二相域制御圧延材の延性不安定破壊に関する研究†

安 藤 柱* 最 上 和 生** 藤 林 伸 平***
松 下 久 雄**** 小 倉 信 和**

On the Ductile Unstable Failure of Steel Control-Rolled
in Two Phase Regions

by

Kotoji ANDO*, Kazunari MOGAMI**, Shinpei FUJIBAYASHI***,
Hisao MATSUSHITA**** and Nobukazu OGURA**

Ductile unstable failure test has been made on the high strength control-rolled steel over a wide temperature range. The effects of separation, compliance of the loading system and also temperature on the ductile unstable failure features have been investigated in detail by using compact specimens. The test results were mainly analysed with respect to material and applied tearing moduli. The main conclusions are as follows.

(1) Stable-unstable behavior is in good agreement with theoretical prediction except that material tearing modulus at instability is larger than 300.

(2) Even at the low temperature range where separation is notable, the specimen showed high resistance to tearing instability.

(3) Separation which initiated before the maximum load point, did not induce brittle fracture and also tearing instability. On the contrary, it prevents the initiation of brittle fracture by decreasing the plastic constraint.

キー・ワード：J 積分，破壊じん性，制御圧延材，延性不安定破壊，セパレーション

1 緒 言

二相域圧延された制御圧延材では，集合組織の発達により，圧延面に平行な層状割れすなわちセパレーションが発生することがある。このセパレーションが発生すれば，き裂先端部の塑性拘束が緩和されるために，二相域圧延材は極めて優れた¹⁾ぜい性破壊発生特性と²⁾ぜい性き裂伝ば阻止性能を示すことが知られている。しかし，それらはいずれも低コンプライアンスな荷重系における試験結果であり，高コンプライアンスな荷重系での破壊特性に関しては，一，二の先進的³⁾研究はあるものの，未だ研究例は少なく不明の点が多い。すなわち，セパレーションの発生により，Fig. 3 のような pop-in 状の荷重低下が生じるが，高コンプライアンスな荷重系においては，これにより動的効果が生じて，ぜい性破壊や延性不安定破壊が誘起される可能性はあるのか否か，あるいはまた，セパレーションが多数発生した場合にはき裂先端部は完全な平面応力状態となるが，この場合薄板材に類似した低エネルギー引裂破壊

が発生する可能性はあるのか否か，等に関しては必ずしも十分な検討がなされていないと言える。

そこで本論文においては，それらに関する知見を得る目的で，二相域圧延された制御圧延材から切り出された CT 試験片を用いて，高コンプライアンスな荷重系における破壊特性の温度とコンプライアンス依存性を検討した結果を報告する。

2 供試材と実験方法

供試材は，前報¹⁾と同一の二相域圧延された板厚 23 mm の 50 キロ級高張力鋼である。その化学成分と機械的性質をそれぞれ Table I と Table II に示す。試験片は，Fig. 1 のように，板厚 B を 23.8 および 4 mm の 3 通りに変えた ITCT 型であり，供試鋼板から L-T 方向に採取した。また疲労予き裂導入時の最大応力拡大係数 K_{fmax} は 80 kgf/mm^{3/2} 以下でかつ下式を満足するようにした。

$$K_{fmax} < 0.6K^*(\sigma_{y1}/\sigma_{y2}) \quad (1)$$

ここで， K^* はへき開破壊あるいは最初にセパレーション

† 原稿受理 昭和60年12月16日 Recieved Dec. 16, 1985

* 正 会 員 横浜国立大学工学部 横浜市保土ヶ谷区常盤台，Faculty of Engineering, Yokohama National University, Tokiwadai, Hodogaya-ku Yokohama

** 横浜国立大学工学部 横浜市保土ヶ谷区常盤台，Faculty of Engineering, Yokohama National University, Tokiwadai, Hodogaya-ku, Yokohama

*** 横浜国立大学大学院（現，出光エンジニアリング(株)） 横浜市保土ヶ谷区常盤台，Graduate Student, Yokohama National University, Tokiwadai, Hodogaya-ku, Yokohama

**** 三井造船(株) 市原市八幡海岸通，Mitsui Engineering and Shipbuilding, Co., Ltd, Yahatadori, Ichihara

Table I. Chemical composition of the material tested.

