アルミニウム合金 A5083 溶接継手の疲労フラクトグラフ*

増 田 千 利** 西 島 敏** 下 平 益 夫**

Fatigue Fractographs for Butt-Welded Joints of A5083 Aluminum Alloy

by

Chitoshi MASUDA, Satoshi NISHIJIMA and Masuo SHIMODAIRA

(National Research Institute for Metals, Tokyo)

A fractographic study has been performed on the fatigue fractured butt-welded joints of an aluminum alloy, A5083-O, frequently used for low temperature applications. Axial load-controlled fatigue tests were conducted either at room temperature or at -196°C ; the fracture surfaces of specimens were examined with a scanning electron microscope, and the area proportions of each distinguished characteristic facets, e.g., striation, intergranular or crystallographic decohesion, etc. were evaluated.

The area fraction of crystallographic facets, which takes the maximum in the lower range of stress intensity factor, ΔK , decreased monotonically with an increase in ΔK , and became zero at $\Delta K \simeq 9 \text{ MPa } m^{1/2}$. The tendency of this evolution was found to be the same, irrespective of base metal or weld metal, as well as for the position of the facet which could be near or deep under the specimen surface. For higher values of ΔK , the coverage of the striation facets became predominant, and the striation spacing was linearly correlated with ΔK on log-log co-ordinates regardless of the metallurgical differences. Micro-etch pits technic revealed that the crack plane $\{100\}$ and the propagation direction $\langle 100 \rangle$ were the most pertinent, assuring that the striation formation mechanism could be explained by the model proposed by Pelloux.

(Received Oct. 22, 1980)

キー・ワード：フラクトグラフィ，疲労破壊，アルミニウム合金，溶接継手，低温

1 ま え が き

鉄鋼材料の疲労破面にはストライエーション、へき開、ディンプル、粒界割れ等が観察され、それらの特徴の破面上に占める割合（破面率）が定量的に求められているものも多い。著者らはそれらの特徴の破面率とき裂伝ば速度（ da/dN ）や応力拡大係数（ ΔK ）との関係を種々の組織の場合について検討し、疲労破壊機構図としてまとめた。さらにアルミニウム合金およびチタン合金の場合について同様の試みを行った。鉄鋼材料についてはフラクトグラフィの特徴と破壊力学的パラメータとの関係を定量的に取扱った破壊機構図の類の提案が著者ら以外でも小林らによっても最近なされているが、アルミニウム合金については今後一層のデータの蓄積が必要である。

ここでは溶接性、耐食性などが良好で低温ぜい性がないため低温用大型構造物に多く使用されているアルミニウム合金 A5083-O 材溶接継手の疲労破面を走査

型電子顕微鏡を用いて調べた。特に低 ΔK 範囲の疲労破面に見られる特徴の破面率を定量的に求められたものは非常に少ないので、ここでは低 ΔK 範囲の破面を中心に調べた。

2 実験方法および機械的性質

破面に検討を加えるために用いた供試材は JIS5083 焼なまし材で、その化学成分は約 4.5% Mg, 0.6% Mn である。溶接は A5183 溶接線を用い、MIG 溶接により突合せ溶接継手を作成し、余盛りを削除する場合は機械加工により行った。焼なまし材および溶接金属の断面組織を Fig.1 に示す。Fig.1 (a)は母材の圧延方向にそう板厚断面組織で層状組織となっている。一方 Fig.1 (b)の溶接金属の組織は粗大な結晶粒がみられ母材のような層状組織はみられない。

疲労試験は平板平滑試験片（板幅 40 mm, 板厚 10 mm）を用い、パイプロフォア疲労試験機（容量 50 kN, 220 Hz）により片振り引張疲労試験を行った（平均応力 98 MPa 一定）。低温の試験は試験片のまわりに発泡スチロールで囲った槽を作り液体窒素を注

* 原稿受理 昭和55年10月22日

** 正 会 員 金属材料技術研究所 東京都目黒区中目黒

Fig. 1. Microstructure for (a) base metal and (b) weld metal.

