

浸炭鋼の動的破壊靱性*

梶野利彦^{*1}, 上井清史^{*2}, 小林俊郎^{*3}
平口與志継^{*4}, 安達修平^{*4}

Dynamic Fracture Toughness of Carburized Steel

Toshihiko KAZINO, Kiyoshi UWAI, Toshiro KOBAYASHI,
Yoshitsugu HIRAGUCHI, and Shuhei ADACHI

The dynamic fracture toughness for a carburized steel, SCM 415, was evaluated using a computer-aided instrumented Charpy impact testing method (CAI-system) and the impact response curve method in the standard Charpy-size carburized and hardened specimen with a machine notch. The fatigue crack was set in the notch tip. The 0.2 mm precracked specimens showed a transition behavior in the relation between the dynamic fracture toughness and the temperature, whereas the 0.4 mm precracked ones did not show this phenomenon. Therefore, the hardness and carbon content in the position of the precrack tip inside the hardened case gave an important effect to the dynamic fracture toughness of the material such as carburized steel.

Key Words: Metallic Material, Instrumented Charpy Impact Test, Impact Response Curve, Dynamic Fracture Toughness, Carburized Steel

1. 緒言

近年、自動車の高速・高性能化に伴い、それに利用される浸炭部品も材質の向上が図られるようになり浸炭鋼に関する研究も多く見られるようになった^{(1)~(6)}。しかしその多くは、おもに疲労特性についてのものであり、破壊靱性とくに動的破壊靱性についての報告は極めて少なく、しかも不十分である。

ところで浸炭鋼においては、表面層は高炭素の焼入れ・低温焼戻し材であって硬くて強いが、中心部は低炭素のため同じ熱履歴を経ても、相対的にかなり軟かく強度が低い。すなわち浸炭硬化層においては、化学的には主要成分である炭素の含有量が、また機械的性質としては硬さ・強さおよび残留応力が、さらに金属組織に関連しては残留オーステナイトが、部材の表面から数十分の1 mm ないし1 mm 程度の距離にわたって連続的に変化する。したがって浸炭硬化鋼は諸特性がこう配をもって変化する一種の傾斜複合材料とみ

なすことができる。このような特異性をもっているため、浸炭硬化鋼の破壊靱性の評価には、通常の均質材に比べていくつかの点で困難を伴う。たとえば破壊靱性の評価には試験片に予き裂を先在させることが必須の条件であるが、これをたかだか1 mm 程度の厚さの薄い浸炭層内に目的の長さ設定しなければならない。また浸炭硬化層は硬質のため、き裂の発生がぜい性的に極めて短い時間内に起こると推測され、この場合き裂の発生点の検出が問題となる。これらの点が浸炭鋼の破壊靱性を評価するうえでの当面の要件と考えられる。

そこで本研究では、き裂の発生点の検出を明確にできる破壊靱性試験法の確立を目的として実験をすすめた。なおこの場合、厳しい動的負荷条件下での試験とともに、比較のために静的負荷条件下での試験もあわせて実施した。

また浸炭部品の実用に際しては、たとえば耐摩耗性を主眼とするか、または靱性を要望するかによって焼戻し温度を調節するが、このような点に関して焼戻し温度による破壊靱性の動向についても検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片 本研究に用いた材料

* 昭和63年11月16日 第954回講演会において講演、原稿受付 昭和63年4月21日。

^{*1} 正員、鈴鹿工業高等専門学校 (〒510-02 鈴鹿市白子町)。

^{*2} 豊橋技術科学大学大学院 (〒440 豊橋市天伯町字雲雀ヶ丘1-1)。

^{*3} 正員、豊橋技術科学大学。

^{*4} ヤマハ発動機(株) (〒438 磐田市新貝2500)。

は市販の JIS SCM 415 鋼の直径 19 mm の丸棒である。その化学組成を表 1 に示す。

試験片は標準シャルピーサイズとし、幅 0.5 mm、先端半径 0.25 mm、深さ 5 mm の機械切欠を入れた (図 1)。機械加工したのち、図 2 に示す熱処理サイクルにより実際に工業的に用いられているものに近いかたちで、浸炭処理(カーボンポテンシャル 0.9% のガス浸炭法による)、焼入れ・焼戻し処理を施した。なおこの場合、浸炭処理の温度・時間は有効浸炭深さ 1 mm を目標として選んだ。これは破壊靱性試験のため必須とされる疲労予き裂を導入する場合、浸炭硬化深さが大きいものほど取扱いが容易になるためである。また焼戻し温度としては浸炭硬化材に対して一般的によく用いられる温度範囲の下限である 423 K {150°C} と上限の 463 K {190°C} の 2 水準とした。以下においては、前者を A 材、後者を B 材と呼ぶことにする。

