非均質弾塑性破壊試験片のき裂先端近傍変形挙動の モアレ干渉法による計測*

西岡 俊久^{*1}, 西 正己^{*2}, 藤本 岳洋^{*2}
坂倉 慧悟^{*1}, Jonathan S. EPSTEIN^{*3}

Measurements of the Near-Tip Deformation in Inhomogeneous Elastic-Plastic Fracture Specimens Using the Moire Interferometry

Toshihisa NISHIOKA, Masaki NISHI, Takehiro FUJIMOTO,
Keigo SAKAKURA and Jonathan S. EPSTEIN

In order to investigate inhomogeneity effects in elastic-plastic fracture, A533B steel and HT80 steel, which have considerably different yield stresses, were chosen. The moire interferometry was used for direct measurements of the crack-tip behavior in the homogeneous CT specimens of A533B and HT80, and in electron-beam-welded inhomogeneous CT specimens of these two materials. Two-dimensional moire gratings with relatively low frequency of 300 lines/mm were used to follow large plastic deformations. The near-tip deformations were compared with the corresponding HRR singular fields. Large inhomogeneity effects were observed in the moire fringe patterns as plastic deformations proceed.

Key Words: Experimental Stress Analysis, Ductile Fracture, Welded Joint, Inhomogeneous Material, Optical Method, HRR Field, CT Specimen, Moire Interferometry

1. 緒言

近年、複合材や非均質材は様々な工業分野において利用が進められ、それに伴い、より苛酷な状況下での使用が望まれている⁽¹⁾。弾塑性破壊力学において、J積分が多用されている理由の一つが、指数形構成式に従う全ひずみ塑性材では、き裂先端近傍にHRR特異場⁽²⁾⁽³⁾が成立し、その特異場がJ積分によって一意に表されることにある。ところが、き裂が大規模に進展した状況やき裂近傍に非均質な界面が生じた状況では、J積分の経路独立性の成立に疑問が生じるためこういった評価法の信頼性は、疑わしいものとなる。したがって、これらの状況に対して、き裂先端近傍の変形場の尺度となる破壊パラメータについて研究することは、極めて重要である。しかしながら、今日、非均質部付近での詳細なき裂の変形挙動を直接評価する手法は、まだ研究の段階でありその確立が緊急の課題となっている。

本研究では、き裂先端近傍挙動の直接測定法としてモアレ干渉法を用いた。モアレ干渉法⁽⁴⁾は、レーザー光の干渉性を利用するもので、微小変位が非接触で測定できる。また、コースティックス法やひずみゲージ法は測定領域が局所的なのに対し、モアレ干渉法は全域的 (full-field) 測定法である。したがって非均質材界面近傍のき裂などの変形挙動の測定に適した、優れた特徴をもつ計測法である。また、full-field測定法であるため、画像処理システムを用いて、ひずみ分布の詳細解析や、さらに有限要素法とハイブリッド化することにより、応力分布、エネルギー分布やT^{*}積分などの破壊力学パラメータ解析に適していると考えられる。

モアレ干渉法による実験は材料としては弾塑性における非均質効果を調べるために降伏応力の異なるA533B鋼、HT80鋼を用いる。それぞれの均質試験片2タイプとこれらを電子ビーム溶接した非均質試験片に対し、モアレ試料格子300 lines/mmの二次元格子を用いて行った。非均質試験片は、界面とき裂が垂直である垂直A533B-HT80型、垂直HT80-A533B型と水平A533B-HT80型の3タイプのCT試験片を用いた。

