SUS 304 鋼および A533B 鋼の溶接継手 における疲労き裂伝ば挙動[†]

橘 内 良 雄^{*}

Fatigue Crack Growth Behavior in Type SUS 304 Stainless Steel Weldments and A533B Steel Weldments

by

Yoshio KITSUNAI

(Research Institute of Industrial Safety, Kiyose)

Fatigue crack growth characteristics in type SUS 304 stainless steel shielded-metal-arc weldments and A533 Grade B Class 1 steel submerged-arc weldments were studied using CT specimens at room temperature. The growth rates in SUS 304 stainless steel weldments were also examined at -100°C to evaluate the effect of low temperature on the growth rate of weldments. The low temperature was achieved by changing the flow quantity of liquid nitrogen. Crack closure of the weldments during fatigue crack growth was measured by a compliance method. An electron fractographic analysis was employed to determine the mechanism of crack growth and to measure striation spacings.

The resistance to crack growth in the SUS 304 stainless steel weldments was considerably higher than that of the base metal due to the presence of high compressive residual stress at the crack tip in the CT specimen. The growth rates in the stress relieved weldments in A533B steel and the base metal fell within a relatively narrow band of scatter. Therefore, the growth rates of stress relieved weldments were found not to be sensitive to the changes of microstructure or strength of materials. The fatigue crack growth rates in the SUS 304 stainless steel weldments at -100°C were slightly reduced as compared with those of the weldments at room temperature. The crack growth mechanism in the weldments of both steels was controlled by striation formation, even at -100°C . The fatigue crack growth rates and striation spacings in the base metal and the weldments with residual stress at different temperatures were closely correlated with ΔK_{eff} based on the crack closure measurement.

(Received Aug. 28, 1982)

キー・ワード：溶接継手，き裂伝ば速度，き裂開口挙動，フラクトグラフィ，低温

1 緒 言

一般に溶接部は断面形状が不連続であり，また施工上の制約や継手の形式によっては不溶着部などの欠陥が作られることも少なくない．このような溶接継手を有する部材が繰返し荷重を受けるときには，寿命の初期に高応力集中箇所を起点として疲労き裂が発生伝ばする状態がしばしば認められる．このため不溶着部などの欠陥を有する継手の疲労寿命は，き裂伝ば抵抗によって支配されると考えられることから，継手の保守検査期間を定めるために，数種の溶接継手について疲労き裂伝ば特性が調べられている^{1)~6)}．しかし，継手におけるき裂伝ば速度は材質，溶接条件，残留応力あるいは環境などの影響を受けるので，できるだけ多くの材

質や溶接条件についてデータを集積して置くことが必要と考えられる．そこで本報では，耐食材料として各種の容器や配管に使用されている SUS 304 鋼，および原子炉圧力容器等に用いられる A533B 鋼について突合せ溶接を実施し，疲労き裂伝ば特性，き裂開口挙動およびフラクトグラフィの特徴を明らかにした．また，SUS 304 鋼は低温用材料としても使用されることがあることから， -100°C での疲労き裂伝ば特性についても検討したので，それらの結果について報告する．

2 試験片および実験方法

供試材の板厚は SUS 304 鋼が 20 mm，A533B. CL-1 鋼が 40 mm であって，母材および溶接棒の化学成分を Table I に，母材ならびに溶接金属の機械的性質を Table II に示す．供試材を圧延方向と直角

[†] 原稿受理 昭和57年8月28日

^{*} 正 会 員 産業安全研究所 清瀬市海園

Table I. Chemical composition of SUS 304 stainless steel and A533B steel.

		(wt.%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SUS 304	Base metal	0.05	0.59	0.95	0.030	0.005	8.93	18.21	—
	Wire	0.03	0.40	1.98	0.020	0.003	9.64	20.30	—
A533B	Base metal	0.20	0.37	1.37	0.010	0.005	0.61	0.15	0.53
	Wire	0.06	0.12	1.95	0.010	0.006	1.02	0.15	0.41

Table II. Mechanical properties of base metals and wires.

