

# 溶接構造用アルミニウム合金

日立造船(株)技術研究所\* 上 田 実 彦

## 1. まえがき

工業の急速な進歩に伴ない、軽金属の需要は増加の一途をたどっている。アルミニウムは軽金属中では最も安価で多くの優れた性質があるため古くから研究が進められ、ますます重要視されてきている。

アルミニウム合金の主な特性と用途は

- 軽量である : 鉄道車輛, 橋りょうなど海上, 陸上輸送機械に重要な役割を演ずる。
- 耐蝕性がよい: 海上輸送機械, 化学工業設備容器に有効。

低温脆性を示さない: LMG キャリヤ, 低温用容器などとほとんどが構造用材料として使われる。構造用材料の生命は強いことであり軟鋼に匹敵するものも現われている。もう一つ大型構造材として無視できない性質は溶接性である。強さと溶接性がアルミニウム合金の今後の発展を決めるかぎである。

## 2. アルミニウム合金の進歩

アルミニウムの生産は年々増加している。特に輸送用機械, 建設における伸びが著しい。我国における一例

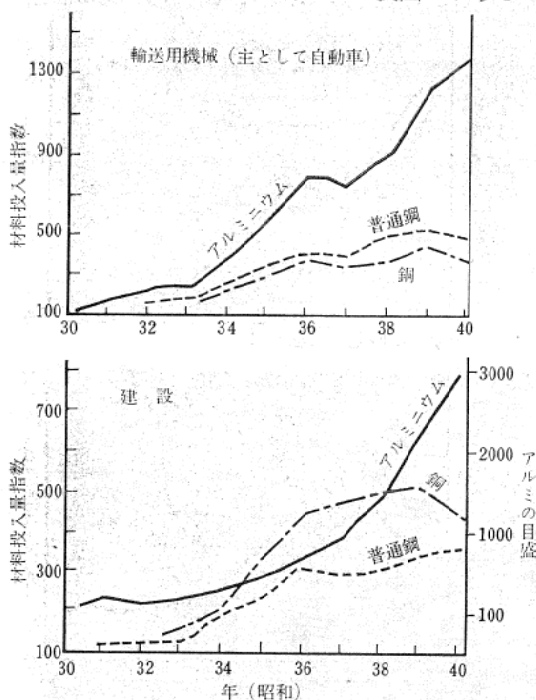


図1 需要産業の材料投入量指数の推移<sup>(1)</sup>

\* 大阪市此花区桜島北之町60

を図1に示す<sup>(1)</sup>。

洋の東西を問わず、アルミニウム合金の性質を改良する試みは盛に行なわれ、強さは年々増加している。時効硬化性アルミ合金の強さの年代による進歩の1例を図2に示す<sup>(2)</sup>。

強力アルミニウム合金の溶接性の問題点は溶接部が軟化して弱くなるということである。アルミニウムはもともと鉄鋼材料と比べると弱い、合金における時効硬化性と加工硬化性という特性を利用して軟鋼に匹敵する強さにすることが出来る。ところが溶接すると溶接熱影響部がこの特殊操作の効果を消してしまい溶接継手部が元の弱い状態にもどる。この欠点のために強力アルミニウムの構造材としての用途が数年前まで限られていた。近年の溶接工学の発達に伴ない、アルミニウム合金においても強力な溶接を可能にしようとする試みが精力的に成され、多くの成果が現われている。

ここではアルミニウム合金の主な強化法である加工硬化性と時効硬化現象の概要と、この現象を利用した溶接部の強化法についての新しい研究を紹介する。

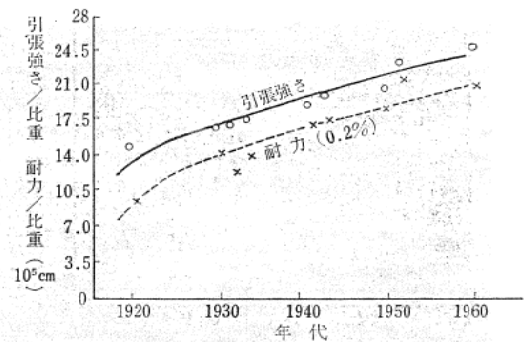


図2 時効性アルミニウム合金の強さの進歩<sup>(2)</sup>

## 3. 加工硬化と回復・再結晶軟化

Al-Mg合金(アルミ-マグネシウム合金), Al-Cu合金(アルミ-銅合金)などのうち比較的溶質原子濃度の低い固溶体合金では、加工硬化を利用した強力合金を実用しているものがある。加工方法としては圧延加工が主であるが、引張り、曲げ、鍛造、すえ込みなどの加工法もある。加工により強さ、耐力は向上し、延性が下る一例を図3<sup>(3)(5)(6)</sup>に示す。図3はAl-Zn-Mg合金(アルミ-亜鉛-マグネシウム)の圧延によるかたさの変化を示したもので、溶体化処理により固溶体状態にした直後