入した後開始した。なお低温の試験は余盛り部に切欠きを付した管状溶接継手を主に用い電気油圧式疲労試験機（容量 50 kN, 20 Hz）により行った。

試験片破面は主として走査型電子顕微鏡を、溶接組織等は光学顕微鏡を用いて観察した。また破面に結晶学的検討を加えるためには、 $\text{H}_2\text{O} : 50, \text{HNO}_3 : 50, \text{HCl} : 30, \text{HF} : 2$ の組成からなる試液によりエッチピットを作り走査型電子顕微鏡を用いて調べた。

Table I に母材、溶接金属（余盛りを削除した継手）の室温および低温による機械的性質を示す。引張強さ σ_B は室温に比べ低温の方が母材、溶接金属とも大きくなっている。また室温における硬さおよび繰返し数 10^8 回における疲労強度は母材の方が溶接金属に比べ高い。

Table. I. Mechanical properties.

	T (°C)	σ_B (MPa)	δ (%)	ψ (%)	σ_m^H (MPa) ($\sigma_m = 98\text{MPa}$)	H_V
Base metal	RT	320	20	26	60.7	82
Weld metal		302	13	34	41.2	70
Base metal	-196	480				
Weld metal		400				

3 疲労破面観察結果

室温の疲労き裂は板状試験片の板幅のほぼ中央の起点から深さ方向および表面方向に半円状に伝ばしていた。さらにき裂は母材の場合に Fig. 1 (a) の層状組織を切って進むため、その影響を受けき裂の伝ば方向

Fig. 2. Fractograph for base metal (R.T., $\Delta K=3.6 \text{ MPa m}^{1/2}$). (Arrow indicates the direction of crack propagation).

を変えるが、それが破面上に現れた例を Fig. 2 に示す。この影響はき裂長さが大きくなると弱くなる。なお写真においても同様である。

以下疲労破面に観察される種々の特徴の変化をき裂の起点部からのき裂の長さ順に述べる。

疲労き裂の起点部には室温の場合 Fig. 3 に示すように母材では試験片表面の 0.2 mm 程度の打傷が、溶接金属では試験片表面直下に溶接時に導入された水素ガスに起因する微小な気孔の密集した部分がみられた。

Fig. 3. Fractographs at the crack initiation for (a) base metal and (b) weld metal (R.T.).

き裂長さが短い範囲においては Fig. 4 に示すような上下の破面のマッチング写真を撮り調べた結果、隙間なくかみ合う微小な凹凸模様の結晶学的な特徴が母材および溶接金属の疲労破面に観察された。この特徴はき裂長さが大きくなるとき裂の深さ方向および表面方向ともに見られなくなる。一方溶接金属の場合には Fig. 5 に示すようなデンドライト状ファセットが観察され、このファセットもき裂深さが大きくなると

[A861]

Fig. 4. Fractograph in the lower ΔK region for base metal (R. T., $\Delta K=3.6 \text{ MPa m}^{1/2}$).

[A816]

Fig. 5. Fractograph in the lower ΔK region for weld metal (R. T.).

[A3065]

Fig. 6. Fractograph in the lower ΔK region for weld metal (R. T., $\Delta K=2.4 \text{ MPa m}^{1/2}$).

見られなくなる。また Fig. 6 に示すような多層盛り溶接施工の場合初層ビード内の粒界に Mg, Mn 等の偏析が生じると言われており、後続ビードにより融点⁶⁾が低くなった粒界が凝固時に熱ひずみにより割れたと考えられる微小割れが観察された。この特徴はき裂の深さが大きくなると見られなくなるが、表面方向ではかなりのき裂長さまで観察された。

き裂長さが大きくなると明りょうなストライエーシ

ョンが見られ、その間隔はき裂長さとともに大きくなる。

最終破面には引張り破面と同様な直径が約 $20 \mu\text{m}$ のせん断ディンプルが観察された。

一方低温の溶接金属の疲労破面では切欠き底近傍でストライエーション状模様あるいはすべり線がみられた。しかしき裂長さが大きくなると Fig. 7 に示すようなストライエーションが観察され、これは上下の破面で形状、間隔が一致した。最終破面には引張破面と同様な平坦ですべり線のないファセットとディンプルが交互に帯状に見られた。

[A5660]

Fig. 7. Fatigue striation observed on the fracture surface for weld metal tested at -196°C . ($\sigma_a=134 \text{ MPa}$, $a=0.5 \text{ mm}$).

