

最近の溶接凝固割れ試験法とそのアルミニウム合金 への二、三の適用例について

——特に外部拘束型特性試験法について——

Recent Weld Solidification Cracking Tests and Their Applications for Some Commercial Aluminium Alloys

——Quantitative Cracking Test with Artificial Imposed Stresses——

中田 一博* Kazuhiro Nakada
松田 福久* Fukuhisa Matsuda

1. 緒 言

アルミニウム合金の溶接施行時に溶接部に発生する欠陥のうち、溶接凝固割れは気孔とならんで有害な溶接欠陥の一つである。このため、アルミニウム合金溶接部の凝固割れ感受性を評価する試みが比較的古くから行われてきている。その結果、現在までにかなり多くの溶接凝固割れ試験法が考案、開発され、また実用に供せられてきている。

しかし、近年高力アルミニウム合金をはじめ、各種の特徴を有する新しいアルミニウム合金が次々と開発され、またそれらが溶接構造材料として使用され始めるにつれ、今までに開発された溶接凝固割れ試験法だけでは不十分であることがしだいに明らかになってきている。このため、過去の試験法の再検討と、より適正な試験法を求めめるための共同研究が幾つか行われてきている。例えば、国内的には本会厚板溶接委員会の研究¹⁾があり、また国際的には IIW での活動^{2)~3)}がある。後者は現在も活動を行っている。

これら共同研究の目的は、①凝固割れに関して十分に敏感であり、②再現性に優れている、③実施工時の溶接条件及び溶接法で検討できる、④複雑な試験装置を使用せず、できるだけ簡単な試験とする、⑤材料の使用量が少なくすむなどの諸条件を満足できる試験法を見つけ

出し、また開発して、それを共通試験法として採用することにある。このため、その対象となった試験法は、主として自己拘束型の定性試験法であり、その代表的なものとして、例えば Houldcroft 型試験や T 型すみ肉割れ試験などがある。これらは比較試験として合金相互の割れ感受性を評価する上で有効な試験法として知られている。しかし、割れ感受性を評価するその指標が単に割れ長さや割れの個数によっている場合が多く、その多くが物理的意味に欠けている欠点がある。

これに対して、凝固割れが発生する温度領域やその温度領域での合金の延性の程度を求め、これらを凝固割れ感受性の指標とする試験法も幾つか開発されてきている^{4)~10)}。これらは、前述の定性（比較）試験法に対して定量（特性、確性）試験法と呼ばれるべきものであり、またそのほとんどが溶接中に溶接部に対して外部よりひずみ（変位）を付加することにより強制的に凝固割れを発生させ、合金の凝固割れ感受性を評価する種々の因子を求めめる外部拘束型（外部付加ひずみ型）試験法である。これらの試験法では、いずれも多少とも複雑な試験装置が必要である。このためもあって、アルミニウム合金に対して定量（特性）試験を適用した例は比較的少なく、またその適用にあたっての問題点などもほとんど明らかにされていないのが実情である。

このような現状をふまえて、本報では特に外部拘束型の特性試験法について、著者らの研究室で得られた結果を中心に、二、三の割れ試験法の特徴とそのアルミニウ

* 大阪大学 溶接工学研究所
Welding Research Institute of Osaka University

ム合金への適用例について紹介した。

2. 溶接部に発生する高温割れの分類

高温割れは、 $0.5T_m$ (T_m は融点) 以上の温度で、結晶粒界 (凝固粒界, 移動粒界) が溶接にともなう収縮などに起因する引張ひずみに耐えきれず分離, 開口する現象とされている¹¹⁾。

Hemsworth¹¹⁾ らは高温割れを Fig. 1 の金属の溶接中及び溶接後の高温における延性曲線を利用して Table 1 のように分類している。すなわち, 固相線以上の凝固脆性温度範囲で粒界の偏析液膜に原因するタイプ I の“偏析割れ”と, 固相線で再結晶にともなう延性低下温度範囲において粒界移動中もしくは移動後の新結晶粒界の延性低下により起こるタイプ II の“延性低下割れ”がある。著者らが検討した結果の範囲では, 一般に溶接構造材として用いられている実用アルミニウム合金では, 溶接部に発生する高温割れは偏析割れであり, 延性低下割れはまず認められないようである¹²⁾。しかし, 合金によ

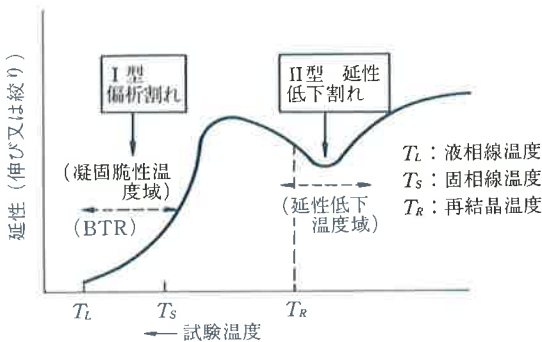


Fig. 1 金属の高温における延性曲線の一般的スケッチと脆性

っては延性低下割れが発生するという報告¹³⁾もある。

3. 凝固割れの発生機構

凝固割れは一般に, 凝固金属が凝固の後期段階において残留する液相が少量になったときに特に起こり易いと考えられている。

凝固割れの発生に関する機構については, インゴットや溶接金属に関して種々の説¹⁸⁾⁻³¹⁾がすでに報告されており, またこれらをまとめたすぐれた解説^{19)-14), 32)-38)}もかなりある。そこで, ここでは外部拘束型の特性試験の基礎となる凝固割れの発生機構について説明³⁰⁾する。

Table 1 において偏析割れを凝固割れと液化割れにわけているが, 割れの発生機構はどちらも同様に解釈される。このため凝固割れの発生機構について述べてみる。一般にこの割れは, 材料の凝固中に内在する低延性 (脆性) 特性と溶接中に起こる変形 (位) 挙動との組合せによって発生する。Fig. 2 は溶接ビートの溶接中の凝固近辺のスケッチ (上図) と, 溶接線に直角方向でビート幅に近い距離 Y-Y' 間の変位挙動を時間に関して示している (下図)。変位曲線を 3 種類示しているが, 変位曲線①は外部又は溶接ビートの収縮により圧縮を受けた溶接部