* 平成4年9月1日複合・接合構造の創生技術と力学的評価シンポジウムにおいて講演、原稿受付 平成4年7月24日。

^{*1} 正員, 神戸商船大学 (〒658 神戸市東灘区深江南町5-5-1)。

^{*2} 学生員, 神戸商船大学大学院。

^{*3} 米国アイダホ国立工学研究所。

上記5タイプのき裂先端挙動を比較し、その相違を明らかにした。

2. 実験方法

2.1 モアレ干渉法の概要⁽⁴⁾

平面波頭を持つ2つの平行光線を、互いに角度 $\pm\alpha$ で重ね合わせると、干渉を起こして空間に明暗の縞を形成する。モアレ干渉法では、この干渉縞が参照格子として用いられる。この参照格子の空間周波数 f は、使用するレーザー光の波長 λ とその角度 α との間に

$$f = (2/\lambda) \sin \alpha \quad (1)$$

の関係がある。試験片に空間周波数 $f_s = f/2$ の回折格子が貼られていると、図1に示すように、 ± 1 次の回折光は回折格子に垂直に反射する。

格子線が x 軸に垂直な方向に貼られた試験格子により生じるモアレ縞の縞次数を N_x とすると変位 u_x 、垂直ひずみ ε_x は次式により表される。

$$u_x = (N_x / f) \quad (2)$$

$$\varepsilon_x = (\partial N_x / \partial x) / f \quad (3)$$

図1 モアレ干渉法の原理

図2 4ビームシステム

2.2 光学系と試料格子

本研究では光学系として図2に示す”4ビームシステム⁽⁵⁾”を用いた。また、高分解能プレートにアルミニウムを真空蒸着した2次元反射型正弦格子($f_s=300$ lines/mm)を試料格子として用いた。これらにより、平面鏡や偏光フィルターを使用せずに、同時に x 方向および y 方向の変位を計測することができる⁽⁵⁾。

図3に x 方向変位を計測する場合の光学系の概略図を示す。レーザービーム(He-Ne:10mW, $\lambda=632.8$ nm)はボックス内のビームエキスパンダー、ビームスプリッターからファイバーを通してレンズに入り、平行光線として試験片にそれぞれ角度 $\pm\alpha$ で入射する。これら二つの平行光線は、図1で説明した原理により x 軸方向の参照格子($f=600$ lines/mm)を形成する。また反射した ± 1 次の回折光はレンズを通り、カメラバックに入射する。4ビームシステムはこの光学系に、垂直な同様の光学系を加えたものである⁽⁵⁾。撮影には、4×5 (inch)のシートフィルムカメラを用いた。図2に示した装置を用いることにより、高精度の光学系が簡単に組み立てられる⁽⁵⁾。

荷重装置は、振動が少なく荷重過程において静的に安定するネジ式荷重装置を用いた。これは面内、面外回転を少なくするため試験片設置部は荷重方向のみに移動するようにしてある。引張り軸に取り付けたロードセルにより荷重を測定し、クリップゲージによりき裂開口変位(COD: Crack Opening Displacement)を測定した。

3. 試験片

本研究では、非均質材中のき裂先端変形挙動を計測、検討するため均質、非均質あわせて5種の試験片につ

図3 モアレ干渉法実験の光学系

図4 試験片の形状および寸法

いて実験を行った。用いた材料はA533B鋼とHT80鋼であり、ヤング率はともに206GPaであるが降伏応力は、それぞれ550MPaと854MPaであり、HT80鋼の方が約1.5倍大きい。これらの異種材の接合には、電子ビーム溶接が用いられた⁽¹⁾。試験片の形状、寸法を図4に示す。平面応力状態で現象を論じるため試験片厚さを2mmとした。溶け込み部は、斜線で表しておりその幅は、約3mmである。初期き裂として、荷重線からワイヤーカットで20mmの先に約2mmの疲労き裂を挿入し、約22mmで統一した。ただしA533B鋼均質試験片のみは、図4(a)で示したように初期き裂長さは約30mmである。

溶け込み部付近の硬度を、ビッカース硬さ試験によって測定した。主要な測定位置とそれらの硬度の分布を図5に示した。A533B部でHv200~250、溶け込み部で約Hv450、HT80部で約Hv300となっている。降伏応力は、ほぼ硬さに比例する⁽⁶⁾ため、溶け込み部の降伏応力が非常に高くなっていることがわかる。

