

疲労き裂進展下限界 ΔK_{th} が異なるSM490級鋼の微小き裂進展抵抗に関する考察

兵藤, 義浩
JFEスチール

柚賀, 正雄
JFEスチール

栗原, 康行
JFEスチール

ドアン, ティーフィン
JFEスチール

他

<https://hdl.handle.net/2324/7160653>

出版情報：溶接構造シンポジウム講演論文集．2023，2023-11．溶接学会
バージョン：
権利関係：



疲労き裂進展下限界 ΔK_{th} が異なる SM490 級鋼の 微小き裂進展抵抗に関する考察

JFE スチール ○兵藤 義浩, 柚賀 正雄, 栗原 康行
ドアン ティーフイン, 崎本 隆洋
村上 善明, 田川 哲哉
九州大学 後藤 浩二

Consideration on short crack propagation resistance in SM490 steels with different ΔK_{th}

by Yoshihiro HYODO, Masao YUGA, Yasuyuki KURIHARA, Thi-Huyen Doan,
Takahiro SAKIMOTO, Yoshiaki MURAKAMI, Tetsuya TAGAWA and Koji GOTOH

1. 緒 言

橋梁, 船舶などの繰返し荷重を受ける溶接鋼構造では疲労損傷が問題になるが, 応力集中箇所の存在が不可避であり疲労き裂の発生を完全に抑止するのは困難となる. この場合は疲労き裂進展が寿命の多くを占め, その改善を企図した低変態温度溶接材料の使用や各種ピーニング処理による圧縮残留応力の導入, 疲労き裂進展特性を改善した鋼材^{1,2)}の活用が報告されている.

一般に, 実構造の疲労損傷は低応力振幅/高寿命条件であり, 低速進展する第 I 領域での寿命がき裂進展寿命において支配的となる. 第 I 領域のき裂進展特性や ΔK_{th} の値は長いき裂の ΔK 漸減試験として得られるが, 実構造で発生した直後の短い疲労き裂は ΔK_{th} 以下でも進展すること知られ, 微小き裂問題として議論される³⁾. しかし, 短いき裂の初期進展過程は冶金の因子の影響が強く, 現象論的な知見に留まっており, ΔK_{th} の値と微小き裂の進展抵抗との関連性は明確でない.

そこで本研究では, ΔK_{th} の異なる鋼材に微小な人工欠陥を導入して疲労き裂進展寿命を比較し, き裂の初期進展寿命を微小き裂進展の観点^{3,4)}から考察した.

2. 実 験 方 法

2. 1 供試材ならびに機械的性質

供試鋼は実機製造された板厚 16 mm の鋼板で, 化学成分, 機械的性質を Table 1 に示す. いずれも JIS 規格の SM490 適合鋼である. Fig. 1 に板厚 1/4t 位置での L 断面のミクロ組織を示す. Steel A は比較のための従来材であり, 粗大なフェライトにパーライトが帯状に分布している. Steel C は不均一組織によるき裂閉口の促進を狙い, フェライト主相にパーライトが微細分散した二相組織鋼となっている.

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of steels tested.

ID	Chemical composition(%)						Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
	C	Si	Mn	P	S	Others			
Steel A	0.12	0.34	1.31	0.008	0.001	-	378	501	41
Steel C	0.16	0.27	1.16	0.014	0.002	-	385	546	58

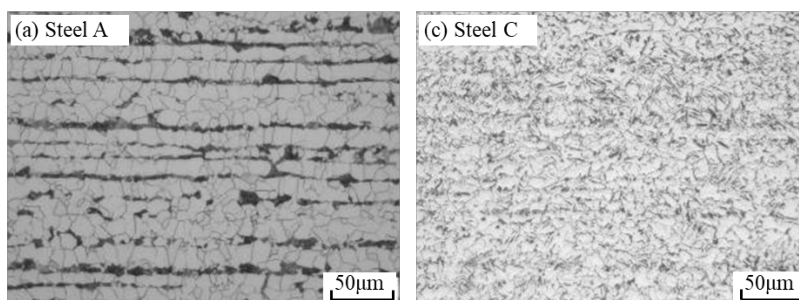


Fig. 1. Microstructures of steels tested.

