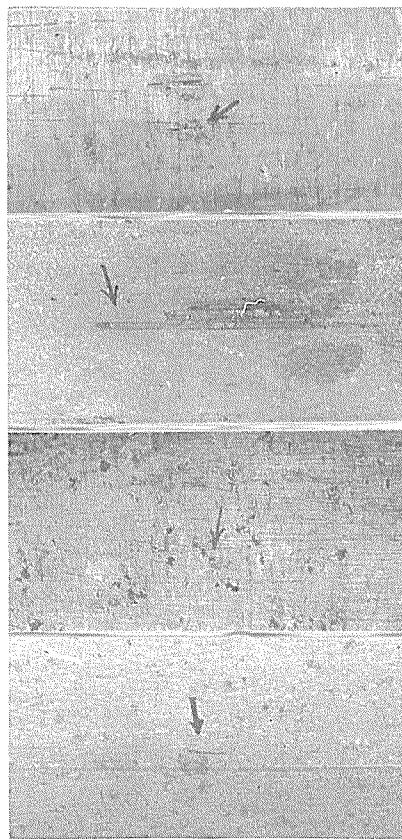


写真5 内面欠陥の区分 ($\times 1.5 \sim 2$)

a) 打ちきず

写真 6 軽度の欠陥 ($\times 1$)

欠陥のそれと同じであるが、見掛け上の感じが多少異なるのであえて示したしたいである。また、写真 6 は深さが 0.1 mm 未満の軽度の欠陥の外観である。

第 9 表は 1 l 容器について内部検査結果を示し、2 l 容器はいずれも欠陥とみなすほどのきずや腐食がなかったので表示しなかった。

(1) 経年期間の長い容器ほど欠陥が多い傾向がある。また、昭和19年および20年製容器は胴部および鏡板に孔食(B)が多い。

(2) 孔食(A)および孔食(B)の場合は外面におけるときと同様にその底部に粒界腐食を生じている例が多い。もっとも著しい欠陥をもつとみられる容器 3 本について、表面から欠陥の深さを測定した場合と、その断面を顕微鏡で測定した値とを第10表に示し、写真 7 はその断面写真の 1 例である。すなわち、欠陥の深さは表面から測定した値の 1.02~2.5 倍にわたっている。

写真 8 は軽度の孔食(B)の 1 例を示す。また、写真 8 には打ちきず、かききず、みぞ状腐食の断面写真をあわせて示したが、これらの場合には結晶粒界に異常がない。

(3) 変色と微小な孔食は酸洗浄で消失した。

6.3 バルブ取付部ネジ検査

バルブ取付部ネジの山数は 9~16 山で、容器によってかなりの差があった。また、バルブにかん合していた山数は 7~9 山である。

ネジ部の腐食は 2, 3 の容器に見受けられたのみで、断

面写真を写真 9 に示す。腐食は結晶粒組織の流れの方向に沿って進行しており、したがって、ネジ山の先端にはく離がおきている。

第 9 表 内部検査結果および破裂試験圧力

製作年	容器番号	欠陥の区分				鏡板 の腐食	破裂試験(kg/cm ²)		
		かき きず	孔食 (A)	孔食 (B)	みぞ 状腐食		0.1% 残留増 加圧力	10% 永久増 加圧力	破 裂 力
昭和8年	010 207	△	○	○	○	○	—	—	—
	220	○	○	○	○	○	—	—	—
	223	△	○	○	○	△	—	—	—
	229	△	○	○	○	△	—	—	—
昭和9年	010 543	○	△	△	○	△	—	—	610
	550	○	○	○	○	○	—	—	560
	551	○	○	○	●	△	354	342	510* ¹
	557	○	○	○	●	●	339	331	460* ¹
	558	○	○	○	○	△	364	360	550
昭和12年	010 1039	○	○	○	○	○	—	—	—
	1046	△	○	○	●	○	—	—	—
	2058	○	○	○	△	○	—	—	—
	2063	○	△	△	△	○	—	—	—
昭和17年	010 6875	○	○	○	○	△	—	—	—
	6876	△	○	△	○	△	396	385	550
昭和19年	010 11354	○	○	●	○	●	369	357	560* ¹
	11374	○	△	○	○	○	426	416	640
	11376	△	○	○	○	△	378	364	605* ²
	11383	△	○	○	○	●	386	372	620
	11453	△	○	○	○	○	398	388	600* ²
	11468	△	○	○	○	○	402	385	640
	12052	○	○	○	○	○	332	320	560* ²
	12082	○	○	○	○	○	346	334	570* ²
	12482	○	○	○	○	○	392	379	610
	12805	○	○	○	○	○	382	368	610* ²
	12982	○	○	○	○	○	416	407	650
	13045	○	○	○	○	○	408	396	640
	13066	△	○	○	○	○	—	—	—
	13249	○	○	○	○	○	—	—	620* ²
	13301	○	○	○	○	○	399	388	630
	13312	○	○	○	○	○	—	—	—
	13630	○	○	○	○	○	411	397	660
	13655	△	○	○	○	○	407	397	660
	13970	○	○	○	○	○	—	—	—
	14144	○	○	○	○	○	402	377	630* ²
	14232	△	○	○	○	○	274	265	380
	14411	△	○	○	○	○	376	354	630* ²
	14707	○	○	○	○	○	404	393	630* ¹
	14799	○	○	○	○	○	391	380	620
	14950	△	○	●	○	●	400	387	630* ¹
	15055	○	○	○	○	○	402	386	630* ²
	15146	○	○	○	○	○	—	—	—
	15276	○	○	○	○	○	414	402	650
	15293	○	○	●	○	●	—	—	—
昭和20年	010 15511	△	○	○	○	△	430	417	660
	15536	○	○	●	○	○	—	—	—
	15652	○	○	●	○	●	—	—	—
	15757	○	△	○	○	—	—	—	—
	15992	○	○	●	○	●	—	—	—
	16274	○	○	△	○	△	378	364	520
	16550	○	○	●	○	△	—	—	—
	16614	○	○	△	○	○	—	—	—
	16716	○	○	○	○	○	—	—	—
	16991	○	○	○	○	●	273	266	380* ¹
	17147	○	○	○	○	●	288	284	380* ¹
	17203	○	○	○	○	●	324	313	510* ¹
	17404	○	○	○	○	○	322	317	440* ¹
	17498	○	○	○	○	●	287	281	460* ¹
	17499	○	○	○	○	●	296	285	430* ¹
	17515	○	○	○	○	○	271	266	440* ³
	17523	○	○	○	○	●	—	—	—
	17533	○	○	○	○	●	359	340	580* ³

(第9表 続き)

製作年	容器番号	欠陥の区分			鏡板	破裂試験(kg/cm ²)		
		かき きず	孔食 (A)	孔食 (B)		0.1%[10%増 加]引張 残留強度 加圧力	破裂 圧力	
昭和24年	010 2378		○		●	467	461	570* ¹
	2333	△		○	○	387	374	550* ¹
	2804			○	●	359	340	580* ¹
	2966	△		○	●	—	—	—
(1) 昭和28年	020 1316					396	386	620
	1404					399	390	620
	1458					394	382	630
	1576					373	362	620
	1585					374	364	590
	1603					385	372	610
	1635					395	386	620
	1647					392	382	630
昭和29年	010 6577	△	△			374	359	560
	6628	△	△			—	—	—
	6639	△				—	—	580
	6654	○				—	—	—
	6672					—	—	—
	6842	○				—	—	—
	6852	△	△			375	363	590
	7066	△	△			419	410	655
	7078	△	△			430	422	660
(1) 昭和31年	020 1913					412	384	640
	1915					382	370	590
	1934					399	389	600
	2096					377	369	560
	2187					403	396	630
昭和34年	010 7535	○	△			—	—	—
	7562	○	△			—	—	—
	7648	○				—	—	—
	7700	○				—	—	—
(1) 昭和36年	020 4794					416	415	660

注 (1) 2L 容器、他は 1L 容器。

(2) △印は軽度の欠陥。○印は明らかに欠陥とみなされるもの。

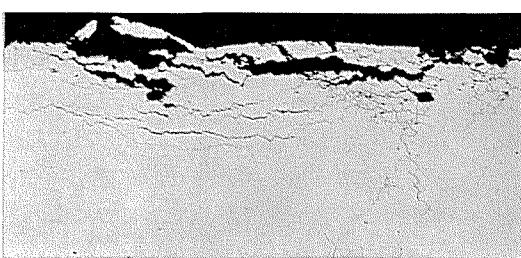
●印は著しい欠陥。

*1 内面腐食部より破裂。 *2 外面腐食部より破裂。

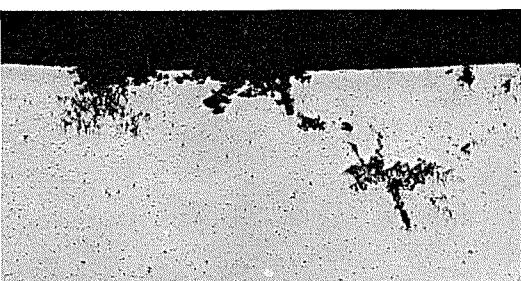
*3 内外面腐食部より破裂。

第10表 孔食(B) の深さ

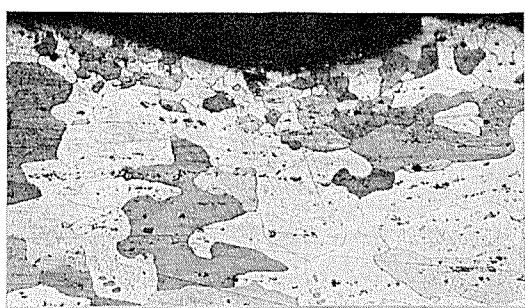
製作年	容器番号	孔食(B)	腐食部の最大深さ		
			表面からの剥離面からの測定(mm), a定(mm), b定(mm), b/a 比, b/a		
昭和9年	010 551	1	0.96	1.58	1.65
		2	0.93	1.21	1.26
		3	2.38	2.48	1.04
昭和9年	010 557	1	1.18	1.40	1.19
		2	1.88	2.05	1.09
		3	0.98	1.04	1.06
昭和19年	010 11354	1	0.67	1.67	2.49
		2	1.28	1.30	1.02



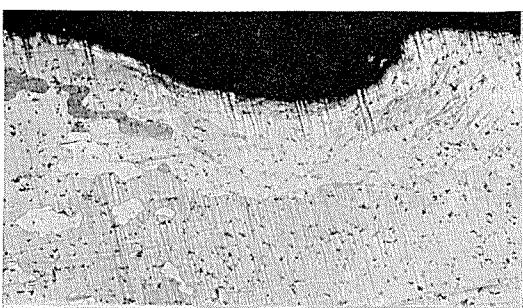
a) 軸方向断面(容器番号 01015992)



b) 円周方向断面(容器番号 010557)

写真7 孔食(B) ($\times 20 \times \frac{3}{4}$)

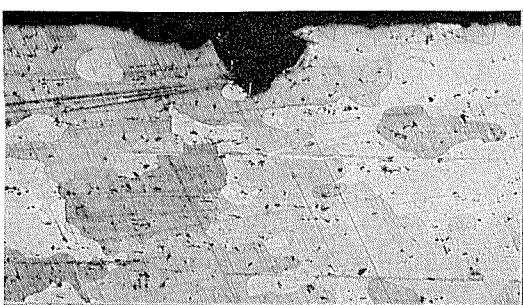
a) 打ちきず



b) かききず



c) 孔食(B)



d) みぞ状腐食

写真8 軽度の欠陥の断面 ($\times 100 \times \frac{3}{4}$)

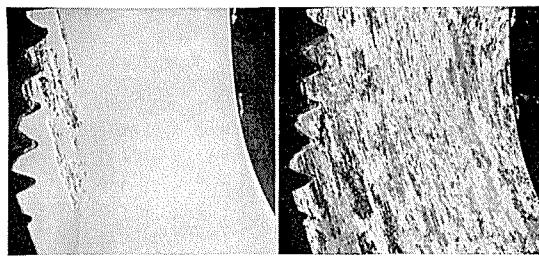


写真9 バルブ取付部ネジの腐食 ($\times 6 \times 7_{13}$)
(容器番号 0106875)

7. 耐圧および破裂試験

7.1 耐圧試験

供試容器について 25 kg/cm^2 ごとに 250 kg/cm^2 (耐圧試験圧力) まで容量 300 kg/cm^2 の水圧試験機を使用して加圧した。 250 kg/cm^2 負荷後の恒久増加量は第11表に示し、また、弾性膨張率(単位体積当たりの容積増加)と内圧の関係から弾性膨張係数³⁾も算出して第11表にあわせて記した。

(1) 供試容器はすべて耐圧試験に合格し、恒久増加量もほとんど0であった。

(2) 弾性膨張係数は平均値で $1l$ 容器が $4.62 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{kg}$, $2l$ 容器では $4.71 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{kg}$ であった。なお、この場合の計算には4.2項で測定した算出壁厚を弾性膨張係数の計算に使用した。

第11表 耐圧試験結果ならびに弾性膨張係数

製作年	本数	耐圧試験 (250 kg/cm^2)			弾性膨張係数 ($\times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{kg}$) ⁽²⁾		
		判定	恒久増加 (%)		最大	最小	平均
			最大	最小			
昭和8年	4	全数合格	0.020	0	0.00	4.82	4.51
昭和9年	5	〃	0.002	0	0.00	4.69	4.49
昭和12年	4	〃	0.010	0	0.00	4.87	4.58
昭和17年	2	〃	〃	0	0.005	4.63	4.42
昭和19年	29	〃	0.008	0	0.00	4.75	4.30
昭和20年	18	〃	0.005	0	0.00	4.76	4.42
昭和24年	4	〃	0.020	0	0.00	4.72	4.27
昭和28年 ⁽¹⁾	8	〃	0.002	0	0.00	4.82	4.67
昭和29年	9	〃	0.015	0	0.00	4.89	4.50
昭和31年 ⁽¹⁾	5	〃	0.002	0	0.00	4.77	4.65
昭和34年	4	〃	0.010	0	0.005	4.70	4.60
昭和36年 ⁽¹⁾	1	〃	—	—	0	—	—
							4.70

注 (1) $2l$ 容器、他は $1l$ 容器。

(2) 弾性膨張係数 K_{CGA} は CGA 規格の方法による。

$$EE = K_{CGA} PV \frac{D^2}{(D^2 - d^2)}$$

ただし、 EE : 弾性膨張(cc), P : 試験圧力(kg/cm^2), D : 外径(cm), d : 内径(cm), d の算出には第7表の算出壁厚 t を用いた。

7.2 繰返し加圧試験

昭和19年製容器中より下記の4本をえらび、繰返し加圧試験を行なった。

- 容器番号 01011383 内面鏡板部に著しい孔食(B)
- 01011468 ほとんど欠陥なし
- 01014950 脊部、鏡板部いずれも内面に著しい孔食(B)
- 01015276 外面脊部に孔食(A), 内面脊部にかききず

試験は住友精密工業株式会社所有のグリヤー社製繰返し加圧装置¹⁾を用いて行ない、試験圧力は常用圧力の 150 kg/cm^2 、繰返し速度は $28 \sim 30 \text{ cpm}$ 、繰返し回数は10,000回とした。各容器は脇部中央接線方向に抵抗線ひずみゲージをはり、動ひずみ計 DPM-6E およびビジグラフ FR-101 を用いて繰返し加圧中におけるひずみ ε_t をその開始直後、3,000, 5,000 および 10,000 回繰返したときに測定し、(2)式から外壁接線方向応力 σ_{eo} を求めた。

$$\sigma_{eo} = \varepsilon_t E / (1 - \nu / 2) \quad (2)$$

ただし、 E : 弾性係数 $7,000 \text{ kg/mm}^2$

ν : ポアソン比 0.33

測定結果は第12表に示す。

第12表 繰返し加圧試験結果 (昭和19年製容器)