4. 実験結果および考察

図6に荷重と荷重線変位(COD)の関係を全タイプについて示す。同じCODにたいして均質HT80タイプ(b)の荷重が一番大きく均質A533Bタイプ(a)の荷重が一番小さい(ただし a_0 が大きい)。また非均質タイプ(c),(d),(e)では、あまり相違が見られなかった。本実験の数値シミュレーション⁽⁷⁾の結果と比較したところ、荷重-COD曲線については、よく一致した結果が得られた。このシミュレーションは、溶け込み部を考慮した3層モデルおよび、溶け込み部を考慮しない2層モデルで行われたが荷重-COD曲線については、大きな相違は見られず、巨視的な試験片挙動については、溶け込み部の影響がそれほど大きくないことが確認された。

図7に各試験片に対して、タイプ(b)~(e)についてはCODが537 μ m~588 μ m、タイプ(a)についてはCODが

図5 溶け込み部のマイクロビッカース硬さ

図6 荷重-き裂開口変位曲線

710 μm のときのモアレ縞写真を示す。タイプ(a)については、初期き裂長さが異なるため、その比例換算により、他のタイプと同程度の変形となるものを選んだ。左側がx方向変位(u_x)、右側がy方向変位(u_y)を表す。それぞれの縞は、1.67 μm 毎の変位の等高線を表している。いずれのタイプでもき裂先端近傍では、シャドウスポットが生じている。このシャドウスポットの生じる原理は、コースティック像の形成原理⁽⁸⁾と同じものであると考えられる。すなわち、き裂先端近傍では負荷のため微小な板厚変化が生じ表面が曲面状になる。このため、1次の反射光の光路も変化しカメラには、光の届かない部分が生じる。板厚が薄い試験片に対し、焦点を試験片に合わせた時に生じるシャドウスポットは塑性域と関連があることが知られている⁽⁹⁾。なお、このシャドウスポットは、試験片とカメラ間の光学系を工夫することにより現在は、除去可能であることがわかっている。

はじめに均質試験片タイプ(a)と(b)を比較するとタイプ(a)の荷重の方が小さいにもかかわらずき裂先端近傍に大きな塑性域が生じていることがわかる。また試験片端部付近で塑性ヒンジが形成されている様子がよくわかる。これはリガメントがタイプ(a)の場合が小さいことにより、タイプ(b)と顕著な差が生じたものと考えられる。

垂直型非均質試験片タイプ(c)と(d)では、いずれも溶け込み部左側界面に沿っての塑性変形が見られる。タイプ(c)では、溶け込み部の右側界面で、x方向およびy方向変位に段差が見られず、き裂先端近傍の塑性変形が溶け込み部左側界面により拘束されていることがわかる。これに対し、タイプ(d)では溶け込み部右側界面でもy方向の変位に段差が見られる。これはタイプ(d)では溶け込み部左側界面とA533B鋼に塑性変形が生じていることを示唆している。さらにタイプ(d)でも試験片端部では塑性ヒンジが生じた。(ただし掲載写

図7 xおよび、y方向変位のモアレ干渉縞画像

図7 xおよび、y方向変位のモアレ干渉縞画像

図8 半径方向変位 u_r とき裂先端からの距離 r の関係

図9 y軸に沿ったひずみ ε_y の分布

真にはまだその傾向は見られない。この後の変形で塑性ヒンジが生じている。)これに対して試験片端部の材質がHT80鋼であるタイプ(b),(c)では、こういった塑性ヒンジが明確に現れるといった現象は生じなかった。これは、リガメント部がA533B鋼であるタイプ(a),(d)に対して、タイプ(b),(c)が降伏し難く、塑性流動が生じ難いためである。