		0.2% P.S. (kgf/mm ²)	U.T.S. (kgf/mm ²)	Elong (%)
SUS 304 (R.T.)	Base metal	27.4	63.2	63.2
	Weld metal	49.4	61.4	44.2
SUS 304 (-100°C)	Base metal	29.8	68.9	69.3
	Weld metal	56.4	69.8	46.2
A533B (R.T.)	Base metal	48.2	64.4	29.5
	Weld metal	47.3	54.7	32.2

Table III. Welding conditions.

	SUS 304	A533B
Rod dia.	4.0 mm	4.8 mm
Polarity	DC	CA
Current	250 A	630 A
Voltage	12~13 V	27 V
Welding speed	15 cm/min	30 cm/min
Pre-heat	—	205°C
No. of pass	30	14
Interpass temp	150°C Max.	—
Heat input	12~13 kJ/cm	38 kJ/cm

に溶断後X開先加工を行い、SUS 304 鋼はシールドメタルアーク溶接により、またA533B鋼はサブマージドアーク溶接により、Table III に示す条件で突合せ溶接を実施した。溶接後、SUS 304 およびA533B 鋼共Fig. 1 に示す形状のCT試験片を作製した。この場合、SUS 304 鋼では板厚を 18 mm としたが、A533B 鋼では溶接板の板厚中央が試験片の厚さの中心と一致するようにして板厚 12.7 mm の試験片を作製した。試験片の切欠きは、き裂の伝ば方向がビードの進行方向と一致するようにして、Fig. 2 に示す位置に切欠きを付けた。なお、Fig. 2 に見られるように、溶

Fig. 1. CT specimen geometry.

Fig. 2. Specimen location in welded plate (A533B).

接金属試験片ではき裂が溶接金属中だけを伝ばすることができるのに対し、熱影響部 (HAZ) 試験片ではX開先のために、実際の HAZ は試験片の表面近傍あるいは板の厚さ方向の一部にしか存在しない。溶接試験片作製後、A533B 鋼では600°Cで40時間の応力除去焼なましを行ったが、SUS 304 鋼では熱処理を行わずに試験に供した。母材試験片は溶接線から十分離れた位置から採取し、それらの形状寸法は溶接試験片と同一になるように機械加工をした。疲労試験は、容量20 tonfの電気油圧式サーボ疲労試験機により、荷重比Rを 0.05 とし、室温では繰返し速度が 10 Hz、低温 (-100°C) では 15 Hz で実施した。なお、低温試験は別報で示した方法および装置によった。き裂長さの計測には室温では50倍の顕微鏡を、低温ではクラックゲージを用いた。き裂伝ば速度は数値的に求め、結果は次式で示す応力拡大係数幅 ΔK を用いて整理した。

$$\Delta K = \Delta P \{ 2 + (a/W) \} \{ 0.886 + 4.64(a/W) - 13.32(a/W)^2 + 14.72(a/W)^3 - 5.6(a/W)^4 \} / B \sqrt{W} \{ 1 - (a/W) \}^{3/2}$$

