

6061 アルミニウム合金溶接継手のクリープ特性に関する研究

金子 純一（機械工学科）

1. 研究の背景と目的

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、構造用アルミニウム合金のクリープ特性データの蓄積は不十分である。とくに、クリープ破断データの不足が指摘されている[1]。また、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する高温用構造材料について検討されている[2,3]。これらの報告によると、溶接金属部、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、母材とは異なることが明らかにされている。しかしながら、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[4]。

本研究は、代表的な溶接構造用アルミニウム材料の一つである 6061 合金厚板材の大電流ミグ溶接継手を対象として、高温において一定荷重の引張クリープ試験を行い、溶接継手のクリープ変形特性およびクリープ破断特性を明らかにすることを目的としている。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

本研究で使用した母材および溶加材の化学組成を表 1 に示す。母材は厚さ 20mm の 6061-T6 圧延板材で、直径 4mm の 5356 合金溶加材を用いて I 形開先の突合せ溶接を両面一層盛りで行った。溶接速度は 0.4m/min 一定で、28V、560-600A の大電流ミグ溶接である。溶接方向は母材の圧延方向に対して直角方向とした。溶接施工は熟練者が実施したもので、すべて X 線透過試験により溶接欠陥のないことを確認した溶接継手試料を実験に供した。

得られた溶接継手から、丸棒形状のクリープ試験片と引張試験片を採取した。クリープ試験片は平行部直径 10mm で長さ 50mm、引張試験片は平行部直径 5mm で標点間距離 25mm のものを用いた。いずれも溶接部が平行部中央になるように採取した。クリープ試験は、573、623、673、723K において、初期応力 3.12～37.46 MPa の範囲で行った。同一条件下で 3 本の試験を行い、中央値を示した試験片のデータを試験データとした。引張試験は、各クリープ試験温度のほか室温においても行い、3 本の試験の平均値を実験データとした。高温引張試験では、試験片が試験温度に達した後 0.3 ks 間保持してから試験を開始した。なお、比較のため、母材から採取した試験片についても平行してクリープ試験と引張試験を行っている。また、試料の組織観察や硬さ測定を必要に応じて行った。

3. 実験結果

3.1 溶接継手の硬さと引張特性

溶接継手は、JIS Z 3105 の放射線試験法にしたがって検査した結果、いずれも最上位の第 1 類の等級分類と判定され、溶接欠陥のないことが確認された。各クリープ試験温度において 43.2ks 間の加熱処理後の溶接金属部、熱影響部、母材部の硬さ値を表 2 に示す。これより、溶接後は T6 状態の母材に比べて溶接金属部と熱影響部の硬さはかなり低くなっていること、しかし、これを 573K 以上で加熱すると母材と熱影響部の硬さはほぼ等しくなり、溶接金属部の硬さはそれに比べて高いことがわかる。溶接金属部は加熱による軟化が少なく、母材と異なる合金組成のため高い硬さを示している。

各試験温度における溶接継手および母材の引張強さを図 1 に、伸びを図 2 に示す。当然のことながら、試

験温度の上昇とともに引張強さは低下している。室温での母材の引張強さは溶接継手よりかなり高く、表2の母材と溶接金属部・熱影響部との硬さの差が大きいことに対応している。試験温度の上昇とともに母材と溶接継手の強度差は減少し、623Kでほぼ等しくなり、673K以上では逆に溶接継手の引張強さが母材をわずかながら上回るようになる。伸びは、試験温度の上昇とともに増加するが、母材が常に溶接継手より高い値を示す。なお、溶接継手の引張破断位置は、すべて熱影響部であった。

3.2 クリープ特性

クリープ曲線の代表例として、673Kにおいて初期クリープ応力12.49MPaと15.61MPaの場合を図3に示す。図3(a)の12.49MPaの場合は溶接継手の定常クリープ速度が母材に比べて速く、クリープ破断ひずみも溶接継手がかかなり低い。一方、図3(b)の15.61MPaとクリープ応力を増した場合、両者の関係は逆転して溶接継手が低い定常クリープ速度を示している。しかし、クリープ破断ひずみはいずれの応力でも溶接継手のほうが低く、引張試験における伸びのデータ(図2)とよく対応している。同じ温度673Kにおける引張試験においては、溶接継手が母材より高い強度となっていることからわかるように、クリープ応力を増加させてクリープ速度を高めることは引張試験の条件に近づくことを意味する。しかし、低いクリープ応力下での遅いクリープ変形においては、溶接継手は早い速度でクリープ変形して、しかも低いひずみ値で破断している。これは、本研究で得られた価値ある知見であると思われる。