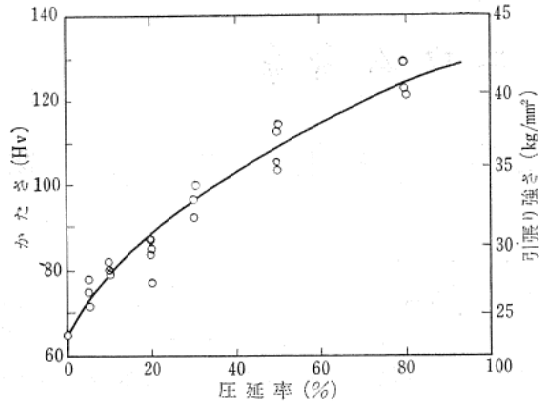


図3 Al-Zn-Mg合金の圧延率とかたさの関係<sup>(3)</sup>

$$\left( \begin{array}{l} \text{圧延率(\%)} = \frac{H_0 - H}{H_0} \times 100 \\ H_0 : \text{初めの厚さ} \\ H : \text{圧延後の厚さ} \end{array} \right)$$

注：組成は表1母材に同じ

冷間圧延したものである。また引張強さと硬さとはこの合金では直線関係にあり<sup>(3)</sup>、それより推定した引張強さの値を同図右側に記入してある。溶体化処理状態では約25 kg/mm<sup>2</sup>の引張強さであるが、80%加工により45 kg/mm<sup>2</sup>まで強化される。加工硬化性を利用したアルミ合金として、Al-Mg合金板は広く実用されている。

冷間加工により強化された合金を焼もどし加熱すると回復、再結晶という現象が起る。回復は比較的低温で起

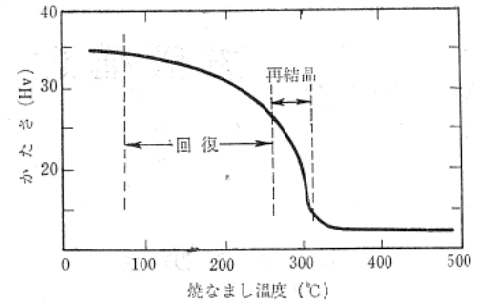


図4 80%圧延した純アルミニウムの焼なましによるかたさ変化<sup>(6)</sup>

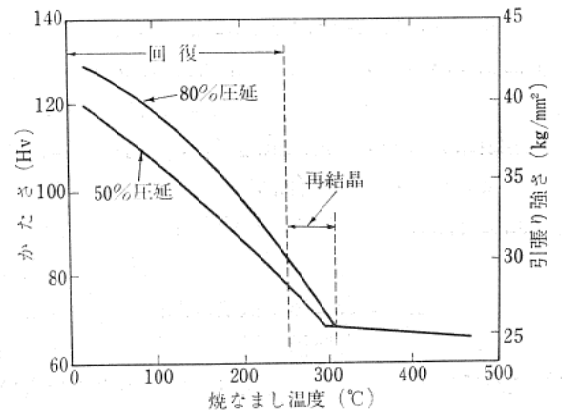


図5 Al-Zn-Mg合金の加工後の焼なましによるかたさ変化<sup>(3)</sup>  
(組成は表1母材に同じ)

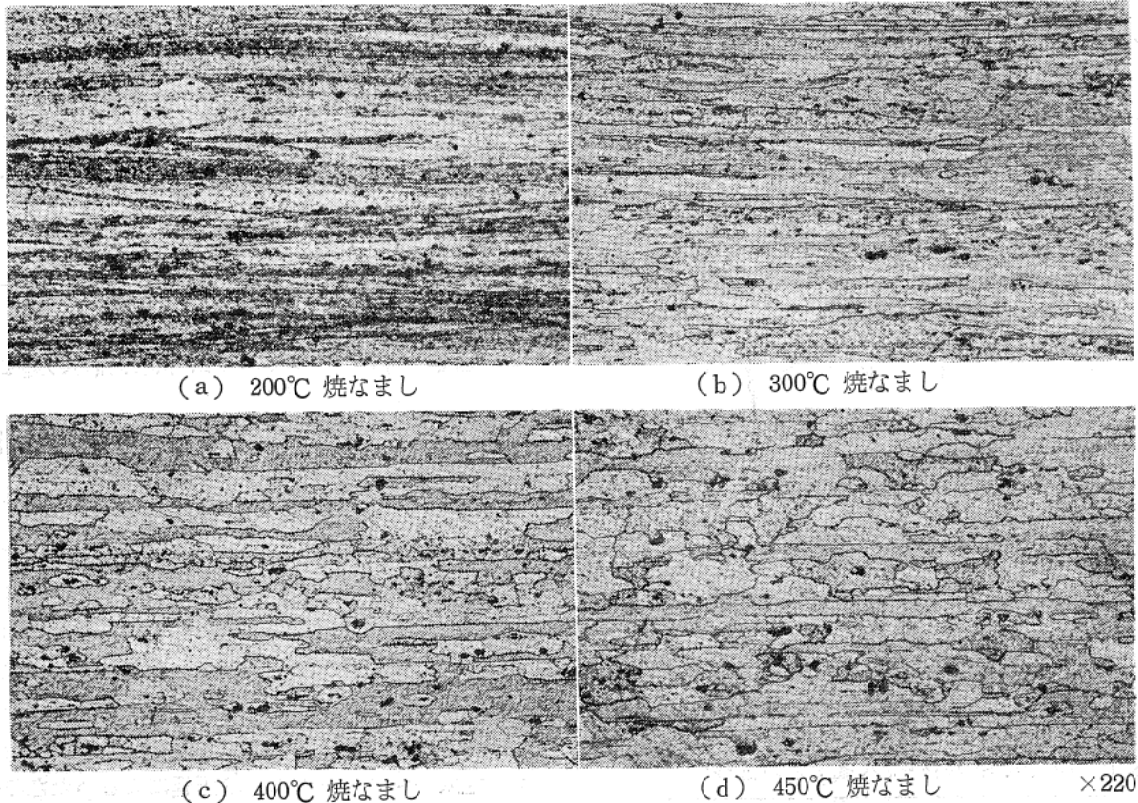


図6 時効硬化材の焼なましによる組織変化(図5に対応する)

