5083アルミニウム合金板溶接継手の クリープとクリープ破断

井上 誠*・大久保通則**・菅又 信**
金子 純一**・松本 二郎***・野口 義夫****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 48, No. 10 (1998), pp. 479-483

Creep and creep rupture of welded joints of 5083 aluminum alloy plates

Makoto INOUE*, Michinori OHKUBO**, Makoto SUGAMATA**
Junichi KANEKO**, Jiro MATSUMOTO*** and Yoshio NOGUCHI****

Creep and creep rupture tests were carried out for MIG welded joints of 5083 aluminum alloy plates under an ambient atmosphere at temperatures between 573 and 723 K. Obtained results were compared to those for the base metal. 5083-O plates of 20 mm thickness were welded by high current MIG welding using 5183 filler wire with a single welding pass for each side. Round bar creep specimens were machined out of the welded joints. The welded joints showed nearly the same minimum creep rate as the base metal at 573 K. However, the minimum creep rate of the welded joints was generally lower than that of the base metal at 623 and 673 K. At these temperatures, creep rupture of the welded specimens always occurred in the base metal. In the welded specimens, creep strain is not uniform and the base metal tended to creep preferentially to the weld metal. The Larson-Miller plot of the rupture time of the welded joints coincided with that of the base metal. High temperature tensile strength of welded joints is slightly higher than that of the base metal.

(Received January 5, 1998)

Keywords: creep, creep rupture, mechanical properties at high temperature, 5083 aluminum alloy, MIG welding, welded joint

1. 緒 言

高温環境下における構造物の設計において、材料のクリープ特性を把握することは不可欠であるが、鉄鋼材料に比べて各種アルミニウム合金のクリープデータは十分とは言えない。特に、クリープ破断データの不足が指摘されている¹⁾。一方、溶接継手のクリープ特性に関しては、耐熱鋼やステンレス鋼などをはじめとして各種の材料について検討が行われている^{2),3)}。これらの研究によると、溶接金属、熱影響部のように母材と異なる組織から構成されている溶接継手のクリープ変形特性は、母材と異なることが報告されている。しかし、アルミニウム合金の溶接継手のクリープ特性についてはほとんど報告例がない。

本研究では、代表的な溶接構造用アルミニウム材料である5083アルミニウム合金の大電流ミグ溶接継手を対象として、高温において引張クリープ試験およびクリープ破断試験を行い、溶接継手のクリープ特性を明らかにした。また、室温から高温域までの引張試験を併せて行い、引張特性とクリープ

特性を比較検討した。

2. 実験方法

母材および溶加材の化学組成を Table 1 に示す。使用した母材は、板厚20 mmの5083-O材である。一方、溶加材は直径4 mmの5183合金を用いた。溶接試験材は、大電流ミグ溶接によりI型開先の突合せ溶接で両面一層の溶接を行ったものであり、溶接長は500 mmとした。溶接電流は470~520 Aの条件とした。溶接方向は母材の圧延方向に対して直角とした。

溶接継手について、組織観察および硬さ分布測定を行っ

Table 1 Chemical composition of base metal and filler wire (mass %)

Material		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al
Base metal	5083-O	0.08	0.27	0.02	0.65	4.57	0.08	0.02	bal.
Filler wire	5183-WY	0.08	0.14	0.01	0.55	5.02	0.09	0.08	bal.

* 日本大学大学院 (〒275-8575 習志野市泉町 1-2-1) [現在:三菱自動車工業(株) (倉敷市)]. Graduate School of Industrial Technology, Nihon University (1-2-1, Izumi-cho, Narashino-shi, Chiba 275-8575) [Present: Mitsubishi Motor. Co., Ltd. (Kurashiki-shi, Okayama)].

** 日本大学生産工学部 (習志野市). College of Industrial Technology, Nihon University (Narashino-shi, Chiba).

*** 日本軽金属(株) (静岡県) [現在:日本アルミ(株) (山梨県)]. Nippon Light Metal Company, Ltd. (Kanbara-gun, Shizuoka) [Present: Nippon Almit Company (Kitatsuru-gun, Yamanashi)].

**** 日本軽金属(株) (静岡県). Nippon Light Metal Company, Ltd. (Kanbara-gun, Shizuoka).

Fig. 1 Creep specimen dimensions.

