

溶接部の疲労き裂進展挙動について

宮野 泰治・安藤 正昭・佐川 健太郎*

Behavior of Fatigue Crack Propagation for Weld

Taiji MIYANO, Masaaki ANDO and Kentaro SAGAWA*

(2000年11月30日受理)

Crack growth rate of the second-stage fatigue at weld and neighboring weld were examined for butt joint of structural rolled steel by three-points bending fatigue test. Effect of low temperature (-55°C) on crack growth rate (da/dN) were investigated for weld metal.

Results obtained are summarized as follows ;

- (1) Crack growth rate (da/dN) of weld and near weld are lower than that of base metal and consequently, decreasing ratio of da/dN for low stress intensity factor ΔK level were larger than that for high ΔK level.
- (2) Crack growth rate (da/dN) at the parts of 5mm and 10mm from bond line provides less difference.
- (3) Crack growth rate (da/dN) on the bond line (weld metal) is the lowest, and thus da/dN are 1/7.1 of base metal for $\Delta K=18\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, and 1/1.6 for $\Delta K=40\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ respectively.
- (4) Low temperature effect of extending fatigue life is recognized for weld metal as same as for general carbon steel. Crack growth rate (da/dN) at low temperature (-55°C) provides 1/2~1/2.2 of da/dN at room temperature.

1. 緒 言

本研究は、これまで報告してきた、低温環境下におかれた炭素鋼の強度特性に関する一連の実験^{1)~10)}の一つとして、溶接部材が寒冷地で使用される場合の疲労強度特性の基礎的知見を得るために、計画されたものである。

本報では、まず、構造用圧延鋼材の突合せ溶接部材試験片の三点曲げ疲労試験により、溶接金属や熱影響部等の溶接部とその近傍の、疲労過程第2段階のき裂進展速度の様相、および、溶接金属のき裂進展速度におよぼす低温の影響について調べた結果について報告する。

表1 化学成分(%)

C	Si	Mn	P	S	Cu
0.28	0.13	0.57	0.010	0.018	0.19

* 秋田高専専攻科学生

2. 試験片および実験方法

供試材は、市販の厚さ22mm、幅100mmの一般構造用圧延平鋼材で、化学成分は表1に示すとおりである。これを図1の(b)に示す形状に機械加工し、突合せ溶接(開先X形)をした後、(a)に示すように長さ160mm、板厚15mm、幅30mmの溶接試験片を製作した。溶接は、アーク溶接で、3mmの間隔をあけた突合せ部分に、両面からそれぞれ4層と3層の溶接を施した。最初の1層目には、開先条件によって片面溶接でも裏側に均一なビードを得ることができる溶接棒のD4316(直径3.2mm)を用い、その後は一般鋼材に用いられるD4301(直径4.0mm)の溶接棒を使用した。

これら溶接試験片から、図2(c)に示したA、B、Cの各部位に幅2mm、深さ5mmのU形ノッチを付した3種類の三点曲げ疲労試験片を製作した。すなわち、溶接線上の溶接金属の部位に付したもの(これら試験片を以後TP1と称す)、溶接線から5mmの、熱影響部、溶接金属、母材の境目付近が混在す

る、部位に付したもの（以後 TP3 と称す）、そして、溶接線から10mm の部位に付したもの（以後 TP4 と称す）の 3 種類である。疲労試験では、曲げスパンの中央にこの U 形ノッチをおいてき裂発生源とさせ、3 種類の各部位に疲労き裂を伝ばさせた。図 2 (a)に、その三点曲げの状態を示す。また、これら溶接試験片と同形状の母材の試験片も製作し（以後 TP5 と称す）実験に供した。