繰返し 回数	01011383		01011468		01014950		01015276	
	ひずみ ($\times 10^{-6}$)	応力 (kg/mm^2)	ひずみ ($\times 10^{-6}$)	応力 (kg/mm^2)	ひずみ ($\times 10^{-6}$)	応力 (kg/mm^2)	ひずみ ($\times 10^{-6}$)	応力 (kg/mm^2)
1	925	7.8	848	7.1	892	7.5	920	7.7
3000	967	8.1	870	7.3	927	7.8	960	8.1
5000	935	7.8	836	7.0	908	7.6	904	7.6
10000	951	8.0	870	7.3	927	7.8	961	8.1
備考	異常なし		異常なし		異常なし		異常なし	

注 (1) 応力は脇部中央外壁接線方向の値を示す。

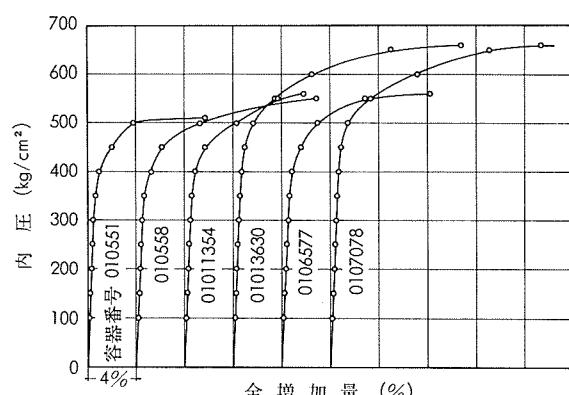
(1) 各容器はいずれも異常がなかった。

(2) 脇部外壁接線方向応力は 8 kg/mm^2 前後であり、従来の値¹⁾とくらべて同等もしくはやや低めであった。欠陥のほとんどなかった容器番号 01011468 の応力が $7.0 \sim 7.3 \text{ kg/mm}^2$ ので、他の容器の値が腐食のため高いともいえるが、あえてとりあげる必要もなかろう。

(3) なお、これらの容器は次項で述べる破裂圧力も正常な値を示し、 $620 \sim 650 \text{ kg/cm}^2$ であった。

7.3 破裂試験

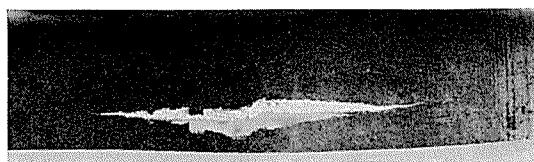
供試容器94本のうち、 $1l$ 容器48本、 $2l$ 容器14本、計62本について破裂試験を行ない、破裂にいたるまでの内圧と全增加量の関係を求め、数例を第5図に示す。また、0.1% 残留増加圧力(内圧除去後、内容積が0.1% 膨張した圧力)、10% 恒久増加圧力および破裂圧力を前掲の第9表に示した。なお、0.1% 残留増加圧力は便宜上定めたもので、



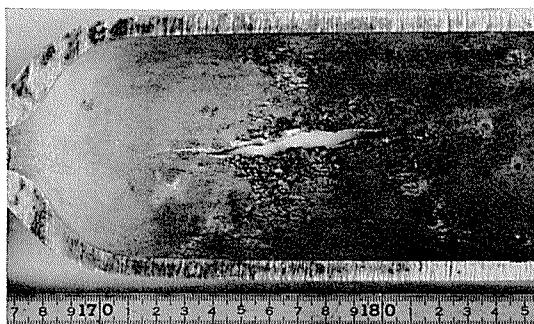
第5図 $1l$ 容器の内圧と全増加量の関係

その値がたまたま10%恒久増加圧力と類似であったからである。

(1) 1l 容器の破裂圧力は 380~660 kg/cm², 2l 容器の場合は 560~660 kg/cm² であった。(3) 式に標準外径 D , 同内径 d および引張強さ (規格値, $\sigma = 37 \text{ kg/mm}^2$) を代入して破裂圧力 P を求めると, 1l 容器が 560 kg/cm², 2l 容器は 554 kg/cm² となる。したがって, 2l 容器の破裂圧力は正常であるが, 1l 容器は破裂圧力がかなり低下したものがあるわけで, 560 kg/cm² にみたないものが 48 本



a) 外面孔食(B)より破裂 (容器番号 01012805)



b) 内面孔食(B)より破裂 (容器番号 010551)

写真10 孔食(B)を起点とした破裂

中 13 本あり, とくに昭和 20 年製容器が低い破裂圧力を示した。

$$P = \sigma \frac{(D^2 - d^2)}{(D^2 + d^2)} \quad (3)$$

(2) 低い破裂圧力を示した容器は, 胴部内面もしくは外面に欠陥, とくに孔食(B)をもっているものが多く, 写真 10 に示すようにそれを起点として大部分のものが破裂を生じた。

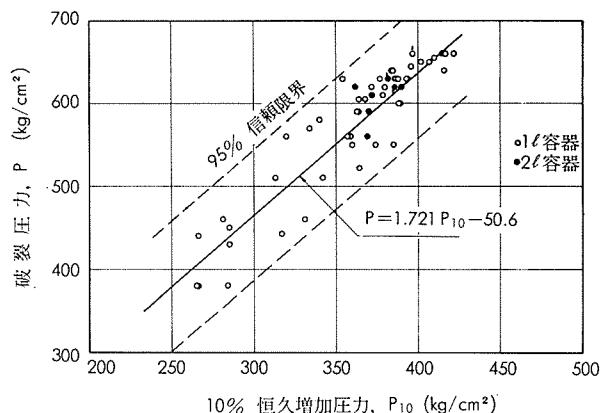
(3) つぎに, 10% 恒久増加圧力または 0.1% 残留増加圧力と破裂圧力の間には正相関があり, 相関係数はそれぞれ 0.856 または 0.865 であった。詳細を省略するが, 10% 恒久増加圧力 P_{10} , または 0.1% 残留増加圧力 $P_{0.1R}$ と破裂圧力の間にはそれぞれ (4) または (5) 式が成立し, 第 6 図と第 7 図に示す。

$$P = 1.721 P_{10} - 50.6 \quad (4)$$

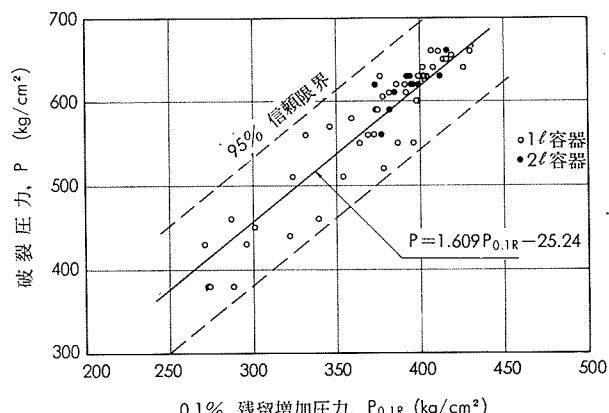
$$P = 1.609 P_{0.1R} - 25.24 \quad (5)$$

容器の破裂圧力は (4), または (5) 式から非破壊で推測できる。

(4) なお, 鏡板やネック部が破裂した容器は 1 本もなく, また, 10% 恒久増加を生じた圧力は耐圧試験圧力 250 kg/cm² よりもかなり高い値であった。



第 6 図 10% 恒久増加圧力と破裂圧力の関係



第 7 図 0.1% 残留増加圧力と破裂圧力の関係

8. 考察

以上の実験結果にもとづいてアルミニウム合金製継目なし容器の再検査基準作成についての考察を述べると次のようである。

(1) 容器の質量は現行法規の「容器証明書の 95% 以上」で差支えない。ただ、昭和 12~20 年製容器の質量にはバルブが含まれていることに留意する必要がある。

(2) 音響検査はアルミニウム合金製の場合には判定がむずかしいので、基準より削除することが望ましい。

(3) 打ちきず, かききずなどの欠陥の最大値は 0.70 および 0.49 mm であり, 1l 容器の場合には胴部壁厚の 11.7% に相当する。これらの限界は、胴部外径, 充てん圧力, 許容応力を考慮しての胴部最小壁厚と, 別に行なった切欠きつき引張試験結果⁴⁾などを参照して決めたい。1l 容器の胴部最小壁厚を計算から求めると 4.6 mm, 2l 容器では 5.4 mm であるから、欠陥における応力集中を無視すれば、それぞれ胴部壁厚の 23% 程度までの欠陥を許容し得る。

つぎに、くぼみの最大深さは 0.46 mm であり、比較的浅いので、くぼみとして考えるよりもきずとみなすのが妥当なのかもしれない。この限界は人工のくぼみをつけた大型の溶接容器について実験している設計委員会の結果⁵⁾を参考して決めたい。

(4) 腐食は孔食(A)および(B), みぞ状腐食の3種類に区分したが, これらはまとめて粒界腐食と表現するのが妥当なかもしない。これらの深さを非破壊で測定する適当な方法がなく, 鋼製継目なし容器におけるA~D級のように目視でその程度を区別するのも, 内部検査ではとくにむずかしい。しかも, 孔食の場合には実際の深さが表面から測定した値の1.02~2.5倍(最大深さ 2.49 mm)であった。これらの深さの限界については(3)項で述べた胴部最小壁厚の考え方必要であるが, 容器外面の腐食は必ず除去し, 内面にある場合には容器を廃却とせねばなるまい。

(5) 鋼製継目なし容器の再検査基準(案)では, 内容積30~100l, 試験圧力 200 kg/cm²以上の大型容器は弾性膨張係数を設定し, 耐圧試験における弾性膨張量から合否を判定する方法が採用されている。本報ではこの点も考慮して弾性膨張係数も測定したが, 値がかなり散らばり, かつ, アルミニウム合金製継目なし容器は小容量のものが主なので測定の精度もかなり重要となろう。したがって, この方法の採用はさけたい。

(6) 以上その他は鋼製継目なし容器の再検査基準(案)に準じてほとんど問題がないと考えるが, 不合格になった場合の格下げは小容器なので必要もなかろう。

9. 結 論

アルミニウム合金製継目なし容器の再検査基準(案)を作成するため昭和8~36年の間に製作された1および2l容器計93本について各種の実験を行なった。

(1) 各容器の質量は製作時とくらべてほとんど変化していない。なお, 昭和12~20年製容器の質量にはバルブが含まれている。

(2) 1l容器の胴部壁厚は標準壁厚 6 mmに対し, 昭和8年からしだいに厚くなつて昭和20年には 6.6 mmとなつてゐる。昭和21年以降は 6 mmである。

(3) 音響検査による内面腐食の有無の判定はかなり困難

であった。

(4) 容器の欠陥は, くぼみ, 打ちきず, かききず, 孔食(Pitting Corrosion, Uneven Corrosion), みぞ状腐食(Grooving Corrosion)に区分され, 孔食の場合にはその底部に粒界腐食を生じていた。

(5) くぼみ, 打ちきず, かききずの最大深さはそれぞれ0.46, 0.70, 0.49 mm であった。腐食欠陥の最大深さは2.49 mm であり, その深さを目視で判定するのはかなりむずかしい。

(6) 供試容器はすべて耐圧試験に合格し, また, 欠陥をもつ2, 3の容器について常用圧力で10,000回の繰返し加圧試験を行なつた結果も異常がなかった。しかし, 胴部内面もしくは外面に孔食などの欠陥をもつ容器の破裂圧力はかなり低く, それらの欠陥が起点となって破裂した例が多い。

(7) 破裂圧力と10%恒久増加圧力または0.1%残留増加圧力との間には正相関があり, 高度に有意であった。

以上の結果を参考にして, 軽金属溶接技術会設計委員会で再検査基準(案)を現在作成中である。

本実験に関し経年容器を提供いただいた各社, 繰返し加圧試験を実施して頂いた住友精密工業株式会社ならびに実験結果に関して討論いただいた軽金属溶接技術会設計委員会の各位に厚く謝意を表する。

文 献

- 1) 深井誠吉, 竹内勝治, 中村 授: 本誌, 5(1964), 158
- 2) 高圧ガス保安協会: 容器保安規則関係基準 (1966-10)
- 3) 竹内勝治, 中村 授: 本誌, 9(1968), 271
- 参考として, Compressed Gas Association : Cylinder Service Life Seamless, High-Pressure Cylinder Spec. ICC-3, ICC-3A, ICC-3AA, 2nd Ed., (1962)
- 4) 平田勝彦: 未公表
- 5) 軽金属溶接技術会設計委員会: 未公表

アルミニウム合金展伸材の曲げ加工性

竹内勝治
伴又寿

住友軽金属工業株式会社

アルミニウム合金展伸材の曲げ加工性

竹内勝治* 伴又寿**

1. はじめに

アルミニウム合金展伸材の需要は建築、土木、船舶、車両、電気、包装関係などを主として増加の一途をたどり、年間 100万ton の需要達成も近いものと考えられている。それにともなって、溶接を始めとして成形加工技術の進歩はめざましいものがあるが、曲げ加工に関しては板材の場合を除き定量的な資料が比較的少ないため、作業者の経験と熟練によらざるを得ないことがある。曲げ加工は、あまりにも普遍的な加工方法であるのと、いっぽうにはデータを比較的とりづらいことがその一因であろう。本資料はアルミニウム合金展伸材の曲げ加工性について文献その他をまとめたものである。

2. 板の曲げ加工

2.1 板の曲げ加工法

板の曲げ加工に用いられる主な成形機は、プレス・プレーキ、バー・フォルダ、ロール・ベンダなどであり、ロール・フォーマやタンジェント・ベンダなども曲げ成形機の範囲に入る。

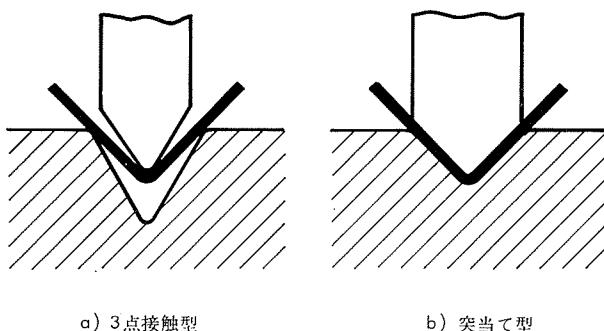


図1 板の曲げ方法

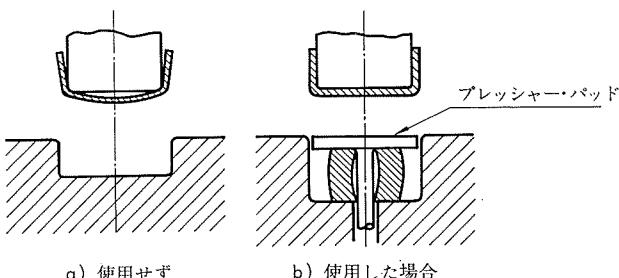


図2 プレッシャー・パッドの使用

これらの成形機のうちで、もっとも一般的なのはプレス・プレーキである。曲げの種類としては板のスプリング・バックを調節する方法によって3点接触型と突当て型があり、図1にそれぞれ示す。チャネルを成形する場合には、図2aのように素材が雄型底面から浮上して成形不十分となることがある、これを防止するため図2bに示すようにプレッシャー・パッドを用いることがある。