破壊靱性試験のためには、試験片に疲労予き裂を付加しなければならないが、本研究に用いた試験片に対しては、ASTM E 399 に準拠して室温において油圧サーボ式疲労試験機を用いて、三点曲げ繰返し負荷によって導入した。疲労予き裂の深さについては、本研究においては浸炭硬化層の内部に予き裂の先端がとどまっていることが肝要であると考えられたので、図 5 に示した実測した浸炭硬化層についての硬さ分布曲線をも参考にして、機械切欠の先端から約 0.2 mm と約 0.4 mm の 2 種類を用意した。なお予き裂深さは、破面上で試験片厚さの 8 等分点の平均値として決定した。

2.2 静的破壊靱性の計測 静的破壊靱性値を求めるためには、図 1 に示した予き裂付き試験片について、インストロン形万能試験機を用いて、クロスヘッド降下速度 0.5 mm/min、スパン間隔 40 mm によ

て 248 K {−25°C} から 363 K {90°C} の温度範囲にわたって、静的三点曲げ試験を行った。このとき、クロスヘッドに設置したロードセルによって荷重信号を、また試験片に取付けたジグに装着したクリップゲージから変位信号を検出し、X-Y レコーダ上に荷重-変位曲線を記録した。

また、き裂発生抵抗に対する破壊靱性値を求めるうえでは、き裂の発生点を決定する必要がある。このための方法としては種々のものが考案されているが、本研究では、操作が比較的簡単に行え、しかも再現性にも優れる直流電位差法を採用した。すなわち上記の荷重-変位曲線を記録すると同時に、試料の両端に直流電圧を印加して試料中に 10 A の定電流を通じ、予き裂を挟んだ両側の電位検出端子によって、負荷に伴う電位差の変化を、クリップゲージ変位に対する曲線として、同じく X-Y レコーダ上に記録した。

この計測システムのブロック線図を図 3 に示す。

2.3 動的破壊靱性の計測 動的破壊靱性値を求めるための図 1 に示した予き裂付き試験片を用いての動的三点曲げ試験には、計装化シャルピー衝撃試験で得られる各種の荷重・変位およびエネルギーについての情報を、さらにコンピュータを援用することによって、じん速・精確な計測ができるように発展させた新しい試験システムが著者のひとりによって最近開発されており⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾、本実験においてもおもにこれに従った。すなわち「CAI システム: Computer aided instrumented Charpy impact test system」である。

本法による動的破壊靱性の測定において、いわゆる弾塑性変形を示す試料については、コンプライアンス変化率法によっている。これは単一試験片についての荷重-変位曲線から求められるコンプライアンスの変

表 1 供試材の化学組成 (wt %)

| C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | Cu |
|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 0.18 | 0.19 | 0.81 | 0.014 | 0.018 | 0.03 | 1.02 | 0.17 | 0.07 |

