SM490 鋼の弾塑性破壊じん性に及ぼす塑性ひずみの影響 (応力破壊基準による検討)[†]

釜谷 昌幸*

Effect of Plastic Strain on Elastic-Plastic Fracture Toughness of SM490 Carbon Steel (Assessment by Stress-Based Criterion for Ductile Crack Initiation)

by

Masayuki KAMAYA *

Although the plastic strain induced in materials increases the mechanical strength, it may reduce the fracture toughness. In this study, the change in fracture toughness of SM490 carbon steel due to pre-straining was investigated using a stress-based criterion for ductile crack initiation. The specimens with blunt notch of various radiuses were used in addition to those with conventional fatigue pre-cracking. The degree of applied plastic strain was 5%, 10% or 20%. The fracture toughness was largest when the induced plastic strain was 5%, although it decreased for the plastic strains of 10% and 20%. The stress and strain distributions near the crack tip of fracture toughness test specimens was investigated by elastic-plastic finite element analyses using a well-correlated stress-strain curve for large strain. It was shown that the critical condition at the onset of the ductile crack was better correlated with the equivalent stress than the plastic strain at the crack tip. By using the stress-based criterion, which was represented by the equivalent stress and stress triaxiality, the change in the fracture toughness due to pre-straining could be reasonably explained. Based on these results, it was concluded that the stress-based criterion should be used for predicting the ductile crack initiation.

Key words : Fracture toughness, Ductile fracture, Cold work, Plastic strain, Carbon steel

1 緒 言

原子力発電プラントにおいては、溶接時の熱ひずみや地震荷重などによる過大な外力によって、構造材料に塑性ひずみが生じる可能性がある。一般的に、構造材料は塑性ひずみによって硬くなり、強度が増す。しかし、材料は硬くなると脆くなり、切欠き強度（破壊じん性）が小さくなる。¹⁾実際に、塑性ひずみによって破壊じん性が小さくなるのが炭素鋼、²⁾高強度鋼、^{3), 4)}低合金鋼、⁵⁾アルミ合金、^{6), 7)}およびステンレス鋼^{8), 9)}などで報告されている。一方、著者による SM490 鋼を用いた実験¹⁰⁾では、弾塑性破壊じん性（以後、単に破壊じん性と呼ぶ）が、5% の加工（予め導入する塑性ひずみを加工と称し状態量としての塑性ひずみと区別する）によって増加し、10% 以上の加工で減少した。Sivaprasad らも高強度鋼で 2% の加工で破壊じん性がピークを示すことを報告している。⁴⁾このような塑性ひずみに対する破壊じん性の変化は単純でない場合がある。この要因を考察するため、前報¹¹⁾ではき裂先端近傍における応力と塑性ひずみの変化に着目した検討を行った。延性き裂の発生に対しては、塑性ひずみが支配要因となることが報告されており、^{12), 13)}応力多軸度の大きい方が延性き裂の発生する塑性ひずみ（以後、限界塑性ひずみと呼ぶ）が小さくなる。^{14)~16)}したがって、加工によって予ひずみが導入されると、限界塑性ひずみ

が見かけ上、小さくなり、破壊じん性は低下することが予想される。^{17)~20)}前報¹¹⁾では、5% ~ 20% の加工を加えた炭素鋼の破壊じん性試験を実施するとともに、2 次元有限要素解析によって破壊じん性試験を模擬し、延性き裂発生時（破壊じん性到達時）のき裂先端の塑性ひずみを算出した。その結果、同じ応力多軸度においても、5% 加工材の限界塑性ひずみが加工のない材料のそれより大きくなった。つまり、加工によって限界塑性ひずみが増加した。同様に、加工によって限界塑性ひずみが大きくなるという現象が Yamada ら²¹⁾によっても報告されている。

このように、加工による破壊じん性の変化は、限界塑性ひずみの見かけ上の減少とは対応しなかった。そして、前報¹¹⁾では、加工によって限界塑性ひずみそのものが変化したことによって破壊じん性が変化したと結論づけた。しかし、加工によって延性き裂発生の限界塑性ひずみが 5% 加工時だけ増加する要因は不明のままである。一方、塑性ひずみは状態量であり、延性き裂を発生させる駆動力は応力で表されると考えられる。したがって、引張強さなどの強度特性と同様に延性き裂発生に対する材料特性も、応力を単位とするパラメータで記述される方が合理的と考えられる。限界塑性ひずみを超える圧縮ひずみを加えても延性き裂は発生しないことから、塑性ひずみが強度特性を代表するパラメータでないことは明らか

