$(\sigma_{cr})_{imp}$ は、水中溶接において約 35 kgf/mm² から約 45 kgf/mm² と約30%も改善され、大気中溶接においては約 55 kgf/mm² から約 75 kgf/mm² と約40%改善された。また、水中溶接においては大気中溶接の約65~70%の限界応力値となっている。

拡散性水素量は2層溶接により20%も減少することができた。

2) ミクロ組織観察において、水中2層溶接を行うことにより、溶接金属部は発達した柱状組織が粒状組織となり、熱影響部においてはマルテンサイト組織が焼戻し組織となっていた。また、大気中2層溶接における熱影響部は針状のマルテンサイト組織がペーナイト組織になっていた。すなわち、2層溶接によりいずれも初層部の溶接金属部および熱影響部が焼戻し組織となり、また、硬度測定結果でも初層部の硬度低下が見られた。特に、熱影響部の硬度低下が顕著に表われていた。

3) 走査型電子顕微鏡観察によるインプラント試験片の破断面は、水中溶接においては水素擬へき開破面が主流をなし、1層溶接の場合ノッチ近傍に粒界破面も観察された。また、大気中溶接においてはディンプル破面が主流となり、負荷応力の低下につれて水素擬へき開破面

が観察された。このように破面観察結果からも2層溶接部は1層溶接部に比して限界応力が向上することが推定された。

参考文献

- 1) 松井, 大熊: インプラント試験 (Implant Test) の原理と溶接割れへの応用, 本誌, 44-9 (1975), 716-727.
- 2) 蓮井, 衣川, 菅: 水中におけるプラズマ溶接 (第2報), 本誌, 42-1 (1973), 18-28.
- 3) 蓮井, 菅, 岸, 寺西: 水中におけるサブマージアーク溶接 (第2報), 本誌, 48-11 (1979), 916-920.
- 4) 浜崎, 柳原: 水カーテン式水中炭酸ガスアーク溶接法の研究, 本誌, 42-9 (1973), 897-906.
- 5) 衣川: 湿式水中溶接における鋼材のインプラント試験, 本誌, 49-8 (1980), 551-557.
- 6) 益本, 松田, 長谷川: 水中溶接による軟鋼溶接継手の割れ感受性に関する研究, 本誌, 50-9 (1981), 881-887.
- 7) 衣川, 福島: 湿式水中溶接における粗粒域のマルテンサイト量, 硬さ及び低温割れ感受性に及ぼす鋼材の炭素当量の影響, 本誌, 51-3 (1982), 297-303.
- 8) 屋良, 真喜志, 菊田, 松田: 湿式水中アーク溶接による鋼材のTRC試験 (第1報), 溶論, 1-3 (1983), 420-425.
- 9) Henri Granjon: The implants method for studying the weldability of high strength steel, Metal construction & British Welding Journal, November, 1959, 509-515
- 10) 屋良, 真喜志: 湿式水中アーク溶接に関する研究 (第1報), 溶論, 1-2 (1983), 285-289.
- 11) 屋良, 真喜志, 菊田, 松田: 湿式水中アーク溶接に関する研究 (第2報), 溶論, 2-4 (1984), 721-726.

格子焼付による過渡的溶接ひずみの測定*

里中 忍**, 立川逸郎**

Measurement of Transient Strain during Welding by Grid Patterns*

by Shinobu Satonaka** and Itsuro Tatsukawa**

The present study proposes a measurement of transient welding strains in areas near weld. In the measurement technique, grid patterns previously photo-etched on surface of a plate are photographed progressively during welding; after welding, each grid distance at every moment is observed with the photographic film using micro-photometer, from which total strain is determined. Experiments are conducted to examine the accuracy of the measurement and the mechanism of radial and circumferential strains in aluminum alloy thin plate heated by gas tungsten arc. Moreover, the plastically deformed zone in the plate is sized from the two-dimensional total strain values by a mathematical equation based on the theory of elasticity and plasticity. The main results are as follows.

The photographic recording method reveals precisely the total strain distribution which shows the individual change according to the plastic deformation occurring around the molten zone and the cooling effect of shielding gas as well as the thermal expansion of the plate. The size of plastic zone calculated from the total strain values after heating is reasonably close to that experimentally observed by stress relaxation. The size spreads at early stage of the heating with additional deformation in the thickness direction and increases with increasing heat input.