た。引張試験における試験片寸法は、高温引張試験装置の制約から平行部直径 5 mm、標点間距離 25 mm とした。試験温度は室温、573, 623, 673 および 723 K の 5 条件、初期ひずみ速度は $2.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ とした。なお、試験片本数は、同一条件につき 3 本とし、これらのデータの平均値を採用した。破断面を走査型電子顕微鏡で観察した。

クリープ試験は、JIS Z 2271 および JIS Z 2272 に準拠した。試験機は、一定荷重方式のものであり、試験中の炉内温度は、設定温度 $\pm 3 \text{ K}$ 以内に保つようにした。クリープ伸びは、試験片の左右に取付けた 2 個のダイヤルゲージの平均値として読み取った。クリープ試験は破断に至るまで行ったが、破断までの時間が 10^6 s を越える場合は定常クリープが確認されるまで行った。

クリープ試験片の形状寸法を Fig. 1 に示す。試験片は圧延方向と平行に採取し、溶接継手試験片の場合、溶接金属部が試験片の中央に位置するように加工した。試験片は全長 120 mm、平行部直径 10 mm、標点間距離 50 mm で、M18 のねじ型つかみ部でつば付き円形断面の形状とした。本実験に用いた試験片は機械加工後、溶接部の組織安定化のため大気炉中 723 K で 1 h 加熱保持後、空冷した。なお、同一条件で 3 本の試験片についてクリープ試験を行い、中間値を示した試験片についてのデータを採用した。

3. 実験結果および検討

3.1 溶接部の組織および硬さ

溶接継手の表面写真および横断面形状を、Fig. 2 に示す。溶接表面のビード幅は約 22 mm であり、溶接金属の溶込みは均一であった。これらの溶接継手は、JIS Z 3105 のアルミニウム平板突合せ溶接部の放射線透過試験方法に従って検査した結果、第 1 類の等級分類と判定され、割れやブローホールなどの溶接欠陥はなく、健全な継手であった。

Fig. 3 に母材および溶接部の組織を示す。これより母材は圧延で偏平になった結晶粒組織を形成しており、ボンド部の組織変化の範囲は非常に狭く、幅は約 $300 \mu\text{m}$ であった。溶接金属部において板厚方向における中央部とビード表面の結晶粒の大きさには違いが認められ、溶接金属内部の結晶粒径は溶接金属部中央で $20 \sim 100 \mu\text{m}$ 、ビード表面に近い部分で

Fig. 2 Appearance of welded joint. (a) Weld surface and (b) Transverse section.

Fig. 3 Microstructures of welded joint. (a) Base metal, (b) Bond, (c) Center position in weld metal and (d) Near surface position in weld metal.

$100 \sim 250 \mu\text{m}$ であった。これらの結晶粒径の相違は、凝固冷却速度と関連していると考えられ、ビード表面付近より中央部の冷却速度が速いと考えられる。なお、この傾向は、新井らによる 5083 の大電流ミグ溶接による溶接部の結晶粒径の測定結果⁴⁾と一致している。

溶接継手の横断面において板厚中心での、中央から水平方向への硬さの分布を Fig. 4 に示す。母材の硬さに対して溶接金属部および熱影響部での硬さの変化は、多少ばらつきがあるが、溶接部はわずかながら母材よりも硬さが低くなった。

3.2 引張特性

Table 2 は、室温から 723 K の温度範囲における引張特性を示したものである。室温では母材の引張強さは溶接継手より少し高いが、高温では逆に溶接継手が母材を上回っている。

伸びは試験温度の上昇に伴い母材および溶接継手とも増大し、高温域においては母材の伸びが溶接継手に対して 20～30% 高くなっている。引張試験後の外観を観察した結果、常

Fig. 4 Hardness distribution of welded joint.

Table 2 Tensile properties of welded joint and base metal at various temperatures

Material	Temperature	ε_f (%)	σ_B (MPa)	Fractured position
Welded joint	R.T.	19	284	Weld metal
	573 K	40	96	Base metal
	623 K	50	57	Base metal
	673 K	58	36	Base metal
	723 K	67	22	Base metal
Base metal	R.T.	18	289	—
	573 K	68	89	—
	623 K	78	54	—
	673 K	84	33	—
	723 K	86	22	—

温では溶接継手全体で伸びているが、高温では母材部分が主として伸び、溶接金属部はほとんど変形していないことがわかった。溶接継手は常温では溶接金属部で破断したが、高温ではすべて母材部分で破断した。