すべてのクリープ試験結果をまとめたのが表3である。溶接継手のクリープ破断箇所は、表中に溶接金属部や熱影響部と記されているものもあるが、いずれにせよすべて溶接金属部と熱影響部の境界付近であった。溶接継手と母材について、クリープ破断後の試験片平行部の伸びの分布を比較して示したのが図4である。673Kで初期応力12.49MPaの場合で、溶接継手では母材部はほとんど変形せずに、溶接金属部とその周辺のみが変形して破断に至っている。母材試験片では、定常クリープ段階に対応して平行部全体が変形しており、その後局部くびれを伴う加速クリープ段階を経て破断している。一方、溶接継手試験片では、溶接金属部のみが変形しており、クリープひずみのほとんどは加速クリープ段階に対応するといえる。またこれより、この試験条件下では、溶接金属部のクリープ変形抵抗が母材部より低くなっていることがわかる。

母材および溶接継手について、クリープ破断時間と応力、試験温度との関係を Larson-Miller プロットによりまとめた結果を図5に示す。なお、データのばらつきを最小にするために決められる L-M 定数を10にとっている。これより、種々のクリープ応力と温度におけるクリープ破断時間を見積もることができる。母材と溶接継手は異なる直線を与えており、同一試験条件下では溶接継手が母材より短いクリープ時間で一般に破断することを示している。しかし、623, 673Kの高応力側の母材データは溶接継手に近いクリープ破断時間となっている。

4. 考察

各クリープ曲線より求めた定常クリープ速度を初期応力に対して両対数プロットしたのが図6である。指数則クリープにおいては、ある一定温度における定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_{ss}$ と応力 σ の関係は、 $\dot{\epsilon}_{ss} = \sigma^n$ で表されるが、この図より、試験温度573K以外では、溶接継手の応力指数 n が母材のそれより小さい値を示す傾向にあることがわかる。本研究で溶加材として用いた5356合金のようなAl-Mg固溶体合金では $n \approx 3$ であり、純金属型の材料では $n \approx 5$ 、分散強化型の合金では見かけ上 $n > 5$ であることが知られている[5]。ここで、母材の6061合金は時効硬化型のAl-Mg-Si系合金であるが、試験温度である723K以下の温度域での固溶限は低く、MgとSiの大部分は Mg_2Si として析出している。したがって、母材は純金属型もしくは分散強化型材料に属しており、その応力指数 n は溶加材に比べて大きい値をとると考えられる。

実際の溶接金属部においては、溶加材と母材の混合により溶質Mgが希釈されるが、依然として固溶体合金型の挙動を示す組成域にあることには変わりない。このように、母材と溶接金属部で異なる応力指数をとっており、そのため一定温度下では、いずれかの応力下で両者のクリープ抵抗が等しくなり、それより高応力側では溶接金属部、低応力側では母材部が高いクリープ抵抗を示す。この状況を模式的に示したのが図7である。これは、図6における623Kでの状況と一致しており、15.61MPa付近で溶接継手と母材の定常ク

クリープ速度がほぼ等しくなり、それ以上の応力下で溶接継手の定常クリープ速度が母材のそれより低くなっており、溶接継手のクリープ変形抵抗が母材のそれを上回っている。しかし、実際の溶接継手試験片では異なる応力指数をとる母材部と溶接金属部が直列に配置されて共存しているため、クリープ抵抗の低い部分に変形が集中して起こる。図5の溶接継手試験片において変形が溶接金属部に集中しているのは、低応力側のため溶接金属部のクリープ抵抗が母材のそれに比べて低いからである。しかし、高応力側に対応する図3(b)の溶接継手のクリープ曲線の場合、溶接金属部のクリープ抵抗が大きいから、継手試験片全体としてのクリープ速度は母材試験片よりも低くなっている。また、この場合母材部が主に変形するので、継手試験片のクリープ破断ひずみは増加して、母材試験片のそれに近くなっている。

なお、最も試験温度の低い573Kでのクリープデータでは、母材と溶接継手の応力指数に相当する図6における勾配はほぼ等しくなっており、両者のデータが交叉することはこの試験条件の近くではなさそうである。事実、図1に示した引張強さでも、この温度においては母材が溶接継手を上回っている。しかし、423K以上の試験温度においては、溶接継手の引張強さが母材より高いにもかかわらず、クリープ変形抵抗においては溶接継手の変形抵抗が母材より低くなる場合があることから、両者のクリープ変形抵抗の逆転現象は必然的に起こることになる。したがって、723Kにおいてもさらに高クリープ応力を負荷することにより、溶接継手のクリープ変形抵抗が母材のそれを上回るようになることが予想される。