2. 2 疲労き裂進展試験

鋼材の疲労き裂進展特性は ASTM E647 に準拠した除荷弾性コンプライアンス法により取得し、第Ⅱ領域は CT(Compact Tension)試験片を用いた ΔK 漸増試験、第Ⅰ領域の ΔK_{th} は CCT(Center Cracked Tension)試験片を用いた ΔK 漸減試験とした⁵⁾。試験片はいずれも鋼板の板厚中央から負荷方向が鋼板の L 方向になるように採取し、室温、大気中で周波数 10 Hz、応力比 0.1 の sin 波の繰返し荷重を負荷した。 ΔK 漸減試験では開始 ΔK を $11 \text{ MPa m}^{1/2}$ とした上で da/dN が 10^{-11} m/cycle 代に低下するまで ΔK 漸減を繰返し、最終の値を ΔK_{th} とした。

2. 3 微小な人工欠陥を導入した表面疲労き裂進展試験

表面き裂進展試験に用いたダンベル試験片を Fig. 2 (a)に示す。試験片の片表面の平行部中央にピコ秒レーザを用いて微小な人工欠陥を導入した。 Fig. 2 (b-1), (b-2), (b-3) に人工欠陥の表面、LZ 断面、試験後の破面 CZ 面の観察写真を示す。最深部は直線的ではないが鋭利な欠陥が導入されている。この試験片を用いて室温、大気中にて、周波数 6 Hz、応力比 0.1 の sin 波の繰返し荷重を応力変動 $\Delta\sigma=280 \text{ MPa}$ を負荷した。 Fig. 2 (b-3) の欠陥全体を包含する 0.35mm の半円で初期き裂 c_0 を近似すると試験開始 ΔK_0 は $6.6 \text{ MPa m}^{1/2}$ となる。試験中、試験片表面のき裂進展量を人工欠陥の先端前方に貼付したクラックゲージにより計測した。2.2 で得られた da/dN - ΔK 関係を修正 Paris 則で近似し、取得した C 値, m 値, ΔK_{th} を用いて Raju-Newman モデル⁶⁾で表面き裂進展を解析し、実験結果と比較した。

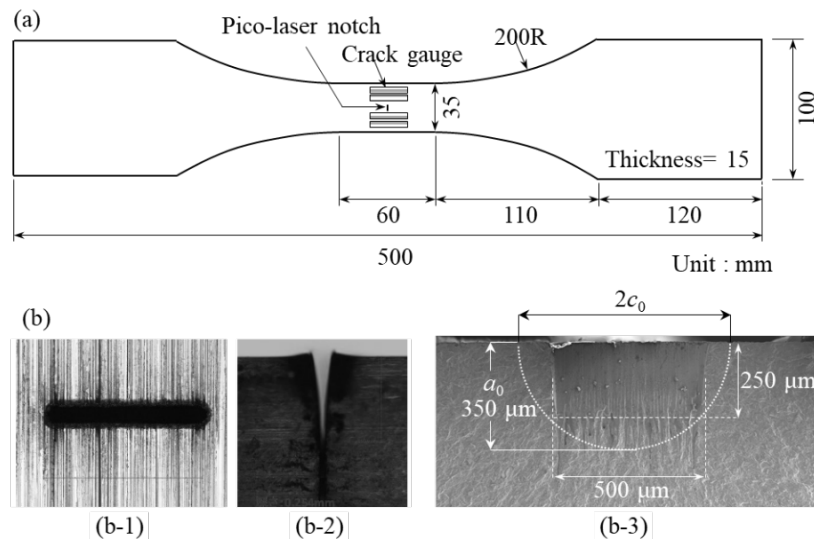


Fig. 2. Surface crack propagation specimen with pico-second laser notch and notch details.

3. 実験結果および考察

Fig. 3 に ΔK 漸増ならびに漸減型のき裂進展試験により得られた da/dN - ΔK 関係を示し、図中に修正 Paris 則の近似曲線と ΔK_{th} の値も記した。Paris 域での Steel C の da/dN は Steel A の約 1/2 であり、Steel C の ΔK_{th} は Steel A に比べ 2 倍以上大きく、Steel C は第Ⅱ領域だけでなく第Ⅰ領域の特性も Steel A に比べ良好である。