Table 1 高温割れの分類

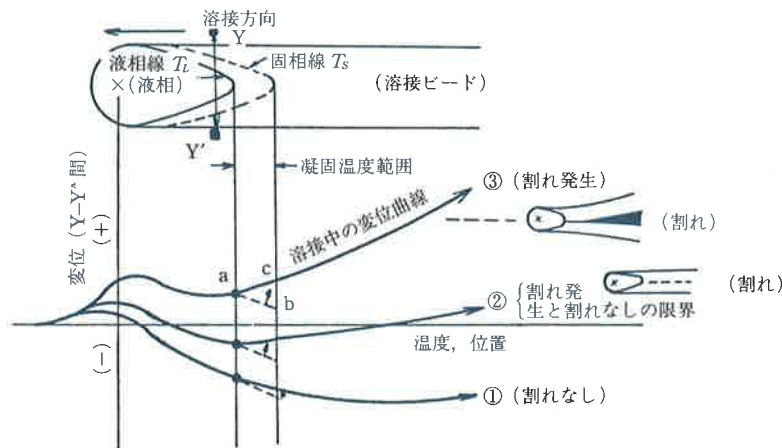


Fig. 2 溶接中の熔融池近辺の変位挙動のスケッチ

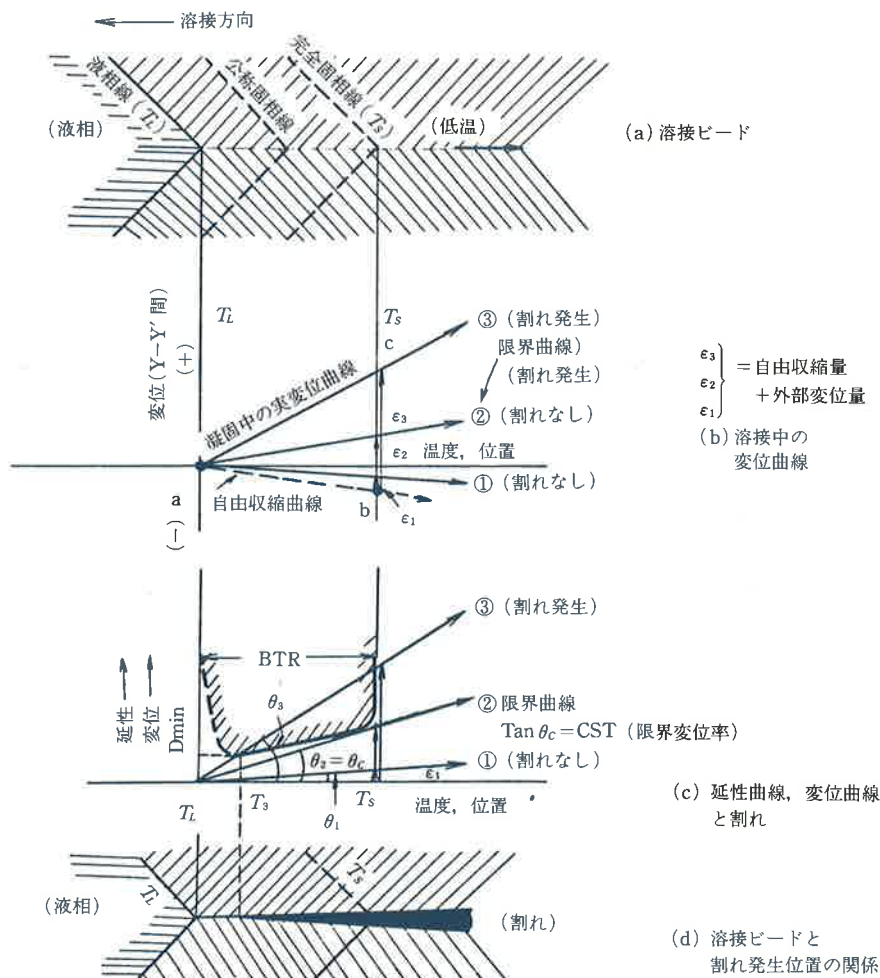


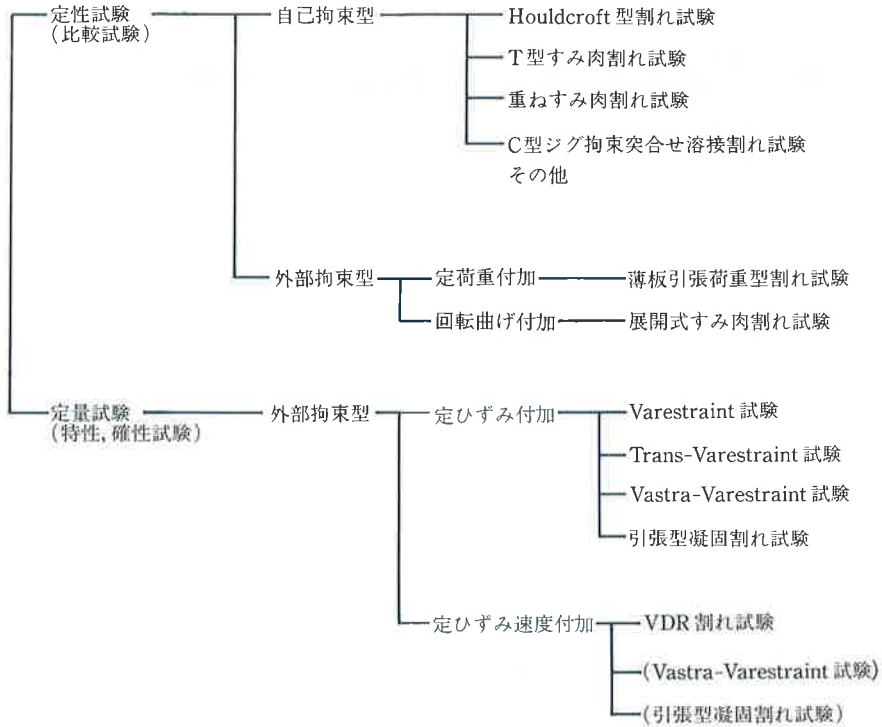
Fig. 3 凝固割れ発生機構の説明

で、この場合は割れは生じないことが多い。薄板のティグアーク溶接部で割れが発生しない場合には、一般にこのような挙動を示す。また、②は外的にほぼ完全拘束を受けている場合に近いが、この場合は材質によって割れが発生したり、しなかったりする。厚板のビード溶接部の変形挙動がこのような場合となる。③は外的に引張変位を受けている溶接部で、溶接線の始端、終端での回転変形を受けた場合がこのようになる。そして曲線の右に図示するように割れが連続的に生ずることが多い。これは凝固が開始する液相線温度 (T_L) において a 点であったものが、凝固とともに自由収縮により、凝固が完了する固相線温度 (T_S) では本来 b 点に移るはずであったが、外部からの強制引張力などにより c 点へ引き伸ばされているのである。そしてこの材料では、凝固時の凝固脆性温度領域 (BTR) における延性値が bc 間より少