2.2 板の曲げ加工力

板の曲げ加工を行なう場合、手持の設備で曲げ加工が可能かどうか見当をつける必要がある。素材を弾完全塑性体とし、断面全体に塑性域が拡がったと仮定すると、全塑性曲げモーメント M_a は(1)式で示される。

$$M_a = \frac{1}{4} \sigma_y b t^2 \quad (1)$$

ただし

σ_y : 材料の降伏応力

b : 板幅

t : 板厚

いっぽう、プレス力を P 、ダイ・ギャップを w とするとき曲げモーメント M_b は

$$M_b = \frac{1}{4} P w$$

であるから、 $M_b = M_a$ として(2)式が得られる。

$$P = \frac{\sigma_y b t^2}{w} \quad (2)$$

実際の現場で経験的に知られているプレス力は(2)式の P 値よりも多少大きく、V型ダイに対しては(3)式が用いられ、 σ_B は引張強さであり、 k_1 は定数で 1.33¹⁾ である。 k_1 の値として $w=16t$ のとき 1.2、 $w=8t$ のとき 1.33 を推奨している例もある²⁾。

$$P_V = k_1 \frac{\sigma_B b t^2}{w} \quad (3)$$

また、U型ダイの場合にはプレス力 P_U は(4)式、パッド圧力 P'_U は(5)式によってそれぞれ求めればよい¹⁾。

$$P_U = 0.67 \sigma_B b t \left(1 + \frac{t}{w}\right) \quad (4)$$

$$P'_U = 0.67 \sigma_B b t \quad (5)$$

2.3 板の最小内側曲げ半径

板の最小内側曲げ半径（以下、曲げ半径と称す）に関する資料は管、棒、形材などとくらべて比較的豊富であり、また、ほとんどの材料規格が 180° もしくは 90° 曲げ半径を規定しているから、これを参考とすればよい。一般のアル

*開発部兼研究部 工学博士

**開発部

ミニウム・ハンドブックその他に引用されている各材質の90°曲げ半径の代表的なものは、米国アルミニウム協会の資料³⁾であり、本誌にもかって掲載されたことがある⁴⁾ので、ここでは省略する。

つぎに、曲げ半径は圧延方向に直角か、それに平行に曲げるかによって多少の相違があり、一般に後者の半径は極端な場合には前者の1.5~2倍となる。表1は90°および180°曲げ半径についてFranceらが測定した圧延方向に

それぞれ90°、45°および平行の3方向の実験結果⁵⁾を示す。表2はその実験で得たスプリング・バック量を示し、曲げ方向によるスプリング・バック量の相違は10%以内であって、傾向としては圧延方向に対して90°の場合が最大である。また、表1および表2のデータは実験値と実用との場合の誤差を補うため、質別または曲げ半径で1段大きい値を採用してある。

表1 非熱処理型合金板の最小内側曲げ半径(Franceら)

合 金	質 別	曲げの方向 (圧延方向 に対し)	最 小 曲 げ 半 径 (mm)									
			0.3 mm 厚		0.6 mm 厚		1.0 mm 厚		1.6 mm 厚		2.6 mm 厚	
			90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ
1100 1200	O	直 角	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		45°	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		平 行	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.4
	H12	直 角	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		45°	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		平 行	0	0	0.4	0.4	0	0.4	0	0.8	0	0.8
	H14	直 角	0	0.4	0	0.8	0	0.8	0	0.8	0	1.2
		45°	0	0.4	0	0.8	0	0.8	0	0.8	0	1.2
		平 行	0	0.4	0	0.8	0	0.8	0	1.2	0.4	1.2
	H16	直 角	0	0.8	0	0.8	0.4	1.2	0.8	1.2	—	—
		45°	0	0.8	0	0.8	0.4	1.2	0.8	1.2	—	—
		平 行	0	0.8	0.4	1.2	0.8	1.2	0.8	1.6	—	—
	H18	直 角	0	0.8	0.4	1.2	0.4	1.6	—	—	—	—
		45°	0	0.8	0.4	1.2	0.4	1.6	—	—	—	—
		平 行	0	0.8	0.4	1.2	0.8	2.4	—	—	—	—
3003 3203	O	直 角	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		45°	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		平 行	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4
	H12	直 角	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		45°	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		平 行	0	0	0.4	0	0.8	0	0.8	0	0.8	0.8
	H14	直 角	0	0	0	0.4	0	0.8	0	1.2	0	1.2
		45°	0	0	0	0.4	0	0.8	0	1.6	0	1.6
		平 行	0	0	0.4	0	0.8	0	1.6	0	1.6	1.6
	H16	直 角	0	0.8	0.4	0.8	0.8	1.2	1.2	1.6	—	—
		45°	0	0.8	0.4	0.8	0.8	1.6	1.2	1.6	—	—
		平 行	0	0.8	0.8	0.8	1.2	1.6	1.6	2.4	—	—
	H18	直 角	0	0.8	1.2	1.2	1.6	1.6	—	—	—	—
		45°	0	0.8	1.2	1.2	1.6	1.6	—	—	—	—
		平 行	0	0.8	1.6	1.2	2.4	—	—	—	—	—
3004	O	直 角	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		45°	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		平 行	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	H32	直 角	0	0	0	0.4	0	0.8	0.8	1.6	1.2	1.6
		45°	0	0	0	0.4	0.4	0.8	0.8	1.6	1.2	1.6
		平 行	0	0.4	0	0.4	0.4	0.8	0.8	1.6	1.2	1.6
	H34	直 角	0	0.4	0	0.4	0.8	1.6	1.2	1.6	1.2	2.4
		45°	0	0.4	0	0.4	0.8	1.6	1.2	1.6	1.2	2.4
		平 行	0	0.4	0	0.8	1.2	1.6	1.6	1.6	1.6	2.4
	H36	直 角	0	0.4	0.4	1.2	1.2	2.4	1.6	3.2	—	—
		45°	0	0.4	0.4	1.2	1.2	2.4	1.6	3.2	—	—
		平 行	0	0.8	0.8	1.2	1.2	2.4	1.6	3.2	—	—
	H38	直 角	0.4	0.8	0.8	1.6	1.6	2.4	—	—	—	—
		45°	0.4	0.8	1.2	1.6	1.6	2.4	—	—	—	—
		平 行	0.4	0.8	1.2	1.6	1.6	3.2	—	—	—	—

表1 (つづき) 非熱処理型合金板の最小内側曲げ半径 (France ら)

合 金	質 別	曲げの方向 (圧延方向 に対し)	最 小 曲 げ 半 径 (mm)									
			0.3 mm 厚		0.6 mm 厚		1.0 mm 厚		1.6 mm 厚		2.6 mm 厚	
			90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ
5005	O	直 角	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		45°	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		平 行	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	H12	直 角	0	0	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		45°	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		平 行	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0	0.4	0.8
	H14	直 角	0	0	0	0.8	0	0.8	0.4	0.8	0.4	1.2
		45°	0	0	0.8	0	0	0.8	0.4	0.8	0.4	1.2
		平 行	0	0	0.8	0	0.8	0	0.8	0.8	0.4	1.6
	H16	直 角	0	0.4	0	0.8	0	0.8	0.4	1.2	—	—
		45°	0	0.4	0	0.8	0	0.8	0.4	1.2	—	—
		平 行	0	0.4	0	1.2	0.4	1.2	0.8	1.6	—	—
	H18	直 角	0	0.8	0	1.2	0.4	1.2	—	—	—	—
		45°	0	0.8	0	1.6	0.4	1.6	—	—	—	—
		平 行	0	0.8	0.4	1.6	0.8	1.6	—	—	—	—
5052	O	直 角	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		45°	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
		平 行	0	0	0	0	0	0	0.4	0	0.4	0.4
	H32	直 角	0	0	0.4	0	0	0.4	0	0.8	0	1.2
		45°	0	0	0.4	0	0	0.4	0	0.8	0	1.2
		平 行	0	0	0.4	0	0	0.8	0	0.8	0	1.2
	H34	直 角	0	0	0	0.8	0	0.8	0.4	1.2	0.4	1.2
		45°	0	0	0.4	0.8	0.4	0.8	0.4	1.2	0.4	1.2
		平 行	0	0.4	0.4	0.8	0.4	0.8	0.4	1.2	0.8	1.2
	H36	直 角	0	0.4	0.8	0.8	0.8	1.2	0.8	1.6	—	—
		45°	0	0.4	0.8	1.2	0.8	1.2	0.8	1.6	—	—
		平 行	0	0.4	0.8	1.2	0.8	1.2	0.8	1.6	—	—
	H38	直 角	0	0.8	0.8	0.8	1.2	1.6	—	—	—	—
		45°	0.4	0.8	0.8	1.2	1.2	1.6	—	—	—	—
		平 行	0.4	0.8	0.8	1.2	1.2	1.6	—	—	—	—
5457	O	直 角	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0.4
		45°	0	0	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4
		平 行	0	0	0	0	0	0.4	0	0.4	0	0.4
	H32	直 角	0	0	0	0	0	0.4	0	1.2	0	1.6
		45°	0	0	0	0	0	0.4	0	1.2	0	1.6
		平 行	0	0	0	0	0	0.8	0	1.2	0.4	1.6
	H34	直 角	0	0.4	0	0.4	0	1.2	0.4	1.6	0.4	1.6
		45°	0	0.4	0	0.4	0	1.2	0.4	1.6	0.4	2.4
		平 行	0	0.4	0	0.4	0.4	1.2	0.4	2.4	0.4	2.4
	H36	直 角	0	0.4	0.4	0.8	0.8	1.6	0.8	1.6	—	—
		45°	0	0.4	0.4	0.8	0.8	1.6	0.8	2.4	—	—
		平 行	0	0.4	0.4	0.8	0.8	1.6	0.8	2.4	—	—
	H38	直 角	0.4	0.8	0.4	0.8	0.8	1.2	—	—	—	—
		45°	0.4	0.8	0.4	0.8	0.8	1.6	—	—	—	—
		平 行	0.4	0.8	0.4	1.2	0.8	2.4	—	—	—	—

2.4 板の曲げ加工における注意事項

(1) きびしい曲げ加工を行なう場合、素材の端面は角を面取りしたり、半円状に仕上げることが望ましい。厚板で強度の高い合金などにおいては、シャー切断のままと切削によって面取りをした場合とでは曲げ半径が肉厚の1倍ほどの差を生じる。

(2) スプリング・バック防止のためには雄型を雌型より鋭角をもつようにして、プレス力を曲げ部に集中する、いわゆる、材料を殺す方法がとられる。また、図3に示すように雌型にラバー・パッドを用い、雄型を製品の曲げ角度

より鋭くして成形を行なう方法もある。

(3) 曲げ半径が極端に大きい場合にはスプリング・バック量を正確に見込むことが困難となるので、引張力を加えながら曲げる、いわゆる、引張り曲げを採用するとよく、航空機のエンジン・カバーの曲げなどがこの例である。

(4) 長い板を曲げる場合には、自重が曲げ加工を助ける方向に働くよう上に凸となるよう曲げ加工するのが望ましい。下に凸に曲げると自重で垂れ下がり、変形やねじれを生じやすい。

表2 非熱処理型合金板の曲げ加工におけるスプリング・バック量(France ら)

合 金	質 別	内側曲げ半径 (mm)	スプリング・バック量(度)							
			0.3 mm 厚		0.6 mm 厚		1.0 mm 厚		1.6 mm 厚	
				90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ
1100 1200	O	6.3	6	7	8	5	5	5	4	4.5
		3.2	6	4	6	3	4	2	3	3
	H12	1.6	5.5	3	5	3	2	2	2.5	2
		0.8	4.5	2	4.5	2	2	1	2	1
	H14	6.3	11	14	9	7	7	5.5	4.5	5.5
		3.2	8.5	7	8	6	5	3.5	4	3
	H16	1.6	6.5	4.5	6	4	2.5	2.5	3	2
		0.8	5	3	4.5	3	1.5	2.5	2.5	1
	H18	6.3	15	22	10	10	7.5	7	5	6
		3.2	10	10	9	8	5	4.5	4.5	3
3003 3203	O	1.6	7.5	6	7	5	3.5	3	3.5	2.5
		0.8	5	4.5	5	3.5	2	3	3.5	1
	H12	6.3	16	23	11	14	7.5	8	5.5	6
		3.2	11	13	9	9	5.5	5	5	3.5
	H14	1.6	8.5	7	7.5	6.5	5	3.5	3.5	2.5
		0.8	5	5	3.5	4	2.5	3	3	1
	H16	6.3	16	25	11.5	18	7.5	9	5.5	—
		3.2	11	16	9	10	6	6	5	3.5
	H18	1.6	9	8	7.5	7	5.5	3.5	4	3
		0.8	5	6	5	4	4.5	3	3	1
3004	O	6.3	10	19	7	11	5	8	3	5
		3.2	7	12	5	5	6	5	2	2
	H32	1.6	3	8	3	3	3	3.5	1	1
		0.8	2	3.5	1	1	2	0	1	1
	H34	6.3	16	31	10	17	6.5	12	4	7
		3.2	13	19	7	9	5	7	2.5	3
	H36	1.6	6	14	5	6	4	5	2	2
		0.8	4	7	2	2.5	2	2.5	1	1
	H38	6.3	20	37	12	20	8	15	4.5	8
		3.2	16	22	7.5	10	6	8	3	3.5
5005	O	1.6	7.5	15	5.5	7	5	5.5	2.5	2.5
		0.8	5	8.5	2.5	4	3	2.5	1.5	1
	H12	6.3	16	22	6	10	4	7	3.5	4.5
		3.2	8.5	13	5	7	3	4	2.5	3
	H14	1.6	7	8	3	4	2.5	3	2	2
		0.8	5	7	1.5	3	1.5	2	1.5	2
	H16	6.3	19	27	8	12	5	8.5	4	5.5
		3.2	11	15	6	8.5	4	4.5	3	4
	H18	1.6	12	10	5	7.5	3.5	3.5	2	3
		0.8	7	10	3	4	2.5	3	2.5	2.5

表2 (つづき) 非熱処理型合金板の曲げ加工におけるスプリング・バック量 (France ら)