ここで、 ΔP は荷重範囲、 a と W は荷重軸の中心線からのき裂長さで試験片の幅である。

き裂開口荷重は、コンプライアンス法により引算回路を用いて太田らと同様な測定基準により求めた。な

お, 小規模降伏条件下におけるき裂開口荷重の繰返し測定精度は5%以内である。破面観察は, おもに板厚中心から二段レプリカを作成し透過電子顕微鏡により行った。

3 実験結果および考察

3・1 SUS 304 および A 533 B 鋼の室温での疲労き裂伝ば挙動

Fig. 3 は SUS 304 鋼の母材, 溶接金属および HAZ の伝ば速度と ΔK の関係を示したもので, 低 ΔK 域では母材よりも溶接金属や HAZ のき裂伝ば速度が低下している。しかし, 高 ΔK 域に移行するにつれて溶接金属や HAZ におけるき裂伝ば速度は母材の速度に近づく傾向が認められる。なお, HAZ 試験片では実際にき裂が HAZ の部分を伝ばした割合は, 破面の30~40%程度であった。溶接金属や HAZ では伝ば速度にばらつきが認められるが, これは溶接残留応力の影響の他に, 試験片の板厚が厚いために進行しているき裂の前縁が一樣ではなく, 試験片の両表面でき裂長さが異なったことなどによると思われる。なお, き裂長さが両表面で異なる場合, その差異が10%以下のときには両き裂長さの平均値から ΔK を求めたが, 10%以上の差が生じたときにはデータを無効とした。高 ΔK 域において斜線を引いたデータは, 疲労き裂伝ば速度を ΔK で表示する際の有効な範囲として, ASTM E647 78T から提案されている次式を満足しないデータである。ここで, HAZ の σ_y の値は溶接金属のそれと等しいと仮定した。

Fig. 3. Fatigue crack growth rates of SUS 304 stainless steel weldments at room temperature.

$$W-a \geq 4(K_{\max}/\sigma_y)^2/\pi$$

ここで, σ_y は降伏応力である。

Fig. 4 は A533 B 鋼のき裂伝ば速度と ΔK の関係を示したもので, 母材と溶接金属あるいは HAZ では組織や機械的性質が異なるにもかかわらずそれらのき裂伝ば速度はほぼ一本の直線上に表示され, 速度に差異が見られない。このような結果が得られたのは, き裂伝ば機構が母材と溶接金属あるいは HAZ で等しいと考えられること, および溶接後焼なましを行ったために, 溶接残留応力の大部分が解放され, 伝ば速度が残留応力の影響を受けなかったことなどによるものと思われる。なお, 同様な結果が軟鋼や高張力鋼においても得られていることから, 応力除去焼なましを完全に行った溶接金属あるいは HAZ の伝ば速度は, 母材の速度から推定することができる。以上の SUS 304 と A 533 B 鋼および後述する -100°C における SUS 304

Fig. 4. Fatigue crack growth rates of A533B weldments at room temperature.

Table IV. The values of m and C in the relation; $dl/dN = C(\Delta K)^m$.

Material	Specimen	Constant C	Power m	ΔK range (kgfmm ^{-3/2})
SUS 304 (R. T.)	Base metal	1.14×10^{-11}	3.62	50~126
	Weld metal	8.76×10^{-15}	5.61	67~188
	HAZ	1.42×10^{-12}	3.86	60~188
SUS 304 (-100°C)	Base metal	1.24×10^{-14}	4.79	69~178
	Weld metal	5.37×10^{-13}	3.88	83~288
	HAZ	4.04×10^{-14}	4.34	88~295
A533B (R. T.)	Base metal	1.34×10^{-10}	2.98	37~168
	Weld metal	4.18×10^{-11}	3.25	42~189
	HAZ	9.32×10^{-11}	3.05	42~175

鋼のき裂伝ば速度 da/dN を Paris 式 $\{da/dN=C(\Delta K)^m\}$ で表示したときの C と m の値を Table IV に示す。

前記したように、SUS 304 鋼では母材よりも溶接金属や HAZ におけるき裂伝ば速度が低下していたが、これは溶接残留応力を有する CT 試験片を用いて伝ば速度を求めたことに起因すると考えられる。すなわち、本試験片のように溶接金属中にき裂が伝ばするように切欠きを付けた CT 試験片において、き裂の伝ば方向に分布し負荷方向に作用する残留応力は、Fig. 5 に示すように、試験片の切欠き側および端で圧縮に、板幅の中央で引張りになる結果が示されている。またこの残留応力はき裂長さが増加しても、分布形は相似で絶対値だけが減少すると推察される。このため溶接残留応力を有する CT 試験片のき裂の先端には、常に圧縮の残留応力が存在する状態となるので、溶接金属や HAZ の伝ば速度は母材よりも低下したものと思われる。

Fig. 5. Schematic illustration of welding residual stress distribution in a CT specimen.