り、強さ、硬さのゆるやかな減少が起る。引続き再結晶温度まで加熱昇温すると、強さ、かたさは急激に下り、延性が増し元の状態にもどる。一例を図4、図5に示す。図4は純アルミニウムの場合であるが、250℃以下でのかたさのゆるやかな降下が回復過程に対応する。このとき他の機械的性質、電気抵抗などの物理的性質もゆるやかな変化をする。250~300℃でかたさが急激に減少している。これが再結晶に対応し、このとき低温において存在した結晶粒とは別の新しい結晶粒が生成して、性質は大きく変化する。このときの顕微鏡組織の変化を図6に示す。200℃以下の焼もどしでは圧延による結晶粒の変形が残っているが、同図(C)の400℃になると新しい変形のない結晶粒が現われている。再結晶温度以上に焼なました金属の性質は加工前の性質にほぼ等しくなる。

一般に再結晶温度は材料の種類、組成、加工の大きさ、焼なまし保持時間などにより変化する。加工度が高いほど再結晶温度は低くなる。

#### 4. 時効硬化と過時効軟化

実用されているアルミニウム合金のほとんどが時効硬化性を示す。時効硬化型アルミニウム合金を溶体化処理温度(合金の種類により異なるが、450℃~500℃)から急速冷却(水焼入)すると過飽和固溶体が得られる。こ

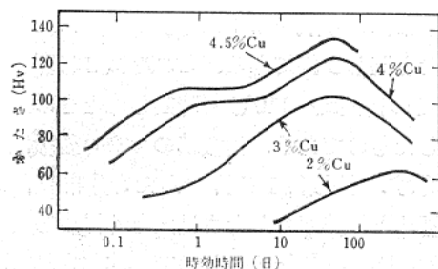


図7 Al-Cu合金の130℃における時効硬化曲線<sup>(8)</sup>  
(Cuの含有量により硬化の挙動が異なる)

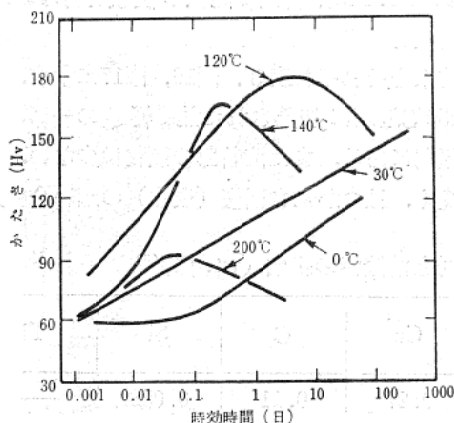


図8 Al-6Zn-3Mg合金の各種温度での時効硬化<sup>(14)</sup>

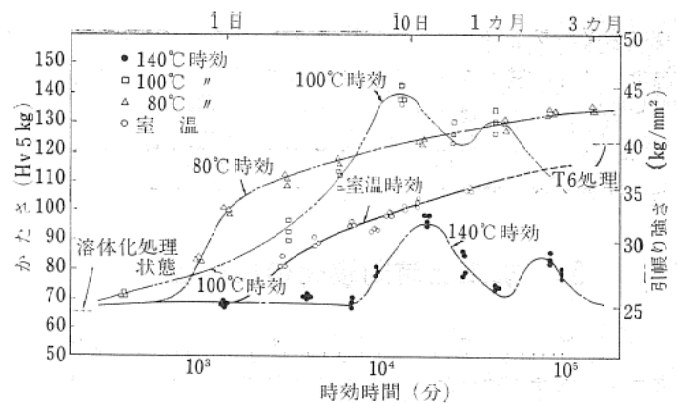


図9 Al-5Zn-1Mg合金の時効硬化曲線<sup>(9)</sup>  
(組成は表1母材に同じ)

の状態は準安定なので適当な温度(室温~300℃くらい)に焼もどし恒温保持するとG・P集合体と呼ばれる微小な析出物があらわれて硬化する。これが時効硬化であるが更に長時間加熱を続けると硬化が完了して軟化が起る。すなわち過時効軟化してしまう。最も著しい時効硬化を示すのはジュラルミンの名で知られるAl-Cu合金である。一例を図7に示す<sup>(8)(9)</sup>。溶質原子濃度の違いにより、硬化挙動は著しく変る。その他Al-Mg, Al-Si(アルミ-シリコン), Al-Ag(アルミ-銀), Al-Au(アルミ-金), Al-Zn合金などに時効硬化性が報告されているが、現在時効硬化型で且つ溶接構造用強力アルミ合金としては唯一の、また非常に注目されているAl-Zn-Mg 3元合金の時効硬化性を紹介する<sup>(10)~(17)</sup>。この合金の時効硬化性の特徴は溶体化処理に要する臨界冷却速度が遅く且つ低温時効が著しいことである。この特徴のため溶接構造用として使われ得る。