合 金	質 別	内側曲げ半径 (mm)	スプリング・バック量 (度)							
			0.3 mm 厚		0.6 mm 厚		1.0 mm 厚		1.6 mm 厚	
			90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ	90° 曲げ	180° 曲げ
5052	O	6.3	9	20	5	9.5	3.5	8	2.5	4
		3.2	5	10	3	6.5	3	4	1	2.5
	H32	1.6	2	8	3	3.5	0.5	2	0.5	2
		0.8	1	5	0.5	1	0	0	0	0
	H34	6.3	14	28	8	14	5	10	3	6
		3.2	8.5	15	5.5	8	3	5.5	2	3
		1.6	5.5	9.5	4	4.5	2	3	0.5	2.5
		0.8	2	6.5	1.5	1.5	0.5	1	0	0.5
	H36	6.3	18	32	10	17	6.5	12	3.5	8
		3.2	10	18	6.5	9	4	6.5	2.5	3.5
		1.6	7	11	4.5	5	3	4	1	3
		0.8	3	7	2	2	0.5	2	0	0.5
	H38	6.3	20	35	11.5	20	7	14	4	7
		3.2	12	22	6.5	9.5	5	7	3	4
		1.6	8	12	5	5	3.5	4.5	2	3
		0.8	4	8	2	2	1	2.5	0.5	0.5
5457	O	6.3	21	—	12.5	22	8	15	—	10
		3.2	13	24	6.5	9.5	6	8	4	4
		1.6	9	12	5	5	4.5	5	3	3
		0.8	4.5	8	2	2	2	2.5	1	0.5
	H32	6.3	8	14	3	7	3	7	3	3.5
		3.2	6.5	8	2	5	1.5	3	1.5	1.5
		1.6	3.5	4	1	3	1	2	1	1
		0.8	0.5	1	0	1	0	1	0	0
	H34	6.3	16	22	5.5	10	5	8	4	4.5
		3.2	9	11	3.5	7	3	4.5	2.5	2
		1.6	5	6	2	4	1.5	3	1	1.5
		0.8	1.5	2	1	2	0.5	2	0.5	0.5
	H36	6.3	21	28	7	14	6.5	9.5	5	5.5
		3.2	11	14	4.5	8	4	5	3	3
		1.6	7	7.5	3	5	2	3.5	1.5	2
		0.8	2	3	1.5	3	1	2.5	1	1
	H38	6.3	23	32	9	16	8	11	5	6
		3.2	13	16	5.5	9.5	5	6	3	3
		1.6	8	9	4	5.5	3	4	2	2.5
		0.8	2.5	3.5	2	3.5	1	2.5	1	1

3. 管および棒の曲げ加工

3.1 管および棒の曲げ加工法

管および棒の曲げ加工は押し曲げ法、引張り曲げ法、圧縮曲げ、回転引き曲げ法などによって行なわれる。

押し曲げ法の成形機としては図4に示すラム・ベンダ²⁾やプレス・ベンダなどがある。圧縮曲げ法はワイパ・シュー (Wiper Shoe) またはワイパ・ブロック (Wiper Block) を固定した内型の周囲に回転して曲げを行な

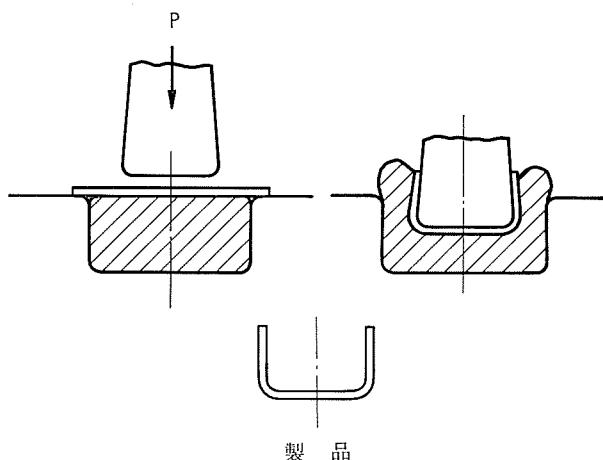
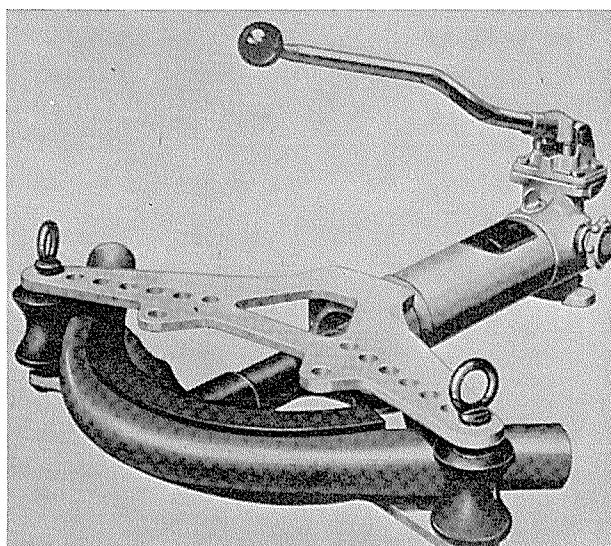


図3 ラバー・パッドの使用によるスプリング・バックの防止

うもので、素材は移動しない。この型式の成形機はワイパ・ベンダ、ラップ・ベンダ、ラジアル・ベンダなどと呼ばれている。回転引き曲げ法は素材の先端を回転式の内型に固定し、内型を回転させることによって素材をその周囲に巻きつけながら、おさえ型から材料を引抜いて曲げ加工を行なうもので、ドロウ・ベンダと呼ばれ、その一例を図5に示す。

図4 ラム・ベンダの1例²⁾

3.2 管および棒の最小曲げ半径

管の最小曲げ半径は加工方法や潤滑の状態によってかなり変化する。中立軸が断面中心にあると仮定し、管外縁の変形量がその素材の伸びの値に達したときの曲げ半径を、最小曲げ半径とみなした場合に(6)式が成立する。

$$R = \frac{0.5D}{\delta/100} \quad (6)$$

ここに、 R ：中立軸における最小曲げ半径、mm

D ：管の外径、mm

δ ：素材の伸び、%

また(7)式は、Reynolds Metals社の推奨している実験式⁶⁾である。

$$R = \left(\frac{4D - 4D \times 2S}{1.5708} - D \right) \times \frac{W}{T} + (1.5708D \times C) \quad (7)$$

ここに、 S ：引張曲げ係数（表3参照）

W ：基準肉厚係数 ($=D/15$)

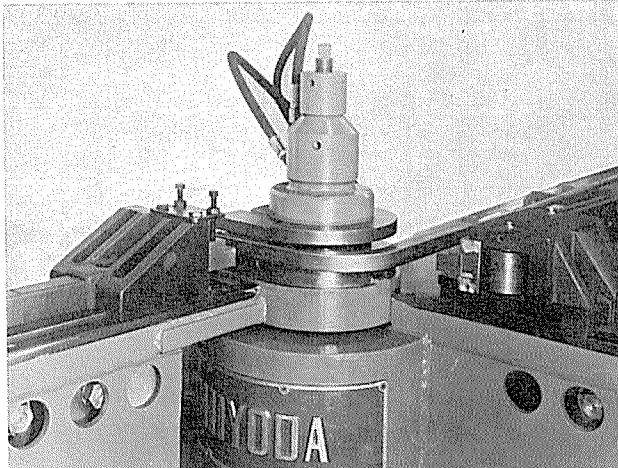


図5 ドロウ・ベンダの1例 (千代田工業㈱の好意による)

表4 管の最小内側曲げ半径 (マンドレルを使用する曲げに適用, 英国アルミニウム開発協会)

材質	肉厚 (mm)	管の外径, D (mm)								
		12.7	15.9	19.0	22.2	25.4	31.8	38.1	44.5	50.8
1080-O	0.91 1.22 1.62	D	D	1.5D	2D 5D 1.2D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
1050-O	0.91 1.22 1.62	D	D	1.5D	2D 2D 1.5D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
1100-O	0.91 1.22 1.62	D	D	1.5D	2D 2D 1.5D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
2014-O 2017-O	—	} 6061-T4 とほぼ同じ。								
5052-O	0.91 1.22 1.62	D	D	1.5D	2D 2D 1.5D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
5154-O	0.91 1.22 1.62	D	D	1.5D	2D 2D 1.5D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
5056-O	0.91 1.22 1.62	D	D	1.5D	2D 2D 1.5D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
6063-O 6063-T4	0.91 1.22 1.62	D	D	D	2D 2D 1.5D	2D 2D 1.5D	2D	2D	2.5D	2.5D
6061-T4	2.03	D	D	D	2D	—	—	—	—	—

T ：管の肉厚, mm

C ：定数 ($=0.15$)

つぎに、Perryは管の曲げにおける R を(8)式で示している⁷⁾。

$$R = \frac{D^2}{K_2 n T} \quad (R > D) \quad (8)$$

ここに、 n …加工硬化係数 1050合金 : $n=0.21$

5056合金 : $n=0.22$

5086合金 : $n=0.20$

K_2 ：拘束条件による係数

マンドレルなし : $K_2=2 \sim 3$

マンドレルまたは松脂充てん : $K_2=5 \sim 6$

以上の(6)～(8)式によって管の曲げ半径のおよその値は外径と肉厚から算出できる。

表3 引張曲げ係数, S値 (Reynolds Metals社)

材質	S
1100-O, 3003-O, 5052-O	0.20
3004-O, 6063-O, 5154-O, 5454-O	0.18
6061-O, 6062-O	0.16
2014-O, 2024-O, 6063-T42	0.12
1100-H12, 3003-H12, 5052-H32, 2024-T3, 2024-T4, 7075-O	0.10
6061-T6, 6062-T6, 6063-T6	0.08
1100-H14, 3003-H14, 5052-H34, 2014-T6, 7075-T6	0.07
1100-H16, 3003-H16, 5052-H36, 6063-T83, 6063-T831, 6063-T832	0.05
1100-H18, 3003-H18, 5052-H38	0.03

(1) 2014-T4, 6061-T4, 6062-T4, 6063-T4, 6063-T5については、それぞれの合金のT6材の値を使用する。

表4は英国アルミニウム開発協会(Aluminium Development Association)の資料²⁾で、マンドレルを管の内部に入れて曲げた場合の各材質の曲げ半径を、図6は縦軸に D/T 、横軸に R/D をとて両者間の関係を各材質の管について示したものである³⁾。また、図7は6061-T4管の曲げ半径を同様に示したALCAN社の資料であり、図7はほぼそのまま1200-H14, 1100-H14, 3003-H14および2024-O管などに適用できるという。

曲げ加工の場合、管に加わる外力は曲げ部を押しつぶそうとする方向に働くので、その断面は偏平になろうとする。したがって、管の断面の偏平化が問題になるときは、曲げ半径が大きくなる。表5は偏平率を5および10%としたときの90°曲げ半径で、次に示す表6に掲げた材質についてまとめた⁴⁾ものであって、材質による差はわずかである。

表6に示す曲げ半径は偏平率を考慮せず、単に外縁の引張破断または内縁の座屈が生じない場合の値を示し、表7はスプリング・バック量を示す⁵⁾。参考のため、表5および6の6061-T4材の曲げ半径を図7にプロットしてみると、表6の値は●印で示したようにダイなしで曲げ可能な範囲にあり、表5の偏平率10%の条件A、すなわち、管内部にマンドレルまたは充てん物なしで管外径に合せた型を用いて曲げる場合には△印で示すようになり、偏平率5%

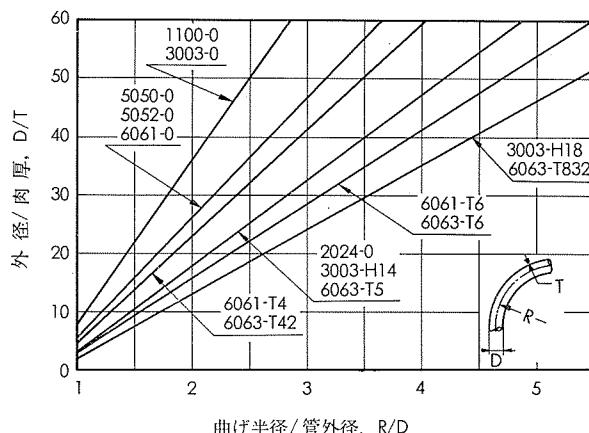


図6 管の最小曲げ半径(完全な工具を使用した場合の、Horn)

の場合には×印で示すようになって、通常問題とする曲げ半径からかなりへだたった、曲げ加工の非常に容易な条件下でのみ可能なことがわかる。

表8は米国アルミニウム協会における丸棒の180°曲げ内側半径を示す⁶⁾。

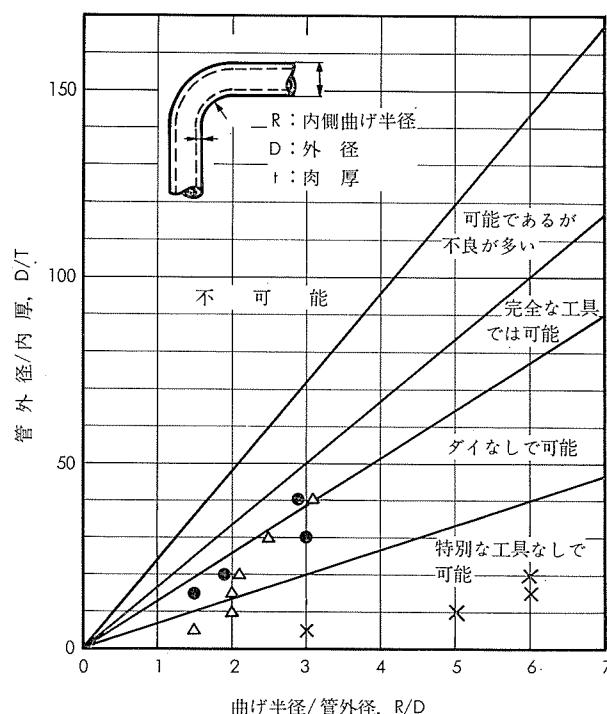


図7 6061-T4の曲げ半径(ALCAN社)

表5 偏平率5および10%の場合における管の90°最小内側曲げ半径(ALCAN社)

外径の偏平率 (%)	外径 / 肉厚, D/T					
	40	30	20	15	10	5
5	A	—	8D	6D	6D	5D
	B	—	18D	12D	8D	6D
10	A	3D	2.5D	2D	2D	1.5D
	B	—	14D	9D	6D	3.5D

A: マンドレル、充てん物なし。内型とおさえ型には外径に合わせた溝を有する。
B: マンドレル、充てん物、外径に合わせた溝なし。

表6 偏平率を考慮しない場合の管の90°最小内側曲げ半径⁽¹⁾(ALCAN社)

材質	外径 / 肉厚, D/T					
	40	30	20	15	10	5
1100-O, 1200-O, 5052-O, 5154-O, 6063-T4	3D	2D	1.5D	<1.5D	<1.5D	<1.5D
5056-O, 6063-T6, 6151-T4, 6251-T4, 6251-T6, 6061-T4, 6061-T6	3D	3D	2D	1.5D	<1.5D	<1.5D
1100-1/2H, 1200-1/2H, 1100-H, 1200-H, 5052-1/2H, 5154-1/2H, 5056-1/2H	3D	3D	2D	2D	1.5D	<1.5D
2017-T4, 2014-T4	3.5D	3.5D	3.5D	3D	2D	<1.5D
6151-T6	3.5D	3.5D	3.5D	3.5D	3.5D	3.5D

(1) マンドレル、充てん物なし。内型とおさえ型には外径に合った溝を有する。

3.3 管および棒の曲げ加工における注意事項

(1) 曲げ加工においては内縁が圧縮応力を受けるわけであるが、圧縮の範囲は曲げの方法によってかなりの差を生じる。たとえば、引張り曲げの場合の中立軸は内縁からおよそ $1/3$ のところであるが、圧縮曲げではほぼ $2/3$ の位置となる。したがって、管の場合には圧縮を受ける内縁が座屈してシワを生じることがある。これを防ぐには、圧縮曲げより回転引き曲げ、さらに引張り曲げというように引張

力のより大きい方法を採用するのがよい。また、ドロウ・ベンダのおさえ型やラジアル・ベンダのワイパを調節して引張力を大きくすることも座屈によるシワの防止に効果がある。つぎに、管の内部にマンドレルを入れて座屈する余地を与えないようにするのも一手段であり、図8に示すように、くちばし型、半丸型、単球型、多球型などがあって、後者になるほどきびしい曲げが可能である。