3.3 クリープ曲線

母材と溶接継手のクリープ曲線の代表例を Fig. 5 に示す。673 K, 12.5 MPa では溶接継手は母材に比べて初期ひずみの段階から破断に至るまでクリープ変形量が小さく、耐クリープ性に若干優れている。一方、573 K, 25.0 MPa の場合では初期ひずみの段階から破断に至るまで母材と溶接継手のクリープ変形量の差は見られない。このように573 K では、種々の応力下で母材と溶接継手の耐クリープ性はほぼ同程度であった。

Fig. 5 の条件において、クリープ破断伸びは、母材が約100%、溶接継手が約85%の値を示し、他の条件においても同様に溶接継手より母材が高い値を示した。溶接継手のクリープ伸びが母材より低い理由は、溶接金属部の変形が母材に比較して少ないためである。両者ともクリープ伸び20%以下で加速クリープに入っており、クリープ破断伸びに占める加速クリープ段階の寄与が大きい。

3.4 定常クリープ速度

Fig. 6 に各応力における定常クリープ速度の温度依存性を示す。図の横軸は絶対温度の逆数としている。母材および溶接継手の定常クリープ速度は、試験温度の低下とともに遅く

Fig. 5 Creep curves of base metal and welded joint.

Fig. 6 Logarithmic plot of steady state creep rate vs. temperature.

なり、温度の影響を顕著に受けている。このような温度依存性はクリープが熱活性化過程であることを示している。一定応力下の定常クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_{ss}$ は次式によって表される。

$$\dot{\varepsilon}_{ss} = C e^{-(Q/RT)}$$

これよりクリープの活性化エネルギー Q を求めることができる。応力が12.5 MPa の場合ではクリープの活性化エネルギーは、母材が199 kJmol⁻¹、溶接継手が187 kJmol⁻¹ の値を示し、両者はほぼ等しく、アルミニウムの自己拡散の活性化エネルギーよりやや高い値となった。

Fig. 7 に各温度における定常クリープ速度の応力依存性を示す。573 K と723 K の低応力側では母材と溶接継手はほぼ

Fig. 7 Logarithmic plot of steady state creep rate vs. stress.

Fig. 8 Logarithmic plot of rupture time vs. stress.

同じクリープ速度を示しているが、623 K、673 K では母材のクリープ速度が溶接継手を上回っている。各温度での定常クリープ速度の応力依存性においては、定常クリープ速度 10^{-7} s^{-1} 以上の範囲において互いに平行な直線関係にあるので、

$$\dot{\epsilon}_{ss} = B\sigma^n$$

の関係式によって表される。この場合、直線の勾配は応力指数 n を与える。応力指数は母材、溶接継手ともほぼ 6~7 の値を示した。しかし、 $\dot{\epsilon}_{ss}$ が 10^{-7} s^{-1} 以下では勾配は急になっており、しきい応力の存在を示唆している。

3.5 クリープ破断

Fig. 8 に各試験温度における破断時間の応力依存性を示す。各試験温度とも対数プロットで直線的な関係を示し定常クリープ速度と同様に、応力に大きく依存することが認められた。クリープ破断時間と応力との関係を Larson-Miller 法により図示したのが Fig. 9 である。これより母材および溶接継手について、種々のクリープ応力と温度下でのクリープ破断時間を評価できる。定常クリープ速度の場合と同様に、母材および溶接継手はほぼ近似した特性を示している。これは溶接継手ではクリープ破断が母材部分で起こるため、両者とも母材のクリープ破断に対して Larson-Miller プロットし

Fig. 9 Larson-Miller plot of creep rupture time.

Fig. 10 Micrograph of near rupture position in base metal.

たことになるからである。

3.6 クリープ破断形態

Fig. 10 は、母材破断した試験片に認められたキャビティを示す。このキャビティの成長は、応力付加方向に起こっており、横断面に沿って連結するという様子は顕著でない。つまり、キャビティの連結によって破断を生じにくい形態となっている。溶接継手も同様に母材部分である破断部付近に数多くのキャビティの存在が認められた。またボンド部および溶接金属部ではキャビティや割れは発生していなかった。

クリープ破断破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果によると、溶接継手の破面形態は底の深いディンプルが数多く存在し、延性を伴った破壊であった。溶接継手の破断は母材部分で起こったため、破面は母材と同様の形態であった。

3.7 溶接継手のクリープ伸びの分布

クリープ試験後の外観を観察した結果、溶接継手は母材部分と溶接金属部でクリープ伸びに違いが現れた。すなわち、母材部分と溶接金属部のクリープ強度の違いにより、クリープ伸びの分布が不均一になる。そこで溶接継手試験片の各部の直径の変化より次式を用いて溶接継手の各部分伸びを算出した。

$$\epsilon = (d_0^2/d^2) - 1$$

ここで d_0 は試験前の直径、 d はクリープ変形後の直径である。なお、後述のようにクリープ変形後の母材部断面はだ円

Fig. 11 Distribution of creep elongation in welded joint specimen. Average elongation (a) 19% and (b) 44%.