時効硬化の例を図8、9に示す<sup>(3)(15)</sup>。時効硬化の挙動は材料の種類(濃度)、時効時間、焼もどし温度に主に依存する。溶体化処理温度、冷却速度などによっても変る。時効硬化の挙動はTTT曲線(時効の時間、温度、時効硬化量)により明瞭に表わすことが出来る。図9の

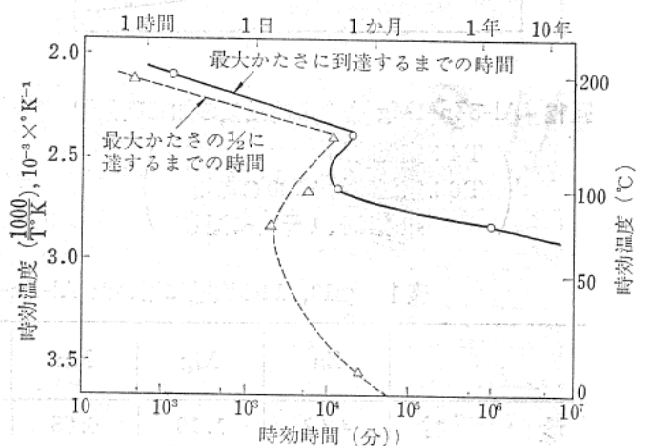


図10 Al-5Zn-1Mg合金の温度-時間-硬化量曲線<sup>(9)</sup>

時効挙動を書き直したのが図10である。硬化の大きさと温度と時間の関係を知るのに便利である。この合金では80°C近辺の時効が最も著しい。こういう水焼入焼もどしのみの時効の外に低温または高温で或る程度時効した後他の時効温度に保持して高い硬化を得る試みもある。

### 5. 加工と時効硬化の組合せ

二つの組合せが考えられる。加工をしてから時効熱処理をする方法と時効硬化した材料を加工して強化する場合がある。前者の方が一般的である。

Al-Cu 合金を溶体化処理後線引き加工し、それから時効硬化された一例を図11に示す。加工することにより

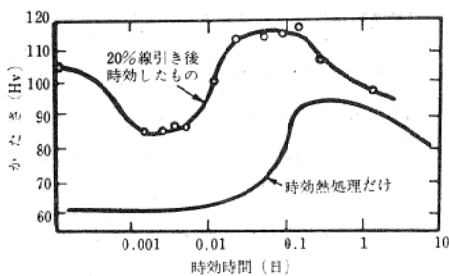


図11 Al-4Cu 合金の加工による200°C時効硬化挙動の変化<sup>(18)</sup>

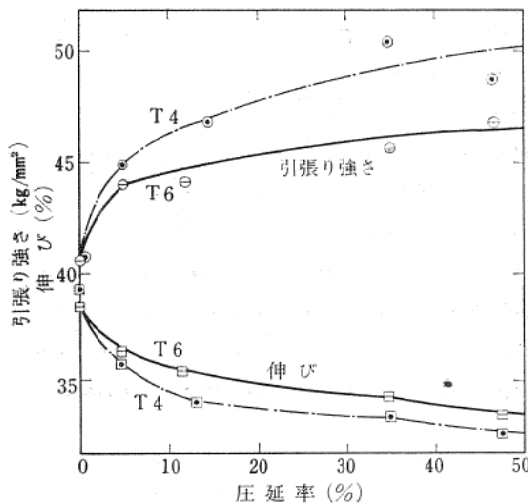


図12 Al-5Zn-1Mg 合金の時効後の加工硬化<sup>(3)</sup>

( T4: 室温時効  
T6: 室温時効+130°C時効  
組成は表1 母材と同じ )

表1 図13, 14の実験に用いた Al-Zn-Mg 板の母材と溶接棒の組成 (wt. %)<sup>(3)</sup>

	Zn	Mg	Mn	Fe	Cr	C	Si	Ti
母材	4.62	1.18	0.75	0.43	0.27	0.11	0.058	—
溶接棒	1.51	4.44	0.55	0.26	0.23	0.08	Tr	—

時効速度が増大し、最大硬化も大きくなっている。

Al-Zn-Mg 合金の時効熱処理をやり硬化した後加工した場合の強さ変化を図12に示す。時効硬化に加工硬化が加えられ著しく強化されている。合金によっては組合せ処理は効果がある。

### 6. 溶接部の強化法

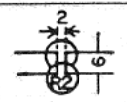
加工硬化材は再結晶軟化、時効硬化材は過時効軟化という現象があるため高力アルミ合金では強力な溶接をすることは困難である。アルミ合金の溶接を強力にする試みとして (i) 溶着金属を急冷する<sup>(2)</sup>、(ii) 常温時効硬化性を利用して溶接後強力にする、(iii) 加工硬化を利用して溶接部を強化する、(iv) (ii) と (iii) の組合せ、などの研究を紹介する。(ii) は現在注目されている方法で Al-Zn-Mg 合金に限られ、多くの報告が成されている<sup>(3)(11)(12)(19)</sup>。

#### 6.1 時効による強化<sup>(3)(10)~(17)(19)</sup>

Al-Zn-Mg 合金は時効に必要な溶体化処理状態の得易い合金で、高温から比較的遅い冷却をしても急冷と同じ効果がある。同時に低温時効硬化が著しい。このため溶接に際し、急冷操作をする必要がない。これが溶接用強力合金として注目されている理由である。著者らが行った Al-4.62Zn-1.2Mg 系合金の溶接後の時効硬化の実験結果<sup>(3)</sup>を示す。