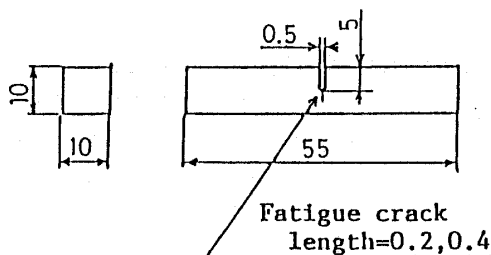


図 1 試験片の形状・寸法

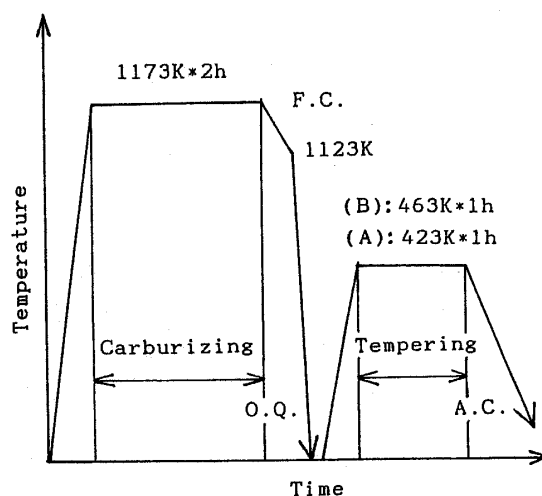


図 2 熱処理サイクル

化率が急変する点を、き裂発起点とみなす簡便法である。これについては著者のひとりが、各種の材料についての詳細な動的試験を通して、有効性を実証している⁽¹¹⁾。

一方、セラミックスなどのぜい性材料での極く短い時間内に破壊が起こる材料についての動的破壊靱性の計測においては、計装タップからの荷重信号が必ずしも試料に加えられた真の荷重を正確には反映しきれなくなるという結果も報告されている⁽¹²⁾。本研究で取扱った浸炭硬化鋼は、本質的に硬い高炭素マルテンサイトが比較的低い温度で焼戻しを受けてはいるが、硬化層はそれでも十分に硬質であり、むしろぜい性材料として扱うのがふさわしいと考えられる。

このような高いぜい性を示す材料における短時間内に起こるぜい性破壊についての動的破壊靱性試験の一つの方法として、Kalthoff⁽¹³⁾が提唱している衝撃応答曲線(Impact response curve)法がある⁽¹²⁾。本研究においても、上記のCAIシステムによる計測と並んで、この方法を併用した。ただし本来の衝撃応答曲線法では光学的手法が用いられているが、本実験では試験片にひずみゲージを直接に付する方法を用いた。すなわち微小半導体ひずみゲージ(長さ2mm)を予き裂の先端真横2mmの位置にて付し、直流ブリッジ回路を組んだ。半導体ゲージはゲージ率が極めて大きいため前置増幅器なしに直接、記憶装置に入力させることができ、波形を忠実度よく記録できる。本実験では高速高感度のデジタルストレージオシロスコープを用いてゲージ信号を取り込み、ひずみ-時間曲線を測定した。図4に、動的破壊靱性の計測システムのブロック線図を示した。

なお、これらの計測には容量490Jの計装化シャル

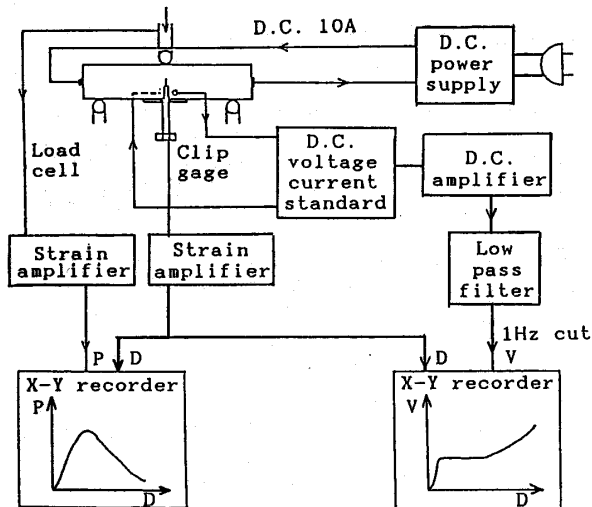


図3 静的破壊靱性の計測法

ピー衝撃試験機を用いた。また一般に衝撃試験においては記録波形上に、慣性による周波数の高い不要な振動波が重なって現れる。その振幅を低減する一つの方法として、試験機ハンマの持上げ角を小さくして衝撃速度を小さくして行う、いわゆる Low blow test があり、本実験においてもこれを採用した⁽¹⁴⁾。なおこの場合、波形を崩さない負荷エネルギー条件を満たすためには、初期エネルギーが破断エネルギーの3倍以上でなければならないとされているので⁽¹⁴⁾、本実験では別に行った切欠材についての衝撃試験の結果を参考にして、持上げ角19.8°で試験した。このときの衝撃速度は $V_0=0.93$ m/s に相当する。