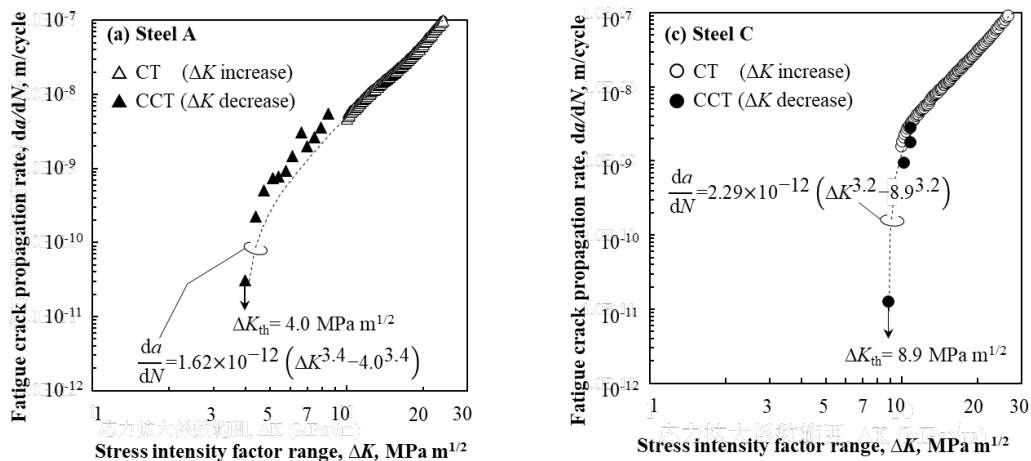


Fig. 3. da/dN - ΔK relations and ΔK_{th} of steels tested overlapped on regression curves by Paris's law.

疲労き裂進展特性における材料ごとの特性差におよぼす冶金的因子の本質的な影響は小さく、き裂開口挙動の相違を反映した結果であると言われている。そこで本研究でも CT 試験片を用いた ΔK 漸増試験、CCT 試験片を用いた ΔK 漸減試験におけるき裂開口荷重レベルを除荷弾性コンプライアンス法により計測し、外力による応力拡大係数範囲 ΔK に対する有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の比率であるき裂開口比 U で整理した。その結果を Fig.4 に示す。試験片形状と負荷形式が異なる ΔK 漸増試験と ΔK 漸減試験の結果には連続性に難があるが、Steel A、Steel C とともに ΔK の値が小さい場合に小さいき裂開口比となっている。Steel C の開口比は Steel A に比較して全般的に小さいが、材料間の差異は ΔK 漸減試験で得られた低 ΔK 域で顕著であり、例えば $\Delta K=9 \text{ MPa m}^{1/2}$ では Steel C の開口比は Steel A の半分以下となっている。この Steel C におけるき裂開口駆動力の強い抑制が、Fig. 3 に示した Steel C の結果に現れた第 I 領域の低い da/dN 、高い ΔK_{th} の値をもたらしたと考えられる。

き裂開口挙動の誘起原因は従来から複数が指摘されているが⁷⁾、Table.1 に示した Steel A と Steel C の YS が概ね等しく、等しい K 値の下でのき裂先端の塑性域寸法は同程度であると想定されることから、Fig. 8 に示した Steel A と Steel C の開口比の差異が塑性誘起き裂開口の差異に起因したとは考えにくい。Fig.4 に Steel A と Steel C の試験後の CT 試験片の板厚中央断面を観察した結果を示す。き裂進展経路を白色線でトレースして示している。Steel A と Steel C とともに、疲労き裂は主としてフェライト相を進展していたが、Steel A ではき裂が直線的に進展していたのに対して、Steel C はき裂の分岐や屈曲が多く観察され、かつ分岐き裂の長さが長い特徴があった。き裂の屈曲や分岐は、先端部を開口させる K_I 成分を減少させること^{8,9)}に加え、破面粗さ誘起き裂開口を誘発する。定性的な類推の域はでないが、Fig. 3 に示した Steel C の低い開口比は、組織制御による破面粗さ誘起き裂開口がその原因の主体であったと考える。