なお、Fig. 5 は CT 試験片に特有な溶接残留応力分布を他の報告から類推してモデル的に示したものであって、本実験に用いた CT 試験片の残留応力分布を実測した結果ではない。

疲労き裂が伝ばする際、き裂は塑性域を横切って伝ばするために、き裂先端後方の壁面に圧縮残留応力を有する塑性変形層が作られる。この残留応力のため、き裂の先端は負荷と同時に開口するわけではなく、ある負荷レベルに達してから開口し、開口点以上の荷重振幅がき裂伝ば速度を支配していることが明らかにされている。¹²⁾ 溶接継手の場合、き裂の伝ばに伴い壁面に作られる残留応力と、き裂の先端に存在する溶接残留応力の両者がき裂開口レベルに影響し、その結果が伝ば速度に反映していると考えられる。そこでコンプライアンス法によりき裂開口荷重 P_{op} を測定すると共に、き裂開口比 U を求めた。

$$U = (P_{max} - P_{op}) / (P_{max} - P_{min}) \\ = (K_{max} - K_{op}) / \Delta K$$

ここで P_{max} と P_{min} は最大、最小荷重、 K_{op} は

き裂開口応力拡大係数、 K_{max} は最大応力拡大係数である。

Fig. 6 は、SUS 304 鋼の一部の試験片で得た ΔK と U の関係を示したもので、 ΔK が約 90 kgf/mm^{3/2} 以下では溶接金属および HAZ の U の値は、残留応力を反映して母材よりもかなり低下している。しかし、高 ΔK 域ではいずれも U が 1 あるいはそれに近い値となっているが、これはき裂の成長に伴いリガメントが全断面降伏を起して疲労の特徴である除荷過程でのすべり変形が十分できなくなり、あたかも一方向の負荷が作用したときと同様な変形をリガメントがするようになったことによるためと思われる。Fig. 7 は、Fig. 3 に示した一部のデータ (Fig. 3 中の白四角、黒丸およ

Fig. 6. Relationship between effective load range and ΔK for SUS304 stainless steel at room temperature.

Fig. 7. Fatigue crack growth rates of SUS304 stainless steel weldments at room temperature as a function of ΔK_{eff} .

び星印のデータ)を有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{\text{eff}} = U \Delta K$ を用いて再整理した結果である。これを見ると, ASTM E647 の基準を満足する場合が多い 10^{-3}mm/cycle 以下の伝ば速度は, 溶接残留応力の有無によらず ΔK_{eff} と良い相関が認められる。

3・2 SUS 304 鋼の低温での疲労き裂伝ば挙動

Fig.8 は, -100°C における SUS 304 鋼の母材, 溶接金属および HAZ の伝ば速度を ΔK に対してプロットすると共に, 室温における母材の速度と比較した結果である。これを見ると, 低温においても, 母材に比べて溶接金属や HAZ における伝ば速度が低下して

Fig. 8. Fatigue crack growth rates of SUS304 stainless steel weldments at -100°C

いる。また, 低温での速度は室温における母材のそれよりも低下しているが, このような結果は他の材料においても報告されており, 一般的な傾向のように思われる。なお, 低温で伝ば速度が低下する理由として, 本報では液体窒素によって低温を得ているために, き裂伝ば速度が窒素雰囲気の影響を受けている可能性や, 低温では降伏強度が増加し, その結果小規模降伏条件が満足されるようになることなどが考えられる。しかし, 小規模降伏の満足度だけでは速度の差異を十分説明できない材料もあり, き裂伝ば速度の低下要因について今後試験環境の影響も含めて多くの材料を用いて検討する必要がある。つぎに, 試験温度および溶接残留応力が伝ば速度に及ぼす影響を ΔK_{eff} を用いることにより扱うことが可能であるかを検討するために, -100°C においてき裂開口荷重 P_{op} を測定し, き裂開口比 U を求めた。Fig.9 は ΔK と U の関係を示したも

Fig. 9. Relationship between effective load range and ΔK for SUS304 stainless steel weldments at -100°C .