本研究においては、5356合金、すなわち固溶体型合金の溶加材を用いて6061合金、すなわち非固溶体型の母材を溶接したため、得られた溶接継手のクリープ変形特性に興味深い実験結果が得られた。6061合金の溶加材として5356合金と並んで用いられるAl-Si系の4043合金は、クリープ挙動の観点からは分散強化型と考えられることから、これを溶加材として用いた6061合金溶接継手のクリープ挙動を検討し、5356合金溶加材の場合と比較検討することが次の研究ステップである。

5. 結 論

- (1) 溶接継手の硬さはT6状態の母材に比べて、溶接金属部と熱影響部で低い。これを加熱処理すると、母材部は軟化して熱影響部と同レベルになったが、溶接金属部はそれより高い硬さを維持した。
- (2) 溶接継手の引張強さは、573Kまでは母材より低く、623Kで母材とほぼ同程度になり、それ以上の温度では母材を上回った。
- (3) 定常クリープ速度から評価した溶接継手のクリープ変形抵抗は、低応力側で母材より低く、高応力側では逆に母材より高くなった。しかし、563Kではそのような逆転現象は見られず、溶接継手のクリープ変形抵抗が母材より常に低い。
- (4) このような623K以上での両者のクリープ変形抵抗の逆転現象は、クリープ強度の観点から固溶体型である溶接金属部と、非固溶体型である母材の応力指数の相違に起因することを考察した。

参考文献

- [1] R. Sandstrom: 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] 井上 誠, 大久保通則, 菅又 信, 金子純一, 松本二郎, 野口義夫: 軽金属, 48(1998), 479.
- [5] たとえば, 丸山公一, 中島英治: 高温強度の材料科学, (1997), 内田老鶴圃.

表1 母材と溶加材の化学組成

Items	Materials	Elements(mass%)									
		Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	Re
Base metal	A6061-T6	0.27	0.62	0.42	0.02	1.03	0.24	-	0.03	Re	
Filler metal	A5356-WY	0.01	0.06	0.14	0.08	4.61	0.09	0.01	0.12	Re	

表2 溶接継手各部位の加熱処理後の平均硬さ

Material	Temperature(K)	Vickers hardness / HV0.3		
		W.M.	HAZ	B.M.
Welded joint A5356-WY	R.T.	71	73	103
	573	68	51	53
	623	66	42	42
	673	65	39	39
	723	63	38	38