疲労試験は、電気油圧サーボ式疲労試験機（島津サーボパルサ；EHF-UD-40L 形）を使用し、繰返

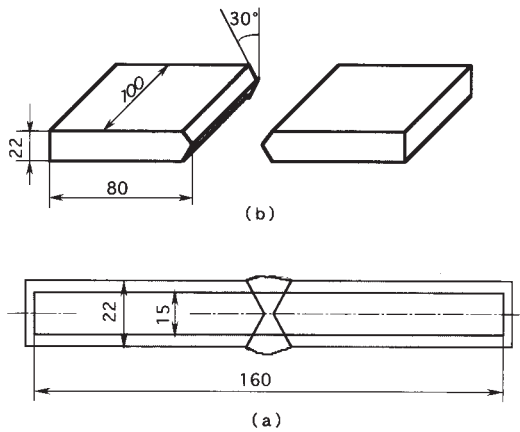


図 1 溶接試験片

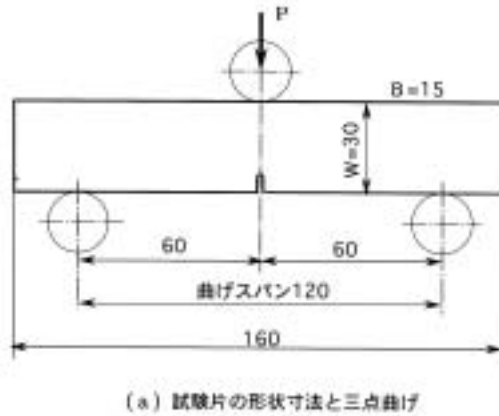
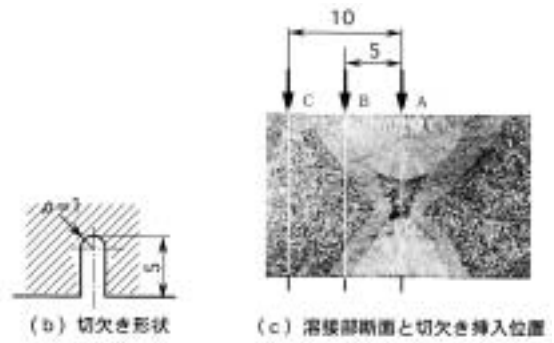


図 2 三点曲げ疲労試験

表 2 疲労試験結果

T. P name	Location of Notch	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_a (MPa)	N_f	$N_{0.5}$	$N_{0.5}/N_f$	$N_f-N_{0.5}$	Temp.
TP1	溶接線	338.7	17.0	160.9	47297	17233	0.36	30064	R.T
		280.4	15.1	132.7	214687	52610	0.25	162077	R.T
		207.0	15.8	95.6	1260816	580253	0.46	680563	R.T
		207.0	17.0	95.0	994733				R.T
TP2	溶接線	376.4	14.5	181.0	62018	21254	0.34	40764	-55°C
		338.7	15.1	161.8	168025	60555	0.36	107470	-55°C
		338.7	16.6	161.1	126250	41362	0.33	84888	-55°C
		310.5	17.0	146.8	180489	73164	0.41	107325	-55°C
TP3	5 mm	310.5	16.6	147.0	80409	30799	0.38	49610	R.T
		282.2	16.4	132.9	117627	55774	0.47	61853	R.T
		207.0	15.1	96.0	626554	307785	0.49	318769	R.T
TP4	10 mm	314.2	15.1	149.6	71057	43111	0.61	27946	R.T
		284.1	15.1	134.5	173208	100684	0.58	72524	R.T
		240.7	15.1	112.8	381910	210882	0.55	171028	R.T
		207.0	17.0	95.0	1107598	934937	0.84	172661	R.T
TP5	母材	310.5	17.0	146.8	60352	29831	0.49	30521	R.T
		282.2	17.0	132.6	85908	53033	0.62	32875	R.T
		207.0	15.1	96.0	348597				R.T
		207.0	16.0	95.5	532022	406113	0.76	125909	R.T

し速度を 5Hz, 繰返し最小応力を約15.1MPa とする部分片振り (応力比 $R=0.04\sim 0.08$) の荷重制御で行った。

溶接金属でのき裂進展速度におよぼす低温の影響を調べるために, 試験片 TP1 で行った低温での疲労試験は, 試験片とチャック部を覆う恒温槽中に液体窒素を噴霧させて, 試験片表面温度を $-55\pm 2^\circ\text{C}$ に保持して行った。なお, この低温での疲労試験に用いられた試験片 TP1 については以後 TP2 と称することにする。

切欠き底に発生し, 成長して行く疲労き裂長さの計測は, 試験片の両側面に貼付したクラックゲージ (共和製; KV-5C) によって行った。本クラックゲージでは, 0.1mm のピッチで4.6mm のき裂長さを, 試験を中断せずに連続して測定することができる。