なお、マンドレルのほかに、砂、低融点合金その他を充

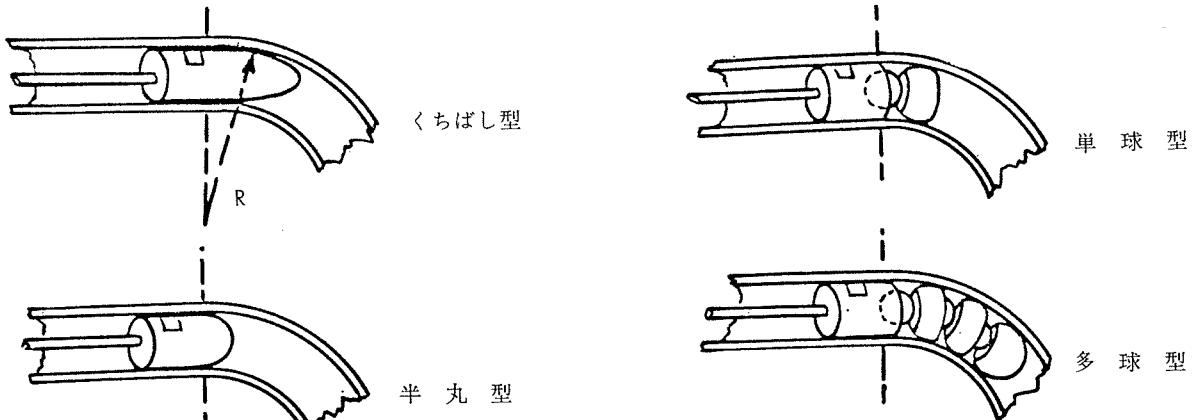


図8 マンドレルの種類（英国アルミニウム開発協会）

表7 管の曲げ加工におけるスプリング・バック量⁽¹⁾ (ALCAN社)

材質	質	型半径 / 成形品半径, 曲げ加工角度 / 成形品曲げ角度									
		8D	6D	4D	3D	2D	1.5D	8D	6D	4D	3D
1100-O, 1200-O		0.96	1.04	0.98	1.02	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00	1.00
1100- $\frac{1}{2}$ H, 1200- $\frac{1}{2}$ H, 1100-H, 1200-H, 5052-O, 5154-O, 5056-O, 6063-T4, 6051-T4, 6251-T4, 6061-T4		0.92	1.09	0.94	1.06	0.96	1.04	0.98	1.02	1.00	1.00
5052- $\frac{1}{2}$ H, 5154- $\frac{1}{2}$ H, 6063-T6		0.88	1.14	0.90	1.11	0.92	1.09	0.94	1.06	0.98	1.02
5056- $\frac{1}{2}$ H, 6051-T6, 6251-T6		0.86	1.16	0.88	1.14	0.90	1.11	0.92	1.09	0.94	1.06
2017-T4, 2014-T4		0.82	1.22	0.84	1.19	0.88	1.14	0.90	1.11	0.94	1.06

(1) マンドレル、充てん物なし。内型とおさえ型には外径Dに合わせた溝を有する。

表8 棒の180°最小内側曲げ半径（概略値、米国アルミニウム協会）

材質 ⁽¹⁾		各直径に対する曲げ半径 ⁽²⁾				
		1.5 mm	3.2 mm	6.4 mm	9.5 mm	12.7 mm
EC 1200 1200 1200	H19	0~1D 0 0.5~1D	0~1D 0 0.7~1.5D	0~1D 0~0.5D 1~2D	0~1D 0~0.6D 1.8~3D	0~1D 0.7~1.4D 1.4~2D 2~4D
	T 3	0.5~1D	0.7~1.5D	1.5~2D	2~3.3D	2.8~4.2D
	T 4	1~2D	1.5~2.5D	2~3.5D	3~5D	4~6D
	T 4	1.5~2.5D	2~3D	2.5~3.5D	3.6~4.8D	4.2~8.2D
3003 3003 3003	O	0	0	0	0	0.7~1.4D
	H14	0	0~0.5D	0.2~0.7D	0.6~1.5D	1~2D
	H18	0.7~1.5D	1~2D	2~3D	2.4~4.2D	3.5~5.6D
5005 5005 5005 5052 5052 5056 5056 5056 5056	O	0~0.5D	0~0.5D	0.2~0.7D	0.6~1.5D	0.7~1.4D
	H14	0.7~1.5D	1~2D	2~3D	2.4~4.2D	3.5~5.6D
	H18	0	0	0~0.5D	0.3~0.9D	0.7~1.4D
	O	0~0.5D	0.2~0.7D	0.7~1.5D	1.2~1.8D	1.7~2.5D
	H34	0.7~1.5D	1~2D	2~3D	2.4~4.2D	3.5~5.6D
	H38	0.7~1.5D	0.7~1D	0.7~1.5D	1.2~2.4D	1.7~3.5D
	O	0.2~0.5D	0.7~1D	2~3.5D	2.5~4.5D	3~5D
	H14	0~1D	1~2D	2~4D	3~5D	4~6D
	H18	1~2D	1.5~2.5D	2~4D	2.5~4.5D	3~5D
	H34	0~1D	1~2D	2~3.5D	3~5D	4~6D
	H38	1~2D	1.5~2.5D	2~4D	3~5D	4~6D
6061 6061 6063 6063	T 4	0.2~0.7D	0.5~1D	1~2D	1.5~2.4D	2.2~3.5D
	T 6	0.5~1D	0.7~1.5D	1.5~2D	2.3~3D	2.8~4.2D
	T 5	0~0.5D	0.2~0.7D	0.7~1.5D	1.2~1.8D	1.7~2.5D
	T 6	0.5~1D	0.7~1.5D	1~2D	1.5~2.5D	2~3.4D

(1) 1100合金は1200合金と同じとみなしてよい。

(2) D: 直径

てん物として用いるのもよい。

(2) 管の曲げ部の偏平化を防ぐには図8に示したようにマンドレルを加工部に入り込ませたり、また、素材を硬いものにかえるのも対策の一つである。割れが問題となるとき、大きな曲げ半径を採用できない場合には、素材を軟くて伸びの大きいものにかえたりするほかに、ワイヤやおさえ型の圧力を減らしたり、あるいは、マンドレルを曲げ部から抜き出してやることなどが対策となる。

(3) 曲げ部に疵がつく場合は、ベンダの成形型、おさえ型、素材などの間に高さの喰いちがいがないかをしらべる必要があり、また、素材との接触面を研磨したり、メッキすることも効果がある。

(4) スプリング・バック量が大きすぎるときは、曲げ角度を調節するほかに、素材を軟かいものにかえるとか、マンドレルを曲げ部に入り込ませたり、おさえ型やワイヤの圧力を強くしてやる、また、成形型(内型)の曲率半径を小さくするなどの方法がある。スプリング・バック量が小さすぎるときには逆の方法をとればよい。

(5) このほかに、曲げ加工性を向上させるため、加工前に局部加熱して軟化させことがある。この場合には加熱温度の管理が重要となり、熱間もしくは温間で曲げ加工する場合にも同様なことがいえる。アルミニウム合金には熱処理型合金(2000番台、4000番台、6000番台、7000番台の各合金)と非熱処理型合金(1000番台、3000番台、5000番台の各合金)とがある。熱処理した合金(軟質を除く)と加工硬化させた非熱処理型合金は120°C以上の温度にさらすと、その温度と加熱時間に応じて軟化現象を生じ、300°C以上では短時間でも軟質となる。表9は熱処理型合金において静的強度の低下率を5%以内とした場合における加熱温度と時間の関係⁸⁾を示す。

(6) つぎに熱処理型合金は曲げ加工後再熱処理することにより局部加熱などによる静的強度の劣化を回復することもできるわけであるが、ひずみを生じやすく、また、弱加工部は粗大結晶粒組織を生じて肌荒れの原因となりやすいので注意が必要である。

表9 静的強度の低下率を5%とした場合の最大加熱時間(Horn)

合 金	質 別	温 度 (°C)						
		150	165	180	190	205	220	235
2014	T 4	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)
	T 6	20~50 h	8~10 h	2~24 h	0.5~1 h	5~15 min	(2)	(2)
2024	T 3	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)
	T 4	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)	(1)
6061	T 81	20~40 h	—	2~4 h	1 h	30 min	15 min	5 min
	T 86	10~20 h	—	2~4 h	1 h	30 min	15 min	5 min
6063	T 6	100~200 h	50~100 h	8~10 h	1~2 h	30 min	15 min	5 min
7075	T 6	10~12 h	1~2 h	1~2 h	0.5~1 h	5~10 min	(2)	(3)
7178	T 6	10~12 h	1~2 h	1~2 h	0.5~1 h	5~10 min	(2)	(3)

(1) 再加熱することは耐食性を低下せしめるので好ましくない。

(2) 加熱継続不可。

(3) 加熱不可。

4. 形材の曲げ加工

4.1 形材の曲げ加工法

形材の曲げ加工に用いる成形機は、3.1項で述べた管あるいは棒用のものとまったく同じであり、図9にロール・ベンダの1例を示す。また、加工上の注意事項も3.3項がそのままあてはまる。

4.2 形材の最小曲げ半径

形材は形状が複雑なため、曲げ加工のデータも整理するのがむずかしい。Reynolds Metals社は形材の曲げ半径を使用する成形機によって、中立軸の位置からそれぞれ(9)~(12)式によって求めることを推奨している⁹⁾。

a) ストレッチ・フォーマおよびラップ・フォーマの場合、

$$R_o = \frac{D_s}{0.75 \delta} \times 100 \quad (9)$$

b) プレス・ブレーキおよびロール・フォーマの場合、

$$R_n = \frac{d_s}{\delta} \times 100 \quad (10)$$

c) ワイヤ・フォーマの場合、

$$R_i = \frac{D_s}{\delta} \times 100 \quad (11)$$

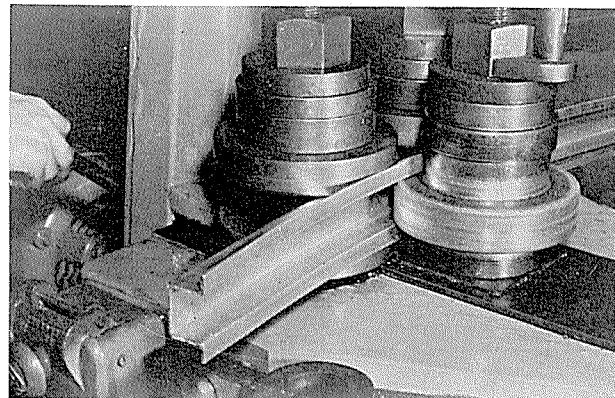


図9 ピラミッド型ロール・ベンダ(英国アルミニウム開発協会)

d) ラジアル・ドロウ・ベンダの場合,

$$R_n = \frac{d_s}{2\delta} \times 100 \quad (12)$$

ここに, R_o : 形材の最外縁における最小曲げ半径,
 R_n : 形材の中立軸における最小曲げ半径,
 R_i : 形材の最内縁における最小曲げ半径,
 D_s : 形材の全深さ,
 d_s : 形材の中立軸から最外縁までの距離,
 δ : 素材の伸びの最小値, %

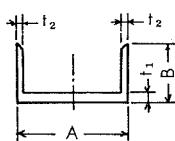
表10および11は英國アルミニウム開発協会におけるチャネルおよびT型形材の曲げ試験結果²⁾をそれぞれ示す。表12~16はBarlow¹⁰⁾がT型形材を12種類、チャネルを2種類、中空長方形形材2種類について行なった実験結果であり、形材の外縁の引張りによる破断と内縁の圧縮による座屈を5種類の基本的な破損型式、すなわち、

a) 破損型式(I): 脚の引張破断。たとえば、チャネルのフランジを外にして曲げたとき、フランジの先端が引張られて破断する場合のような破損をいう。

表10 チャネルの曲げ試験結果(英國アルミニウム開発協会)

材質	チャネル寸法 ⁽¹⁾ (mm)				外側曲げ ⁽²⁾			内側曲げ ⁽²⁾		
	A	B	t_1	t_2	選定曲げ半径 (mm)	ウェブの平均ひずみ (mm)	フランジの平均ひずみ (mm)	選定曲げ半径 (mm)	ウェブの平均ひずみ (mm)	フランジの平均ひずみ (mm)
2014-T4	44.7	25.4	3.18	3.18	178 165 153	0.40 0.79 1.59	0.40 0.79 1.59	1020 886 762 508	0.40 0.79 1.59 2.38	0.40 0.79 1.59 2.38
	63.5	31.8	3.97	3.18	203 178 153	0 0.40 0.79	0.40 0.79 1.59	1520 1270 1020 762	0.79 1.19 1.59 2.38	0.79 1.19 1.59 2.38
	88.9	38.1	7.93	6.35	508 457 407	0.40 0.79 1.19	0.79 1.59 2.38	1520 1014 762 508	0.40 0.79 1.59 2.38	0.40 0.79 1.59 2.38
5056-F	44.7	25.4	3.18	3.18	98.4 76.2 63.5	0 0 0	0.59 0.40 0.79	762 508 381 305	0.40 0.79 1.59 1.98	0.40 0.79 1.59 1.98
	63.5	31.8	3.97	3.18	127 114 102	0.40 0.40 0.79	0.40 1.59 2.38	1014 886 635 381	0.40 0.79 1.59 2.38	0.40 0.79 1.59 2.38
	88.9	38.1	7.93	6.35	381 365 254	0.40 0.79 1.59	0.79 1.59 1.59	1270 1020 762 508	0.40 0.79 1.59 2.38	0.40 0.79 1.59 2.38
6053-T6	44.7	25.4	3.18	3.18	114 102 88.8	0 0.40 0.40	0 0.40 0.79	886 635 508 381	0.40 0.79 1.59 2.38	0.40 0.79 1.59 2.38
	63.5	31.8	3.97	3.18	153 140 127	0.40 0.79 0.79	0.79 1.59 1.98	1520 1014 762 508	0.79 1.59 1.98 2.38	0.79 1.59 1.98 2.38
	88.9	38.1	7.93	6.35	432 356 305	0.40 0.79 1.19	0.79 1.59 2.38	1270 1020 762 508	0.40 0.79 1.59 2.38	0.40 0.79 1.59 2.38

(1) 寸法は下図による。



(2) ひずみは下図による。



表11 T型形材の180°最小曲げ半径(曲げ試験結果による、英國アルミニウム開発協会)

断面寸法 (mm)			5056-F		6053-T6	
A ⁽³⁾	B ⁽³⁾	t	最小内側曲げ半径 ⁽¹⁾ (mm)	平均スプリング・ バック ⁽²⁾ (mm)	最小内側曲げ半径 ⁽¹⁾ (mm)	平均スプリング・ バック ⁽²⁾ (mm)
25.4	25.4	3.18	50.8	3.18	108	17.5
37.7	37.7	6.36	76.2	4.77	121	7.94
50.8	50.8	6.36	76.2	4.36	177.8	17.5

(1) ウェブを外側にして曲げた場合。

(2) 直径で測定。

(3) A, Bはウェブ幅および脚長を示す。

- b) 破損型式(II)：脚の座屈。たとえば、チャネルのフランジを内側にして曲げたとき、フランジが座屈してシワを生ずる場合をいう。
- c) 破損型式(III)：フランジの引張破断。たとえば、チャネルの2個のフランジのうち1個が外側に、他方が内側になるようにして曲げたとき、外側のフランジが引張破断する場合などをいう。
- d) 破損型式(IV)：フランジの座屈。前項の場合において内側のフランジが座屈してシワを生ずる場合をいう。