4 疲労破面の検討

4.1 疲労破面のエッチピットによる検討

Pelloux⁴⁾ はアルミニウム合金 2024-T3 のストライエーションが観察される疲労破面にエッチピットをつくり、その支配的な巨視的き裂伝ば面と伝ば方向を調べストライエーション形成のモデルを提案した。それによると $\{100\}$ き裂面、 $\langle 110 \rangle$ き裂伝ば方向、 $\{111\}$ すべり面 (1 対)⁷⁾ の結晶学的な伝ば機構が優先する。また小寺沢⁸⁾ も A2017-T4 の疲労破面について同じ手法により調べ Pelloux とほぼ同様の結果を得ている。

アルミニウム合金 A5083-O 材の場合も他のアルミニウム合金と疲労き裂の伝ば面と方向は同様と考えられるが、とくに溶接金属の室温および低温の破面に検討を加えるため、Pelloux と同様の手法によりエッチピットを作り、その形状からき裂の伝ば面と方向を調べた。Fig. 8 に室温の溶接金属の低 ΔK 範囲の疲労破面上および低温の溶接金属の高 ΔK 範囲のストライエーションが観察される疲労破面上のエッチピットの形状を走査型電子顕微鏡で調べた例を示す。Fig. 8 (a) は A 部に結晶学的特徴がみられることから前述したように室温における低 ΔK 範囲の疲労破面であることがわかる。写真上には四角形のエッチピットが多く、その中でもき裂伝ば方向が四角形のエッチピットの稜線とは

Fig. 8. Etch pits on the fatigue fracture surface for weld metal (a) in the lower ΔK region (R. T., $\Delta K=2.4 \text{ MPa m}^{1/2}$) and (b) in the higher ΔK region (-196°C , $\sigma_a=134 \text{ MPa}$, $a=0.3 \text{ mm}$).

は平行なものが多い。これはき裂伝ば面が $\{100\}$ で伝ば方向が $\langle 110 \rangle$ であることを表している。一方四角形のエッチピットの対角線に伝ば方向がほぼ平行なものがあるが、これは伝ば面は同じく $\{100\}$ 面であるが伝ば方向は $\langle 100 \rangle$ である。室温の高 ΔK 範囲の疲労破面も低温とほぼ同様の結果であった。

一方低温の溶接金属でストライエーションが見られる高 ΔK 範囲の疲労破面にも四角形のエッチピットが、き裂の伝ば方向がその稜線にそうものがあり、これからき裂の面は $\{100\}$ で伝ば方向は $\langle 110 \rangle$ であり、室温の場合と同様であることがわかる。

室温および低温における溶接金属の疲労破面のき裂伝ば面とその方向をエッチピットの形状から調べた結果を Table II に面積率として示す。これから見ると、き裂の伝ば面と方向が $\{100\}$, $\langle 110 \rangle$ と判別できたものが全体として約40%と最も多い。次いで $\{100\}$, $\langle 100 \rangle$ のものが約20%となっている。このことから

Table II. Area fraction of crack plane and propagation direction identified by the etch pit technic.

Crack plane and propagation direction		$\{100\}, \langle 110 \rangle$	$\{100\}, \langle 100 \rangle$	$\{111\}, \langle 112 \rangle$
Lower ΔK region	RT	35(%)	20(%)	<5(%)
	-196°C	40	20	<5
Higher ΔK region	RT	40	20	<5
	-196°C	40	20	<5

アルミニウム合金A5083-0材の溶接金属の室温および低温における疲労き裂は Felloux が提案したモデルに従って伝ばするものが多いことがわかる。

A2017-T4 材の室温における低 ΔK 領域の疲労破面には低倍率ではぜい性的様相が観察されるが、高倍率ではその内部にすべり線やストライエーション状模様が認められることが報告されている。今回の場合 Fig. 4 に示す程度の倍率で観察される結晶学的特徴の内部にはすべり線あるいはストライエーション状模様は見られなかった。