用いた溶接棒の組成を表1に示す。母材は図3, 9, 12に用いたと同じ試料である。これを表2に示す条件で溶接し、その後室温~110°Cで時効したときのかたさ分布を測定したものである。溶接部のマクロ組織観察結果を図13に示す。溶接後1日目のかたさ分布を図14に示す。熱影響部と溶接部のかたさは大きく減少している。これは母材は時効硬化材であるので溶体化されて軟くなったものである。これを室温放置または焼もどし恒速保持すると図15に見られるようにかたさが回復する。Al-4.52Zn-1.2Mg 合金で同様の実験を行ない、溶接部の時効性を詳細に調べた報告がある<sup>(19)</sup>。その組成、方法と結果をそれぞれ表3, 図16, 図17に示す。これによると250°C近辺に加熱された熱影響部の一部の硬化が遅れる傾向にある。また溶着部の硬化は少ない。現在溶接性が良く、且つかたさ回復(硬化)の速い合金開発の

表2 図13, 14の実験で行なった溶接条件

板巾 mm	層数	電流 A	電圧 V	Arガス流量 l/分	溶接速度 mm/分	開先形状
150	1	320	30	24	350	
	R2	320	30	24	350	

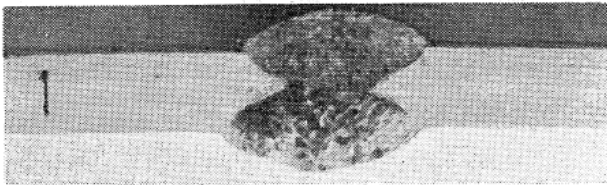


図13 溶接部のマクロ組織  
(5%硝酸ソーダ溶液にてエッチ)

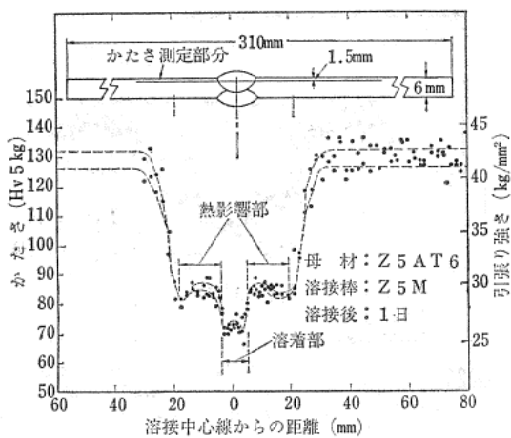


図14 溶接後1日目の溶接継手部近傍のかたさ分布<sup>(3)</sup>  
(Al-4Zn-1Mg合金; 表1、2参照)

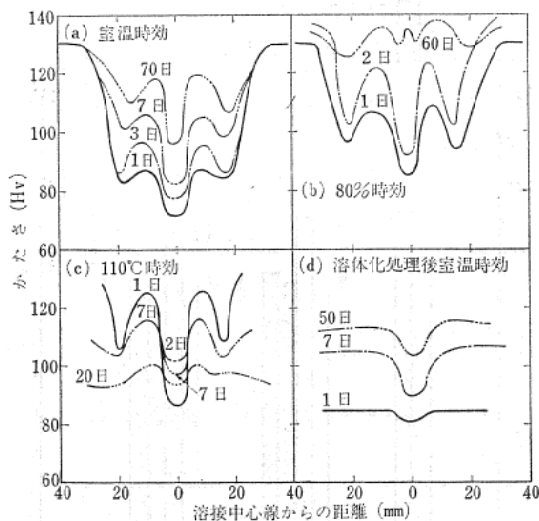


図15 時効による溶接部のかたさ変化<sup>(3)</sup>

表3 図16, 17の実験に用いられた試料の組成 (wt. %)

Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
0.02	0.13	0.20	0.51	4.4	0.01	0.20	0.02	残

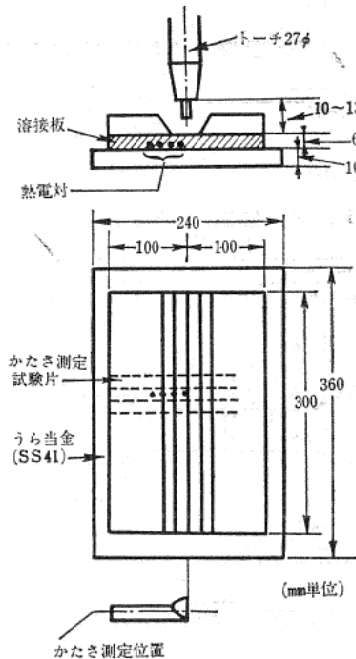


図16 Al-4.5Zn-1.2Mg合金の溶接要領<sup>(19)</sup>  
(図17)