水平型タイプ(e)では、き裂先端は溶け込み部に存在し、硬さ試験から予想されたように、き裂先端における塑性変形が小さいことがわかる。また写真より、降伏応力が低いA533B鋼側(下側)に大きく塑性変形が局所的に偏在していることや、A533B鋼と溶け込み部の界面に沿って大きい塑性変形が生じていることがわかる。さらに、水平型試験片では、端部においてA533B鋼側に結核が集中し、ここで大きな塑性変形が生じている。これより、リガメント部の塑性ヒンジすべりの様相が、他の試験片タイプと比較して、かなり異なっていることがわかる。

き裂先端近傍の変形挙動の比較のため各種試験片について、き裂先端よりy軸($\theta = \pi/2$)方向の変位 u_x ($=u_y$)を測定し、さらにひずみ ε_y を算定した。

図8はき裂先端からの距離 r と変位 u_x の関係を両対数グラフでまとめたものである。図中には、対応する材料のHRR特異場の傾斜も示した。タイプ(a)~(d)では、変形の進行にともない線形特異場からき裂先端近傍の材料のHRR場に近づく傾向が見られる。しかし、試験片タイプ(e)では変形初期は弾性変位場に近いが、変形が進行しても、いずれの材料のHRR場からもほど遠いことがわかる。これは、このタイプではき裂先端が溶接熱のため硬化している溶け込み部に位置しているためと考えられる。

図9にき裂先端からy軸上に分布するひずみ ε_y の変化の様子を示す。均質(a)と(b)タイプを比較すると、変形が大きい段階で降伏応力が高いHT80鋼の方が高いひずみ分布になっている。また変形が進行した段階で垂直非均質型(c),(d)タイプを比較すると、き裂から離れたところで、すなわち弾性部では、ほぼ同一のひずみ分布になっているが、き裂先端の塑性域近傍では(c)タイプの方が若干 ε_y が大きくなっている。HT80部内にき裂先端が位置する(b),(d)タイプを比較すると均質(b)タイプが高いひずみ分布になっている。さらに、水平型(e)タイプでは、変形が進行した段階で、図7(e)に見られるように塑性変形の局所的な集中により、A533B鋼側に高いひずみ集中が見られる。この段階では、き裂から遠い弾性域のひずみ分布は、HT80鋼側が高くなっていることがわかる。

均質材の弾塑性破壊試験では、J積分が荷重・開口変位曲線下の面積より評価されていることが多いが⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、これは単位き裂進展あたりの試験片へのエネルギー流入率に相当し⁽¹³⁾、除荷やき裂進展が大きい場合、問題がある。とくに非均質材試験では、問題点が顕著になる。それは、本モアレ干渉実験で示したように、き裂先端近傍変形に非均質性の効果が顕著に現れているにもかかわらず、巨視的な変形挙動には顕著な非均質性効果が現れないからである。破壊現象を記述するためにはき裂近傍の変形挙動の観察が重要である。

一方、き裂先端を記述するパラメータとしてJ積分を考えた場合、いわゆるHRR場⁽²⁾⁽³⁾の存在が基礎となっている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。均質試験片についてもHRR場の存在が疑問視されている場合がいくつか報告され⁽¹⁶⁾、種々の議論がなされているが、非均質試験片になると、例えば試験片タイプ(e)で現れたように、さらにHRR場を基礎とするJ積分に疑問が生じてくることになる。

5. 結言

以上のことから次のような知見が得られた。

- (1) A533B1HT80垂直型試験片では、き裂先端近傍の塑性域がA533B鋼と溶け込み部の界面に沿って拘束されている。
- (2) 水平型試験片では、降伏応力の低いA533B鋼側に集中的に塑性変形が生じており変形挙動にHT80鋼側とかなりの偏りがあることが認められた。
- (3) 変位分布については変形の進行にともない、き裂の存在する材料のHRR特異場に近づくといった傾向がみられた。しかし水平型試験片については、き裂が溶け込み部内に位置するためそういった傾向は、生じなかった。
- (4) 非均質試験片において溶け込み部が荷重とCODの関係に与える影響は、小さいことが確認された。しかし、き裂先端近傍の局所的な変形挙動については、溶け込み部と均質部の界面で縞の傾向が変わっていることから、溶け込み部の影響は無視できないと考えられる。
- (5) 均質材で多用されている荷重・変位関係より実験的にJ積分を評価する方法は、非均質材への適用は不適である。