ないため割れが発生したのである。

このことをさらに原理的に図示したものが Fig. 3 である。(a)は溶接ビード表面外観のモデル図で拡大してえがいている。 T_S は凝固完了の固相線でその間に大部分が凝固する公称固相線温度がある。 T_L と T_S 間では液相と固相が共存した形であり、凝固成長する結晶粒界を液膜が包む形になっている。(b)図では、この間の変位曲線を近似的に直線で示している。①では自由収縮曲線より変位量 ϵ_1 が小さいので割れは発生しないが、③の ϵ_3 は十分大きいので割れが発生する。②はその中間である。次に(c)図では、 T_L - T_S 間に割れ発生までの限界変位値の変化を示す延性曲線を示している。斜線の範囲がBTRで低延性を示している。延性曲線と変位曲線①、②、③の関係からみてもわかるように、曲線①は延性曲線と交差しないので割れは発生せず凝固が完了する。し

Table 2 アルミニウム及びその合金を対象とした代表的な溶接ビード割れ試験法



かし、③では温度 T_c で交差するので、この温度で割れが発生し、溶接アークの移動とともに割れは進展する。この割れの発生、進展状況を(d)図に示す。また、曲線②は割れ発生の限界を示す限界変位曲線である。すなわち、この直線の勾配を θ_c とすれば、その $\tan \theta_c$ はこの材料の凝固割れに対する限界変位速度（温度に対する）を示すことになり、材料の凝固割れ感受性を示す値となる。このため、この $\tan \theta_c$ を限界変位率と呼び、CST 値として、この値で材料の割れ感受性を評価しようとしている⁹⁾。すなわち、この CST 値が大きい材料ほど凝固割れが発生しにくい良好な材料ということになる。

4. 溶接凝固割れ試験法の分類

アルミニウム及びその合金に対して用いられてきた溶接凝固割れ試験法を整理すると **Table 2** のごとくなる。溶接凝固割れ試験法は、試験法の目的、原理によって定性（比較）試験と定量（特性、確性）試験とに大別され、また凝固割れの発生方式によって自己拘束型と外部拘束（外部付加変位、ひずみ）型にわけられる。ここでいう特性試験は、材料の凝固脆性温度領域（BTR）や BTR 内における延性の絶対値を求めることのできる試験法である。いずれも外部より溶接中の溶接部に一定の

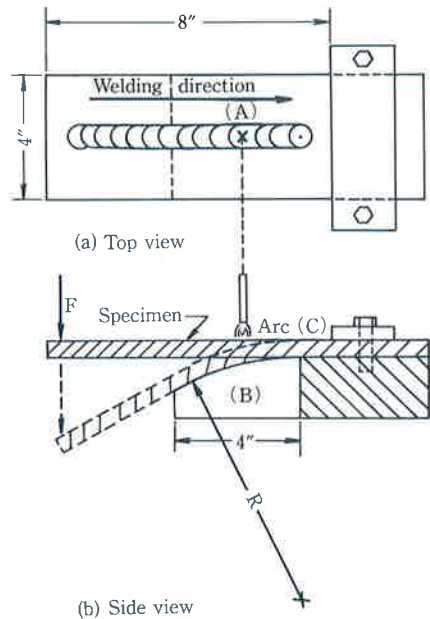


Fig. 4 Vareststraint 試験装置の概略図

ひずみ(変位)を付加して強制的に凝固割れを発生させる外部拘束型試験法に属している。その代表的なものに Trans-Varestraint 試験⁵⁾がある。これに対して、定性試験は溶接部に発生した凝固割れの個数や長さなどを凝固割れ感受性の指標として、母材や溶加材の凝固割れ感受性を評価する試験法であり、主として自己拘束型の試験法が実用上もっとも良く使用されている。これは実施工に合わせた溶接法、母材及び溶加材の組合せで割れ試験が行え、また試験法そのものも、外部拘束型のものに比して簡単であるという長所がある。このため定性試験については古くからアルミニウム及びアルミニウム合金を対象として研究が行われており、それについてのくわしい解説^{1)-2), 13)-17)}も多い。

5. 代表的な溶接凝固割れ特性試験法の原理とアルミニウム合金への適用例

5.1 Varestraint 試験⁴⁾

溶接中に試験片に一定の曲げひずみを加えて凝固割れを発生させる方式では、最初の本格的な試験法である。

本試験装置の概略図を Fig. 4 に示す。試験片は片持ちばり式にその一端を固定し、一定の曲率を有する曲げブロック上に固定される。そしてティグアークにより試験片の長手方向にビード溶接を行い、その途中で溶融池が(A)点に達したとき、試験片の另一端を曲げヨークを用いて加圧することにより、試験片を曲げブロック(B)の曲率にそって瞬間的に曲げる。このとき試験片表面に加えられるひずみ量は次式で表わされる。

$$\varepsilon = \frac{l}{2R} \times 100(\%) \quad (1)$$

ε : 試験片表面のひずみ (%)

R : 曲げブロックの曲率 (150~3,000mmが用いられている)

l : 試験片板厚 (6~12mmが用いられる)

曲げブロックは曲率の異なったものと容易に交換できる。

なお、アルミニウム合金のように軟い材料については、特に試験片が曲げブロックにそって曲がるように、軟鋼製のそえ板 (Bending Plate) を使用しなければならない。

Fig. 5 に割れ発生部のスケッチ図を示す。ひずみを付加した瞬間の溶融池の凝固線に相当するリップル線より低温側の溶接金属と HAZ に割れが発生する。付加ひずみを変化させることにより、割れ発生に必要な最低付加ひずみ量や各付加ひずみ量に対応した割れの総長さ及び最大割れ長さ (これらは BTR に関係したものと考えら

れる) が求められ、これらの値より凝固割れ感受性が評価される。本試験法は鉄鋼材料、ステンレス鋼及び超合金などの凝固割れ試験法として良く使用されている。しかし、アルミニウム合金に対してはその適用例は比較的少ない⁴⁰⁾⁻⁴¹⁾。しかし、今後は次第に使用されるものと考えられる。

Fig. 6⁴¹⁾ はアルミニウム合金の総割れ長さと付加ひずみ量との関係を示したものである。これより凝固割れ感受性は 7039 > 2014 > (5083, 6061) > 3004 と評価されている。また、3004合金で Fe/Si 値の影響も調べられており、Fe/Si 値が大きいほど割れ感受性は小さくなる結果が得られている⁴¹⁾。