3. 実験結果および考察

3・1 疲労寿命について

表 2 に疲労試験結果を示す。ここで, 応力は切欠き部断面の公称曲げ応力であり, N_f は破断繰返し数 (破断寿命), $N_{0.5}$ は切欠き底からき裂が0.5mm の長さに成長したときの推定繰返し数 (0.5mm の前後の 2 点で計測されたき裂長さでのき裂進展速度 da/dN から推定した値) である。この $N_{0.5}$ は, き裂の発生と初期進展の疲労過程第一段階が大部分を占めている期間と考えられる。 $N_{0.5}$ の全寿命に対する割合 $N_{0.5}/N_f$ の値をみると, TP1, TP2, TP3 は0.5 以下で, TP4 と TP5 は0.5以上の傾向にあり, 溶接線 (TP1, TP2), 溶接線から 5 mm (TP 3), 10mm (TP4), 母材 (TP5) の順に増大しているような傾向が見られた。

図 3 に, 切欠き底に発生したき裂が約0.5mm に成長した時点から破断に至るまでの寿命, すなわち, $(N_f - N_{0.5})$ の寿命曲線を示す。これは, 後述の 3・2 節で考察されるように, 第 2 段階のき裂伝ば過程が大部分を占めている寿命期間の様相を示しているものである。図より, 溶接部 (TP1, TP3) と近傍 (TP5) は, 母材 (TP5) より $(N_f - N_{0.5})$ が上昇し, 応力振幅が小さくなるに伴い, 寿命上昇の割合が増大していく傾向や, TP1 での寿命上昇が最大であること, TP3 と TP4 には大差がないことなどが観察される。

図示の回帰曲線から, 応力振幅100~150MPa の範囲で, 溶接部各部位における寿命 $(N_f - N_{0.5})$ を母材 (TP5) の場合と対比すると, TP1 では2.39倍 (150MPa) ~5.64倍 (100MPa), TP3 では1.61倍

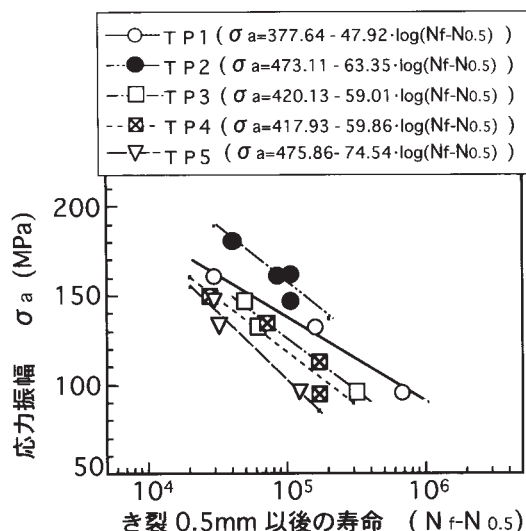


図 3 S-($N_f - N_{0.5}$) 曲線

(150MPa) ~2.41倍 (100MPa), TP4 では1.27倍 (150MPa) ~1.86倍 (100MPa) の寿命上昇が認められた。これらの様相は, 3・2 節で後述されるように, 主として溶接部の各部位のき裂進展速度の様相に起因したものである。

つぎに, 溶接金属部分の $(N_f - N_{0.5})$ を, 室温の場合 (TP1) と低温 -55°C の場合 (TP2) について, 回帰曲線から比較すると, -55°C では室温の場合のおよそ1.99倍 (140MPa) ~2.67倍 (165MPa) の寿命上昇が得られていた。このような低温の影響による寿命上昇効果の傾向は, 炭素鋼に見られる一般的特性と同様である^{4), 9), 10)}。

3・2 き裂進展挙動について

試験片の切欠き部を挟む両側面に貼付した 2 枚のクラックゲージで, 観測されるき裂進展途上の表面のき裂長さは, 一般にそれぞれで若干異なるものであるが^{4), 9)}, 既報⁴⁾で考察したような観点にもとづいて, 本報でも, 観測された長いほうの表面き裂で, 疲労過程第 2 段階のき裂進展挙動を検討した。