Fig. 10. Fatigue crack growth rates of SUS304 stainless steel weldments at -100°C as a function of ΔK_{eff}

ので, ΔK と共に U が増加する傾向は Fig.6 の室温の場合と同様であるが, U 値自身は低温の方がかなり減少している。Fig.10 は, Fig.8 に示した伝ば速度を ΔK_{eff} を用いて再整理すると同時に, Fig.7 の母材の速度を比較のために再プロットしたものである。その結果, 高速度域を除けば各データはほぼ一本の直線上に表示されることから, き裂伝ば速度に及ぼす試験温度および残留応力の影響は, き裂開口比の測定に基づく有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} を用いることにより統一的に扱うことができる。

3・3 フラクトグラフィ

SUS 304 鋼の溶接金属のマクロ破面は, 母材のそ

Fig. 11. Fractographs showing striations in the weldments.

れと異なり、デンドライト状の層状模様が発達していて起伏の激しい様相を呈している。また HAZ の破面は、き裂伝ば径路を反映して溶接金属と母材の破面様相を折半したような破面となっている。一方、A533B 鋼では母材と溶接金属あるいは HAZ で、マクロ破面に顕著な差異は認められず比較的滑らかな破面を形成している。ミクロ破面観察の結果、破面の凹凸が激しい SUS 304 鋼の溶接金属や HAZ においても、母材と同様 ΔK が $50 \text{ kgfmm}^{-3/2}$ 以上では大部分がストライエーションによって占められていた (Fig. 11 (a)). また -100°C で試験した SUS 304 鋼の母材や溶接継手の破面においても、室温と同様にストライエーションが支配的 (Fig. 11 (b)) であって、へき開などの介在は最終破壊に達しても全く認められない。なお、SUS 304 鋼のストライエーション間隔は、溶接金属あるいは HAZ の方がき裂伝ば速度を反映して母材よりも若干小さい。A533B 鋼では母材と溶接継手のいずれにおいても $\Delta K < 50 \text{ kgfmm}^{-3/2}$ では若干の粒界割れが、また $50 \text{ kgfmm}^{-3/2}$ 以上ではストライエーション (Fig. 11(c)) が大部分を占めており、さらに $\Delta K > 150 \text{ kgfmm}^{-3/2}$ では、溶接継手において介在物を起点としたディンプルがわずかに認められる。以上の結果から、本実験範囲における SUS 304 および A533B 鋼の溶接金属や HAZ の破面形態は、母材のそれとはほぼ同様であって、溶接による微視組織の変化は、ミクロ破面形態に影響を及ぼしていない。Fig. 12 (a) は SUS 304 鋼の、12(b) は A533B 鋼のストライエーション間隔 S と ΔK の関係を示したもので、SUS 304 鋼では残留応力および試験温度の影響を受けて間隔が室温における母材の間隔よりも小さくなっているのに対し、A533B 鋼ではき裂伝ば速度と同様、母材と溶接金属あるいは HAZ との間でストライエーション間隔に差異は認められない。以上の SUS304 および A533B 鋼のストライエーション間隔 S と ΔK の関係を、 $S = C_s (\Delta K)^n$ としてべき乗回帰したときの C_s と n の値を、Table V に示す。つぎに、SUS 304 鋼のストライエーション間隔について ΔK_{eff} を用いて再整理

(a) SUS 304 stainless steel.

(b) A533B steel.

Fig. 12. Striation spacings as a function of ΔK .Table V. The values of n and C_s in the relation: $S = C_s (\Delta K)^n$.