5.2 Trans-Varestraint 試験⁶⁾

Fig. 7 に本装置の概略図を示すが、Varestraint 試験では溶接線方向にひずみを付加している (縦ビード曲げ) のに対して、本試験では溶接線方向に直角にひずみを付加 (横ビード曲げ) している。これは、溶接金属における凝固割れの多くは溶接ビード中央において溶接線方向

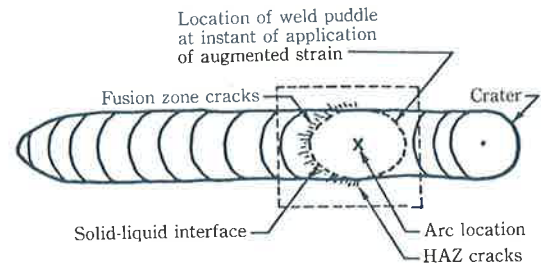


Fig. 5 Varestraint 試験による溶接金属及び HAZ における凝固割れの発生形態

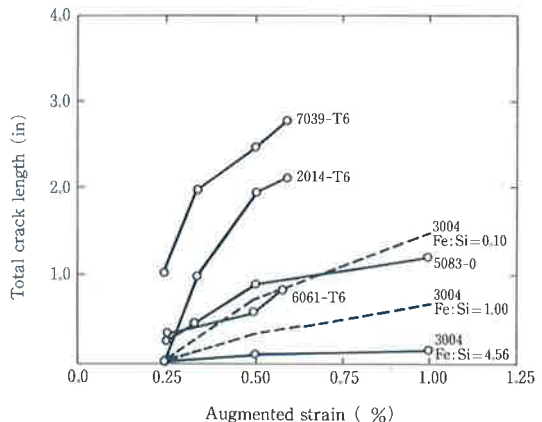
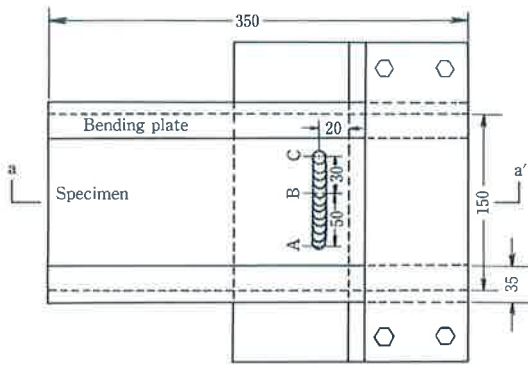


Fig. 6 Varestraint 試験によって得られた二、三の実用アルミニウム合金の総割れ長さと付加ひずみ量との関係

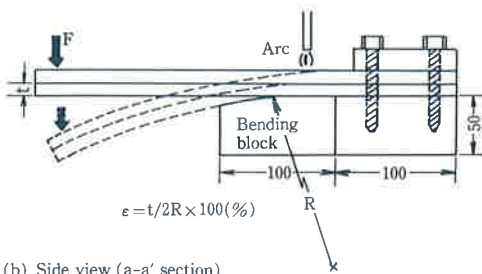
に発生する縦ビード割れである。この溶接ビードの縦ビード割れを再現させるため、横ビード曲げが行われたのである。

本試験の試験方法は基本的には V_εrestraint 試験と同様である。すなわち、Fig. 7 のように曲げブロック上に固定された試験片に対して、Fig. 7(a)中のA点よりティグアークによるビード溶接をC点まで行う。途中、溶融池がB点に達したときに、試験片の一端を空気圧もしくは油圧により急速に曲げ、曲げブロック率 (R) に従って変形させる。このときの試験片表面に付加されるひずみ量は(1)式で与えられる。このようにして均一なひずみを、溶融温度から200~300度又はそれ以下の低温度までわたる全範囲の溶接ビードに与えることができるので、溶接ビードはどの温度範囲においてもっとも割れ易いかということも検討できるのである。

Fig. 8⁶⁾は Trans-V_εrestraint 試験を行った溶接部の凝固割れの発生形態を示す。割れはひずみを加えた瞬間の溶融池の凝固線にほぼ垂直に発生し、溶接ビード中央部において最大の割れ長さが現われる。この最大割れ長さ (L_{max}) は、凝固割れの発生する限界のひずみ (最低延性、ε_{min}) とともに本試験法で得られる重要な指標である。溶接ビード中央での溶接中の温度分布を測定することにより、この最大割れ長さを BTR に変換することができる。



(a) Top view



(b) Side view (a-a' section)

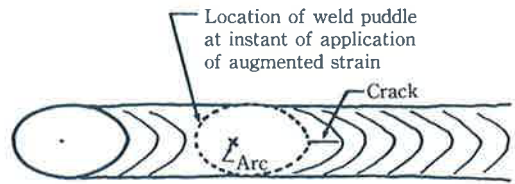
Fig. 7 Trans-V_εrestraint 試験装置の概略図

できる。付加ひずみ量を変化させて、そのときの BTR を求めていくと Fig. 3 (c) に示したような溶接凝固中の材料の延性曲線が求まる。これより凝固割れ感受性を表わす指標として ε_{min}, BTR 及び CST が求まることになる。

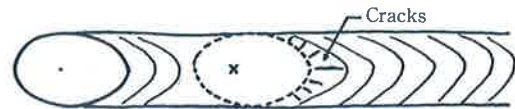
本試験法も前述の V_εrestraint 試験法と同様に鉄鋼材料、ステンレス鋼及び超合金などに対して広く用いられている。しかし、アルミニウム合金に対する適用例は比較的少ない^{5),12),42)-43)}。

Table 3⁴³⁾ は本試験法によって求めた11種の実用アルミニウムの BTR, ε_{min} 及び CST 値を示す。この表より一般的な凝固割れ感受性を示す CST 値でこれら合金の凝固割れ感受性を評価すると次のごとくなる。

5083 > (6061, 2017, 5005, 74S) > (7075, 5154, 5052, 2024) > 3003 > 1070 これに対して定性割れ試験や実施工時の経験などからでは、これら合金のうち、5083, 5154 及び5052の Al-Mg 系合金は、一般的にはその凝固割れ



(a) Small amount of augmented strain



(b) Large amount of augmented strain

Fig. 8 Trans-V_εrestraint 試験における凝固割れの発生形態のスケッチ

Table 3 Trans-V_εrestraint 試験で求められた実用アルミニウム合金の BTR, ε_{min} 及び CST 値

Materials	BTR (°C)	ε _{min} (%)	CST (%/°C)
1070	15	1.3	100 (× 10 ⁻³)
2017	120	0.24	2.3
2024	140	0.61	4.6
3003	30	0.32	11
5005	40	0.065	1.9
5052	30	0.093	4.7
5083	100	0.065	0.8
5154	55	0.14	5.0
6061	50	0.068	2.9
74S	65	0.093	1.7
7075	65	0.21	5.5