図 4 および図 5 に, 溶接金属部分の室温 (TP1) と低温 -55°C (TP2) の場合のき裂進展曲線を示す。全寿命 N_f のおおよそ92%前後で, 4.6~5mm 程度のき裂長さに成長し, 以後の寿命残余の期間で, 急激に成長し最終破断にいたっていることが観察される。このようなき裂進展曲線の傾向は, 他の試験片でもほぼ同様であった。よって, $(N_f - N_{0.5})$ の寿命曲線の様相の大部分は, 疲労過程第 2 段階のき裂伝ば過程の挙動に依存したものであると推察される。

各試験片におけるき裂進展曲線の, き裂進展速度 da/dN を増分多項式法¹¹⁾ によって求め, 応力拡大係

数範囲 ΔK を図6に示す各式¹²⁾で計算した。ここで、 a の値は図6に示すように切欠き底からのき裂長さ l に切欠きの深さ5mmを加えた値である。その結果、各試験片での da/dN と ΔK の関係は、図7~1

1に示すようになり、ばらつきはあるが、図中に示す式で表された。

これらの $da/dN-\Delta K$ の式と回帰曲線をまとめて図12に示す。これより、溶接部のき裂進展速度は母材(TP5)より低下していることが明らかである。また、 ΔK の小さい領域で低下の割合が大きいこと、溶接線より5mm(TP3)と10mm(TP4)の部位のき裂進展速度は大差がないこと、溶接線上の溶接金属(TP1)のき裂進展速度が最も遅くなっていること、低温 -55°C ではさらに低下することなどが明らかに認められる。

母材の da/dN に対して、溶接部の各部位の da/dN を、 $\Delta K=18\sim 40\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲で比較すると、TP1では $1/7.14\sim 1/1.61$ 程度、TP3では $1/2.78\sim 1/1.37$ 程度、TP4では $1/3.03\sim 1/1.11$ 程度に低下していた。また、TP1とTP2の結果から、

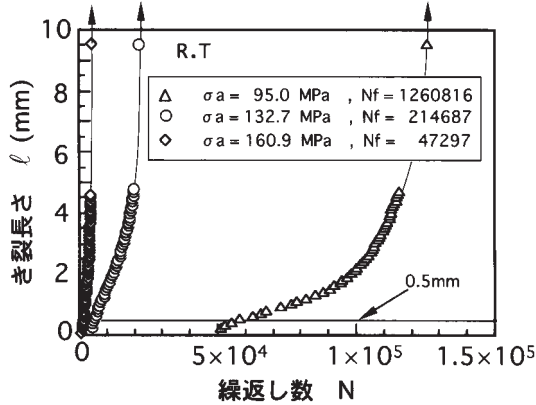


図4 き裂進展曲線(TP1)

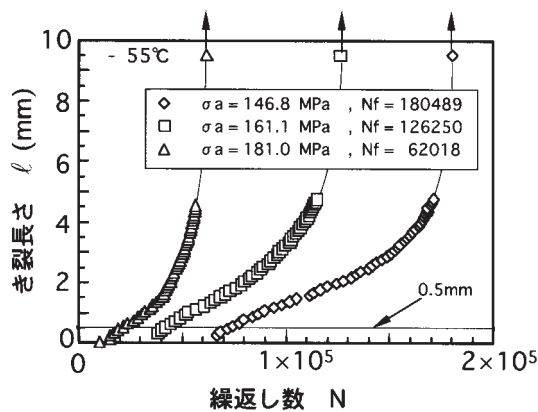


図5 き裂進展曲線(TP2)

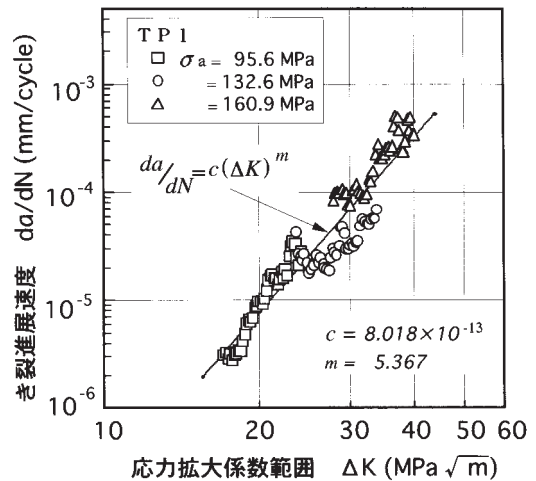


図7 き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係(TP1)