- e) 破損型式(V)：ウェブの引張破断。型式(III), (IV)と逆にチャネルのウェブが外側になるように曲げたとき、フランジは座屈しないでウェブが破断する場合をいう。

の5種類の破損について、それぞれ曲げ半径を求めたものである。図10にそれぞれの破損型式を図示した。

表17は平角材を 90° 曲げ加工したときのスプリング・バック量を曲げ半径と角度の両面から示した¹⁰⁾ものである。

破損型式	アングル	T型形材	Z型形材	チャネル	ハット型形材	H型形材
(I)脚の引張					—	
(II)脚の座屈					—	
(III)フランジの引張						
(IV)フランジの座屈						
(V)ウェブの引張	—	—	—			—

図10 形材の破損形式の分類（図において上部を外側にして曲げ加工した場合、斜線は破損部、Barlow）

表12 破損型式 I 「脚の引張」（脚を外側にして曲げたときの中立軸に対する最小曲げ半径、⁽¹⁾ Barlow）

合 金	質 別	中立軸までの距離 / 板厚							
		1	2	4	8		12		
					ビードなし	ビード付	ビードなし	ビード付	
1100, 1200	F	0.5d	0.5d	0.5d	0.7d	0.7d	1.4d	1.4d	
5052	F	1.2d	1.2d	1.8d	2.2d	2.2d	3.5d	3.5d	
5086	F	2.5d	2.5d	2.5d	3.0d	3.0d	4.0d	4.0d	
5056	F	2.5d	2.5d	2.5d	3.0d	3.0d	4.0d	4.0d	
6063	O	0.5d	0.5d	0.5d	0.7d	0.7d	1.4d	1.4d	
	T4	0.7d	0.7d	0.8d	2.0d	2.0d	3.5d	3.5d	
	T6	0.8d	0.8d	1.4d	3.5d	3.5d	7.0d	7.0d	
6061 6151	O	0.7d	0.7d	1.2d	1.8d	1.8d	2.2d	2.2d	
	T4	2.5d	2.5d	2.5d	3.0d	3.0d	5.0d	5.0d	
	T6	2.5d	2.5d	2.5d	3.5d	3.5d	7.0d	7.0d	
2014 2017	O	1.8d	1.8d	2.0d	2.2d	2.2d	3.5d	3.5d	
	T4	5.0d	5.0d	5.0d	5.0d	7.0d	7.0d	10.0d	
	T6	5.0d	5.0d	5.0d	5.0d	7.0d	7.0d	10.0d	

(1) d は外側の脚の先端から中立軸までの距離を示す。

表13 破損型式Ⅱ「脚の座屈」(脚を内側にして曲げたときの中立軸に対する最小曲げ半径、⁽¹⁾ Barlow)

合 金	質 別	自由脚の長さ/板厚				6	押え型でおさえた脚の長さ ⁽²⁾ /板厚			
		2	3	4	6		9	12		
		ビードなし	ビード付	ビードなし	ビード付					
1100, 1200	F	1d	3.0d	5d	15d	5d	7d	4d	10d	7d
5052	F	1d	3.5d	7d	20d	8d	12d	7d	15d	12d
5086	F	1.2d	3.5d	8d	20d	10d	15d	8d	20d	15d
5056	F	1.4d	4d	10d	25d	10d	15d	10d	25d	15d
6063	O	1d	3.0d	5d	15d	5d	7d	4d	10d	7d
	T4	1d	3.5d	8d	20d	8d	11d	5d	15d	12d
	T6	1d	4d	10d	25d	10d	15d	8d	20d	15d
6061 6151	O	1d	3.5d	7d	20d	7d	10d	5d	12d	8d
	T4	1.8d	4d	10d	25d	10d	15d	8d	20d	15d
	T6	1.8d	5d	10d	25d	10d	15d	10d	25d	15d
2014 2017	O	1d	3.5d	7d	20d	8d	12d	7d	15d	12d
	T4	2.5d	5d	10d	35d	10d	15d	10d	25d	15d
	T6	2.5d	5d	12d	35d	12d	25d	15d	—	—

(1) dは内側の脚の先端から中立軸までの距離を示す。

(2) 実際の脚の長さ、または中立軸までの距離のうち大なるほうをとる。

表14 破損型式Ⅲ「フランジの引張」(フランジを外側にしてウェブ面内で曲げ⁽¹⁾を行なったときの中立軸に対する最小曲げ半径、⁽²⁾Barlow)

合 金	質 別	フランジ基部が強固なもの、幅/板厚				フランジ基部が脆弱なもの、幅/板厚	
		4	8		4	8	
			ビードなし	ビード付			
1100, 1200	F	<1d	<1.2d	<1.2d	<1d		1d
5052	F	7d	7p	7d	7d		7d
5086	F	7d	7d	7d	7d		8d
5056	F	7d	7d	7d	7d		8d
6063	O	<1d	<1.2d	<1.2d	<1d		1d
	T4	7d	7d	7d	7d		8d
	T6	7d	7d	7d	10d		10d
6061 6151	O	<1d	<1.2d	3.5d	3.5d		3.5d
	T4	7d	7d	7d	8d		8d
	T6	7d	7d	7d	10d		10d
2014 2017	O	7d	7d	7d	7d		8d
	T4	7d	7d	7d	8d		8d
	T6	12d	15d	15d	12d		15d

(1) 例えばT型材のフランジを外側にしてウェブが、フラットワイズになるように曲げる場合。

(2) dは外縁から中立軸までの距離を示す。

4.3 形材の曲げ加工の実際例

形材の曲げデータは整理が困難であるが、これを無理に整理すると付随して起きる現象が切捨てられることとなるので、具体例をじゅっかん示したい。

(1) 図11に示す断面の形材A, B, Cは高級窓枠に用いられ、いずれも深さが28~29 mm のものである。曲げは90°で圧縮曲げによって行なっており、曲げ半径はAとCが35 mm, Bが55 mm である。なお、図中の寸法の下に

()で示した値は曲げ加工による変形量であり、単位は%で示した。中立軸の位置は肉厚測定結果から類推するとAの場合が外縁から約2/5, Bが内縁付近、Cがほぼ中央となっており、これは形状から考えられる位置とだいたい一致している。フランジは必ず左右どちらかに倒れており、ウェブの幅はAが15%, Bが2.2%, Cは0.95%とそれぞれ増加している。形材の深さはB, Cがそれぞれ減少しているが、Aは増加し、また肉厚は脚端で10%前後増減している。

表15 破損型式IV「フランジの座屈」(フランジを内側にしてウェブ面内で曲げを行なったときの中立軸に対する最小曲げ半径、⁽¹⁾ Barlow)

合 金	質 別	幅 / 板 厚		
		4	8	
			ビードなし	ビードあり
1100, 1200	F	3.5d	5d	2.5d
5052	F	5d	8d	4d
5086	F	5d	8d	4d
5056	F	7d	12d	7d
6063	O	3.5d	5d	2.5d
	T4	5d	8d	4d
	T6	8d	20d	12d
6061 6151	O	4d	7d	3.3d
	T4	7d	12d	7d
	T6	8d	20d	12d
2014 2017	O	5d	8d	4d
	T4	12d	25d	12d
	T6	12d	25d	15d

(1) dは内縁から中立軸までの距離を示す。

表16 破損型式V「ウェブの引張」(ウェブを外側にして曲げたときの中立軸に対する最小曲げ半径、⁽¹⁾ Barlow)

合 金	質 別	幅 / 板 厚				
		8	16	20	30	50
1100, 1200	F	<1.2d	<1.2d	2d	3.5d	4d
5052	F	4d	7d	8d	8d	8d
5086	F	4d	7d	8d	8d	8d
5056	F	4d	7d	8d	8d	8d
6063	O	<1.2d	1.2d	2d	3.5d	4d
	T4	3.5d	7d	8d	8d	8d
	T6	5d	7d	8d	10d	10d
6061 6151	O	<1.2d	2.5d	4d	7d	8d
	T4	5d	7d	8d	10d	10d
	T6	5d	7d	8d	10d	10d
2014 2017	O	5d	7d	8d	10d	10d
	T4	10d	10d	10d	10d	10d
	T6	15d	15d	15d	15d	15d

(1) dは外縁から中立軸までの距離を示す。

表17 平角材のスプリング・バック量^{(1)~(3)} (90° 曲げ、Barlow)

材 質	型半径 / 板厚、加工曲げ角度 / 成形品曲げ角度									
	1T	2T	4T	8T	15T	30T	60T	120T	250T	500T
1100-F, 1200-F	1.00	1.00	2.00	1.00	3.96	1.01	7.85	1.02	14.5	1.03
6063-O	1.00	1.00	2.00	1.00	3.96	1.01	7.85	1.02	14.5	1.03
6061-O, 6151-O	1.00	1.00	1.98	1.01	3.92	1.02	7.75	1.03	14.4	1.04
5052-F, 2014-O, 2017-O	1.00	1.00	1.98	1.01	3.92	1.02	7.70	1.04	14.1	1.06
5086-F	1.00	1.00	1.98	1.01	3.92	1.02	7.70	1.04	14.0	1.07
6063-T4	1.01	1.01	1.96	1.02	3.88	1.03	7.60	1.05	13.9	1.08
5056-F, 6061-T4, 6151-T4	1.01	1.01	1.96	1.02	3.88	1.03	7.60	1.05	13.7	1.09
6063-T6	1.01	1.01	1.94	1.03	3.80	1.05	7.45	1.08	13.3	1.12
6061-T6, 6151-T6, 2014-T4, 2017-T4	0.97	1.03	1.90	1.05	3.74	1.07	7.20	1.11	12.7	1.18
2014-T6	—	—	1.84	1.09	3.50	1.14	6.70	1.20	11.5	1.30

(1) Tは厚さ。

(2) 微小角度曲げには適用できない。

(3) 板材の曲げにも適用可。

この形材に 6063 合金であって、最も曲げ加工の容易な A は伸びが 9 % であった。B と C は曲げが困難であって、引張性質の実測値は B が耐力 12 kg/mm^2 、引張強さ 17 kg/mm^2 、伸び 20%，C は耐力 12 kg/mm^2 、引張強さ 18 kg/mm^2 、伸びが 15% であった。これらの値を用い、Reynolds Metals 社のワイパ・フォーマの式(11)から曲げ半径を求めるとき、A が 322mm、B が 145mm、C が 187mm となり、実施例とはかなりかけはなれた値となっていて十分余裕をみこんだ式であることがわかる。

なお、このような例では、型のクリアランスを大きくすると脚が倒れる量を増すことになるから、脚の肉厚許容差ができるだけきびしくしてクリアランスの減少をはかることが必要となる。

(2) チャネルをウェブの面内で曲げ加工すると、フランジは面に垂直な力を受けて倒れる。図12の例はかばんの口金に用いた 6063-F 形材で、ボイド部には一定板厚の樹脂を挿入するのでフランジが倒れることは用途上から許されなかった。この場合、図12に示すように低融点合金をボイドに鋳込んで解決した。つぎに、もっとも問題となったのは、形材が上方に肉がかたよった断面形状をもつたため、曲げと同時にねじれを生じ、そのため、ワイパや内型とくいちがいを生じて形材がかじられる現象であった。そこで、ワイパと内型の溝の入口の丸味を大きくとって、硬質クロムメッキを施し、さらには形材の曲げ部に保護フィルムをはって解決した。

(3) 図13は、窓の面格子に用いられた 6063-F 形材の曲げ加工例である。曲げ加工はマンドレルなしで成功しているが、外側表面に軽い凹みと肌荒れを生じた。

(4) 幅 25 mm、深さ 15 mm、肉厚 1.5 mm の中空長方形断面の 6063-T5 形材をワイパ型のベンダで内側曲げ半径 45 mm で曲げたが、外側面が 1.5~2.5 mm 凹み、内側は 0.5~1 mm の凹みまたはシワを生じた。この場合、マンドレルを用い、曲げ部をバーナによって加熱して軟化したもの用いて解決し、その後は T5 材の代りに押出しのままの素材 (F 材) を用いている。

5. 結 び

アルミニウム合金伸材の曲げ加工性について資料を要約して述べた。形材の曲げなどについてはさらに今後の検討が望まれるが、不十分ながらもお役にたてば幸いである。

なお、本資料作成にあたりご援助賜った日本エルミン・サッシ株式会社山本正実氏、笠間順氏、近畿車輛株式会社足立英雄氏に厚く謝意を表する。

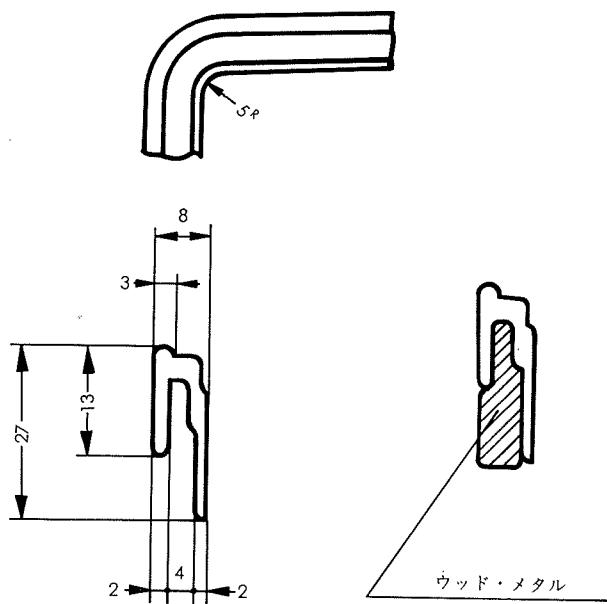


図12 かばんの口金 (6063-F 材)

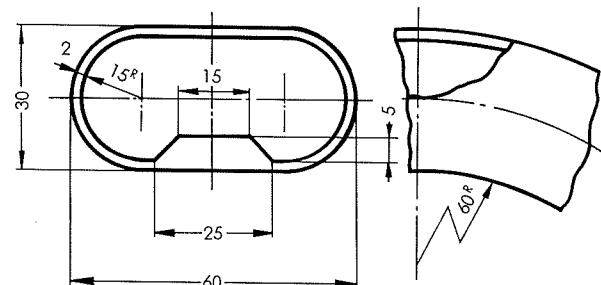


図13 窓の面格子枠 (6063-F 材)

文 献

- 1) G. W. Birdsall : *Forming Aluminum Sheet and Plate*, Reynolds Metals Co., Richmond, (1960)
- 2) Aluminium Development Association : *Bending Aluminum*, Al. Develop. Assoc., London, (1958)
- 3) Aluminum Association : *Aluminum Standards and Data*, 2nd Ed., Al. Assoc., N.Y., (1969)
- 4) 竹内勝治, 小川三郎, 菊地昭雄 : 本誌, 12(1971), 54
- 5) W. D. France, D. E. Trout, J. A. Mulholland : *Modern Metals*, 22-6(1966-7), 38 and 22-7(1966-8), 68
- 6) G. W. Birdsall : *Forming Aluminum Shapes and Tube*, Reynolds Metals Co., Richmond, (1960), 12
- 7) T. G. Perry : *The Final Forming and Shaping of Wrought Non-ferrous Metals*, Inst. Metals, London, (1956), 94
- 8) R. V. Horn : *Aluminum*, III, ASM, Ohio, (1967), 166
- 9) Mr. D.A. Barlow より入手 (Alcan社, 1957)
- 10) D. A. Barlow : *Weld. & Metal Fab.*, 28-10(1960-10), 388