Material	Specimen	Constant C_s	Power n	ΔK range (kgfmm ^{-3/2})
SUS 304 (R. T.)	Base metal	5.24×10^{-9}	2.27	58~213
	Weld metal	1.09×10^{-9}	2.46	68~263
	HAZ	2.35×10^{-10}	2.84	78~223
SUS 304 (-100°C)	Base metal	1.14×10^{-9}	2.42	86~220
	Weld metal	4.24×10^{-10}	2.51	108~295
	HAZ	8.89×10^{-10}	2.41	103~225
A533B (R. T.)	Base metal	2.08×10^{-8}	1.96	55~285
	Weld metal	4.13×10^{-9}	2.25	62~270
	HAZ	1.59×10^{-9}	2.42	73~270

Fig. 13. Striation spacings in SUS304 stainless steel weldments as a function of ΔK_{eff} .

した結果、Fig. 13 に示すように、残留応力や試験温度が異なる場合においても、ストライエーション間隔は ΔK_{eff} と良い相関が認められる。

4 結 論

(1) 応力除去焼なましを十分施した A533B 鋼の溶接金属および HAZ の疲労き裂伝ば速度は、組織や機械的性質の異なる母材の速度と ΔK が $50 \text{ kgfmm}^{-3/2}$ 以上の領域ではほぼ等しい。このため残留応力を除去した溶接継手のき裂伝ば速度は、母材の結果から推定できる。

(2) 残留応力を有する SUS 304 鋼溶接継手のき裂伝ば速度を CT 試験片を用いて求めた結果、CT 試験片のき裂の先端には常に圧縮の溶接残留応力が存在するために、溶接金属や HAZ の伝ば速度の方が母材のそれよりも遅い。

(3) SUS 304 鋼の -100°C におけるき裂伝ば速度は、室温のときの速度よりも若干低下する。

(4) 溶接残留応力や試験温度が異なる場合においても、き裂開口荷重の測定に基づく有効応力拡大係数幅

ΔK_{eff} を用いれば、溶接金属や HAZ の伝ば速度を一定の傾向を有する散布帯中に表示できる。

(5) SUS 304 鋼および A533B 鋼の母材、溶接金属並びに HAZ のき裂伝ば機構は、試験温度によらずストライエーション形成が支配的になっている。また、残留応力や試験温度が異なる場合のストライエーション間隔は ΔK_{eff} と良い相関が認められる。

終りに本報の一部は、日本溶接協会原子力研究委員会 AFC 小委員会の共同研究の一環として行われたもので、ご指導いただいた主査飯田國廣東京大学教授および委員の皆様に謝意を表します。

(昭和57年6月24日 第3回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) M. El-Soundani and R. M. Pelloux, Weld. Res. Suppl., **54**, 144s (1975).
- 2) 石原 守, 平石茂樹, 杉本威生, 材料, **27**, 42 (1978).
- 3) S. J. Maddox and D. Webber, ASTM STP 648, 159 (1978).
- 4) H. Kobayashi, H. Nakamura and H. Nakazawa, Proc. 4th Inter. Conf. Pressure Vessel Tech., **1**, 251 (1980).
- 5) 太田昭彦, 佐々木悦男, 鎌倉将英, 二瓶正俊, 小菅通雄, 金尾正雄, 稲垣道夫, 溶接学会誌, **50**, 161 (1981).
- 6) 橋内良雄, 日本機械学会論文集, A-**47**, 677 (1981).
- 7) Y. Kistunai, Proc. of 1982 Joint Conf. on Experimental Mech., **1**, 28 (1982).
- 8) J. E. Srawley, Int. J. Fract., **12**, 475 (1976).
- 9) Annual Book of ASTM Standards, E647-78T, 672 (1978).
- 10) R. J. Bucci, ASTM STP 743, 28 (1981).
- 11) 橋内良雄, 材料, **32**, 304 (1983).
- 12) W. Elber, ASTM STP 486, 230 (1971).
- 13) 新井淳一, 井野幸雄, 圧力技術, **20**, 189 (1982).