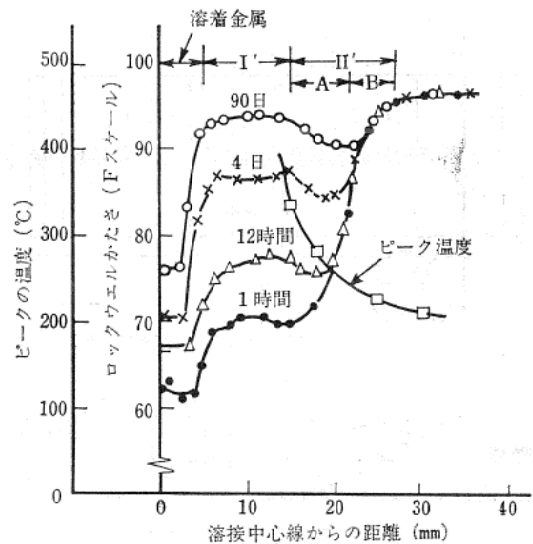


図17 溶接部の室温時効によるかたさ変化とピーク温度 (→図16、T6材)

研究が盛んに行なわれているので近い将来、更に有力な溶接用強力アルミニウム合金が出現するであろう。

6・2 塑性加工による強化<sup>(4)</sup>

加工用合金の代表である Al-Mg 系合金で試みられたものがある。この合金は一般に冷間加工で硬化した状態で使用されることが多く 1/2H (50% 圧延), 3/4H (25% 圧延) 材などと呼ばれる。

この加工硬化材を溶接すると溶接熱のため前述のように回復、再結晶が起り硬化する。溶接後、溶接余盛部をピーニング加工して強化を試みた報告<sup>(3)</sup>を紹介する。

Al-4.4% Mg 合金板を図18-19に示すような手順で溶接し図20のようにピーニング加工をしてその後継手部のかたさ分布と引張性質を調べたものである。溶接部のかたさ分布の変化を図21に、継手部の引張強さを図22に

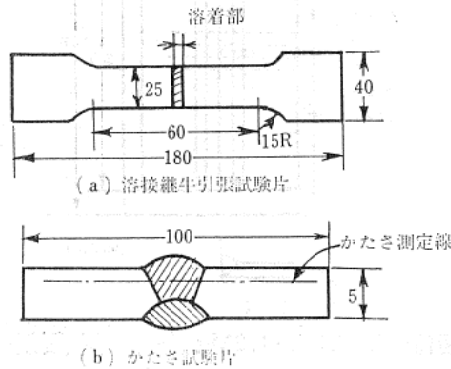


図18 溶接継手引張およびかたさ試験片寸法 (mm)<sup>(4)</sup>  
(→図21, 22)

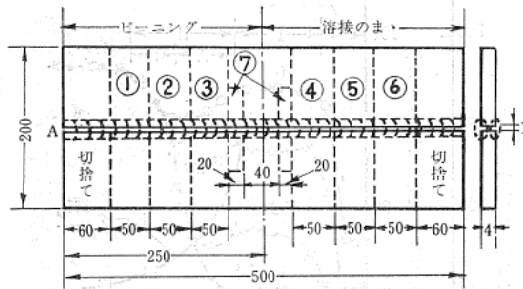


図19 ピーニング効果調査用溶接継手試験片寸法および試片採取位置  
[注: ①~⑥: 引張試験片] (→図21, 22)  
⑦: かたさ試験片

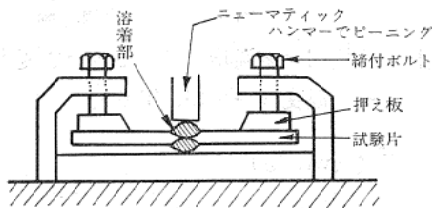


図20 ピーニング施工時の試験片拘束要領<sup>(4)</sup>  
(→図21, 22)