*原稿受付 昭和59年4月18日 (昭和57年度秋季全国大会にて発表)
**正 員 熊本大学工学部 Member, Faculty of Engineering,
Kumamoto University

1. 緒 言

溶接応力や変形の発生因子の一つに、塑性変形が挙げ

られるが、その発生機構は定性的には明らかにされているものの¹⁾、定量的には不明な点が多い。主な原因として溶接時の熱の影響があり、溶接ひずみの測定を困難なものにしている。また、塑性ひずみや熱ひずみを含んだ溶接ひずみを知ることは残留応力や変形の発生あるいはその対策を把握する上で重要となる。

従来、この種の研究は有限要素法などの数値計算によるものが多く²⁾、実際に溶接ひずみの挙動を測定した例としてはストレンゲージによる方法やモアレ法を用いたものがあるものの、その報告³⁻⁵⁾は少ない。しかしながら、これらの方法も熱の影響を受けたり、精度が低いなど欠点があり、十分とは言えない。そこで本研究では、試験片に格子を焼き付けて、溶接中における格子の変形を連続的に写真撮影し、マイクロフォトメータを用いたひずみ測定法を考案した。この方法は格子の変形状態を非接触的に測定し、さらに測定精度が従来のモアレ法による測定よりも改善されている。本法はアルミニウム合金薄板の点加熱の場合に適用され、溶接ひずみの分布や過渡的变化を調べるとともに、溶接ひずみの発生過程を明らかにした。さらに力学的な検討を加え、溶接の際に生成される塑性変形領域の大きさあるいはその過渡的变化を考察した。

2. 実験方法

本研究では溶接全過程における溶接ひずみの測定法を確立し、薄板の点加熱に適用した。供試材は 120×120 mm の Al-Mg 系アルミニウム合金 A 5052-P (板厚 1.2, 3 mm) で 300℃-2 hr の焼なましを施してある。実験は溶接ひずみの測定法に関するものとその結果を用いた塑性域の解析に分けられ、溶接法はすべて TIG 溶接で行った。溶接ひずみの測定法は次のとおりである。まず試験片の裏面に格子間隔約 0.8 mm の格子をフォトエッチング法で焼き付け、標点とする。Fig. 1 に実験装置の概略図を示すが、実験ではこの試験片に点加熱を施

Fig. 1 Experimental apparatus

Fig. 2 Schematic diagram of micro-photometer

す。裏面の格子は加熱冷却に伴って変形し、この変形状態は試験片下方に固定したモータードライブ付カメラで刻々撮影される。なお、撮影時間は熱電対により測定される熱サイクルと共にペン書きレコーダ上に記録された。また、格子間隔の変化量は格子の変形状態を記録したネガフィルムを用いて測定したが、測定精度を上げるためにマイクロフォトメータを用いた。すなわち、Fig. 2 に示すようにネガフィルムをフィルム基台（ガラス板）に置き、押えガラスで固定した後フィルム基台を送り速度 1.25 mm/min で送る。この時フィルム下方のレンズで集束された光はネガフィルムを透過あるいは吸収されてフィルム上方の光電体に達するが、光電体に達する光量はネガフィルムの露光が少ない格子線では多く、露光量の多い格子線以外の部分では少ない。光電体は光量に比例した抵抗変化が生じるので、格子線に対応した変化量がピーク値として検出される。この変化量を記録速度 100 mm/min で記録して格子間隔を測定した。従って、実際の拡大率は実際の格子間隔と記録計上のそれとの比として与えられる。このようにして得られた格子間隔は加熱前の格子間隔と比較してひずみを計算した。この方法により溶接部近傍の測定も可能となるほかに、ひずみ分布あるいは各測定位置での過渡的变化も得ることができた。この結果は変位計を用いたひずみの過渡的变化とも比較した。

以上の方法で得られたひずみ分布や過渡的变化から溶接ひずみの発生機構を明らかにし、さらに塑性変形の発生領域に検討を加えた。一般に溶接ひずみは弾性ひずみ、塑性ひずみ、熱ひずみから成るが、塑性変形を受け

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties

Plate thickness (mm)	Chemical composition (%)								Mechanical properties	
	Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Al	T.S. (kgf/mm ²)	El. (%)
1.2	0.00	0.08	0.26	0.00	2.66	0.00	0.18	Re.	25.7	15
3.0	0.00	0.08	0.26	0.01	2.68	0.00	0.17	Re.	25.8	9