C	Si	Mn	P	S
0.09	0.36	1.46	0.018	0.005

Table II. Mechanical properties of the material tested (-40°C).

Yield stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
48.0	55.9	32	74

Fig. 1. CT specimen.

σ_{y1}が発生するときの応力拡大係数である。また σ_{y1} および σ_{y2} はそれぞれ疲労予き裂導入時および試験時における降伏応力である。

試験には系のコンプライアンスを増大させるために、Fig. 2 に示す高コンプライアンス発生装置を用いた。本装置では、ばね定数が 40~200 kgf/mm のコイルばねを装着して、単調増加荷重はもちろんのこと、様様な変動荷重下における試験も実施することができる。今回実施した試験は、剛な試験系での J - R 曲線の評価とばねを介した高コンプライアンスな系での延性不安定破壊の2種類である。試験時のクロスヘッド変位速度は、 J - R 曲線の評価試験では 2 mm/min, 延性不安定破壊試験では 20 mm/min とした。その他の試験の変位速度は前報に示した通りである。

J 積分と安定延性き裂進展量の評価は ASTM 規格

Fig. 2. Test equipment with coil spring.

E813 に従った。一方、き裂成長による J 積分の補正⁵⁾には、筆者らが以前より使用している方法を用いたが、その結果は ASTM 規格 E813 によるものと同一である。

3 J 積分に基づく延性不安定破壊理論

Paris⁶⁾らの延性不安定破壊理論によれば、不安定破壊条件は次のように与えられる。

$$T_{app} \leq T_{mat} \quad (2)$$

ここで、 T_{app} および T_{mat} はそれぞれ延性破壊荷重係数および延性破壊材料係数であり、次のように与えられる無次元量である。

$$T_{app} = \frac{E}{\sigma_f^2} \left(\frac{dJ}{da} \right)_{4r} \quad (3)$$

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_f^2} \left(\frac{dJ}{da} \right) \quad (4)$$

ここで、 E はヤング率、 σ_f は流動応力、 $4r$ は試験系全体でみたときの荷重点変位である。一般線な構造物に対して T_{app} を求めることは現在のところ必ずしも容易ではないが、Fig. 2 のような単純な荷重系の場合⁷⁾には、Ernst⁷⁾らにより次のように与えられている。

$$T_{app} = \frac{E}{\sigma_f^2} \left[-\gamma \frac{J}{b} + \frac{\eta^2 P}{b^2} \left\{ \frac{K_M}{P} + \frac{1}{P} \frac{dP}{d\delta} + \frac{\eta^2 P}{b^2} \left(\frac{1}{\sigma_f^2 T_{mat} + \gamma \frac{J}{b}} \right) \right\} \right] \quad (5)$$

ここで、 $\gamma = 1 + 0.76(b/W)$, $\eta = 2 + 0.522(b/W)$, b はリガメント長さ、 W は板幅、 P は試験片単位厚さあたりの荷重、 δ は試験片の荷重線変位である。また K_M は試験片単位板厚あたりの試験系のばね定数であり、ここではばね係数と称することにする。

ところで、式(2)に式(5)を代入すれば、不安定化条件式は下式のようにになる。

$$K_M \leq -dP/d\delta \quad (6)$$

これより、 $K_M = 0$ すなわちコンプライアンスが無限に大きいときには、最大荷重点において不安定化することになる。これより、延性不安定破壊発生時の J 積分 (J_{inst}) の下限値は最大荷重時の J 積分 ($J_{p,max}$) であると言える。

4 実験結果とその考察

4.1 J - R 曲線の評価

ばねを介さない剛な試験系において、 -50°C で得られた荷重-変位曲線の一例を Fig. 3 に示す。板厚 B が 23 mm の場合にはセパレーションの発生に伴い、ポッピン状の荷重低下が生じている。これに対して、 $B = 8$ mm の薄板材の場合には、滑らかな荷重-変位曲線であり、セパレーションの発生に伴う荷重低下はほとんど認められない。このように、試験片板厚の差に

Fig. 3. Load versus load-line displacement of specimen.