4.2 疲労破面に観察されるフラクトグラフィ的特徴の定量的検討

鉄鋼材料では低 da/dN 領域に見られる疲労破面の特徴の破面率 f はある ΔK 値で最大となり、その前後で減少する場合には、 f は ΔK により整理されることが報告されているので、アルミニウム合金の場合についても疲労破面の特徴の破面率等を ΔK により整理してみた。

疲労き裂は前述したように表面き裂となっていたので ΔK 値の計算は R. C. Shah と A. S. Kobayashi の解を基礎とした式を用いた。その際に半だ円き裂の形状比の補正は飯田らが提案している式を用いた。さらに疲労試験は平均応力一定で行っているため、応力比が母材と溶接金属とで異なるためき裂の開口レベルの違いから応力比の効果を補正する Elber の式¹²⁾を用いて有効応力拡大係数 ΔK_{eff} を計算した。この場合応力比ゼロにおいては $\Delta K=2\Delta K_{\text{eff}}$ となる。そこで得られたデータを応力比0のものと比較検討するため $2\Delta K_{\text{eff}}$ を用いることとし、後の検討では $2\Delta K_{\text{eff}}$ を ΔK と表示することとする。

4.2.1 低 ΔK 範囲の疲労破面に観察される結晶学的および組織依存型の特徴の破面率と ΔK との関係
低 ΔK 範囲の母材、溶接金属の疲労破面にはすでに述べたように微小な凹凸模様やデンドライト状ファセットの結晶学的特徴や組織依存型の特徴が観察される。

Fig. 9. Area fraction of crystallographic feature, f_c , vs. stress intensity factor, ΔK .

これらの破面率を前報¹³⁾と同じ手法により測定して $4K$ との関係調べた。結晶学的な特徴, 組織依存型の特徴の破面率を併せて f_c とする。 f_c はき裂の深さ方向と表面方向に測定してまとめて Fig. 9 に示す。

母材の場合き裂の深さ方向および表面方向とで f_c と $4K$ との関係にほとんど差はみられず, f_c は $4K$ の増加に伴って単調に減少し, $4K$ が約 $9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ でほぼ 0 となる。一方溶接金属の場合も母材と同様でき裂の 2 方向で差異はなく, さらに母材と溶接金属との間にも差はほとんどない。溶接金属では微小割れがみられるが, これは $f_c \sim 4K$ 関係にはほとんど影響はない。

4・2・2 高 $4K$ 範囲の疲労破面に観察されるストライエーション間隔と $4K$ との関係 $4K$ が大きくなり結晶学的特徴が観察されなくなるとストライエーションがみられるようになる。その間隔 s と $4K$ との関係について調べた。 s は f_c と同様にき裂の 2 方向について測定した結果を Fig. 10 に示す。なお図中の直線は傾き 2 で引いたものである。

Fig. 10. Linear relation between striation spacing, s and stress intensity factor, $4K$.

f_c がほぼ 0 となる $4K$ が約 $9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上において, s は約 $10^{-7} \sim 10^{-6}\text{m/cycle}$ の範囲で $4K$ とほぼ直線関係がある。すなわち母材, 溶接金属およびき裂の深さ方向, 表面方向の別なくデータは図中の直線のまわりにばらついており, それぞれのデータ間に差はみられない。母材, 溶接金属とは Fig. 1 に示すように冶金学的組織が異なるにもかかわらず, $s \sim 4K$ との関係には両材で差がないことが明らかになった。ストライエーション形成機構によりき裂が伝ばする場合には伝ば速度 (da/dN) は冶金学的組織によりあまり影響を受けないことが鉄鋼材料¹⁴⁾その他では知られているが, 同様のことが今回のアルミニウム合金の溶接金属の場合についても言える。

一方低温の溶接金属の疲労破面に見られるストライエーションの場合エッチピットによるストライエーション形成機構を検討した結果は室温の場合と差がないことから $s \sim 4K$ の関係についても室温とほぼ一致するものと推測される。