Table 2 Welding condition

Specimen	Plate thickness (mm)	Arc voltage (V)	Welding current (A)	Heating time (sec)	Heat input (kJ)	Gas flow rate (l/min)
1	1.2	27	75	3.7	7.5	5
2	3.0	25	190	5.5	26.1	6
3	3.0	30	170	8.1	41.3	8
4	3.0	38	170	10.6	68.5	8
5	3.0	55	140	21.6	166.3	8
6	3.0	45	140	5.0	31.5	6
7	3.0	35	170	7.8	46.4	6

Fig. 3 Thermal cycles

ない弾性域では溶接ひずみがひずみの適合条件を満たし、溶接ひずみから熱ひずみを減じた弾性ひずみはつり合い条件を満たす。両方の条件を同時に満足する弾性域の境界が塑性変形領域の境界となるが解析方法の詳細は 3.4 で述べる。この解析を各撮影時間のひずみ分布に適用することによって塑性変形域の過渡的变化が得られる。また種々の入熱量に対する塑性変形域の大きさを上述の方法により求めて、その結果と放電加工による分割法で測定した値と比較して精度や有用性を確かめた。

Table 1 に供試材の組成と機械的性質を、Table 2 に溶接条件を示す。熱サイクルは CA 熱電対を用いて加熱点から 8, 15, 25, 35, 50 mm 離れた位置で測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 温度分布

Fig. 3 は試験片 1 の熱サイクルを示したもので、測定点は加熱点から 8, 15, 25, 35, 50 mm 離れた位置である。全体的な傾向はこれまでに報告されている軟鋼やス

テンレス鋼の場合と変わらないが、アルミニウム合金の場合には次のような特徴がある。鋼に比して熱拡散率が約 8 倍と大きいために、加熱開始直後から温度が上昇し始め、最高温度に到達する時間（中心からの距離 r の二乗に比例し、熱拡散率に反比例する）も短い。また、本研究では TIG 溶接による加熱を施したため

に、シールドガスが熱サイクルに影響を及ぼしている。すなわち、加熱過程ではその影響は顕著に現われず、半径 8 mm の位置での熱サイクルで、最高温度近傍における温度上昇の緩和が生じる程度であるが、冷却過程では強制冷却により急激な温度降下が起こり約 20 秒まで続く。後述するようにシールドガスの冷却効果はひずみの過渡的变化に影響を及ぼす。なお、約 40 秒には試験片の温度上昇は約 70°C で一様な分布となり、室温まで漸減している。

Fig. 4 は試験片 1 の温度分布を Fig. 3 から求めたものであり、パラメータとして加熱開始後の時間がとってある。これから加熱中の温度上昇が中心部に集中していることや 40 秒以後の一様な分布が確認される。なお、この図は後述する塑性域の大きさを決定する際のひずみの計算に用いられる。

3.2 格子の変形

試験片裏面に焼き付けた格子は加熱冷却に伴って変形するが、その変形状態はモータードライブ付カメラで連

Fig. 4 Temperature distribution

Fig. 5 Grid patterns (a) before welding (b) 0.7 sec (c) 1.7 sec (d) 1000 sec

統的に撮影された。Fig. 5 は代表的な格子の変形状態を示したものである。(a)は加熱前の状態であり、格子間隔は約 0.8 mm である。溶接ひずみはこの格子間隔を基準にして計算される。(b)は加熱開始 0.7 秒後の状態で、白色に変化している部分は加熱されて半溶融状態となっている領域を表わし、その領域は加熱とともに 1.7 秒後には(c)のように大きくなる。(d)は1000秒後の状態で、(b)、(c)で白色に変化している領域が完全に凝固している状態が観察される。Fig. 5 から明らかなように、各撮影時間における格子間隔は微量の変化しか検出されないために、測定に際しては高い精度が要求される。したがって、格子間隔は前述のごとくマイクロフォトメータを用いて測定した。Fig. 6 は測定例を示したものである。(a)において各ピーク値 A, B, C, D は格子線に対応し、各ピーク間の距離 L1, L2, L3 が拡大された格子間隔となり、倍率は実際の格子間隔との比で表わされる。この図の場合には約90倍となっている。拡大率は記録速度を上げることによってさらに大きくすることができるが、ピーク部が(b)のようになだらかになって測定の誤差が大きくなる。したがってアンプを用いて増幅する必要がある。(c)はその1例で、増幅器により 500 倍に拡大した場合である。