なお、応力分布などの詳細分布を得るためにはモアレ干渉法と有限要素法を組み合わせたハイブリッド型実験・数値解析法⁽⁸⁾⁽¹⁷⁾の開発が必要である。これより詳細な変形挙動が解明できると考えられる。これはT*積分⁽⁷⁾⁽⁸⁾などの破壊力学パラメータ評価にも不可

欠である。

謝辞：本研究は、日本溶接協会EPI小委員会の委託研究の一環として行われた。また、試験片作成には、本学卒業研究生、石原泰輔氏の協力を得た。

文献

- (1) 矢川編、非均質構造材料の弾塑性破壊力学に関する研究(Ⅳ)、日本溶接協会(1992)。
- (2) Hutchinson, J. W., Singular Behavior at the End of a Tension Crack in a Hardening Material, *J. of the Mechanics of Physics and Solids*, 16 (1968), 13.
- (3) Rice, J. R. and Rosengren, G. F., Plane Strain Deformation Near a Crack, *J. of the Mechanics of Physics and Solids*, 16 (1968), 1.
- (4) Post, D., Moire Interferometry, *SESA Handbook on Experimental Mechanics* (A.S.Kobayashi, Editor), Chapter 7 (1986).
- (5) Deason, V. A. and Ward, M. B., A Compact Portable Diffraction Moire Interferometer, *Laser Interferometry: Quantitative Analysis of Interferograms*, SPIE, Vol.1162, (1990), 26.
- (6) 工藤, 塑性学, (1968), 161, 森北出版。
- (7) 西岡、小林、J.S.Epstein、非均質弾塑性破壊試験片の変形挙動有限要素シミュレーション、機講論、複合・接合構造の創生技術と力学的評価シンポジウム, No.920-71 (1992), 64. および機論投稿論文 No.92-1638.
- (8) Nishioka, T., Fujimoto, T. and Sakakura, K., A Hybrid Numerical-Experimental Method for Caustic Measurements of the T* Integral, *ASTM STP 1131* (1992), 170.
- (9) 西岡、村上、坂倉、非均質弾塑性き裂に対するコースティック像の研究、機講論 No.900-86 (1990), 679.
- (10) Rice, J. R., Paris, P. C. and Merkle, J. G., Further Results on J Integral Analysis and Estimates, *ASTM STP 536* (1973), 231.
- (11) Merkle, J. G. and Corten, H. T., A J Integral Analysis for the Compact Specimen, Considering Axial Force as Well as Bending Effects, *ASME J. Pres. Vessel Tech.* 96 (1974), 286.
- (12) Ernst, H. A., Material Resistance and Instability beyond J-Controlled Crack Growth, *ASTM STP 803* (1983), 191.
- (13) Atluri, S. N., Nishioka, T., and Nakagaki, M., Incremental Path-Independent Integrals in Inelastic and Dynamic Fracture Mechanics, *Eng. Fract. Mech.* Vol.20, No.2 (1984), 209.
- (14) Hutchinson, J. W., Fundamentals of the Phenomenological Theory of Nonlinear Fracture Mechanics, *ASME J. of Appl. Mech.*, 50 (1983), 1042.
- (15) Shih, C. F., J-dominance Under Plane Strain Fully Plastic Conditions: The Edge Crack-Panel Subjected to Combined Tension and Bending, *Int. J. Fracture*, 29 (1985), 73.
- (16) Dadkhah, M. S. and Kobayashi, A. S., HRR Field in an Aluminum SEN Specimen, *Eng. Fract. Mech.*, 34 (1989), 253.
- (17) Atluri, S. N. and Nishioka, T., Hybrid Methods of Analysis, Unification of Finite Element Methods (H.Kardestuncer, Editor), Chapter 3 (1984).