(a) $\Delta a = 1.2 \text{ mm}$ (b) $\Delta a = 4.5 \text{ mm}$ (c)
 $J = 117 \text{ kgf/mm}$ $J = 205 \text{ kgf/mm}$

Fig. 4. Macroscopic photograph of failure surface. (-50°C)

よって、荷重-変位曲線の形状に大きな差を生じた原因としては、薄板材ではほぼ平面応力状態であるためにセパレーションが発生しても塑性拘束がほとんど低下しないことと、さらにセパレーションそのものが Fig. 4 (c) のように微細であることによるものと考えられる。

セパレーションの状況とその板厚依存性を Fig. 4 に示す。Fig. 4 の(a)(b)は -50°C で得られた J - R 曲線評価用試験片の破面であり、除荷後 250°C で加熱着色してから液体窒素中でへき開破壊させたものである。破面には数本の大きなセパレーションが形成されており、その間で延性き裂が若干のタンネリングを示している。延性き裂成長量 Δa の評価には、ASTM 規格 E 813 の方法を用いたが、セパレーションと延性き裂では、き裂進展の面が異なるために、セパレーション部分はき裂長さに算定しないこととした。

-50°C で得られた J - R 曲線とき裂成長の効果を補正した修正 J - R 曲線を Fig. 5 に示す。また、この修正 J - R 曲線から式(2)を用いて得られた延性破壊材料係数 T_{mat} と J 積分との関係を Fig. 7, 8 に示す。 T_{mat} は J 積分が増大するにつれてほぼ直線的に低下する傾向を示している。

4.2 延性不安定破壊特性

高コンプライアンスな試験系での荷重-クロスヘッ

Fig. 5. J -resistance curve.

(a) Load versus crosshead displacement.

(b) Load versus load-line displacement of specimen.

Fig. 6. Load versus displacement diagram under the condition of high compliance.

ド変位曲線および試験片の荷重-変位曲線を Fig. 6 に示す。図中には、不安定破壊発生点およびセパレーション発生点をそれぞれ矢印で示す。高コンプライアンスな試験系の場合には、セパレーションが発生しても、Fig. 3 のように顕著な荷重低下は生じないが、独特の金属音と荷重-変位曲線に現れる微妙な変化により、セパレーション発生点を同定することは容易であった。Fig. 6 の場合には、延性不安定破壊以前に約 3 本の大きなセパレーションが発生しているが、いずれも不安定化点よりもかなり手前である。これより、最大荷重点以前に発生したセパレーションは直接延性不安定破壊を誘起していないと言えるが、これに関しては後で詳細に検討することとする。

J 積分に対する T_{mat} と T_{app} の変化状況を Fig. 7 と Fig. 8 に示す。Fig. 7 の黒ぬりの記号 (●■) は、

Fig. 7. Material and applied tearing modulus versus J-integral.

Fig. 8. Effect of spring constant on the applied tearing modulus versus J-integral curve.

ばねを介したときの $dP/d\delta$ を用いて T_{app} を算定した結果である。 $B=8\text{ mm}$ の場合には、前述のごとく、セパレーションが発生しても荷重-変位曲線はなめらかであるために、 T_{app} の変化傾向もなめらかである。これに対して、 $B=23\text{ mm}$ の場合には、セパレーション発生時における $dP/d\delta$ の特異な傾向を反映して、 T_{app} はセパレーション発生直後に急増し、その後低下する傾向を示している。しかし、このようにして評価された T_{app} が、 $J=90\text{ kgf/mm}$ 付近で T_{mat} をはるかに越えているにもかかわらず不安定化していないことから、この評価方法には問題があるものと考えられる。そこで、ばねを介さない試験系において、初期き裂長さ a_0 が等しい別の試験片から得られた $dP/d\delta$ を用いて評価された T_{app} を○印で示す。この場合には、 T_{app} は J 積分の増大につれてゆるやかに増大し、 $T_{app} > T_{mat}$ となつてしばらくしてから不安定化しており、この T_{app} 評価方法は妥当なものであると考えられる。そこで、以後はこの方法で T_{app} を評価することとした。