本報を「SM490 鋼の弾塑性破壊じん性に及ぼす塑性ひずみの影響（第 2 報）」(Effect of Plastic Strain on Elastic-Plastic Fracture Toughness of SM490 Carbon Steel, II) とする。また、前報は材料 59 巻 10 号 800 頁 (2010) に掲載済である。

† 原稿受理 平成 24 年 3 月 5 日 Received Mar. 5, 2012 ©2012 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 (株)原子力安全システム研究所 〒919-1205 福井県三方郡美浜町, Inst. of Nuclear Safety System, Inc., Mikata-gun, Fukui, 919-1205

である。著者は、相当応力と応力多軸度の関係を用いて、延性き裂発生条件を記述できることを示している。²²⁾そこで、本報では、相当応力基準の延性き裂の発生条件を用いて、加工によって破壊じん性が変化する要因を考察した。

本報では、前報¹¹⁾で実施した SM490 鋼の破壊じん性試験を対象に検討した。そこでは、圧延によって最大 20% の加工を加え、切欠き形状を変えた 3 種類の試験片を用いて破壊じん性試験を行った。そして、これらの試験を 3 次元弾塑性有限要素解析により模擬し、き裂先端近傍における応力とひずみの変化を調べた。正確な解析のためには、正確な応力・ひずみ曲線が必要となるが、き裂先端近傍では、大きな塑性ひずみが発生し、通常の平滑丸棒試験片から得られる一様伸びの範囲を超える。そこで、本報ではデジタル画像相関法を用いた応力・ひずみ曲線同定方法²³⁾によって同定された応力・ひずみ曲線を適用した。そして、延性き裂発生時のき裂先端における塑性ひずみや応力状態を調べ、破壊じん性が変化する要因について考察した。

2 破壊じん性試験¹¹⁾

2・1 試験方法

供試材には市販の SM490A 鋼の板材を用いた。ミルシートによる化学組成を Table 1 に示す。この材料を大気中で圧延方向に平行にロール加工を施した。板厚変化率で加工度を定義し、5%、10% および 20% の加工を加えた。これに無加工材 (0% 加工材) を加えて、加工による破壊じん性の変化を調べた。Fig. 1 は丸棒試験片により得られた応力・ひずみ曲線を示す。無加工材の一様伸びは 15% 程度で、20% の加工を加えると一様伸びはほぼ零となった。

破壊じん性試験は、室温において実施した。試験片は、厚さ 25mm の破壊力学試験片 (1TCT) をき裂面法線が圧

延方向に平行になるように加工した。予き裂先端は疲労き裂を導入したものと、放電加工機で 0.2mm と 0.4mm の半径を有する切欠き加工を施したものをを用いた (Fig. 2)。切欠き半径を変えることで、延性き裂発生時の応力多軸度を変化させることができる。正味板厚が 80% になるようサイドグループを加工し、ASTM E1820²⁴⁾に従い試験を実施した。き裂長さの計測には除荷弾性コンプライアンス法を適用した。無加工材に対しては、電位差法を用いた試験も実施した。

本報では加工度を SM、切欠き形状を C00 (疲労予き裂) と C02 (0.2mm の切欠き) で表す。例えば 20% 加工材の疲労予き裂試験片の組み合わせを SM20C00、5% 加工材の R0.4 の試験片の組み合わせを SM5C04 と表記する。

2・2 試験結果

J-R 曲線を Fig. 3 に示す。緒言でも述べたように 5% 加工材の破壊じん性が無加工材のそれより大きくなっている。そして、加工度が 10% を超えると破壊じん性が低下し、SM20C00 試験片は試験途中でぜい性破壊が発生した。Table 2 に各材料の機械特性および延性き裂発生破壊じん性値 (J_Q 値) を示す。いずれの切欠き形状にお

Table 1 Chemical content of test material (wt.%).

Fe	C	Si	Mn	P	S	V
Bal.	0.16	0.31	1.35	0.019	0.004	0.033

Fig. 1 Stress-strain curves of test materials obtained using conventional cylindrical specimens (room temperature).

Detail of 'A'

Fig. 2 Geometry of compact tension specimen for fracture toughness test (unit: mm).

Table 2 Mechanical properties of SM490A (room temperature).