5 結 論

溶接性および耐食性が良好で, しかも低温ぜい性がないことから低温用大型構造物に使用されているアルミニウム合金 A5083-O 材溶接継手の疲労破面を走査型電子顕微鏡により調べ, 破面に観察される特徴を定量的に測定し, 結晶学的特徴等の破面率およびストライエーションの間隔と応力拡大係数との関係, さらにエッチピット法により溶接金属の室温および低温における疲労き裂伝ば面と方向について検討した。得られた結果をまとめると以下ようになる。

(1) 室温の板状平滑試験片の疲労試験片の疲労き裂の起点部には母材では約 0.2 mm の打キズ, 溶接金属では表面直下の溶接時に導入された水素ガスに起因する微小な気孔が多数密集した部分が観察された。

(2) 低 $4K$ 範囲の室温における疲労破面には微小な凹凸模様が母材, 溶接金属の場合とも観察された。さらに溶接金属ではデンドライト状ファセット, 微小割れがみられた。一方低温の溶接金属の場合にはすべり線あるいはストライエーション状模様が観察された。

(3) 高 $4K$ 範囲の室温における疲労破面には低 $4K$ 範囲で観察された微小な凹凸模様やデンドライト状ファセットの結晶学的特徴はみられなくなり, かわってストライエーションが観察された。なお低温でも同様にストライエーションがみられた。

(4) 疲労き裂面は室温の溶接金属の低 $4K$ および高 $4K$ 範囲の場合とも $\{100\}$ で伝ば方向は $\langle 110 \rangle$ のものが約 40% と最も多く, 次いでき裂面と方向が $\{100\}$ で $\langle 100 \rangle$ のものが約 20% で多かった。低温の溶接金属の場合も室温とほぼ同じ傾向がみられた。

(5) 低 $4K$ 範囲にみられる微小な凹凸模様とデンドライト状ファセットの結晶学的特徴の破面率 f_c は母材および溶接金属の場合ともき裂の深さ方向, 表面方向で, さらに母材, 溶接金属で差はほとんどなく, 応力拡大係数 $4K$ の増加に伴って単調に減少し, $4K \approx 9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ で f_c はほぼ 0 となる。

(6) 高 $4K$ 範囲の疲労破面に観察されるストライエーションの間隔 s と $4K$ との関係は母材と溶接金属で冶金学的組織が異なる場合でも両者で, さらにき裂の深さ方向, 表面方向でほとんど差異はない。

(7) 低温の溶接金属にみられるストライエーションの形成機構をエッチピット法, マッチング法により検討した結果室温の場合とほとんど同様で, Pelloux の提案したき裂伝ばモデルに従うものが多かった。

(昭和54年5月23日 日本材料学会第27期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 増田千利, 田中紘一, 西島 敏, 日本機械学会論文集, 46-403, 247 (1980).
- 2) 増田千利, 田中紘一, 西島 敏, 日本機械学会講演論文集, No. 790-2, 23 (1979).
- 3) 小林英男, 藤田健太郎, 小峰厚友, 中沢 一, 材料, **29**, 580 (1980).
- 4) Pelloux, R. M., Trans. ASM, 281 (1969).
- 5) 宇田雅広, 大野 悟, 溶接学会誌, **42**, 225 (1973).
- 6) 福井利安, 住友軽金属技報, **11**, 139 (1970).
- 7) 小寺沢良一, 志茂大治郎, 材料, **25**, 535 (1976).
- 8) Cooke, R. J., P. E. Irving, G. S. Booth, and C. J. Beevers, Engng. Fract. Mech., **7**, 69 (1975).
- 9) 村上理一, 小林英男, 小峰厚友, 中沢 一, 日本機械学会論文集, 43-367, 799 (1977).
- 10) 溶接学会「原子力圧力容器及び配管の疲労強度安全性評価に関する試験研究」JWES-AE-7707 (1978).
- 11) 飯田國廣, 高 允宝, 日本造船学会論文集, **147**, 211 (1980).
- 12) Elber, W. F., Jr., ASTM STP 486, p. 230 (1967).
- 13) 増田千利, 西島 敏, 材料, **27**, 59 (1978).
- 14) Lindley, T. C., *et al.*, Metallurgia and Metal Forming, **43**, 248 (1976).
- 15) Bates, R. C., and W. G. Clark, Jr., Trans. ASM, **62**, 380 (1969).