示す。このピーニング法による熱影響部の一部も強化されている。(図21) 引張強さは大きく改良されている。

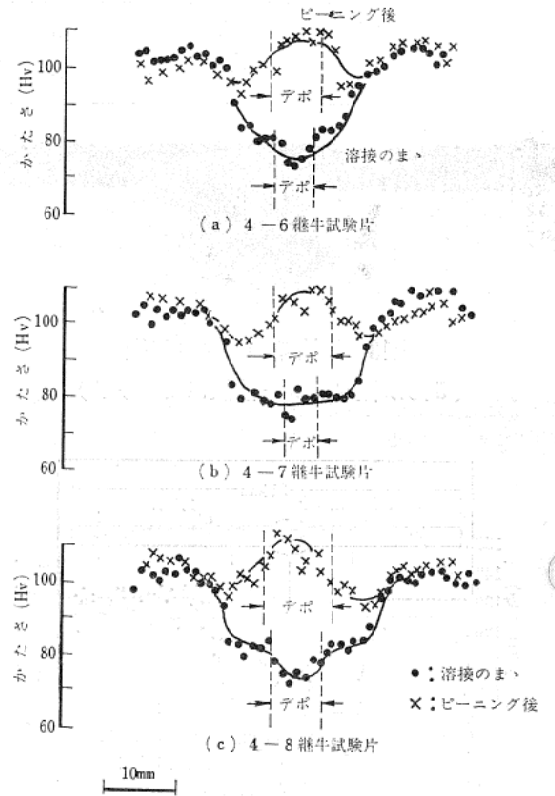


図21 溶接のままおよびピーニング施行後の溶接部断面のかたさ分布<sup>(4)</sup>

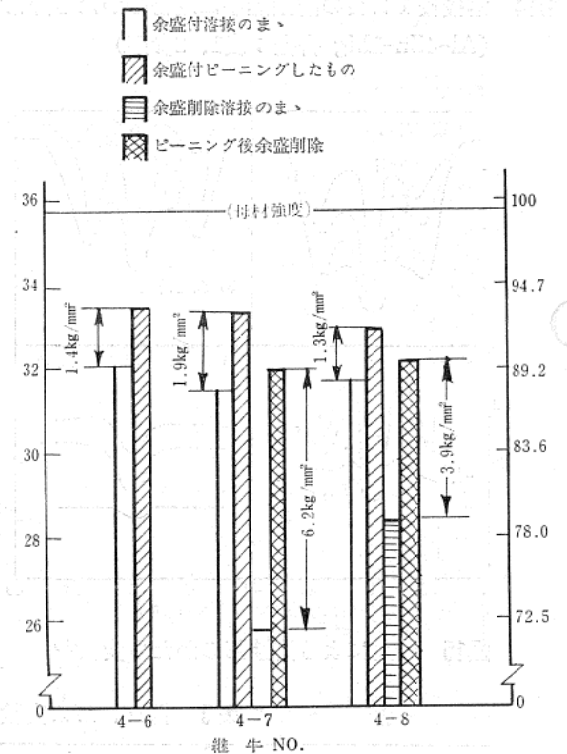


図22 ピーニング効果継手引張試験結果<sup>(4)</sup>  
(→図18~20)



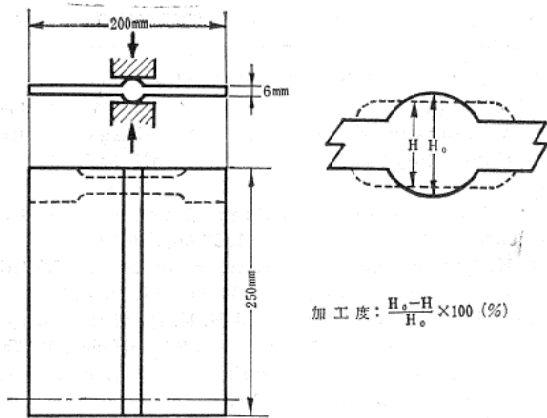


図23 溶接部の加工法<sup>(3)</sup>

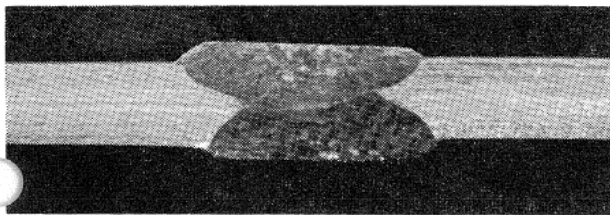


図25 25%加工した溶接部のマクロ組織  
(か性ソーダーエッチ)

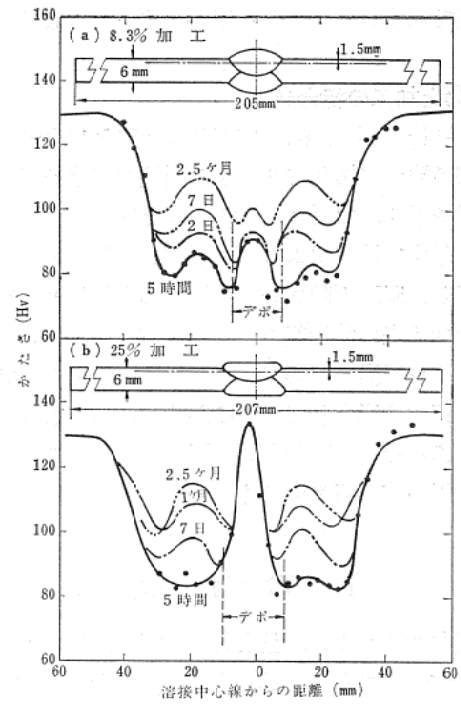
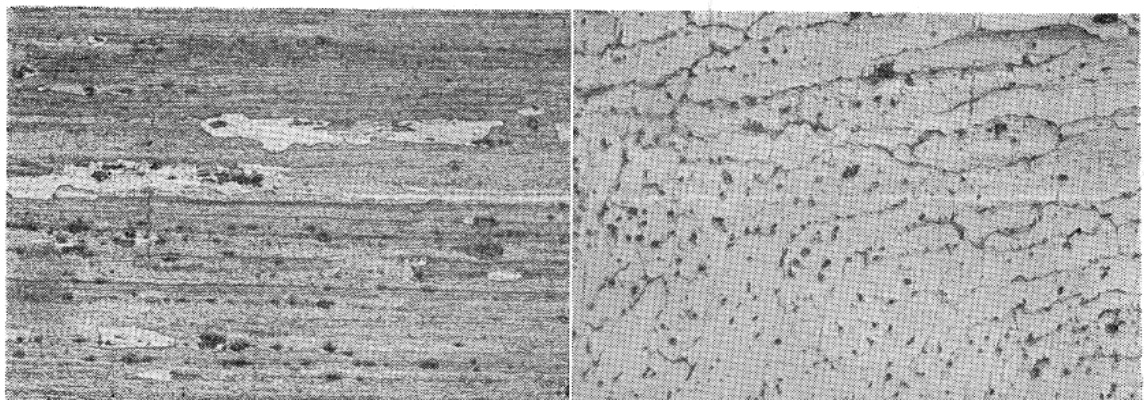