Material	Plastic strain (%)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	J_0 (C00) (kJ/m ²)	J_0 (C02) (kJ/m ²)	J_0 (C04) (kJ/m ²)
SM0	0	365	534	29.7	313	591	801
SM5	5	494	572	24.0	527	763	977
SM10	10	547	592	19.3	109	270	384
SM20	20	607	640	15.0	-	158	171

(a) C00

(b) C02

(c) C04

Fig. 3 J - R curves obtained by fracture toughness tests.

いても J_Q は 5% 加工材で最大となっている。また、切欠き先端の曲率が大きくなるほど J_Q は大きくなった。

3 応力ひずみ関係の同定

き裂先端近傍において発生する塑性ひずみの大きさは、通常の平滑丸棒を用いた引張試験の一樣伸びの範囲を超える。とくに、Fig. 1 に示したように、20% 加工材では一樣伸びの範囲が小さく、応力・ひずみ曲線そのものを得ることが困難となる。そこで、本報では著者らによって開発されたデジタル画像相関法を用いた応力・ひずみ曲線同定方法²³⁾を適用して取得した応力・ひずみ曲線を用いた。

この方法では、一樣伸び後の試験片のくびれ箇所を特定するため砂時計型の試験片を用いる。そして、切欠き底でのひずみの計測にデジタル画像相関法を適用した。そして、切欠き底のひずみに対応する負荷荷重の実測値と計算値が一致するように、繰り返しの有限要素解析による収束計算を行い、実験におけるひずみと荷重の変化を再現する応力・ひずみ曲線を同定する。

同定された応力・ひずみ曲線を Fig. 4 に示す。最大ひずみは無加工材で 0.84、20% 加工材でも 0.71 となってお

(a) True stress-strain curve

(b) True stress - effective true strain curve

Fig. 4 True stress-strain curves obtained using hourglass type specimens together with digital image correlation technique.

り、広範囲な応力・ひずみ曲線が同定できている。Fig. 4 (b)は加工による予ひずみ ε_{pre} を考慮した応力・ひずみ曲線を示す。 ε_{pre} はたとえば5% 加工材に対しては $\ln(0.95)$ とした。 ε_{pre} をオフセット量として考慮することで、加工度の異なる曲線はほぼ一致した。解析には、解析における最大ひずみ（おおよそ2）まで指数関数を用いて外挿した曲線を用いた。

4 き裂先端での応力・ひずみ状態

4・1 解析方法

破壊じん性試験を有限要素解析によって模擬する。有限要素解析のソルバーにはABAQUS Ver.5.9を用い、Fig. 4で同定された真応力・ひずみ曲線に基づく大変形解析（NLGEOM オプションを適用）を行った。C00試験片に対応する有限要素メッシュをFig. 5に示す。20節点の低減積分固体要素（C3D20R要素）を用いた。疲労き裂試験片ではき裂先端に半径 $5\mu\text{m}$ の切欠きを仮定し、周方向に10等分（1要素あたり 9° ）に分割した。そして、き裂先端の要素サイズはき裂進展方向に $10\mu\text{m}$ 、板厚方向に $115\mu\text{m}$ とした。

4・2 解析結果

解析により得られた負荷荷重とクリップゲージによる開口変位の関係をFig. 6に示す。開口変位が、 J_Q 値到達時の値になるまで解析を実施した。また、ぜい性破壊をしたSM20C00については、破壊発生時の変位までの解析を実施した。試験結果も併せて示したが、初期の弾性域での変化は試験結果とよく対応している。ただし、塑性変形が生じると、解析は実験結果より大きくなる傾向を示した。図中の破線は電位差法（PD methodと表示）を用いた試験の結果を示しているが、こちらは解析結果とよく対応している。き裂長さ計測のための除荷が試験片の変形特性に影響を及ぼしているようである。電位差法を用いた場合は、試験途中で不安定な破壊が発生

Fig. 5 Finite element meshes for CT specimens for fracture toughness tests (C00).

Fig. 6 Change in applied load with load line displacement obtained using fatigue notched specimens (SM0C00).