2.4 硬さおよび残留オーステナイトの計測 表面硬化層の特徴を簡便に知るためには、硬さ分布曲線がよく用いられる。本実験では、焼戻し処理による差異および疲労予き裂を設定するための手がかりを知るためにマイクロビッカース硬さ計(測定荷重300g)による測定をした。また表面硬化層における残留オーステナイトの分布状況について、対陰極に M_0 、フィルタに Zr を用いて X 線回折法による定量を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 硬さおよび残留オーステナイトの分布曲線

浸炭硬化層における硬さおよび残留オーステナイト量についての分布曲線を、それぞれ図5および図6に示した。硬さ、残留オーステナイトとも表面から約0.1mmのところまでで最高値を示し、表面ではむしろいくらか低い値を、そして中心部に向かってゆるやかに減少する傾向が認められる。この傾向はA、B両材で同じである。ただし焼戻し温度の高いB材の方が硬さについては最高値の近くで約80HV、また残留オーステナイトについては約3%ほど少ない。B材での残留

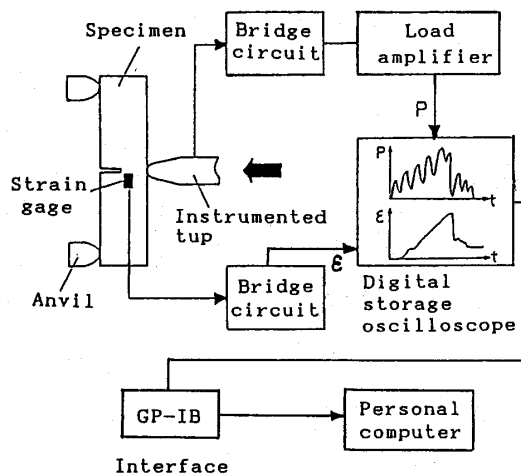


図4 動的破壊靱性の計測法

オーステナイトの減少は、この場合の焼戻し温度付近から残留オーステナイトの分解が始まることに対応している⁽¹⁵⁾。一般に鋼におけるオーステナイトは軟質相と考えられるので、このように残留オーステナイト量の多いところで硬さが最も高くなるということは奇異に映るが、浸炭硬化層には残留応力が比較的大きい値で存在することが知られているので、それがこのような結果に大きく影響しているものと考えられる。なお予き裂深さと硬さおよび残留オーステナイト量の間には、硬さについては予き裂長さが0.2 mmと0.4 mmとで約100Hvの差、また残留オーステナイト量については両者で約10%の差である。

3・2 静的破壊靱性 B材について291 Kでの静的三点曲げ試験において同時に得られた、荷重-変位および電位差-変位の両曲線を図7に示した。電位差曲線は初期において、いったん低下し最小値を経たのち増大に転じており、急変点が何箇所もあるためこのままでは、き裂発生点が確定できない。そこでき裂発生点とみなされる変位の前後で除荷した試料の破面観察によって検討を加えた結果、図7中の電位差曲線上に矢印で示した点がき裂発生点に相当することがわかった。すなわち電位差曲線が増大するようになってから

最初に現れる急変点が、き裂発生点に対応した。

電位差曲線上でこのようにして定めた、き裂発生点を与える変位に対応する荷重曲線上に定めた、き裂発生点までの面積A(図7中の斜線部)を算出し、Rice⁽¹⁶⁾の簡便式を用いて、静的破壊靱性値 J_c を求めた。

図8はA, B両材について、このようにして求めた J_c 値と試験温度の関係をプロットしたものである。図8からわかるように、この実験温度範囲では J_c は大幅な低下を示しておらず、ぜい性破壊に移行する遷移温度はさらに低温側にあると予測される。予き裂深さ0.2 mm についてのデータには若干のばらつきが目立つが、0.4 mm 深さの予き裂材では、焼戻し温度の高いB材のほうが全般にわたって高い靱性値を示しており、一般に言われる低強度と高靱性の対応性が、この場合にはよくあてはまると言えよう。

3・3 動的破壊靱性 図9はA材について248 Kと343 Kにおける動的破壊靱性試験によって得られた衝撃応答曲線(上側)と荷重-時間曲線(下側)を示す。248 K 試験では曲線上に急激な変化が見られ低温ぜい