形になる傾向にあるため、その平均直径として求めている。

673 K, 12.5 MPa における標点間伸びが19%および44%での溶接継手試験片のクリープ伸びの分布を Fig. 11 に示す。図の横軸は溶接金属の中心からの距離を表している。標点間伸び率19%の場合は、両側の母材でくびれの成長がみられ、左右はほぼ対称になっており、中央部の溶接金属部では、伸びは1%以下で極めて低いことがわかる。標点間伸びが44%の場合でも同様に、溶接金属部中央でのクリープ変形量が極めて少ない。また母材部分で最大約120%の伸びを示しており、局部くびれが大きく成長し、ここでクリープ破断に至ることが明らかである。本実験では一様断面条件下での溶接継手のクリープ特性を評価したが、実際の溶接構造物においては溶接余盛りがあり一様断面ではない。そのような場合、溶接継手のクリープ強度は母材に対して更に高まっていることになる。

3.8 クリープひずみの異方性

クリープ変形後の断面形状を観察した結果、母材および溶接継手の母材部分は板厚方向の収縮が板面方向に比べて大きく、クリープひずみに異方性が認められた。母材部におけるクリープ変形後の横断面形状において、板幅方向の対数ひず

みを ε_w 、板厚方向の対数ひずみを ε_t とすると、 $r = \varepsilon_w / \varepsilon_t$ により r 値（塑性ひずみ比）を求めた。母材部の r 値は、温度が673, 723 K、応力が6.24~31.19 MPa の条件において約0.62~0.64の値を示し、母材に著しい塑性異方性が認められた。一方、溶接金属部においては、断面収縮ひずみは少なく、実質的な r 値は約1で異方性はほとんど認められない。したがって、母材はクリープ変形において低い r 値を示し、変形によって薄肉化する傾向が大きい。このことは、高温圧力容器などにおいては溶接部近傍の母材で特にくびれを生じやすいことを示唆している。

4. 結 言

板厚20 mm の5083アルミニウム合金板溶接継手のクリープ特性について検討を行った。本研究で明らかになったことを要約すると次のとおりとなる。

(1) 溶接継手の常温引張強さは母材よりも低いが、高温引張強さは母材よりもわずかに高い傾向を示した。

(2) 溶接継手において、常温での引張破断位置は溶接金属部であるが、高温引張試験においてはすべて母材部で破断した。

(3) 623 K および673 K における溶接継手の定常クリープ速度は母材よりも低く、クリープ破断時間は母材よりも長い傾向を示した。一方、537 K における母材と溶接継手の定常クリープ速度は、同一クリープ応力に対してはほぼ同程度であった。

(4) 溶接継手のクリープ破断位置は、母材部であった。溶接継手におけるクリープひずみは、母材部と溶接金属部と異なり、母材部のひずみが大きく、クリープ変形において支配的であった。

(5) クリープ破断時間とクリープ応力の関係を Larson-Miller 法によって検討した結果、溶接継手の特性は母材と同程度であった。これは溶接継手においてもクリープ破断が母材部で起きるためである。

(6) 母材断面に顕著なクリープひずみの異方性が認められたが、溶接金属部のクリープひずみはほぼ等方的であった。

卒業研究生として本実験に協力された若月省二、辻 公博、廻谷公一の諸氏に深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) R. Sandström: Aluminium, 69 (1993), 263.
- 2) 橋本昌光, 小山輝夫, 佐藤 恭, 田村広治: 材料, 44 (1995), 11.
- 3) 本郷宏通, 山崎政義, 渡部 隆, 衣川純一, 門馬義雄: 材料, 45 (1996), 1328.
- 4) 新井浩三, 谷本繁美, 保田由文, 豊田一雄: 軽金属溶接, 15 (1977), 499.