したが、このときの変位は除荷弾性コンプライアンス法を用いた場合の J_Q 値到達時とほぼ一致した。マクロな変形特性が変化しても、 J_Q 到達時の変位におけるき裂先端近傍の局所的な応力・ひずみ状態は大きく変化しないと考えられる。

Fig. 7は J_Q 値到達時における、相当応力、塑性ひずみ、および応力多軸度とき裂（切欠き）先端からの距離の関係を示す。ここで、応力多軸度 β は相当応力 σ_{eq} と主応力 σ_i ($i = 1, 2, 3$) を用いて次式で定義した。

$$\beta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3\sigma_{eq}} \quad (1)$$

距離は、変形後のき裂先端を基準に示している。また、各応力値は、対称面より荷重方向に $100\mu\text{m}$ 、板厚方向に $50\mu\text{m}$ 離れた位置での値を近傍の積分点での値を内挿することで求めた。き裂先端からの距離の最小値は $10\mu\text{m}$ となっている。き裂先端近傍における相当応力と塑性ひずみは相対的に大きくなっているものの、き裂先端からの距離を零になるまで外挿しても、 $10\mu\text{m}$ の位置の値から大きく変化するような大きな勾配とはなっていない。以後の検討では、き裂先端から $10\mu\text{m}$ の位置における値を、き裂先端の値として用いた。

Fig. 8に切欠き先端における相当塑性ひずみ（限界塑性ひずみに相当、 ε_f と表記）と応力多軸度の関係を示す。図中にはEnami²⁵⁾によるSM490鋼の関係も示した。大局的には限界塑性ひずみ ε_f は応力多軸度とともに減少しており、その変化はEnamiの結果と対応している。しかし、10% および 20% 加工材では限界塑性ひずみが相対的に小さく、その低下量は予ひずみ量 ε_{pre} より大きかった。また、C02 および C04 試験片の応力多軸度はおおよそ0.6となり、これらの試験片では限界塑性ひずみと応力多軸度に相関は見られなかった。また、前報¹¹⁾と同じく、限界塑性ひずみは5%加工材で大きくなる傾向が見られた。

Fig. 7 Distributions of equivalent stress, plastic strain and stress triaxiality along a line ahead of the crack tip of the CT specimens.

5 考 察

5・1 相当応力に基づく延性き裂発生条件

Fig. 8 に示すように、加工材の破壊じん性試験における延性き裂発生条件を塑性ひずみで代表することは適切でないようである。著者は、延性き裂発生条件として、相当応力に着目した破壊クライテリアの検討を行った。²²⁾そして、延性き裂発生時の相当応力（以後、限界応力 σ_f と称す）と多軸度の関係として次式を得ている。

$$\sigma_f = 797\beta^{-0.265} \quad (2)$$

Fig. 8 Relationship between plastic strain at the crack tip of CT specimen and stress triaxiality (the solid line shows failure strain obtained by Enami²⁵⁾).

ここで、 σ_f の単位はMPaである。Fig. 9は、破壊じん性試験における J_Q 時の限界応力を示す。10%および20%加工材で若干の差異はあるものの、0%と5%加工材の延性き裂発生条件は式(2)とよく一致しており、限界塑性ひずみのように5%加工材で大きくなることはなかった。

5・2 限界応力と限界塑性ひずみの対応

J_2 流れ則に基づく、塑性ひずみと相当応力は1対1に対応する。したがって、加工の影響を考慮しなければ、限界塑性ひずみによる延性き裂発生条件は、相当応力によるものと等価となる。Fig. 10は試験中のき裂先端に

Fig. 9 Change in equivalent stress and principal stress at onset of ductile crack (the solid line shows failure stress obtained by Kamaya²²⁾).

Fig. 10 Change in equivalent stress and plastic strain at crack tip of fatigue notched CT specimen.

おける塑性ひずみと相当応力の関係を示す。J₂流れ則に基づく本解析から得られる塑性ひずみと相当応力の関係は、Fig. 4 (a)の横軸を塑性ひずみに置き換えたものと一致する。ただし、曲線の終端はJ_Qに対応している。無加工材と5%加工材では相当応力がほぼ同一になっているが、塑性ひずみは5%加工材の方が大きくなった。Fig. 4でも示したように、圧延による加工は、塑性ひずみが大

きくなる傾向にあるようである。相当応力が式(2)の条件を満足したときに延性き裂が発生したと考えることで、限界塑性ひずみが5%加工材で増加した要因が説明できる。つまり、5%加工材の方が限界応力に到達するまでの塑性ひずみが大きくなって、Fig. 8において5%の限界ひずみが相対的に大きくなった。しかし、これはあくまでも見かけ上のもので、本質的には延性き裂発生条件は式(2)の限界応力で記述でき、5%加工材の延性き裂発生クライテリアに特異性は見られない、と考えることができる。荷重と変位の積分によって求まる破壊じん性も、加工により延性き裂発生までの塑性ひずみが大きくなることに对应して増加した。