感受性は1070及び3003の次に低いと考えられている。

すでに述べたごとく、本試験法では溶接中の溶接金属に均一ひずみを瞬間的に付加して強制的に凝固割れを発生させている。このことは BTR を求めるためには極めて都合が良い。しかし、このために、BTR 内での延性が温度によってかなり異なる材料（著者らは Al-Mg 系の上記 3 つの合金はこれに相当していると考えている）では、 ϵ_{min} 以上のひずみが付加されると、BTR 内でもっとも延性の低い部分でまず凝固割れが発生し、そこで一度割れが発生するとそれが BTR 全域に瞬間的に、かつ極めて容易に伝播してゆくものと考えられる⁴⁹⁾（その理由は Fig. 15 において考察する）。したがって、このような材料では、Trans-Varestraint 試験の延性曲線より求めた CST 値で評価される凝固割れ感受性は、本来の値よりもかなり高く評価されてしまうことになる。したがって、このような材料に対しては、溶接金属に加えるひずみ速度を変化させることによって CTS 値を求める必要があると考えられる。このような考えで開発されたのが次にのべる Vastra-Varestraint 試験法である。

なお、一般に鉄鋼材料などでは BTR と CST 値との間には良い相関関係があり、BTR が狭いほど CTS 値も大きくなる⁴⁴⁾。したがって、このような材料では、Trans-Varestraint 試験で求めた延性曲線より得られた CST 値で、材料の凝固割れ感受性を十分に評価できるのである。

5.3 Vastra-Varestraint (SB-Trans-Varestraint) 試験⁶⁾

本試験法は、Trans-Varestraint 試験において、溶接金属に加える付加ひずみ速度を任意に変化させ、凝固割れが発生する限界のひずみ率 (CST 値) を求めることができるようにした試験法であり、ひずみ速度可変型 (Variable Strain Rate, 略して Vastra-) Varestraint 試験もしくは Slow-Bending Speed (略して, SB-) Trans-Varestraint 試験⁶⁾と呼んでいる。更に本試験法では、任意の付加ひずみ速度で付加ひずみを変化させることができるために、材料の BTR 内での延性値も同時に求めることができる特徴を有している。試験方法は Trans-Varestraint 試験に準ずるが、次の点において大きく異なっている。すなわち、Trans-Varestraint 試験では、ひずみ付加後の溶接ビードに発生した凝固割れの最大割れ長さを測定するのに対して、本試験法では、単に溶接ビード表面における凝固割れの発生の有無を調べ、これより各ひずみ速度における割れ発生の限界ひずみを求めるのである。Fig. 9⁶⁾ は本試験により得られた溶接凝固中の溶接金属の延性曲線 (図中の太い実線) を示す。図中の細い

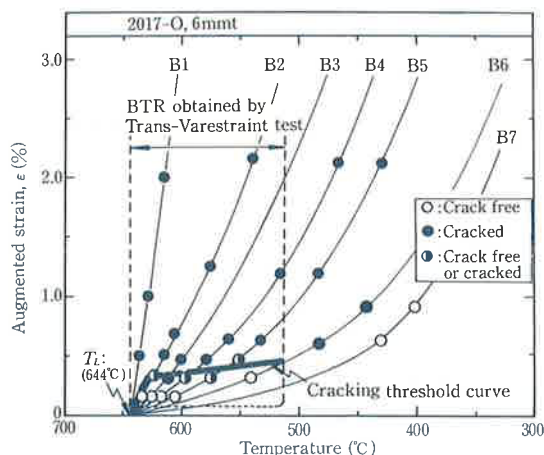


Fig. 9 Vastra-Varestraint 試験によって得られた 2017合金の BTR での延性曲線

実線は、付加ひずみ速度を溶接ビード中央部の温度分布曲線をもとに付加ひずみ率に変換したものである。この場合、外部より加えられる付加ひずみは、そのまま溶接金属に加わるものと仮定している（この仮定は試験中にビード両端の長さ変化を連続的に写真撮影した結果⁶⁾からほぼ妥当と考えられる）。白丸印は凝固割れが発生しなかった場合、黒丸印は発生した場合を示す。図中右側の一番遅いひずみ率 (B7) ではもはや凝固割れは発生せず、それより速いひずみ率 (B6) では割れが発生している。また、図中の破線は Trans-Varestraint 試験により求めた延性曲線を示すが、BTR は本試験結果より推定される値とほぼ一致しているが、割れ発生の ϵ_{min} は異なっている。このような違いはとくに鉄鋼では見られず、アルミニウム合金で顕著に見られる。このことは、多分一部アルミニウム合金では（すでに述べたように、また Fig. 15 で述べるが）割れ発生と割れ伝播の限界ひずみが異なっていることに原因があると考えられる。このように本試験法では溶接金属の BTR 内での各温度における延性をも検討することができるのである。

Fig. 10⁶⁾ は本試験法により求めた実用 Al-Mg 系合金の延性曲線である。温度の低下とともに BTR 内での延性は著しく増加する。Table 4 は同じく本試験により求めた一部実用アルミニウム合金の CST 値を示す。これより、これら合金の凝固割れ感受性を評価すると次のようになった。

$$(7N01, 2017) > 2219 > 5154 > (5052, 5083) > 1070$$

この結果は定性試験の結果や実施工時の結果と良く一致している。

5.4 引張型凝固割れ試験法^{7), 8)}

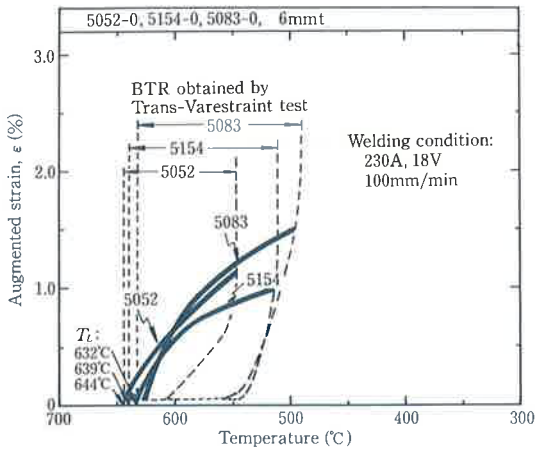


Fig. 10 Vastra-Varestraint 試験によって得られた実用 Al-Mg 系合金の BTR での延性曲線

Table 4 Vastra-Varestraint 試験によって得られた実用アルミニウム合金の CST 値

Commercial Al alloys	CST ($\times 10^{-4}/^{\circ}\text{C}$)
1070	3.50
5052	1.17
5083	1.13
5154	0.81
2219	0.70
7N01	0.42
2017	0.37