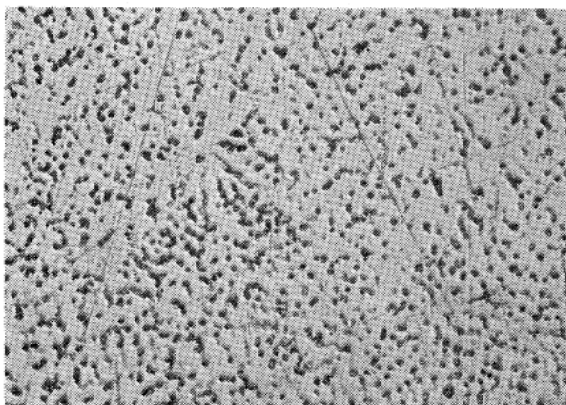
図24 溶接部を図23の要領で加工した後の  
時効によるかたさ分布の変化<sup>(3)</sup>



(a)

(b)

×220



(c)

図26 溶接部の顕微鏡組織

- (a) 熱影響部
- (b) 境界層
- (c) デポ

特に余盛を削除したときの溶接のままのものとの差は大きい。

### 6.3 時効と加工の組合せ<sup>(1)</sup>

Al-Zn-Mg 合金で 6. 1 に述べた時効硬化を利用した溶接部の強化に加えて 6. 2 の塑性加工法を組合せた実験結果を示す。試料は表 1 の組成と同じである。これを図 23 に示す方法でアムスラー引張試験機にかけて溶接部を加工し、断面の硬さ分布を測定した結果が図 24 である。この場合主に溶着部が強化されている。このときの断面のマクロ組織を図 25 に、また顕微鏡組織を図 26 に示す。溶着部が変形されているのが分る。この合金は時効硬化性があるので、時間と共に更に強化されて図 14, 15 のような弱い溶着部が少なくなる。

## 7. むすび

構造用アルミニウム合金としての問題点は、溶接可能な強さと価格であろう。Al-Zn-Mg 三元合金は溶接しても強力に出来る材料として注目され、盛に研究が行なわれ、その成果が現われつつある。溶接継手部の強さ、耐蝕性などに小さな問題は残っているが近い将来、工業技術への寄与は更に増大すると思われる。

アルミニウム合金の溶接部の強化に関しては多くの因子があるが、ここでは強さだけに着目して、比較的新しい報告を紹介したが、重要な文献を見落しているかも知れない。読者の御教示を受けられれば幸と考える。

### 参 考 文 献

- 1) 三輪芳郎：金属，1967年8月15日号 P. 2
- 2) 渡辺亮治：同上 P. 105

- 3) 上用，峰久，郷，西牧：溶接学会誌，第36巻(1967)，P. 657；P. 1010
- 4) 峰久，乾，尾崎：日立造船溶接報，第25巻(1964)，P. 9
- 5) 軽金属協会編：アルミニウムハンドブック(朝倉，1963)，P. 436
- 6) M. V. Lancker (E. Bishop 訳)；Metallurgy of Aluminium Alloys (Chapmann and Hall Ltd., 1967)，P. 181
- 7) J. L. Richards and S. F. Pugh；Journal of the Institute of Metals, Vol. 88 (1959-60)，P. 399
- 8) H. K. Hardy and T. J. Heal；Progress in Metal Physics, Vol. 5 (Pergamon Press, 1954)，P. 143
- 9) J. M. Silcock, T. J. Heal and H. K. Hardy；Journal of the Institute of Metals, Vol. 82 (1953-54)，P. 239
- 10) A. I. Kempinen, W. B. Venkins and G. E. Stein；Metal Progress (1964)，P. 100
- 11) 杉山，福井：溶接学会誌，第35巻(1966)，p. 790；p. 1122
- 12) 谷，石川：軽金属溶接，No. 41 (1966)，P. 194；軽金属，第15巻(1965)，5；P. 11；P. 92，P. 140
- 13) I. J. Polmear；Journal of the Institute of Metals, Vol. 86 (1957-58)，P. 113
- 14) I. J. Polmear and P. S. Young；Journal of the Institute of Metals, Vol. 87 (1958-59)，P. 65
- 15) I. J. Polmear；Journal of the Institute of Metals, Vol. 89 (1960-61)，P. 51
- 16) J. T. Vietz, K. R. Sargent and I. J. Polmear；Journal of the Institute of Metals, Vol. 92 (1963-64)，P. 327
- 17) C. Panseri and T. Federighi；Acta Metallurgica, Vol. 11 (1963)，P. 575
- 18) N. Gane and R. N. Parkins；Journal of Metals, Vol. 88 (1959-60)，P. 173
- 19) 水野，高田，加藤：溶接学会誌，第36巻(1967)，P. 855
- 20) D. E. Schillipger, I. G. Betz, F. W. Hussey and H. Markus；Welding Journal, Vol. 42 (1963)，P. 269S
- 21) J. F. Lancaster；The Metallurgy of Welding Brazing and Soldering (George Allen and Unwin Ltd., 1965)，P. 225
- 22) 軽金属協会，軽金属溶接技術会：溶接構造用超大形強力アルミニウム合金の開発研究報告書。
- 23) 馬場，杉山：軽金属，第14巻(1964)，No. 6，P. 371
- 24) 馬場義雄：日本金属学会誌，第31巻(1967)，P. 507；P. 513；P. 910