一方、10%および20%加工材では、C02およびC04試験片を用いた場合の限界応力が相対的に小さくなった。先にも述べたように、20%加工材ではぜい性破壊が発生した。また、前報¹¹⁾では破断面の観察も行っているが、20%加工材ではC02試験片にへき開破面が見られた。Fig. 10の相当ひずみを荷重方向の主応力とした関係をFig. 11示す。主応力はき裂先端ではなく、その近傍で最大となった。Fig. 11では、その最大値を示している。J_Q時の主応力は10%および20%加工材で相対的に大きい。このため、延性破壊より先にぜい性的な破壊が発生し、限界応力が見かけ上小さくなったと考えられる。

5・3 応力に基づく延性き裂発生条件の物理的意味

材料に応力が加わると、材料は弾性変形した後、降伏する。そして、塑性変形しながら、その強度(変形抵抗)を増加させる。平滑丸棒試験片による引張試験では、塑性変形による変形抵抗の増加量が試験片断面減少による真応力の増加量より小さくなった時点で引張強さとなり、以後、変形は局所的に進行する(くびれが生じる)ことになる。しかし、くびれが発生しても、Fig. 4に示すように変形抵抗は増加しつづける。したがって、引張強さは強度特性というよりは変形特性を代表するパラメータと解釈できる。引張強さは公称応力・ひずみ曲線上の最大値であるが、真応力・ひずみ曲線上は、曲線の傾きを代表するパラメータでしかなく、材料の破壊強度とは直

Fig. 11 Change in maximum principal stress of the loading direction and plastic strain near crack tip of fatigue notched CT specimen.

接対応するものではない (Fig. 12 参照)。これに対し、延性またはぜい性破壊の発生する限界応力が本来の強度特性と考えることができる。

Fig. 9 に示したように、延性き裂が発生する限界応力は $\beta = 1$ 近傍で 800 MPa となっており、20% 加工材の引張強さよりも大きい。塑性ひずみが小さい、つまり変形抵抗が小さいと材料に加えられた力（エネルギー）は破壊ではなく、塑性変形に費やされることになる。そして、限界応力に耐え得るまで変形抵抗が増加したときに、延性破壊が発生する。逆に、塑性変形が十分でなく、変形抵抗が小さい材料では延性破壊は発生しない。限界応力に到達すると材料に加えられた力はボイド発生と成長に費やされることになる。したがって、塑性ひずみが延性き裂の発生の支配要因になっていると考えることもできるが、本報の実験結果は相当応力との相関が示された。また、限界塑性ひずみと同様に、限界応力も応力多軸度に依存した。

ぜい性破壊についても、弾性の破壊じん性値 K_{IC} などで代表されるように、応力が支配要因になっている。ただし、ぜい性破壊の場合は相当応力でなく、主応力との相関が大きいと考えられる。たとえば等 3 軸状態を考えると、材料に塑性ひずみは発生しない。そして、荷重を増加させると相当応力は零のまま主応力が増加し、(おそ

らく) ぜい性的な破壊が発生する。したがって、ぜい性破壊には必ずしも変形や加工硬化は必要ない。変形抵抗が小さいままでも、主応力が限界値を超えればぜい性破壊が発生し得る。本報でも 10% および 20% 加工材では、き裂先端近傍で主応力が大きくなり、それに起因する破壊が発生したと考察された。

6 結 言

本報では、加工によって SM490 鋼の破壊じん性が増加する要因を調べるため、相当応力で記述される延性き裂の発生条件による考察を行った。大きなひずみまでを正確に模擬できる応力・ひずみ曲線を用いて 3 次元有限要素解析を実施した。その結果、破壊じん性到達時のき裂先端における塑性ひずみは、5% 加工材で最大となるなど、必ずしも加工度と単純な相関を示さなかったが、相当応力は非加工材と 5% 加工材でほぼ同じ値となった。き裂先端における相当応力が、破壊じん性試験における延性き裂発生の支配要因となっていると仮定することで、加工によって破壊じん性が増加する要因が合理的に説明できた。