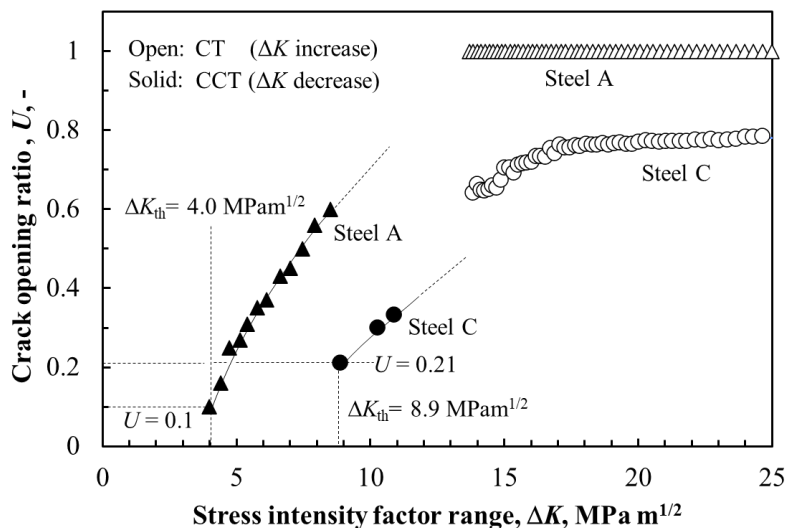


Fig. 4. Variation of crack opening ratio $U (= \Delta K_{\text{eff}} / \Delta K)$ against apparent ΔK .

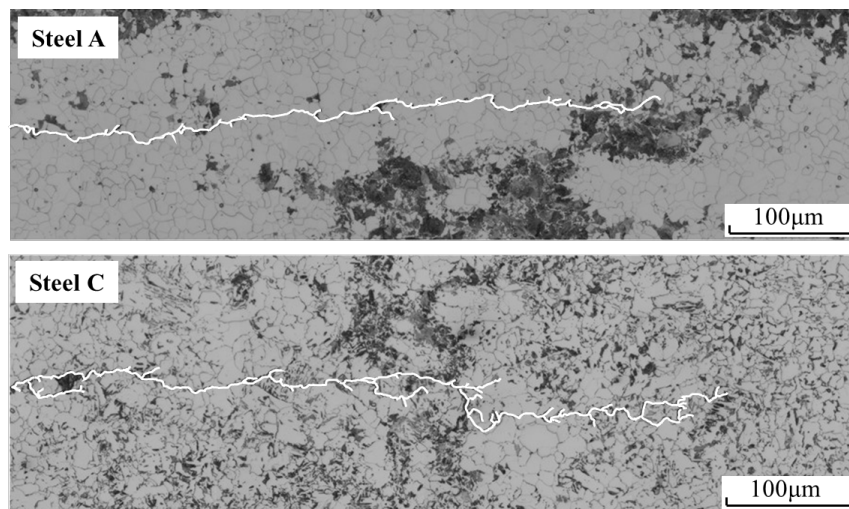


Fig. 5. Fatigue crack propagation path of steel A and C near $\Delta K=25 \text{ MPa m}^{1/2}$

疲労き裂進展寿命改善の検証として行った表面き裂進展試験の結果を Fig.6 のプロットで示す．Steel A の破断寿命約 50 万回に対して Steel C は約 150 万回と約 3 倍長寿命であり，寿命延伸は $\Delta K < 10 \text{ MPa m}^{1/2}$ の第 I 領域が支配的なことがわかる．破線で示した Raju-Newman モデルの計算結果では，Steel A は進展解析可能だったが Steel C は $\Delta K_{th} > \Delta K_0$ となり解析できなかった．すなわち Steel C は ΔK_{th} 以下で進展する微小き裂領域だったと考えられる．