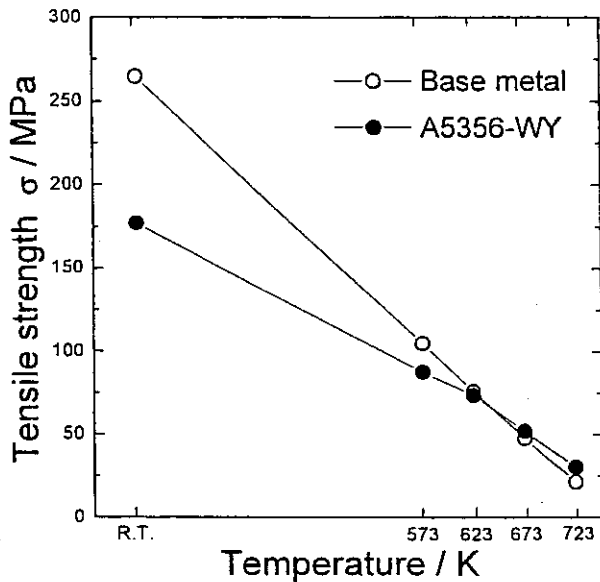


図1 各試験温度における母材と溶接継手の引張強さ

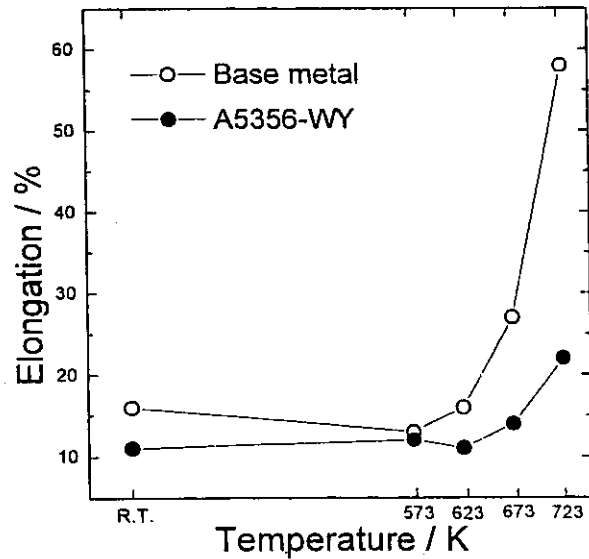


図2 各試験温度における母材と溶接継手の伸び

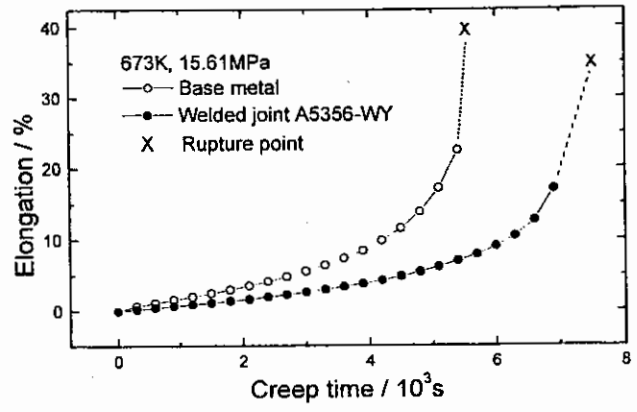
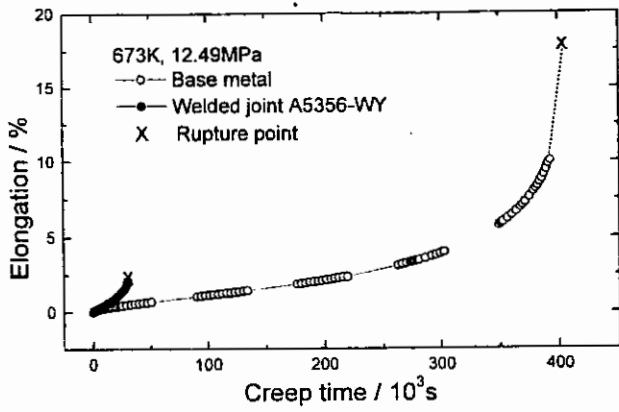


図3 673Kにおける母材と溶接継手のクリープ曲線, (a)12.49MPa, (b)15.61MPa

表3 母材と溶接継手のクリープ試験結果

Materials	Temperature (K)	Stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	S-S creep rate (s ⁻¹)	Rupture time (s)	Rupture point
Base metal	573	37.46	20.98	80.37	1.72×10^{-8}	3.26×10^5	
		31.22	21.61	82.28	5.21×10^{-9}	8.33×10^5	
		24.97	25.81	90.10	2.72×10^{-9}	1.30×10^6	
	623	21.85	40.86	93.62	2.37×10^{-5}	1.27×10^4	
		18.73	48.22	95.77	3.65×10^{-6}	3.05×10^4	
		15.61	30.67	96.53	1.61×10^{-7}	3.73×10^5	
	673	12.49	-	-	4.45×10^{-10}	-	
		15.61	42.45	88.12	1.02×10^{-5}	5.94×10^3	
		12.49	18.34	52.86	1.14×10^{-7}	4.78×10^5	
	723	9.36	-	-	1.25×10^{-9}	-	
		6.24	-	-	1.37×10^{-10}	-	
		9.36	5.03	7.54	5.28×10^{-8}	2.11×10^5	
723	6.24	1.51	2.27	1.56×10^{-9}	8.63×10^5		
	3.12	-	-	3.23×10^{-10}	-		
	Welded joint A5356-WY	573	37.46	2.95	38.88	4.00×10^{-7}	4.03×10^4
31.22			2.39	9.86	1.47×10^{-8}	1.36×10^5	W.M. and Bond
24.97			2.34	10.62	6.99×10^{-9}	3.03×10^5	W.M. and Bond
623		21.85	30.41	93.25	1.46×10^{-9}	1.24×10^4	HAZ
		18.73	34.65	93.94	4.69×10^{-7}	3.85×10^4	HAZ
		15.61	4.31	5.96	1.25×10^{-7}	1.57×10^5	W.M. and Bond
673		12.49	1.22	2.44	6.53×10^{-9}	6.21×10^5	W.M. and Bond
		15.61	36.09	94.43	8.27×10^{-6}	6.42×10^3	HAZ
		12.49	2.32	11.68	3.79×10^{-7}	3.66×10^4	W.M. and Bond
723		9.36	2.10	5.20	3.15×10^{-8}	1.09×10^5	W.M. and Bond
		6.24	0.56	1.56	4.56×10^{-9}	6.69×10^5	W.M. and Bond
		9.36	3.5	9.12	1.15×10^{-8}	8.78×10^3	W.M. and Bond
723	6.24	0.86	6.15	3.18×10^{-9}	6.44×10^4	W.M. and Bond	
	3.12	0.40	2.32	1.51×10^{-9}	9.55×10^5	W.M. and Bond	