参 考 文 献

- 1) H. Kobayashi, "Fracture mechanics (in Japanese)", p.114 (1993) Baifukan Ltd.
- 2) T. Miyata, T. Tagawa and S. Aihara, "Influence of pre-strain on fracture toughness and stable crack growth in low carbon steels", ASTM STP 1321, pp.167-176 (1997) ASTM.
- 3) I. Bar-on, F. R. Tuler and W. M. Howerton, "Effect of pre-strain on the j-resistance curve of HY-100 steel", ASTM STP 995, pp.244-258 (1989) ASTM.
- 4) S. Sivaprasad, S. Tarafder, V. R. Ranganath and K. K. Ray, "Effect of prestrain on fracture toughness of HSLA steels", Materials Science and Engineering A, Vol.284, pp.195-201 (2000).
- 5) J. Q. Clayton and J. F. Knott, "Observations of fibrous fracture models in a prestrained low-alloy steel", Metal Science, February, pp.63-71 (1976).
- 6) P. K. Liaw and J. D. Landes, "Influence of prestrain history on fracture toughness properties of steels", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.17, pp.473-489 (1986).
- 7) L. Banks-Sills and I. Dunye, "A note on the effect of plastic strain on fracture toughness", Engineering Fracture Mechanics, Vol.57, pp.67-71 (1997).
- 8) C. G. Chipperfield, "Detection and toughness characterisation of ductile crack initiation in 316 stainless steel", International Journal of Fracture, Vol.12, pp.873-886 (1976).
- 9) S. Jitsukawa, K. Shiba, A. Hishinuma, D. J. Alexander and J. E. Pawel, "Comparison of elastic-plastic fracture toughness of irradiated and cold-worked JPCA using miniaturized DCT specimens", Journal of Nuclear Materials, Vol.233-237, pp.152-155 (1996).
- 10) M. Kamaya, "Effect of plastic strain on fracture strength of cracked components", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.76, pp.205-214 (2010).

Fig. 12 A schematic drawing for the tensile and fracture properties of structural material.

- 11) M. Kamaya, "Effect of plastic strain on elastic-plastic fracture toughness of SM490 carbon steel", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.59, pp.800-807 (2010).
- 12) A. Otsuka, S. Nishimura and T. Miyata, "Local criterion of ductile crack growth", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.31, pp.447-451 (1982).
- 13) A. Otsuka, T. Miyata, K. Tohgo and H. Iida, "Effects of stress triaxiality and temperature on ductile : fracture process and Ffracture toughness", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.33, pp.544-549 (1984).
- 14) J. W. Hancock and A. C. Mackenzie, "On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.23, pp.147-160 (1976).
- 15) A. C. Mackenzie, J. W. Hancock and D. K. Brown, "On the Influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels", Engineering Fracture Mechanics, Vol.9, pp.167-188 (1977).
- 16) H. Hiramatsu, K. Michiba and M. Toyoda, "Ductile crack initiation behavior of structural materials under low stress triaxiality", Journal of the Society of Naval Architects of Japan, Vol.192, pp.563-571 (2002).
- 17) A. Otsuka, T. Miyata, S. Nishimura and M. Ohashi, "Ductile fracture, cleavage fracture and ductile-brittle transition in low strength steels", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol.47, pp.286-294 (1981).
- 18) R. A. Ainsworth, "An assessment of the effects of prestrain on upper shelf fracture toughness", J Strain Anal Eng Des, Vol.21, pp.219-223 (1986).
- 19) H. Yoshinari, K. Enami, M. Kan and S. Kaneda, "The effect of prestrain on ductile fracture initiation of steel", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.54, No.3, pp.296-301 (2005).
- 20) H. Kuwamura and H. Akiyama, "Effects of cold-working on critical strain of fibrous crack initiation", Journal of Structural and Construction Engineering, Vol.454, pp.171-178 (1993).
- 21) T. Yamada and Y. Yamashita, "Ductile crack initiation behavior of prestrained steels", Proceedings of the ASME 2011 Pressure Vessels & Piping Division Conference, PVP-2011-57294 (2011).
- 22) M. Kamaya, "A stress-based criterion for ductile crack initiation of pre-strained carbon steel", Engineering Fracture Mechanics, to be published.
- 23) M. Kamaya and M. Kawakubo, "A procedure for determining the true stress-strain curve over a large range of strains using digital image correlation and finite element analysis", Mechanics of Materials, Vol.43, pp.243-253 (2011).
- 24) "Standard test method for measurement of fracture toughness", ASTM E1820-08 (2008) ASTM International.
- 25) K. Enami, "The effect of compressive and tensile prestrain on ductile fracture initiation in steels", Engineering Fracture Mechanics, Vol.72, pp.1089-1105 (2005).