R-149

Reprinted from SUMITOMO LIGHT METAL TECHNICAL REPORTS

Vol. 13 No. 2 April, 1972

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の熱処理特性と 機械的性質

馬 場 義 雄
中 村 授
高 島 章

住友軽金属工業株式会社

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の熱処理特性と機械的性質

馬 場 義 雄* 中 村 授** 高 島 章**

1. はじめに

当社の主要な構造用 Al-Zn-Mg 合金としては、ZG43, ZK41 および ZK60 などがあり、これらの諸性質はすでに本誌に述べたが^{1~4)}、このたび、ZK47 合金を開発したので、まず母材としての一般的な諸性質、熱処理特性、機械的性質について述べる。応力腐食割れのライフ・カーブ、耐食性の詳細、ならびに溶接部の諸性能などについては逐次報告する予定である。

この合金は、JIS 7N01 の化学成分および機械的性質の規格を満足する 7N01 相当品である。

ZK47 の特徴は、従来当社が開発してきた ZG43 合金よりも母材強度が高く、耐シャー割れ性が優れていることがある。

本資料は、ZK47 合金の押出材、厚板材の諸性質を項目別にデータ・シートとして示す。

2. 一般的性質

表 1 に示したのは、供試材の化学成分範囲で、JIS 7N01 に相当する。

表 2 は、物理的性質である。表 3 は、押出材ならびに圧延材の引張性質の代表値および保証値である。

3. 热処理特性

図 1~図 4 は、厚さ 10mm、巾 100mm の押出材を用いて、熱処理条件と引張性質、電導度の関係を調べた結果である。表 4~表 6 は、各種押出材の熱処理条件と引張性質ならびにシャー割れの関係を調べた結果である。なおシャー割れ試験は、シャーの上刃と下刃のクリアランス 0.5mm、刃先角度 90°、上刃の傾斜角 5° のシャーで、押出方向に平行にシャー切断した時に生じたせん断面を、1I 中に重クロム酸カリ 36 g、無水クロム酸 30 g、食塩 3 g を含む水溶液中で、80~90°C で 30 分間煮沸し、割れ発生の有無を

ダイマークで確認した。シャー割れの程度は、図 5 による。

図 6 は、50mm 圧延板の Longitudinal, Long-transverse, Short-transverse の 3 方向について引張性質とシャルピー衝撃値を測定し方向性をみた結果である。

図 7 は、厚さ 10mm、巾 100mm の T5 押出材の直角断面の 100 倍顕微鏡組織である。

4. 機械的性質

表 7 に示したのは、直径 20mm 押出棒の機械的性質である。以下に述べる機械的諸性質は、このような静的強度を有する試料を用いて測定した。この表中、引張性質の耐力、引張強さが、表 1 に示した耐力、引張強さの代表値よりも高いのは、丁度この直径 20mm 位の押出棒が、特に押出特性が強いためであることを付記しておく。表 8 ならびに、図 8~図 11 に示したのは、疲労試験の結果である。疲労強度は、他の Al-Zn-Mg 三元合金の ZG43 よりは高く、ZK41 とほぼ同程度である。切欠感度と質別の関係は T5 > F > T6 > T4 の順に切欠感度が大きい。

表 9、ならびに図 12、図 13 は T5 材の高温および低温における引張性質とシャルピー衝撃値である。

5. 結 び

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の熱処理特性、機械的諸性質について明らかにした。本合金は ZG43 合金より強度が大で、耐シャー割れ性が優れているのが特徴であり、構造用材料としてお薦めする次第である。

文 献

- 1) 竹内勝治、田中英司：本誌、6(1965), No. 3, 58
- 2) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄：本誌、7(1966), No. 2, 45
- 3) 寺井士郎、竹内勝治、田中英司、馬場義雄、中村 授：本誌、8(1967), No. 3, 52
- 4) 軽合金、溶接、機械試験研究室：本誌、10(1969), No. 4, 49
- 5) 馬場義雄、高島 章：本誌、11(1970), 15

*研究部 工学博士

**研究部

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の諸性質

表1 供試材の化学成分

試材	化 学 成 分 (%)									
	Zn	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	Fe	Si	Cu	その他不純物
範 囲	4.0~5.0	1.0~2.0	0.20~0.40	<0.30	<0.30	<0.20	<0.30	<0.15	<0.25	<0.15
										残

表2 物理的性質

比 重	溶融温度範囲 (°C)	熱膨脹係数 (20~100°C)	熱伝導率 (C.G.S.)	電気伝導度 ⁽¹⁾ (%)		
				T4 ⁽²⁾	T6 ⁽³⁾	T5 ⁽⁴⁾
2.78	約 620~650	23.6×10^{-6}	0.33	35	37	40

⁽¹⁾ IACS⁽²⁾ 押出空冷後30日間室温時効⁽³⁾ 押出空冷後 120°C × 48h A.C.⁽⁴⁾ 押出空冷後 100°C × 3h → 170°C × 7h A.C.

表3 ZK47 合金の引張性質

形 状	別 熱	質 处 理 条 件	代 表 値 および 保 証 値	耐 力 (kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)
板	0	410°C から炉冷軟化	代表 値	—	—	—
			保 証 値	<15	<25	>12
	T 4	溶体化処理後30日間常温時効	代表 値	23	37	16
			保 証 値	>20	>32	>11
	T 6	溶体化処理後 120°C × 48h 人工時効	代表 値	31	38	16
			保 証 値	>28	>34	>10
	T 7	溶体化処理後 100°C × 3h → 175°C × 7h	代表 値	27	35	18
			保 証 値	—	—	—
押出材	0	410°C から炉冷軟化	代表 値	—	—	—
			保 証 値	<15	<25	>12
	T 4	溶体化処理後30日間常温時効	代表 値	26	40	13
			保 証 値	>20	>32	>11
	T 5	押出空冷後 100°C × 3h → 175°C × 7h	代表 値	32	39	17
			保 証 値	>25	>33	>10
	T 6	溶体化処理後 120°C × 48h 人工時効	代表 値	36	44	15
			保 証 値	>28	>34	>10

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の熱処理特性

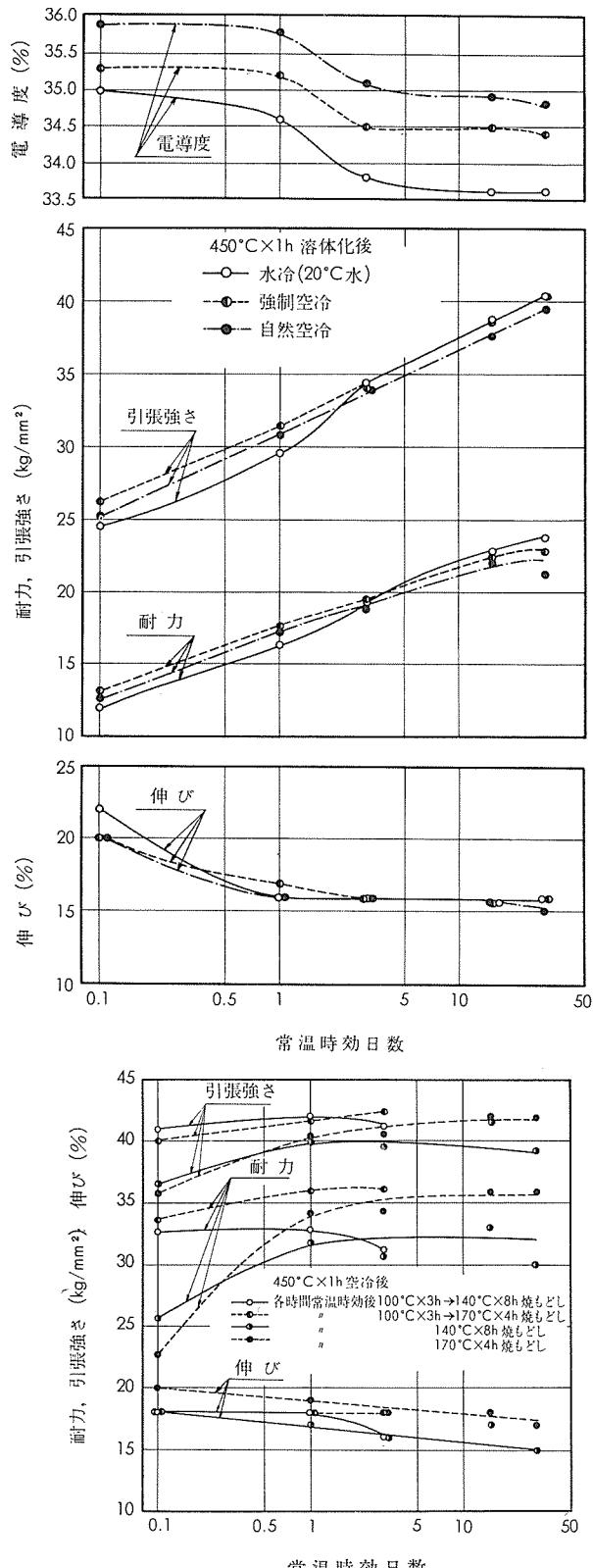


図2 各人工時効後の引張性質におよぼす常温時効時間の影響（水冷材）

図1 溶体化処理（450°C × 1h）後の冷却条件が常温時効後の引張性質ならびに電導度におよぼす影響

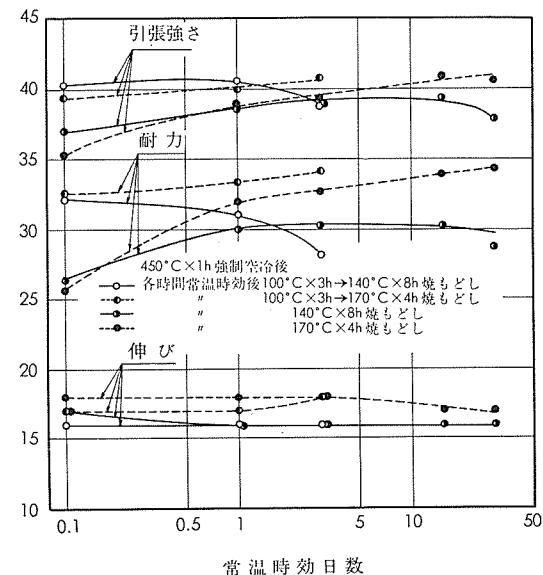


図3 各人工時効後の引張性質におよぼす常温時効時間の影響（強制空冷材）

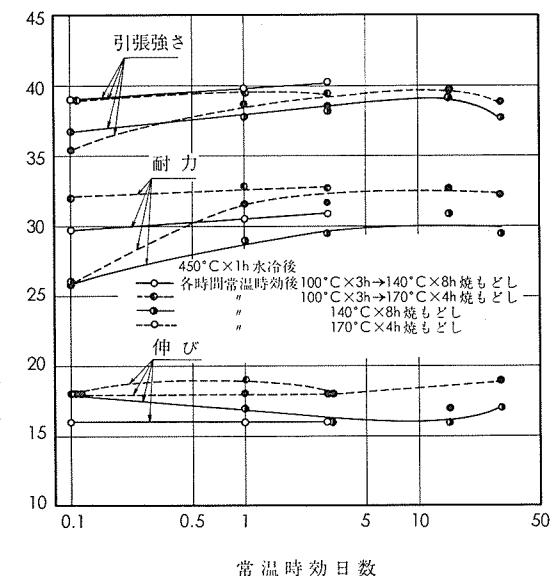


図4 各人工時効後の引張性質におよぼす常温時効時間の影響（空冷材）

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の熱処理特性

表 4 押出後空冷せる形材の人工時効条件が引張性質ならびにシャー割れにおよぼす影響

人工時効 処理条件	肉厚 (mm)	100°C×3h→ 170°C×7h A.C.				100°C×3h→ 175°C×7h A.C.				100°C×3h→ 180°C×7h A.C.				100°C×3h→ 185°C×7h A.C.			
		耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ	耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ	耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ	耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ
420	3.8	35.7	41.6	14	0	31.5	38.6	15	0	32.4	39.8	14	0	28.2	36.2	14	0
	12.0	36.6	42.2	18	0	31.8	39.4	19	0	29.6	39.7	19	0	27.5	37.0	20	0
480	3.8	36.0	41.8	14	0	32.1	38.8	15	0	32.8	40.0	14	0	27.7	35.8	14	0
	12.0	36.2	42.5	18	0	31.6	39.0	19	0	31.3	39.7	17	0	26.6	35.7	20	0

(1) シャー割れは等級で示した。0は割れなし。その程度は図5参照。

表 5 10mm×100mm×w 押出材の溶体化処理⁽¹⁾後の冷却条件、常温時効時間、人工時効条件が引張性質、シャー割れにおよぼす影響

常温 時効 時間	人工時効 条件	水 冷				強制空冷				自然空冷			
		耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ	耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ	耐 力 (kg/ mm ²)	引張強さ (kg/ mm ²)	伸び (%)	シャー 割 れ
2時間	なし	12.0	24.6	22	0	13.1	26.3	15	0	12.6	25.2	20	0
	100°C×3h→140°C×8h	32.6	41.0	18	2	32.1	40.9	16	0	29.7	39.0	16	0
	100°C×3h→170°C×4h	33.7	40.0	18	1	32.4	39.4	17	0	32.0	39.0	18	0
	140°C×8h	25.6	36.6	18	1	26.4	37.0	17	0	26.1	36.7	18	0
	170°C×4h	22.7	35.8	20	0	25.6	35.3	16	0	25.8	35.4	18	0
1日	なし	16.3	29.7	14	0	17.6	31.5	14	0	17.3	31.0	14	0
	100°C×3h→140°C×8h	32.8	42.0	13	2	31.0	40.6	16	0	30.5	39.8	16	0
	100°C×3h→170°C×4h	35.9	41.7	18	1	33.3	40.0	17	0	32.8	39.6	19	0
	140°C×8h	31.8	40.0	17	1	30.0	38.6	16	0	29.0	37.8	17	0
	170°C×4h	34.2	40.0	18	1	32.0	38.8	18	0	31.6	38.6	18	0
3日	なし	19.6	34.5	16	0	19.4	34.2	13	0	19.2	34.0	16	0
	100°C×3h→140°C×8h	31.2	41.2	16	3	28.1	38.8	16	0	30.9	40.2	16	0
	100°C×3h→170°C×4h	36.1	42.4	18	1	34.1	40.8	18	0	32.7	39.4	18	0
	140°C×8h	30.8	39.4	16	2	30.2	38.9	16	0	29.5	38.2	16	0
	170°C×4h	34.3	40.5	18	1	32.7	39.3	18	0	31.6	38.4	18	0
15日	なし	22.9	38.8	13	1	22.5	38.6	14	0	22.0	37.6	13	0
	140°C×8h	33.2	41.6	17	2	30.2	39.3	16	0	29.6	39.2	16	0
	170°C×4h	35.9	41.9	18	1	33.9	40.9	17	0	32.7	39.5	17	0
30日	なし	23.9	40.4	13	2	22.9	40.4	13	0	21.3	39.4	14	0
	140°C×8h	30.2	39.2	15	2	28.7	37.9	16	0	29.8	37.5	17	0
	170°C×4h	36.0	41.9	17	1	34.3	40.6	17	0	32.2	38.8	19	0

(1) 溶体化処理条件 450°C×1h

(2) シャー割れは等級で示した。0は割れなし、3は割れ大。その程度は図5参照。

等級

0(割れなし)