T_{app} の変化傾向に及ぼすコンプライアンスの影響を Fig. 8 に示す。 T_{app} は最大荷重時の J 積分を越えて変形が若干進行してから極大値を示し、その極大値は系のばね係数が増大するにつれて低下する傾向を示している。特に $K_{sp}=200\text{ kgf/mm}$ の場合には、 T_{app} が極大値を示した後 T_{mat} に沿って低下する傾向を示

している。この T_{app} の変化傾向は本供試材に固有のものではなく、原子炉圧力容器用 (A508 cl. 3) 鋼にも共通したものである。なお、この T_{app} の変化傾向とそれに付随して現れる Paris 理論適用上の問題点については文献⁹⁾に詳しいのでここでは触れないこととする。

本供試材ならびに2種類の60キロ級調質低合金鋼で得られた延性不安定破壊発生時の T_{app} と T_{mat} の相関を Fig. 9 に示す。同図より、不安定破壊時の T_{app} が約300以下の場合には、 $T_{app} \div T_{mat}$ がほぼ成立しているが、それ以上の T_{app} 領域では、不安定化時の T_{app} は T_{mat} に比べてかなり大き目の値を示している。このことから、 T_{app} が300以上となるような高コンプライアンスな荷重系における不安定化条件式の妥当性に関してはさらに検討する必要があると言える。

Fig. 9. The correlation between T_{app} and T_{mat} at instability point.

Fig. 10. Effect of spring coefficient of loading system upon J_{inst} .

本供試材および2種類の低合金鋼で得られた延性不安定破壊発生時の J 積分 (J_{inst}) と試験系のばね係数 K_M との関係を図. 10 に示す。図中で、白ぬきの記号は最大荷重時の J 積分 (J_{p-max}) であり、黒ぬきの記号は J_{inst} である。前述のごとく、 J_{p-max} は J_{inst}

の下限値に相当するために、両者を併せて整理すれば、

$$J_{inst} = J_{p \cdot max} + CK_M \quad (7)$$

と示せることが分る。ここで C は比例係数である。

へき開破壊じん性(J_c)、最初にセパレーションが発生したときの J 積分(J_{sep})および J_{inst} の温度依存性を Fig. 11 に示す。へき開破壊が発生したのは、 -100°C 以下の低温域においてのみである。さらに計測されたへき開破壊の J_c はすべて 5 kgf/mm 以下である。通常の溶接構造用鋼では、延性-ぜい性遷移温度は $0 \sim -50^\circ\text{C}$ と本供試材に比べてかなり高いもののそのときのへき開破壊の J_c は $100 \sim 200 \text{ kgf/mm}$ であるのに対して、本供試材のそれは約 5 kgf/mm と極めて小さな値を示している。これは、前報で詳細に考察したごとく、き裂先端部にセパレーションが発生すれば、き裂先端部の塑性拘束が急激に緩和されて平面ひずみ状態から平面応力状態に遷移するためである。すなわち、セパレーションの発生は平面ひずみ条件下でのへき開破壊の発生を阻止する役目をはたしていると言える。

Fig. 11. Temperature dependence of J_{inst} , J_{sep} and J_c .

J_{sep} は -80°C 以上の温度域で計測され、かなり大きな温度依存性を示している。この J_{sep} の温度依存性は、セパレーションを形成するへき開破壊の破壊じん性が温度の上昇につれて増大したことによるものである¹⁾。一方、 -100°C 以下においては、セパレーションが発生する前に主へき開破壊が発生したために、 J_{sep} を評価することができなかった。

Fig. 11 の J_{inst} は $a_0 \div 26.5 \text{ mm}$, $K_{sp} = 70 \text{ kgf/mm}$ のときの結果である。この J_{inst} の温度依存性と比較するために、セパレーション指数 (S.I.) の温度依存性を Fig. 12 に示す。ここで、S.I. とは破面で観察されたある長さ以上のセパレーションの長さの総和を破面の面積で除した値である。S.I. は室温から -80°C の温度範囲において、約 $0.03/\text{mm}$ から $0.5/\text{mm}$ までと相当変化しているにもかかわらず、 J_{inst} はほと

Fig. 12. Temperature dependence of separation index and crystallinity.