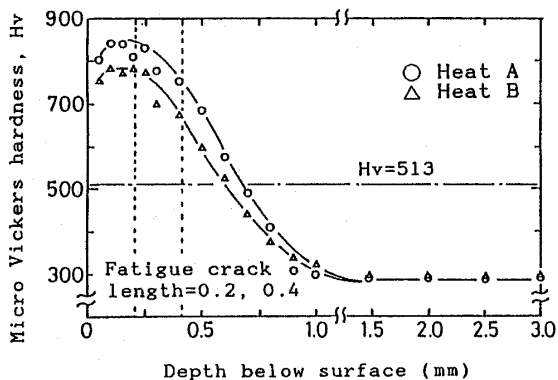


図5 硬さの分布曲線

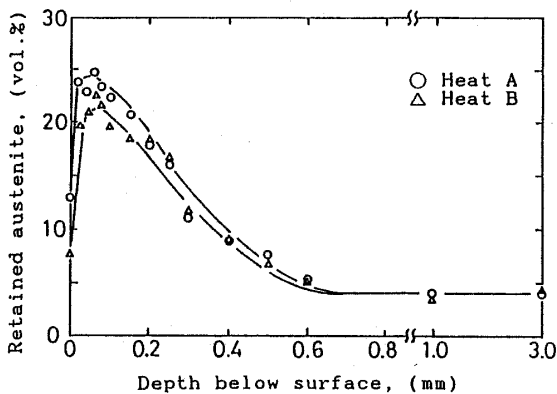


図6 残留オーステナイトの分布曲線

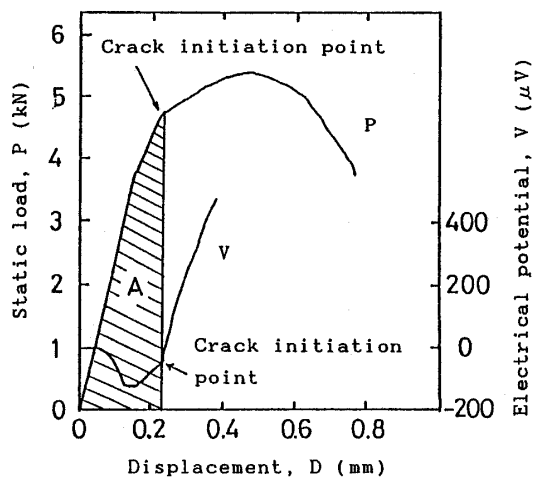


図7 静的破壊靱性の解析例(B材, 291 K 試験)

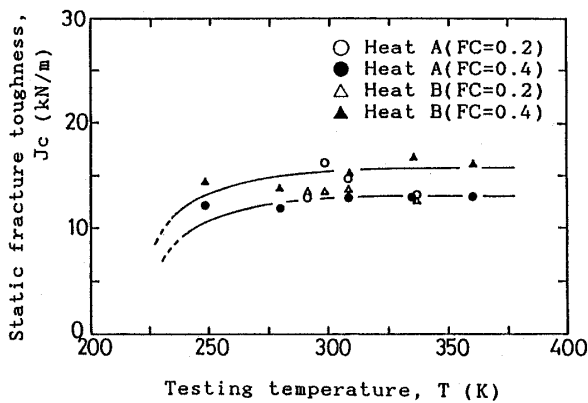


図8 静的破壊靱性の温度遷移曲線

性破壊のき裂発生がその点で起こっていることがうかがわれる。この場合、計装タップ信号は Low blow test にもかかわらず、高周波成分の振幅がかなり大きい。これはとくに硬い浸炭硬化層が低温のためいっそう剛性が増したためと考えられる。他方、ひずみゲージ信号は、ロードセル信号に比較して高周波振動成分の重なりがはるかに少なく、見やすい波形になっている。248 K における衝撃応答曲線から動的破壊靱性値 K_d を算出した結果を図 10 に示す。330 μs における K_d 値は約 60 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。しかしこの点はさらによく見ると初期弾性線から若干ずれているようにも受け取ることができ、300 μs 以前に真のき裂発生点があるのかもしれないし、弾塑性破壊域にあることも考えられる。この点は今後さらに詳しく検討する必要がある。次に図 9 (b) の場合には衝撃応答曲線上にも、き裂発生点に対応すべき特異な変化が現れていない。したがってこのような比較的高温域での動的破壊靱性値は、コンプライアンス変化率法を用いて CAI システムによって算出した。