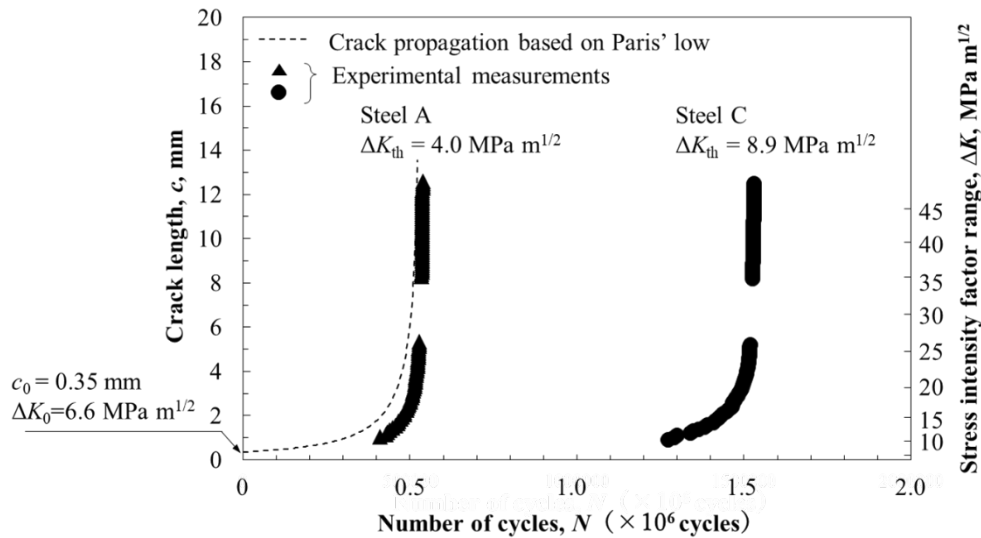


Fig. 6. Experimental c - N relations in surface crack propagation test and Paris' law

短いき裂の進展挙動は長いき裂のそれから乖離しており，長いき裂の進展下限界以下の ΔK であっても進展する現象は微小き裂問題として知られている．これに対し Chapetti は，北川と高橋が提案した微小き裂の進展下限界に関する考え方⁴⁾を発展させ，材料のき裂進展抵抗 ΔK_{dR} がき裂進展とともに増加し長いき裂の ΔK_{th} の値に漸近すると考え，微小き裂の進展抵抗 ΔK_{thR} をき裂長さ a の関数とするモデルを提案した⁷⁾．この ΔK_{thR} を Steel A, C に適用し， ΔK_{th} ， ΔK_0 と比較した結果を Fig.7 に示す．初期欠陥の $\Delta K_0 = 6.6 \text{ MPa m}^{1/2}$ は Steel C の ΔK_{thR} の変化曲線の直上にあり，Steel C であってもき裂は進展し得ることがわかる．

$\Delta K_{thR}(a)$ を用いて表面き裂進展解析した結果を Fig.8 の実線で示す．Steel A では ΔK_{th} に代わり ΔK_{thR} を適用しても，やや短寿命なものの概ね同等だった．これに対し Steel C では長いき裂の進展特性からでは進展解析できなかったが，微小き裂域の進展抵抗変化を考慮するとき裂進展を概ね記述できる結果となった．このことは，同一の想定初期き裂であっても Steel A では長いき裂の，Steel C では短いき裂としての進展特性が支配的だったことを示唆している．以上から，長いき裂の進展下限界特性，特に高い ΔK_{th} を有する Steel C では，長いき裂の特性だけでなく表面で発生した疲労き裂の初期進展過程においてもき裂進展抵抗を増加させる効果をもたらし，短いき裂の進展寿命に対しても大きく改善するといえる．

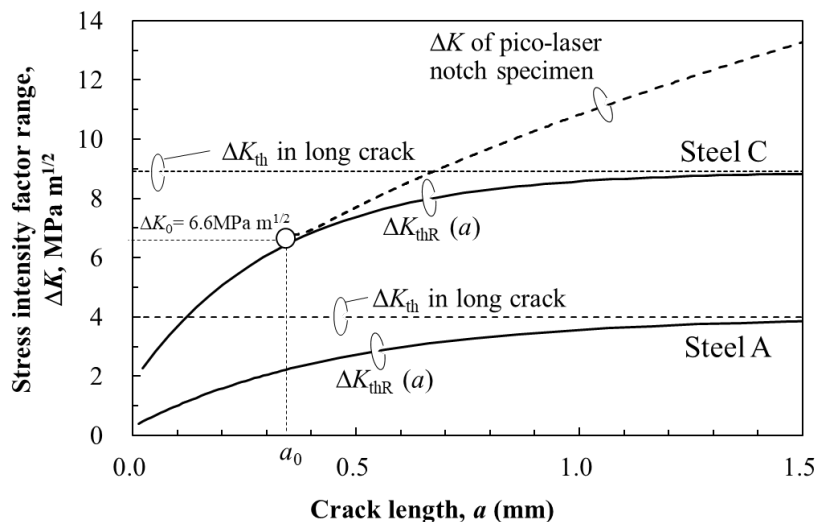


Fig. 7. Defined fatigue crack propagation threshold as a function of crack length in small crack regime⁷⁾