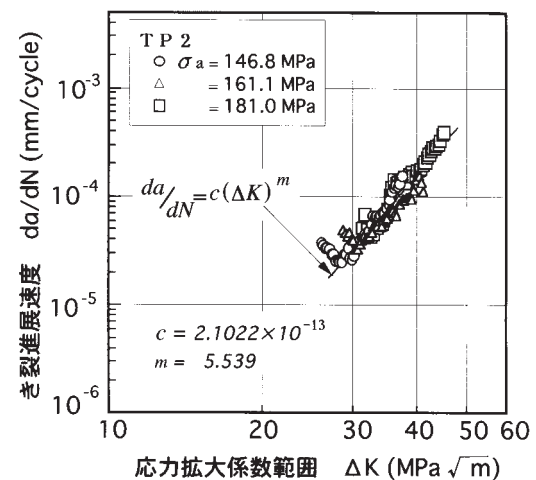


図8 き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係(TP2)

$$K_{\max} = \frac{3SP_{\max}}{2W^2B} \cdot \sqrt{\pi a} \cdot F_1(\xi) \quad (1)$$

$$K_{\min} = \frac{3SP_{\min}}{2W^2B} \cdot \sqrt{\pi a} \cdot F_1(\xi) \quad (2)$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (3)$$

ここに、 $\xi = a/W$ で

$$F_1(\xi) = 1.090 - 1.735\xi + 8.20\xi^2 - 14.18\xi^3 + 14.5\xi^4$$

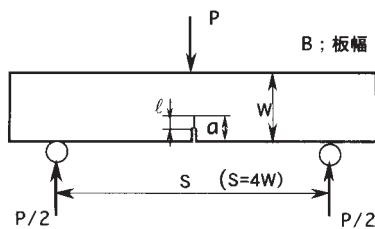


図6 片側き裂入り三点曲げの応力拡大係数範囲の計算

溶接部の疲労き裂進展挙動について

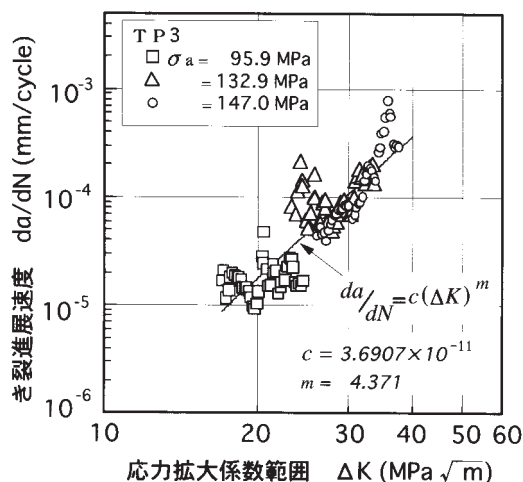


図9 き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係(TP3)

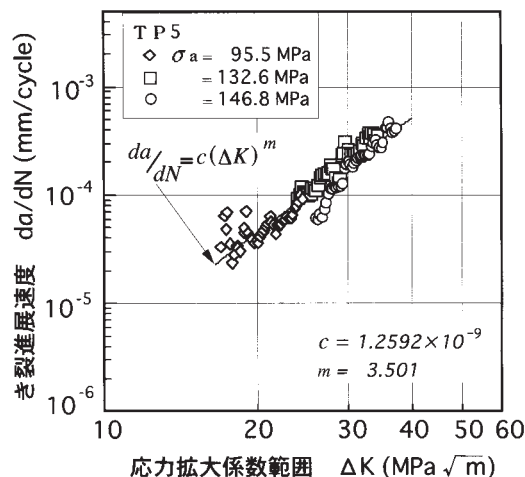


図11 き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係(TP5)

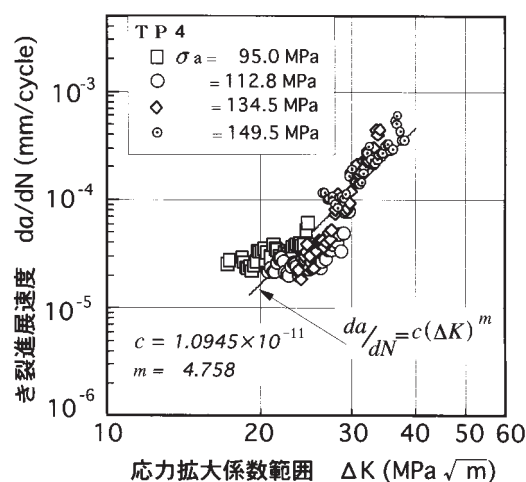


図10 き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係(TP4)