1

2

3



図 5 シャー切断後クロム酸溶液で煮沸し、シャー面に生じた割れの程度（表 4～6 参照）

(昭和47年4月)

住友軽金属工業株式会社

研究部 馬場義雄

高島

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の熱処理特性

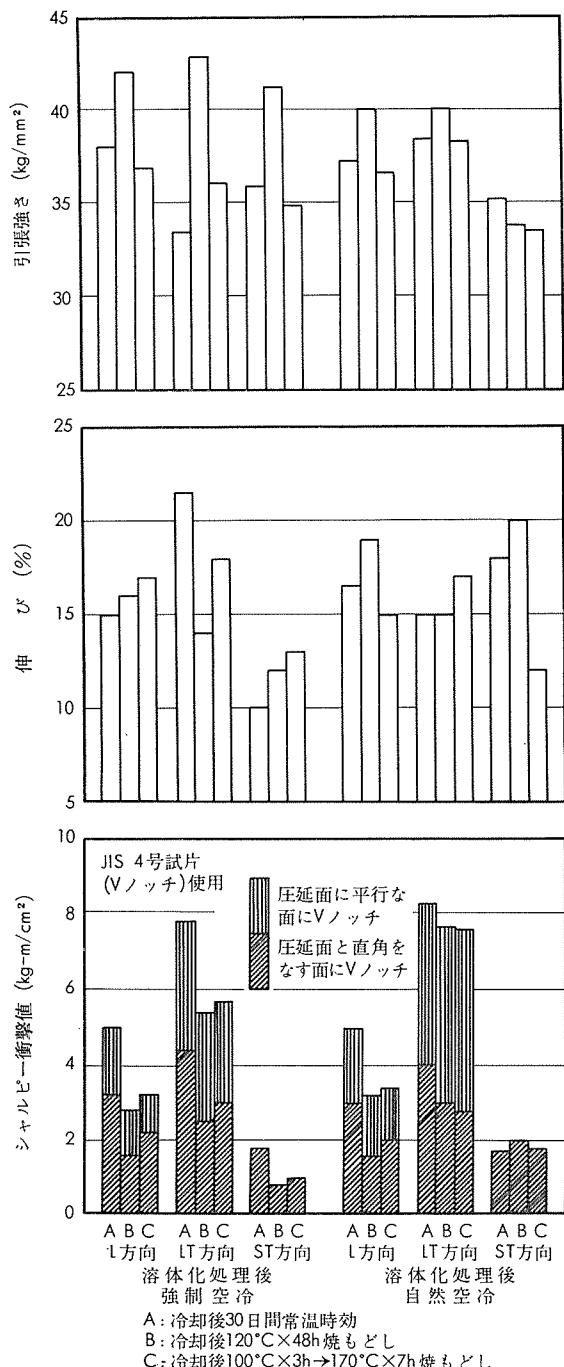


図 6 ZK47合金50mm厚板の引張性質とシャルピー衝撃値におよぼす方向性⁵⁾の影響

表 6 10mm×100mm^w 押出⁽¹⁾ 材の人工時効条件が引張性質ならびに耐シャー割れにおよぼす影響

常温 時効 時間	冷却条件	押出後自然空冷			
		耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)	(2) シャー割れ
40 日	なし	26.4	39.8	14	0
	120°C × 24h	32.7	41.2	16	0
	120°C × 48h	36.6	43.8	15	2
	100°C × 3h → 140°C × 4h	31.8	41.0	16	0
	100°C × 3h → 140°C × 8h	34.9	42.8	15	1
	100°C × 3h → 140°C × 12h	37.0	43.8	15	1
	100°C × 3h → 170°C × 2h	34.0	40.4	17	1
	100°C × 3h → 170°C × 4h	33.6	40.4	17	0
	100°C × 3h → 170°C × 7h	32.2	38.8	17	0

(1) 押出温度 440°C

(2) シャー割れは等級で示した。その程度は図 5 参照。

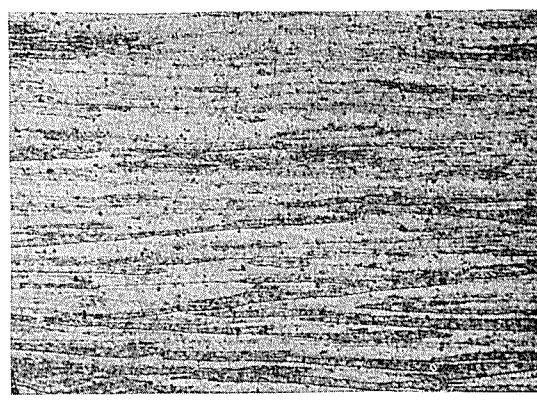


図 7 T5⁽¹⁾ 押出材 (10mm×100mm^w) の直角断面顕微鏡組織

(1) 押出空冷後 100°C × 3h → 170°C × 7h A.C.

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の機械的性質

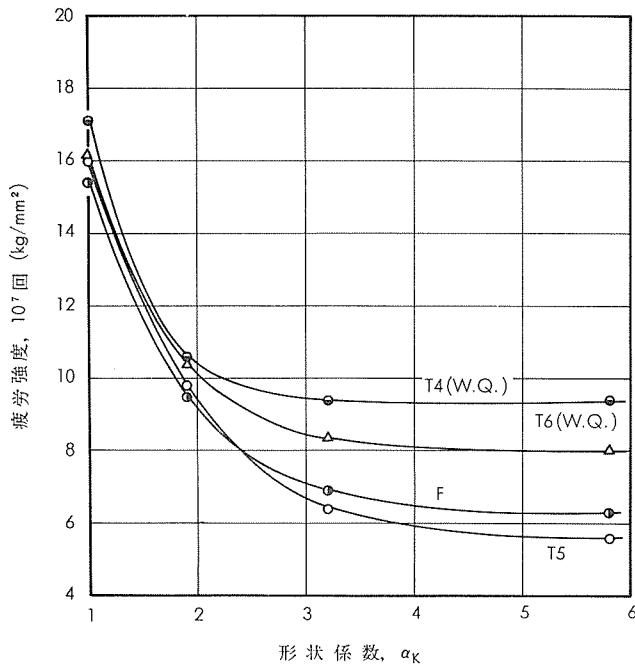
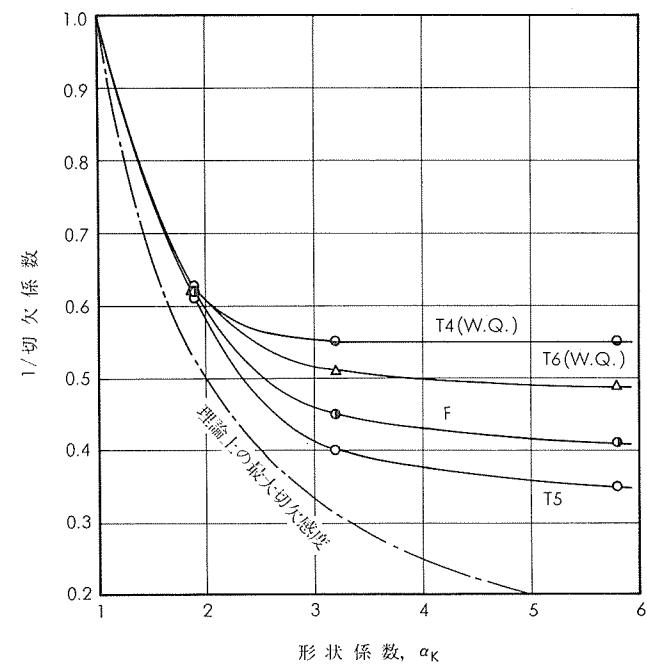
表 7 20mm ϕ 押出棒の機械的性質

質別	熱処理	引張性質				かたさ			せん断強さ 13mm ϕ (kg/mm 2)	
		耐力 (kg/mm 2)	引張強さ (kg/mm 2)	真破断強さ (kg/mm 2)	伸び (%)	ブリネル (10/500/30)	ピッカース (5kg)	ロックウェル (Bスケール)		
F	押出後 150日間時効	35.2	47.7	53.2	10	98	114	60	20.4	
T4	W.Q.	465°C × 1h 水冷後 70日間時効	35.1	49.0	54.3	11	101	118	65	21.1
	A.C.	465°C × 1h 空冷後 70日間時効	32.5	46.6	54.2	12	99	112	61	20.3
T5	押出空冷後 2段時効 100°C × 3h → 170°C × 7h	36.2	41.1	58.4	17	109	118	66	20.7	
T6	W.Q.	465°C × 1h 水冷 3日間時効後 100°C × 3h → 170°C × 7h	39.1	43.5	60.1	18	108	121	67	20.5
	A.C.	465°C × 1h 空冷 3日間時効後 100°C × 3h → 170°C × 7h	36.4	41.3	56.5	16	105	115	63	20.3

表 8 20mm ϕ 押出棒の疲労強度⁽¹⁾ および切欠係数

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 β_k , 10 ⁷ 回			
		F	T4(W.Q.)	T5	T6(W.Q.)	F	T4(W.Q.)	T5	T6(W.Q.)
∞	1	15.4	17.1	16.0	16.2	1	1	1	1
1	1.9	9.5	10.6	9.8	10.4	1.62	1.61	1.63	1.56
0.25	3.2	6.9	9.4	6.4	8.4	2.23	1.82	2.50	1.93
0.06	5.8	6.3	9.4	5.6	8.0	2.44	1.82	2.86	2.03

(i) D=12mm ϕ , d=10mm ϕ , t=1mm, $\rho=\infty$ は平滑, $\rho=1mm$ は半円型環状切欠, 他は 60°-V 型環状切欠。小野式回転曲げ疲労試験機, 1700rpm。

図 8 20mm ϕ 押出棒の疲労強度図 9 20mm ϕ 押出棒の切欠感度

TECHNICAL DATA SHEET

Vol. 13 No. 2

(109)

構造用 Al-Zn-Mg 合金 ZK47 の機械的性質

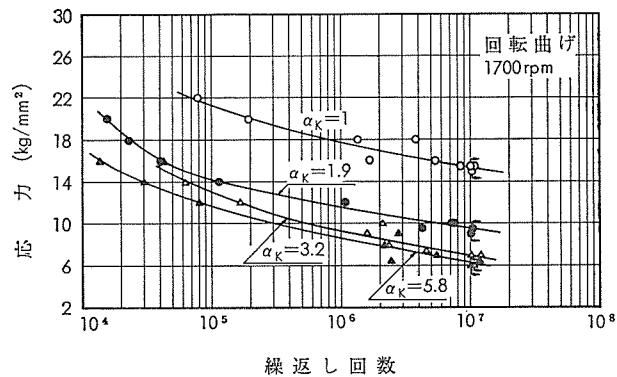


図10 20mmφ 押出棒F材のS-N曲線

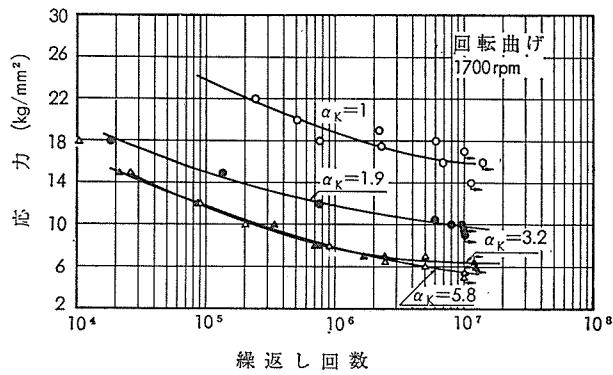


図11 20mmφ 押出棒T5材のS-N曲線

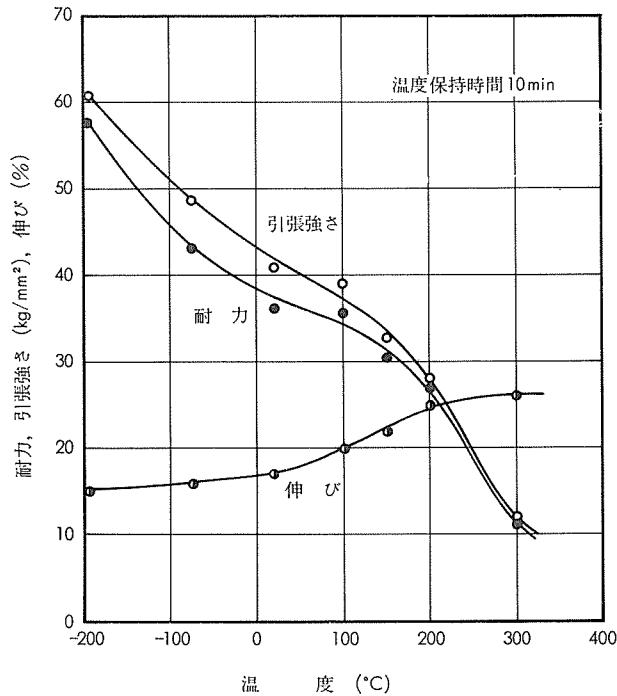


図12 T5材の温度と引張性質の関係

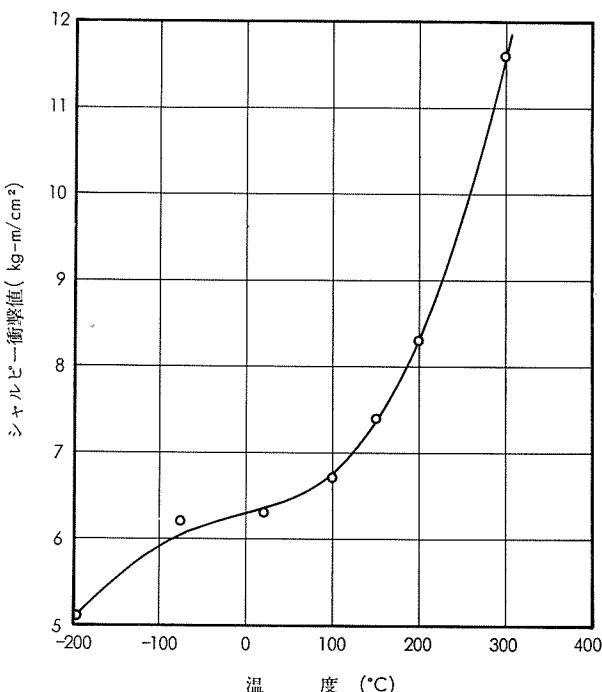


図13 T5材の温度とシャルピー衝撃値 (JIS 4号) の関係

表9 T5材の高温および低温における引張性質⁽¹⁾⁽²⁾と衝撃値⁽³⁾

質別	試験温度(°C)	引張性質			シャルピー衝撃値 JIS 4号 (kg-m/cm²)
		耐力 (kg/mm²)	引張強さ (kg/mm²)	伸び (%)	
T5	-196	57.8	60.8	15	5.1
	-75	43.1	48.8	16	6.2
	常温 ⁽³⁾	(36.2)	(41.1)	(17)	6.3
	100 ⁽⁴⁾	35.8	39.0	20	6.7
	150 ⁽⁴⁾	30.6	32.7	22	7.4
	200 ⁽⁴⁾	27.1	28.3	25	8.3
	300 ⁽⁴⁾	11.3	12.0	26	11.6

(1) 供材は 20mmφ 押出棒。

(2) 試験片平行部直径 6mmφ, 標点距離 25mm。

(3) 引張性質は JIS 4号試験片による。

(4) 10min 保持。