5.1~5.3の試験はいずれも曲げひずみを溶接部に付加するのに対して、本試験では溶接中の溶接金属に引張ひずみを付加し、凝固割れを発生させるものである。急速引張速度で任意のひずみを付加することにより BTR を求める型^{9),45)}と引張速度を可変として凝固割れ発生の限界ひずみ速度 (CST値) を求める型^{7),8)}とがある。前者はいわば Trans-Varestraint 方式であり、後者は Vastra-Varestraint 方式といえる。ただし、本来の Varestraint 試験では一定ひずみがビード全概に付加されるが、この場合は割れ近辺にひずみが集中する事が考えられる。しかし、また Varestraint 試験では溶加材を用いながらの割れ試験は直接的に行うことができないが、本試験では行なうことができる。

Fig. 11⁹⁾ は急速引張方式によって得られた実用アルミニウム合金の BTR である。Trans-Varestraint 試験とほぼ同様の結果が得られている。また、可変引張速度方式の代表的なものには“Baumann Technical College”試験⁷⁾がある。その試験法の概略図を **Fig. 12**⁷⁾ に示す。

主としてソ連邦において使用されており、各種アルミニウム合金の割れ発生の限界変形速度 (率) が求められている。

5.5 VDR 割れ試験法^{9),10)}

これまでに示した試験法により CST 値を求めるためには、付加ひずみ量もしくは付加ひずみ速度を広範囲に変化させる必要がある。このためには、多くの試験板が必要となり、手数もまた多くかかることになる。これに対して本試験法は溶接中にその溶接部に加える変形速度を連続的に変化させるため、わずか1本の溶接ビードを置くことにより CST を求めるように開発されたものである。**Fig. 13**^{9),10)} にその概略図を示す。試験片は回転板に固定された水平板とロードセルに固定されている垂直板より成り、この一組の試験片ですみ肉継手を形成する。今、水平板を一定の角速度 ω で回転中心Oを中心として回転させながら、Oより十分離れた位置(1)よりOに

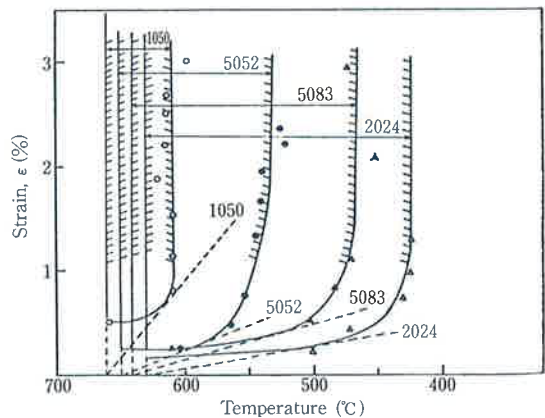


Fig. 11 急速引張型凝固割れ試験によって得られた実用アルミニウム合金の溶接凝固時の延性曲線

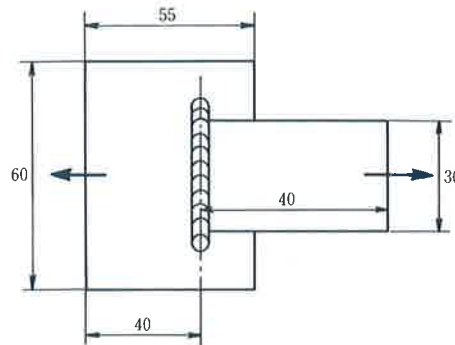


Fig. 12 代表的な引張型溶接凝固割れ試験である“Baumann Technical College”試験法の概略図

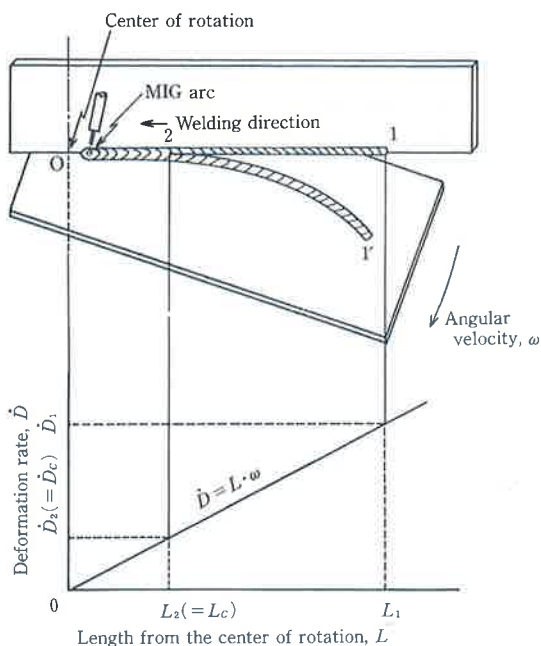


Fig. 13 VDR 割れ試験法の概略図及び溶接金属に加わる変形速度の溶接位置による変化

向ってミグによりすみ肉溶接を行っていく。このとき溶接金属に加わるひずみ速度 (\dot{D}) は、中心Oからの距離を L とすると、 $\dot{D} = L \times \omega$ に示されるように直線的に減少していくことになる (Fig. 13 の下図)。

今、溶接スタート位置 L_1 での変形速度がこの溶接金属の CST 値よりも十分に大きければ、この部分で凝固割れが発生し、溶接の進行とともにOに向って伝播していく。このとき垂直板に固定されたロードセルで割れが伝播していくときに溶接金属部に加わる荷重が記録されている。そして変形速度が十分に遅くなって割れの伝播が停止すると、溶接金属に加わる荷重が急速に増大するために装置の保護のため水平板の回転を停止させる。このときの溶接金属の限界変形速度 \dot{D}_c は中心Oから割れ停止位置までの距離 L_c より $\dot{D}_c = L_c \times \omega$ として求められる。溶接部の温度分布が得られれば、この値はただちに CST に変換される。ただし、このようにして求められる限界変形速度は、凝固割れの伝播の停止に対する限界変形速度 (\dot{D}_{CP}) というべきものである。

これに対して凝固割れの発生に対する限界変形速度 (\dot{D}_{CI}) は次のように求められる。すなわち、図中で溶接スタート位置(1)を種々変化させて、すなわち L_1 を変化させて割れ試験を行い、割れが発生する限界の $L_1 (= L_{CI})$ を求める。この値より、凝固割れ発生の限界変形速度