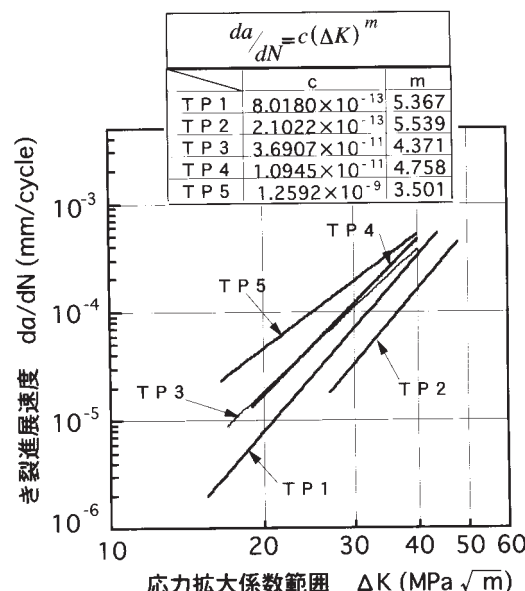


図12 き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係

溶接金属での da/dN を室温と低温 -55°C で比較すると、 $\Delta K=27\sim 44\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲では、室温の $1/2.17\sim 1/2$ 程度の低下が低温 -55°C で認められた。3・1節での寿命 ($N_f - N_{0.5}$) 曲線の様相は、このようなき裂進展速度の様相に主として起因した結果であると考察される。

4. 結 言

構造用圧延鋼材の突合せ溶接試験片を用いた三点曲げ曲げ疲労試験を行い、溶接部の溶接金属および熱影響部の各部位に疲労き裂を発生、伝ばさせ、疲労過程第2段階のき裂進展速度の様相と、溶接金属のき裂進展速度におよぼす低温の影響について検討した。得られた主な結果はつぎのとおりである。

(1) 溶接部の各部位でのき裂進展速度 da/dN は、母材より低下している。また、応力拡大係数範囲

ΔK の小さい領域ほど低下の割合が大きくなっている。

(2) 溶接線から5mmの熱影響部、溶接金属、母材の境目付近が混在する部位 (TP3) と、溶接線から10mmの母材の熱影響部のみの部位 (TP4) の da/dN は大差がない。

(3) 溶接線上の溶接金属 (TP1) の da/dN が最も低下している。

(4) 溶接金属においても、炭素鋼一般に見られる低温の寿命上昇効果が見られた。低温 -55°C での da/dN は室温のときの $1/2.17\sim 1/2$ 程度に低下している。

(5) 溶接部各部位での、き裂が0.5mmに成長してから破断までの繰返し数 ($N_f - N_{0.5}$) の寿命曲線

の様相は、主に da/dN の様相に起因した結果となっている。

最後に、本実験を行うにあたり、溶接試験片の製作に協力をいただいた本校文部科学技官進藤錦悦氏に深く感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 斎藤，宮野，秋田高専紀要，18，1（1983）
- 2) 斎藤，宮野，ほか2名，秋田高専紀要，19，1（1984）
- 3) 斎藤，宮野，秋田高専紀要，20，1（1985）
- 4) 宮野，安藤，ほか2名，秋田高専紀要，25，1（1990）
- 5) 宮野，安藤，杉沢，秋田高専紀要，26，1（1991）
- 6) 宮野，安藤，秋田高専紀要，28，1（1993）
- 7) 宮野，安藤，ほか2名，秋田高専紀要，29，1（1994）
- 8) 宮野，安藤，大山，秋田高専紀要，30，34（1994）
- 9) 宮野，安藤，秋田高専紀要，32，1（1997）
- 10) 小野寺，宮野，安藤，秋田高専紀要，36（2001）
- 11) 国尾，ほか3名，破壊力学実験法，朝倉書店，164（1984）
- 12) 国尾，ほか3名，破壊力学実験法，朝倉書店，241（1984）