Table 3 は測定精度を明らかにするために 1 インチあたり 50 本の格子を有するフィルムを用いて連続した 8 個の格子間隔を 5 回測定した記録紙上の読みを示す。測定位置、測定回数に関係なく格子間隔はほとんど一定で、

測定値のバラツキも小さく $\pm 2 \mu\text{m}$ 以内におさまることがわかる。

3. 3 ひずみ分布および過渡的变化

Fig. 7 は試験片 1 における半径方向および円周方向のひずみ分布を加熱開始後 0.6, 4.1, 669 秒経過時の場合について示したものである。加熱開始直後 ($t=0.6$ 秒) では半径方向のひずみ ϵ_r は加熱点近傍で正、周辺部で負の値となり、また円周方向のひずみ ϵ_θ は全体的に正となっている。Fig. 4 から明らかなように加熱直後の温度上昇は加熱点近傍に集中していて熱膨張を生成する。しかもこの領域はまだ強度を有する (アルミニウム合金は 100℃ までは強度の低下がほとんどない⁶⁾) ために温度上昇の小さい周辺部に圧縮変形を生成することが確められる。加熱中の 4.1 秒では $\epsilon_r, \epsilon_\theta$ とも中心部が負、周辺部が正となる分布であるが、この時点における加熱点近傍の温度は 100℃ 以上となり、しかも材料の熱軟化も顕著になる。一方、周辺部では温度上昇しているものの熱軟化には至らない。その結果、加熱点近傍の熱膨張は周辺部に拘束されて圧縮の変形を生成し、周辺部は熱膨張による影響が顕著になっていることがわかる。完全に冷却された状態 (669 秒) では熱膨張による影響は消失するので、加熱過程で生成された中心部の圧縮変形により周辺部を引き寄せる変形が発生する。すなわち、 ϵ_r は中心部が負、周辺部が正、 ϵ_θ は全領域で負の値となり、中心に近いほどその値が大きくなる典型的な溶接ひずみの分布となっている。

Fig. 8 は加熱点から3.9, 9.3, 15.5 mm 離れた位置における円周方向のひずみ ϵ_θ の過渡的变化を示したもの

Fig. 6 Distance between grids observed on recording paper of micro-photometer

Table 3 Distance between grids on recording paper

dimension (mm)											
Position		1	2	3	4	5	6	7	8	Mean value	S D
Number of measurement	1	85.1	85.5	85.4	85.0	85.1	85.5	85.7	85.3	85.3	0.243
	2	85.2	85.3	85.5	85.1	85.5	85.5	85.6	85.6	85.4	0.189
	3	85.5	85.3	85.3	85.2	85.8	85.5	85.3	85.1	85.4	0.219
	4	85.7	85.2	85.2	85.3	85.5	85.6	85.4	85.4	85.4	0.181
	5	85.8	85.1	85.1	85.7	85.2	85.5	85.3	85.4	85.4	0.264
Mean value		85.5	85.3	85.3	85.3	85.4	85.5	85.5	85.4		
S D		0.305	0.148	0.158	0.270	0.277	0.045	0.182	0.182		

である. 定性的な溶接ひずみの発生机構は既に明らかにされているが, 本法による測定結果により, 次のような現象が明らかになった. すなわち, 加熱後約2秒間は材料の熱軟化も少なく, 溶接ひずみは主として熱膨張量に支配されて増加している. それ以後は加熱点近傍の熱軟化に伴い, 熱膨張は周辺部の拘束を受けて圧縮の変形が生成され, 溶接ひずみは負の値に転じ, その値も加熱終了の8秒まで増加している. ただ約6秒後に負のひずみが一時的に緩和されているが, この時点では板厚方向の変形が著しく進行し始めたものと推察される. これは完全に冷却された状態で試験片裏面の板厚方向の変位を測