(\dot{D}_{CI}) は $\dot{D}_{CI} = L_{CI} \times \omega$ として求められる。ただし、この場合にはかなりの試験片枚数が必要となる。本試験法では、アルミニウム合金の実施工においてもっとも良く使用されるミグ溶接時の凝固割れの発生及び伝播に対する限界変形速度を求めることができるのである。Fig. 13 はすみ肉継手の場合を示しているが、重ねすみ肉はもろん突合せ継手でも試験可能である。

Fig. 14⁴⁶⁾ は母材 7N01 と 5083 に対して各種溶加材を用

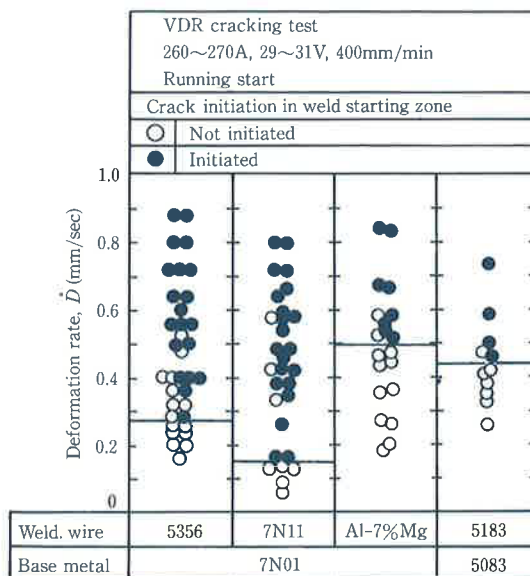


Fig. 14 VDR 割れ試験による 7N01 及び 5083 合金ミグ溶接部の凝固割れ発生に対する限界変形速度 (\dot{D}_{CI})

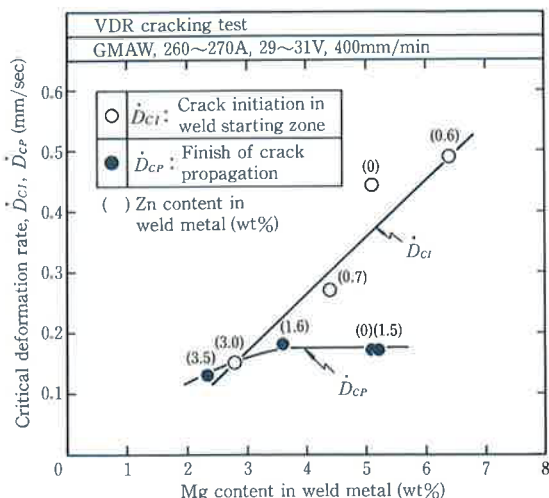


Fig. 15 VDR 割れ試験によって得られた \dot{D}_{CI} 及び \dot{D}_{CP} におよぼす 7N01 及び 5083 ミグ溶接金属中の Mg 量の影響

いたときのミグ溶接金属の \dot{D}_{CI} を示す。黒丸印は凝固割れの発生した溶接ビード、また白丸印は発生しなかったビードを示している。図中の太い実線による横線が凝固割れ発生に対する限界変形速度 \dot{D}_{CI} となる。また、Fig. 15⁴⁶⁾は同一材料に対して \dot{D}_{CP} を求め、これらを溶接金属中のMg量で整理した結果である。Mg量の増加とともに \dot{D}_{CI} 及び \dot{D}_{CP} ともに大きくなり、一般に知られている凝固割れ感受性とMg量との関係に一致している。更に \dot{D}_{CI} と \dot{D}_{CP} を比較すると、 \dot{D}_{CI} はMgの増加とともに著しく大きくなるのに対して、 \dot{D}_{CP} のそれはわずかである。また、溶接金属中のMg量が2~3%で、比較的割れ感受性が高いと思われる場合には、 \dot{D}_{CI} と \dot{D}_{CP} とはほぼ同じ程度の値を示している。しかし、それ以上のMg量では $\dot{D}_{CI} > \dot{D}_{CP}$ なる関係がある。このことから一般に凝固割れが発生しにくい材料とは、“割れの発生”がしにくいという材料であって、一度凝固割れが発生してしまうとどの材料でもその伝播は比較的容易であることを示している。そして一度割れが発生すると、その割れを停止させるにはどの材料もほぼ一定の低ひずみ速度まで低下させないとだめであるということになる。例えばすみ肉割れ試験などで割れ率が0%から100%までの変動を示すことが多々あるが、これは上記のことが原因となっているものと考えられる。

このように本試験法ではミグ溶接時の凝固割れの発生及び伝播に対する限界変形速度を比較的容易に求められるという長所がある。更に代表的な定性試験法であるT型すみ肉割れ試験や重ねすみ肉割れ試験では、通常の実施工時に用いられる200~600 mm/min程度の比較的低速度の溶接速度ではなかなか凝固割れが発生せず¹⁾、この溶接速度範囲で割れ試験を行うことが困難であるが、本試験法ではむしろ上記の溶接速度の範囲でもっとも安定して割れ試験を行うことができる。

6. まとめ

本報では主に著者らの研究室で行ってきた溶接ビード割れを対象とした溶接凝固割れ特性試験についてのべた。それら試験法の特徴を整理するとTable 5のごとくなる。すでにのべてきたように、アルミニウム合金に対しては特性試験がすべて有効ということではないようである。例えば、主としてBTRの大小で凝固割れ感受性を評価する試験法(Varestraint及びTrans-Varestraint試験など)ではAl-Mg系の5083合金などでは凝固割れ感受性がうまく評価できず、定性割れ試験の結果や実施工時の経験と大きく異なった結果となる。このため、アルミニウム合金の凝固割れ感受性を評価する指標としては、BTR、 ϵ_{min} 及びCST値のうち、現時点ではBTR

Table 5 代表的な溶接ビード割れ特性試験法の特徴

割れ試験法	凝固割れ感受性の評価指標	適用溶接法	長所	短所
Varestraint試験	総割れ長さ(L_T) ϵ_{min}	GTAW (溶加材無し)	• 溶接ビード割れとともにHAZ割れも評価できる	• GMAWが適用できない • 合金によっては定性試験結果と一致しない
Trans-Varestraint試験	BTR ϵ_{min} CST	GTAW (溶加材無し)	• 溶接凝固時の延性曲線が求まる • CSTが求まる	• GMAWが適用できない • 合金によっては定性試験結果と一致しない
Vastra-Varestraint試験	ϵ_{min} CST	GTAW (溶加材無し)	• 溶接凝固時の延性曲線が求まる • CSTが求まる	• GMAWが適用できない
引張型凝固割れ試験 (急速引張型) (引張速度可変型)	BTR ϵ_{min} CST	GTAW GMAW	• 溶接凝固時の延性曲線が求まる • CSTが求まる • GMAWが適用できる	• 急速引張型では合金によっては定性試験結果と一致しない • 割れ発生部にひずみの集中がおり正確な ϵ_{min} の検討はむづかしい
VDR割れ試験	CST	GTAW GMAW	• 凝固割れの発生及び伝播に対するCSTが求まる • GMAWが適用できる	• 割れ発生部にひずみの集中がおこる