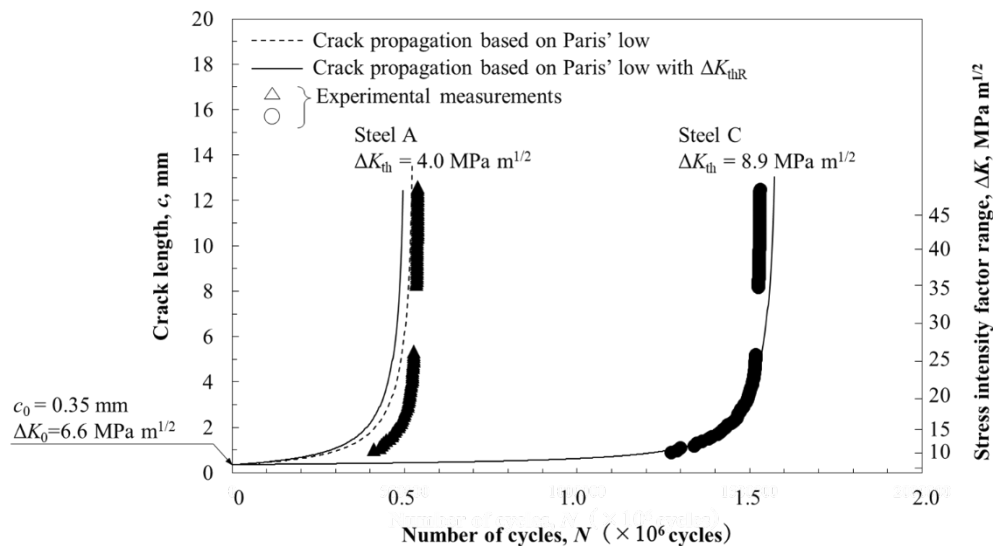


Fig. 8. Experimental c-N relations in surface crack propagation test and Paris' law with fatigue crack propagation threshold as a function of crack length.

4. 結 言

本研究では、疲労き裂進展特性の改善を狙い、開発した鋼板（SM490 適合材）の疲労き裂進展特性を調査した。そして、人工欠陥から発生した疲労き裂の初期進展寿命に関して、長いき裂の進展特性との関連性を微小き裂の観点から考察し、以下の知見を得た。

1. Steel C の ΔK 漸減試験による ΔK_{th} は Steel A より 2 倍以上大きく、微小人工欠陥を導入した試験片による表面き裂進展試験では Steel C の疲労寿命は Steel A の約 3 倍まで改善した。
2. 表面き裂進展において試験開始 ΔK は Steel A の ΔK_{th} より大きく、長いき裂として進展解析可能だった。他方、Steel C では ΔK_{th} 以下の ΔK で進展する微小き裂領域であった。これに既往文献で提案された微小き裂の進展抵抗を補正したところ、Steel C の表面き裂進展の実験結果をよく説明できた。
3. 長いき裂の進展下限界特性、特に高い ΔK_{th} は、表面で発生した疲労き裂の初期進展過程においてもき裂進展抵抗を増加させ、短いき裂の進展寿命に対しても大きく改善する効果をもたらすと言える。

参考文献

- 1). N. Konda, K. Arimochi, K. Fujiwara A. Nagayoshi, A. Inami, M. Yamashita, H. Yajima: *J. Soc. Nav. Archit. Jpn.*, **190** (2001), 507
- 2). S. Igi, T. Sadasue and A. Ohmori: *JFE Tech. Rep.*, **20** (2015), 54
- 3). K. Tanaka: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn*, **33** (1984), 961
- 4). H. Kitagawa and S. Takahashi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **45** (1979), 1289
- 5). K. Murakami, K. Gotoh: Technical Committee 2017, The Japan Welding Society, Tokyo, (2017), 253
- 6). I. S. Raju and J. C. Newman Jr.: *Eng. Fract. Mech.*, **11** (1979), 817
- 7). P. K. Liaw: *ASTM International* (1988), 62
- 8). S. Suresh, and C. F. Shih: *Int. J. Fatigue*, **30**(1986), 237
- 9). S. Suresh and R. O. Ritchie: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 2375
- 10). M. D. Chapetti: *Eng. Fract. Mech.* **75**(2008), 1854