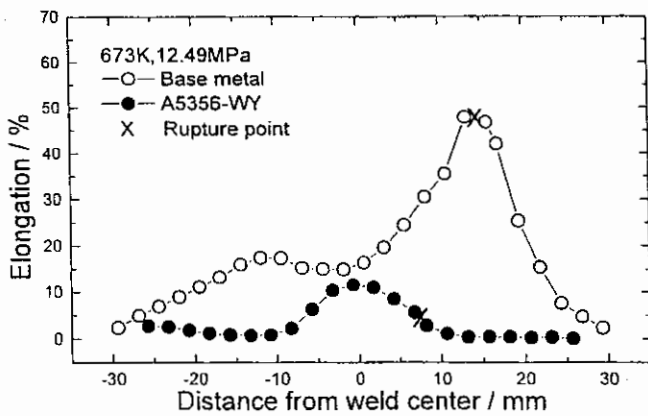


図4 母材と溶接継手のクリープ破断後のひずみ分布

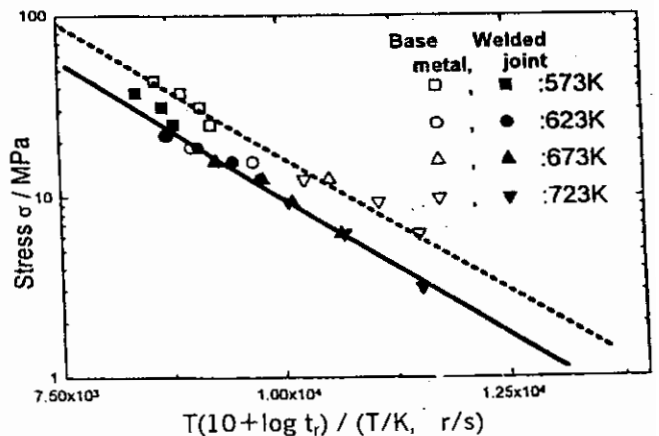


図5 母材と溶接継手の Larson-Miller プロット

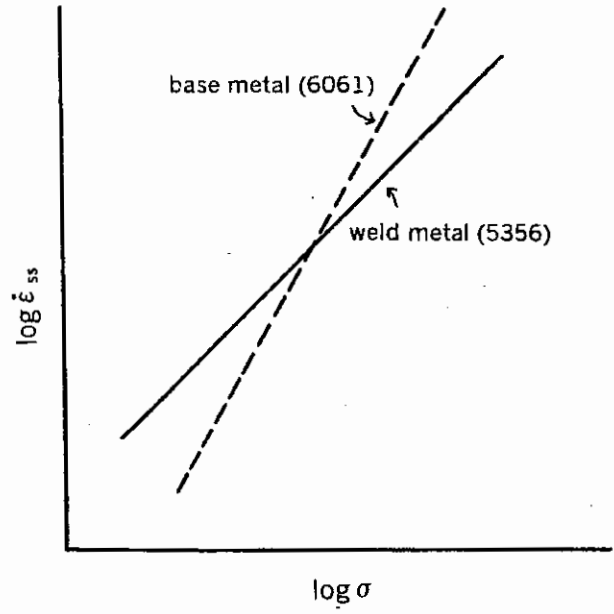
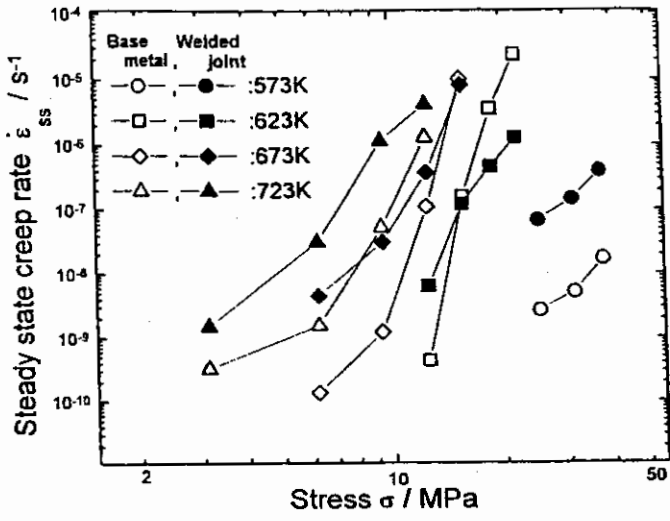


図6 定常クリープ速度と応力の両対数プロット 図7 母材と溶加材の定常クリープ速度の応力依存性(模式図)