と ϵ_{min} の両方の因子を含む CST 値で評価するのが最も最適と考えられる。ただし、すでにのべたごとく CST 値にも割れ発生と伝播に対するものがあり、材料によっては両者の値が大きく異なることも予想される。このため、できれば両者を分離して考えることが必要である。また、割れ発生と伝播に対する CST 値のうち、どちらの CST 値が実際の施工時の凝固割れ感受性の問題を評価する上でより重要であるのかを明らかにすることも、今後の大事な検討事項であろう。

更に金属の凝固割れ感受性を検討する上では、BTR 内の延性をもっとも本質的な値と考えられる。したがって、鋳造凝固分野における凝固中の高温引張試験などで BTR 内での延性曲線をくわしく明らかにしていくことが重要と思われる。

最後に本報がアルミニウムの溶接に関係する人々に少しでも御参考になれば幸いである。

参 考 文 献

- 1) 軽金属溶接構造協会, 厚板溶接委員会: “溶接構造用アルミニウム合金の溶接割れ試験法に関する研究(1)~(5)” (1)本誌 No. 97 (1971, 3), (2) No. 101 (1971, 5), (3) No. 122 (1973, 2), (4) No. 127 (1973, 7), (5) No. 128 (1973, 8).
- 2) N. M. J. Romijn and D. van der Torre: IIW Doc. IX-585-68 (1968).
- 3) D. van der Torre: IIW Doc. IX-859-73 (1973).
- 4) W. F. Savage and C. D. Lundin: W. J., Vol. 44 (1965), 433S-442S.
- 5) T. Senda and F. Matsuda et al.: Trans. JWS, Vol. 2 (1971), No. 2, 1-22, 溶接学会誌, Vol. 41 (1972), No. 6, 709-723.
- 6) Y. Arata, F. Matsuda et al.: Trans. JWRI, Vol. 6 (1977), No. 1, 91-104.
- 7) G. M. Yakushina et al.: Welding Production, April, 1962, 43-48.
- 8) H. Tamura et al.: Trans. JWS, Vol. 8 (1977), No. 2, 143-149.
- 9) K. B. Bagryanskii et al.: Svar. Proiz., 1971, No. 6, 39-40.
- 10) F. Matsuda et al.: Trans. JWRI, Vol. 8 (1979), No. 1, 85-95.
- 11) B. Hemsworth et al.: Metal Const. and BWJ, 1962, No. 2, 5-16.
- 12) Y. Arata, F. Matsuda et al.: Trans. JWRI, Vol. 5 (1976), No. 2, 153-167.
- 13) 内田: 本誌, No. 13 (1964, 1), 590-602.
- 14) 内田: 本誌, No. 14 (1964, 2), 632-640.
- 15) 田村: 溶接学会誌, Vol. 31 (1962), No. 12, 934-941.
- 16) 田村: 溶接学会誌, Vol. 32 (1963), No. 1, 3-6.
- 17) 大西: 本誌, No. 63 (1968, 3), 1-18.
- 18) W. S. Pellini: The Foundry, 80, Nov. (1952), 125-133, 192, 194, 196, 199.
- 19) D. C. G. Less: J. Inst. Metals, 73 (1964), 343.
- 20) A. R. E. Singer, P. H. Jennings: J. Inst. Metals, 73 (1947), 273.
- 21) A. R. Singer, S. A. Cottrell: J. Inst. Metals, 73 (1964), 33.
- 22) J. C. Borland: B.W.J., 7 (1960), 508-512.
- 23) V. N. Saveiko: Lit. Proiz, 8 (1960), 33.
- 24) Y. A. Smolyanskii: Izevst. Vuz. Chern. Met., 2 (1960), 124.
- 25) K. Patterson: Giesserei (techn. Wiss. Beihafte), 40 (1953) 597.
- 26) R. Eborall, P. Gregory: J. Inst. Metals, 84 (1955), 88.
- 27) I. I. Novikoc. Novik: Society Physics, Doklady, 7 (1963), 1153.
- 28) S. Harper: “Structural Process in Creep”, London, 1961 (Iron & Steel Inst. Special Report No. 70), p. 56.
- 29) K. Masubuchi, D. C. Martin: W.J., 41 (1962), 8, 375S.
- 30) B. S. Blummand, R. H. Witt: W.J., 42 (1963), 10, 365.
- 31) N. N. Prokhorov: Lit. Proiz. 10 (1962), 176.
- 32) P. P. Puzak, W. R. Apblett, W. S. Pellini: W.J., 35 (1956), 1, 9s.
- 33) H. F. Bishop, C. G. Akerlind, W. S. Pellini: American Foundry Society, Trans. 60 (1952), 818.
- 34) W. R. Apblett, W. S. Pellini: W.J., 33 (1954), 1, 83s.
- 35) R. A. Dodd: Foundry Trade J., 20 (1956), Sept, 321.
- 36) J. C. Borland, R. N. Younger: B.W.J., 7 (1960), 22.
- 37) J. A. Williams, A. R. E. Singer: J. Australian Institute Metals, 11, No. 1, Feb. (1966), 2.
- 38) 松田: 溶接学会誌, 36 (1967), No. 9, 973.
- 39) 松田: 西山記念技術講座 (1980), 日本鉄鋼協会.
- 40) J. C. Lippold et al.: W.J., 56 (1977), No. 6, 171s-178s.
- 41) W. F. Savage et al.: W.J., 58 (1979), No. 2, 45s-53s.
- 42) 仙田, 松田他: 溶接学会誌, 41 (1972), No. 6, 709-723.
- 43) 仙田, 松田他: 溶接学会誌, 42 (1973), No. 1, 48-56.
- 44) T. Senda, F. Matsuda: Trans. JWS, 2 (1971), No. 2.
- 45) 安藤他: 溶接学会誌, 42 (1973), No. 8, 750-759.
- 46) K. Nakata et al.: Trans. JWRI, 9 (1980) No. 2, 205-216.