A, B 両材について、室温の上下の温度域で求めた動的破壊靱性値 J_d を予き裂深さ FC をパラメータとして図 11 に示した。予き裂深さが 0.4 mm と深めのもものでは 250 K 近くでやや低い値を示すものの、全般的には動的破壊靱性値は 20 kN/m 程度のほぼ一定値を示しており、遷移点はもう少し低温側にあるものと

予測される。この点は上述の静的破壊靱性値の場合と同様である。一方、0.2 mm 浅めの予き裂の場合には、室温付近で明りょうな遷移挙動が認められる。したがって動的破壊靱性の温度遷移曲線(温度依存性)は予き裂深さの影響が著しく大きい。

このような、浸炭鋼における予き裂深さによる静的あるいは動的破壊靱性の変化は、Diesburg ら⁽⁴⁾による室温試験の結果にも見られるが、環境温度との関連性を明らかにしたのは本研究がはじめてである。

すなわち浸炭硬化材においては、先在き裂が部材の表面近くの硬化層内の浅い場所で高炭素の硬い部分に依存するときのほうが、さらに深い位置にある場合よりも、低い動的外力によって容易にき裂が急速進展することになり、これは極めて危険な状態におかれているという結論に至る。このような点に関しては、一般の均質材料における破壊挙動とは逆の傾向であり、とくに留意しなければならないと考える。この場合、同時に、浸炭鋼の動的破壊靱性の遷移温度が、浅い予き裂材においては室温の近くにあるという点もまた重要である。すなわち使用温度が数十 K ないしは 10 数 K

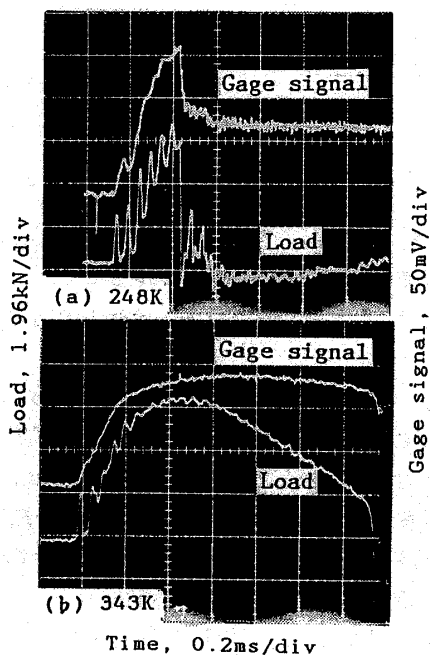


図 9 A 材についての各温度での衝撃応答曲線(上側)と荷重-時間曲線(下側)

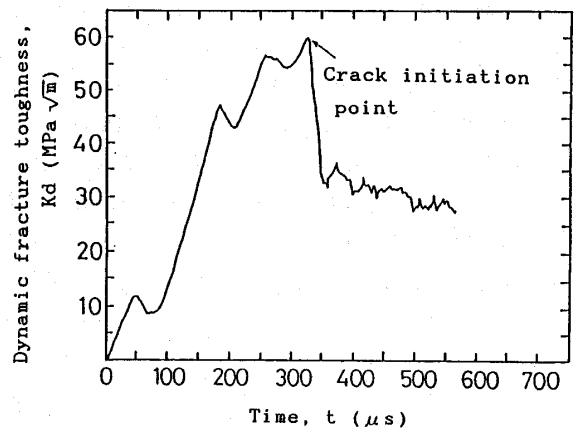


図 10 衝撃応答曲線の解析例(A 材, 248 K 試験)