んど変化せず、 $J_{inst} \div 110 \text{ kgf/mm}$ とほぼ一定である。このことから、本供試材においては、セパレーションの発生がかなり顕著な -80°C においても、平面応力型の低エネルギー引裂破壊は発生しなかったと言える。さらにまた、室温を除いては、 J_{inst} が J_{sep} よりかなり大きいことから、最大荷重点以前に発生したセパレーションは延性不安定破壊を誘起しなかったと言える。

Fig. 11 より、低コンプライアンスな荷重系すなわちばねを介さないときの延性-ぜい性遷移温度は約 -90°C であるが、高コンプライアンスな荷重系では -80°C でも延性破壊していることから、本供試材の延性-ぜい性遷移温度はほとんどコンプライアンスの影響を受けていないことが分る。一方、軟鋼材の場合には、高コンプライアンスな荷重系で破壊じん性試験を実施した場合、最大荷重点以後の速度効果により延性-ぜい性遷移温度がかなり上昇することが知られている¹¹⁾。この差はセパレーションの効果によるものであると考えられる。すなわち、本供試材の場合、Fig. 3 や Fig. 12等から、 -80°C での最大荷重点付近では相当のセパレーションが発生していると言える。したがって、き裂先端部は完全な平面応力状態にあるために、前報で考察したような理由により、コンプライアンスによって動的効果が生じてもしぜい性破壊しなかったものと考えられる。

5 結 言

二相域で制御圧延された50キロ高張力鋼を用いて、 -50°C での J - R 曲線や延性不安定破壊特性の温度およびコンプライアンス依存性を検討した結果次のような結論が得られた。

(1) セパレーションの発生により、特異な荷重-変位曲線を示す本供試材では、延性不安定破壊条件式(2)および(5)はそのままの形では適用できないが、平準化した荷重-変位曲線からの $dP/d\delta$ を用いればほぼ妥当な結果を得ることができた。しかし、延性破壊荷重係数 T_{app} が約300以上の場合における式(2)の妥当性についてはさらに検討することが必要である。

(2) 延性不安定破壊発生時のJ積分 (J_{inst}) のばね係数 (K_M) 依存性は次式のように示すことができた.

$$J_{\text{inst}} = J_{p\cdot\max} + CK_M \quad (7)$$

(3) セパレーションの発生が顕著な低温域においても, 薄板材に類似した低エネルギー引裂破壊は発生しなかった.

(4) 最大荷重点以前に発生したセパレーションはぜい性破壊や延性不安定破壊を誘起しないのみならず, 塑性拘束を低下させることにより, ぜい性破壊の発生を防止する効果を示した.

(昭和58年6月24日 第2回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 例えば, 安藤 柱, 松下久雄, 藤林伸平, 小倉信和, 材料, **34**, 379 (1985).
- 2) 例えば, 永元隆一, 日本鉄鋼協会, 第86, 87回西山記念技術講座, p. 225 (1984).
- 3) 例えば, 杉江英司, 松岡雅典, 秋山俊弥, 三村 宏, 住友芳夫, 鉄と鋼, **9**, 104 (1983).
- 4) ASTM Standard, E813-81.
- 5) 安藤 柱, 小倉信和, 小堀孝浩, 日本機械学会論文集, **46**, 933 (1980).
- 6) P. C. Paris, H. Tada, A. Zahoor and H. A. Ernst, ASTM STP 668, 5 (1979).
- 7) H. A. Ernst, P. C. Paris and J. D. Landes, Sci. Paper, 80-ID3-JINTF-P3 (1980).
- 8) 安藤 柱, 堀野正也, 坂 真澄, 小倉信和, 日本機械学会論文集, **50**, 252 (1984).
- 9) 坂 真澄, 高橋秀明, 安藤 柱, 阿部博之, 圧力技術, **22**, 81 (1984).
- 10) 安藤 柱, 坂 真澄, 堀野正也, 古徳弘行, 日本機械学会論文集 (印刷中).
- 11) 金沢 武, 町田 進, 栗飯原周二, 日本造船学会論文集, **146**, 474 (1979).