Fig. 7 Strain distribution during thermal cycle

Fig. 8 Transient change of circumferential strain

Fig. 9 Swelling displacement after cooling

Fig. 10 Change in diameter of hole

定した Fig. 9 から明らかなように、加熱点近傍を中心に半径約 8 mm の範囲に盛り上がりが見られることからわかる。加熱終了後、負のひずみは一時的に小さくなるが、シールドガスの強制冷却とともに熱ひずみは消失して負の溶接ひずみは再び増加する傾向となる。このようにして生成された塑性変形は残留応力や変形の重要な発生因子となる。

Fig. 10 は比較のために、加熱点直下と 12 mm 離れた位置に設けた直径 2 mm 深さ 1.5 mm の小孔の直径の変化をクリップ型変位計により測定したものである。小孔直径の変位量は Fig. 8 のひずみとは厳密に一致しないが、測定位置のひずみにほぼ対応した変化を表わすと考えられる。加熱点直下の変位量は加熱開始直後の値が負になっている点を除くと、Fig. 8 の傾向とはほぼ対応したものとなっている。一方 12 mm の位置では加熱直後の変化は少ないが、加熱終了後正の変位を呈して上述の測定結果にほぼ対応した変化を呈している。

3. 4 塑性域の発生過程

残留応力や変形の基本的な因子となる塑性変形の発生過程については数値計算や単純化したモデルによって明らかにされている^{1,2)}。しかしながら、実際に測定した報告は少ない。そこで、各撮影時における溶接ひずみ分布から塑性変形域の大きさを次のような方法で求め、その過渡的变化を調べた。点加熱の場合にはひずみの発生過程は軸対称と考えられ、座標系としては極座標系を採用する。溶接ひずみは加熱近傍では塑性状態、周辺部では

弾性状態となっている。 ϵ , ϵ^* , $\bar{\epsilon}$, ϵ^T をそれぞれ溶接ひずみ、塑性ひずみ、弾性ひずみ、熱ひずみとし、半径方向および円周方向の成分には添字 r , θ をつけるものとする、溶接ひずみには次の関係が成立する。

$$\left. \begin{aligned} \text{弾性域;} & \epsilon_r = \bar{\epsilon}_r + \epsilon^T, \quad \epsilon_\theta = \bar{\epsilon}_\theta + \epsilon^T \\ \text{塑性域;} & \epsilon_r = \epsilon_r^* + \bar{\epsilon}_r + \epsilon^T, \quad \epsilon_\theta = \epsilon_\theta^* + \bar{\epsilon}_\theta + \epsilon^T \end{aligned} \right\} \dots (1)$$

溶接ひずみはひずみの適合条件式

$$\frac{d\epsilon_\theta}{dr} - \frac{\epsilon_r - \epsilon_\theta}{r} = 0 \quad \dots (2)$$

を満足する。一方、応力はつり合い式

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0 \quad \dots (3)$$

を満足する。ヤング率 E を一定とし、 ν をポアソン比とすると、式(3)はひずみ成分で次のように表示できる。

$$\frac{d\bar{\epsilon}_r}{dr} + \frac{1-\nu}{r} \bar{\epsilon}_r = \frac{1-\nu}{r} \bar{\epsilon}_\theta - \nu \frac{d\bar{\epsilon}_\theta}{dr} \quad \dots (4)$$

弾性域では溶接ひずみと熱ひずみで表わした弾性ひずみがつり合い式(4)を、また溶接ひずみはひずみの適合条件式を同時に満足する。したがって式(1)を式(4)に代入し、さらに式(2)で整理すると次のような関係が導かれる。

$$\frac{d}{dr} \left\{ E \{ \epsilon_r + \epsilon_\theta - (1+\nu) \epsilon^T \} \right\} - (1-\nu) \epsilon_\theta \frac{dE}{dr} = 0 \quad \dots (5)$$

上式において、 ϵ_r , ϵ_θ は測定値であり、また熱ひずみ ϵ^T は Fig. 4 の温度分布を用いると、 $\epsilon^T = \alpha T$ で求められる。式(5)は弾性域でのみ成立する条件であり、その境界は弾塑性域との境界を意味する。なお、ヤング率 E は温度の関数となるが、ヤング率 E に及ぼす温度の影響を耐力のそれと等しいと仮定すると、 $E = E_0 f(T)$ と表わすことができる。ただし、 E_0 は室温におけるヤング率である。