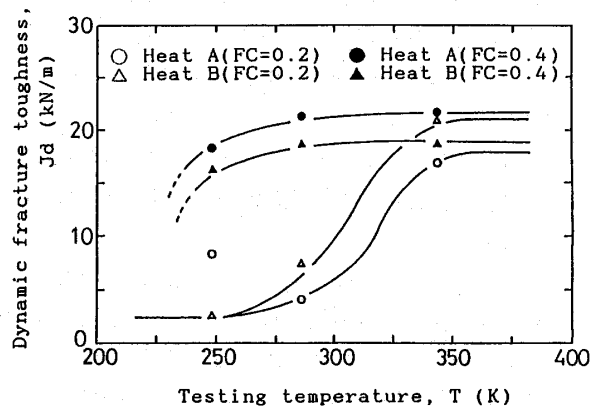


図 11 動的破壊靱性の温度遷移曲線

低下するだけで、重大な破損につながる危険性もあるわけである。

このような傾向は、また、焼戻し温度を高くしても、本質的には変わらないことも図 11 からうかがえる。また、焼戻し温度の違いによって、0.4 mm 予き裂材についての破壊靱性が静的な場合と動的な場合とで逆転しており、このような浸炭材ではとくに、破壊挙動のひずみ速度依存性に注意しなければならないことを示唆している。

4. 結 言

SCM 415 鋼の浸炭・焼入れ・焼戻し処理を施した標準シャルピーサイズ試験片(幅 0.5 mm, 深さ 5 mm の機械切欠+疲労予き裂 0.2, 0.4 mm)を用いた三点曲げ負荷様式による破壊靱性試験を行い、次のような知見を得た。

(1) 動的破壊靱性試験においては、ぜい性破壊を示す温度での試験では、小形半導体ひずみゲージを用いた衝撃応答曲線法によって、き裂発生点が明確に検出でき、同法による動的破壊靱性の評価が浸炭硬化材に対しても有効であることがわかった。しかし高温域での試験については同法によっても、き裂発生点がとらえられず、この場合には CAI-システムによるコンプライアンス変化率法によらなければならなかった。

(2) 予き裂深さは、動的破壊靱性の遷移曲線に大きく影響する。0.2 mm の比較的浅い予き裂の場合には、室温付近で遷移現象が見られたが、0.4 mm の深さの場合にはこれが見られなかった。したがって浸炭硬化材のような部材においては硬化層中の予き裂先端

位置における硬さおよび炭素量が破壊靱性に大きく影響するが、残留オーステナイトの影響については、今のところ不明である。

(3) 静的破壊靱性は、電位差法によるき裂発生点の検出を併用することで、有効に評価することができた。

(4) 焼戻し温度の違いは、浸炭硬化層における硬さおよび残留オーステナイトの分布に反映されるが、破壊靱性に及ぼす影響は一様でなく、負荷速度および予き裂深さとも複雑に関連するようである。

文 献

- (1) Smith, Y. E. and Diesburg, D. E., *Met. Prog.*, 115-5 (1979), 68.
- (2) Smith, Y. E. and Diesburg, D. E., *Met. Prog.*, 115-6 (1979), 35.
- (3) Smith, Y. E. and Diesburg, D. E., *Met. Prog.*, 115-7 (1979), 67.
- (4) Diesburg, D. E. and Eldis, G. T., *Metall. Trans.*, 9 A (1978), 1561.
- (5) Krauss, G., *Metall. Trans.*, 9 A (1978), 1572.
- (6) 小峰・ほか 3 名, 機論, 53-488, A (昭 62), 702.
- (7) 内藤・ほか 2 名, 材料, 32-361 (昭 58), 1162.
- (8) 並木・磯川, 鉄と鋼, 72 (昭 61), 2117.
- (9) 小林・ほか 2 名, 金属, 57 (昭 62), 39.
- (10) 小林, 機械設計, 32-1 (昭 63), 91.
- (11) Kobayashi, T., ほか 2 名, *Eng. Frac. Mech.*, 24-5 (1986), 773.
- (12) 小林・ほか 3 名, 日金誌, 51 (昭 62), 723.
- (13) Kalthoff, J. F., *Metal Handbook*, 8 (1985), 269, ASM.
- (14) 小林・ほか 2 名, 鉄と鋼, 72 (昭 61), 2133.
- (15) 内藤, 浸炭焼入れの実際, (昭 54), 202, 日刊工業新聞社.
- (16) Rice, J. R., ほか 2 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 536 (1973), 231.

討 論

〔質問〕 前川 一郎 (東北大学工学部)

実用上興味あるご研究と存じる。下記の点についてご教示いただければ幸いです。

(1) 半導体ゲージは温度依存性が大きいと思うがその影響はなにかチェックされたのか。

(2) 衝撃による破壊は低温になると危険性が増すと思うが、比較的高温側で実験をされたのはなにか理由がおありか。

(3) J_d を 3PB 法で求めると一般に CT 試験片の場合よりも高めの危険側の値が得られると思うが、図 8 と図 11 を比べて $F.C.=0.2$, $T < 35K$ 以外は J_c より J_d のほうが高いのはタップの食い込みの影響が入っていないか。

〔回答〕 (1) ひずみゲージを貼付した試験片を測定温度に保持した後、アンピル上にセットしハンマを押付け、ハンマに設けたロードセルの出力と比較した。

(2) 試験温度域の設定が比較的高かった理由としてはまず浸炭鋼においては、表面に近い硬質脆性層の挙動のほうが、むしろ重要であり、0.2 mm 予き裂材での遷移挙動(かなり高温側で起こる)を知ることが、まず肝要と考えた。また、今回使用した半導体ひずみゲージの使用可能温度域による制約もあった。

(3) 従来より、高温側で $J_d > J_c$ となる傾向は多くの材料で認められているが、その主因は高温側での流動応力のひずみ速度依存性の増大によるといわれて

いる。ここでの結果もそのようなことに起因しているものと思われる。

〔質問〕 猿木勝司〔豊田中央研究所〕

(1) 3・1節で浸炭層の最も硬さが高くなっているところを残留応力の影響としているが、その根拠はなにか。残留応力が硬さに及ぼす影響は、質問者らの実験では、例えば H_v400 ぐらいのばね鋼の場合、残留応力が 10 kg/mm^2 異なれば $5H_v$ ぐらいの違いが出る程度である。一般に浸炭材は表面に異常層ができて硬さがやや低下する領域があり、その奥は一部残留オーステナイトがあってもC濃度が高いので全体的には硬くなると思われるがいかがか。

(2) 3・2節でき裂発生を確認するのに除荷した試料の破面観察をしたとあるが、除荷した段階では試験片は分離破断していない。その後どのように破断させて破面観察をしたのか。その場合どこまでが負荷時に発生した破面として区別できたのか。

(3) 動的破壊靱性試験でのき裂の発生点は、図10の Crack initiation point として示されたところであるという保証はなく、実際のところわかっていない。もう少し前の段階で発生していないか心配であるが、この点のようにお考えか。

〔回答〕 (1) ご指摘のとおり、本質的には、浸炭処理によって炭素含有量が高くなったことにより、硬さが上昇したと考えられる。つまり、ここでの表面

の硬さの低下は合金元素の内部酸化で、基地のオーステナイトの焼入能が低下したことが主因と思われる。しかし、一般に浸炭硬化層での硬さ分布の特徴については、以上のほかに残留応力の効果が少なからず作用していると考えるが、詳細は今後検討したく思う。

(2) 静的三点曲げ試験における、き裂発生点の決定のための予備実験を、次のようにして行った。まず電位差曲線上での急変点の発生状況を確認し、いくつかの候補点を挙げておく。次に最初の点まで負荷して開口部にくさびを介在させて、それまでの変形を固定したのち除荷する。この状態での、き裂の進展の有無を光学顕微鏡で観察する。き裂の進展がなければ、次に大きい負荷点まで進める。き裂が進展したとみなされたものについては、さらに液体窒素温度で衝撃破断させて、その破面を走査形電子顕微鏡で観察し、き裂の進展の様子を確認した。このようにして決定した電位差曲線上でのき裂発生点位置を用いて本実験を進めた。

(3) ひずみゲージ信号における急除荷点が、き裂進展開始点に相当することは、脆性材料では広く認められている。しかし、ご指摘の急除荷の前に延性き裂の進展があった場合には、弾塑性破壊力学に基づいた解析が必要となる。その点で微妙であるが、本材におけるき裂発生形態の定義とも関連して、今後詳細な検討が必要と考えている。