また、完全に冷却された状態ではヤング率 E は E_0 に等しく、熱ひずみ $\epsilon^T = 0$ となるので式(5)は

$$\frac{d}{dr} (\epsilon_r + \epsilon_\theta) = 0 \quad \dots (6)$$

の関係になる。式(5)あるいは式(6)の関係を用いることによって塑性変形を生成する領域が求められるが、本研究で得られた溶接ひずみに適用すると次のようになる。

Fig. 11 は加熱後 5.3 秒の溶接ひずみ分布に式(5)を適用した場合で、たて軸は E_0 で除した値で示している。図から明らかなように半径が約 17 mm 以上の領域では式(5)の関係を満足していることから弾性域とみなすことができる。逆に塑性変形は半径 17 mm 以下の領域で生じていることがわかる。

Fig. 12 は同様の計算を全過程について行ない、塑性変形を受ける領域の過渡的变化を示したものである。塑性変形のほとんどは加熱過程で発生しているが、軟化し始める 2 秒付近では塑性変形の進展はほとんどなく、板

Fig. 11 Boundary of elastic zone

Fig. 12 Change in size of plastic zone

Fig. 13 Relation between thermal input and radius of plastic zone

厚方向の変形が発生しはじめると思われる約 6 秒付近から加熱過程終了まで再び増加する。冷却過程においては約 20 秒経過後に塑性域の増加が認められるものの、その増加量は小さい。Fig. 13 は入熱量と塑性域の大きさの関係を式(6)で求めた値と放電加工による分割法の値で比較したものである。○印は式(6)の値、●印は分割法によって求めた値である。両者の結果は比較的よく一致し、塑性域は入熱量が増加するにつれて広くなり、約 40 kJ 以上ではほとんど一定となることが明らかとなった。このような傾向はステンレス鋼に関する佐藤らの研究結

果⁷⁾からも確かめられる。

4. 結 言

本研究では格子法による溶接ひずみの測定法を明らかにし、溶接ひずみの分布やその過渡的变化を測定して、溶接ひずみの発生機構や塑性変形の発生領域に検討を加えた。得られた主な結果は次のとおりである。

1) 格子を用いた溶接ひずみの測定法により、非接触の測定が可能となり、溶接熱の影響を受けることなく溶接部近傍のひずみ分布や過渡的变化を求めることができる。

2) 光学的手法を用いた格子間隔の測定は $1\mu\text{m}$ を 0.5mm に拡大してバラツキの少ない測定を可能にし、測定精度が向上した。

3) 薄板点加熱におけるひずみ分布やその過渡的变化から溶接ひずみの発生過程が定量的に確かめられ、シールドガスの強制冷却による溶接ひずみの減少や板厚方向の変形による溶接ひずみの緩和などが明らかになった。

4) ひずみの適合条件とつりあい式から塑性変形の発生領域が弾性域の境界として求められ、また塑性変形のほとんどは加熱過程で発生し、冷却過程においてもわずかな増加が認められる。また、塑性変形の発生領域は溶接入熱とともに増加し、約 40 kJ 以上になると一定になる。

終りに、本研究に対し有益な御討論をいただいた溶接学会溶接構造研究委員会分科会(主査佐藤邦彦教授)の各委員に深く感謝いたします。また実験に協力していただいた当時本学学生重松隆志(現熊本県庁)、上西純(現日立造船)両氏に感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 渡辺正紀, 佐藤邦彦; 溶接力学とその応用, 朝倉書店, (1965), 270
- 2) たとえば辻勇, 小川量也; 帯板の局部加熱による過渡的応力ならびに変形の解析, 溶接学会誌45, 1 (1976), 36-41
- 3) Koichi Masubuchi; Integration of NASA-Sponsored studies on Aluminum Welding, NASA Contractor Report 2064, Prepared by MIT (1972), 7027-7032
- 4) R. A. Chihoski; Expansion and Stress Around Aluminum Weld Puddles, Welding Journal 58, 9 (1979), 263S-276S
- 5) L. Johnson; Formation of Plastic Strains During Welding of Aluminum Alloys. Welding Journal 52, 7 (1973), 293S-305S
- 6) 軽金属協会; アルミニウムハンドブック, 朝倉書店, (1963), 237-238
- 7) 佐藤邦彦, 藤本二男, 小田勇; ステンレス鋼円板の点加熱による塑性ひずみ, 溶接学会誌42, 3 (1973), 248-258