

討13 強力鋼の遅れ石皮壞の巨視的過程と微視的過程

金属材料技術研究所 青木孝夫 金尾正雄
 東京大学工学部 荒木 透

1. 緒言

強力鋼の信頼性は一般に破壊靱性値 K_{Ic} で評価されるが、環境の効果が無視できない場合には遅れ破壊の感受性が問題となる。切欠きを含む強力鋼の試験片の載荷能力は、湿润環境中においてはしばしば空気中の切欠き引張強さの半分以下に低下する。高荷重を受ける強力鋼の構造部材においては、環境に依存する遅れ破壊特性が許容応力を定めるひとつの重要な基準となるであろう。最近の研究によれば、強力鋼の環境に依存する遅れ破壊現象において水素の役割が大きいことが示唆されているが、正確な機構についてはまだ不明の点が多い。環境からの水素の吸収、拡散、脆化機構など多くの未解決問題が含まれている。われわれは、各種の強力鋼の水中遅れ破壊特性について試験してきたが、遅れ破壊の機構を考察する場合、きれつ伝ば速度、下限界応力などの巨視的なパラメータと、きれつ先端付近の微視的破壊挙動の関係を調べる必要があると考えている。ここでは主として微視的破壊挙動ときれつ伝ば速度との関係について調べた結果について報告する。

2. 実験方法

遅れ破壊試験は、ボルト首下切欠き引張荷重型 ($K_t \approx 9$) と、予きれつ付片持ち曲げ荷重方式により行なった。後者の予きれつは、水素による遅れ破壊現象を利用して導入した。予きれつ部は主として前オーステナイト粒界にそった脆性的なきれつである。予きれつの導入後、 200°C で1hr ベイキングし水素を放出した。きれつ先端部の応力拡大係数は次式で計算した。

$$K_I = \frac{4.12 \cdot M \left(\frac{1}{\alpha^3} - \alpha^3 \right)^{\frac{1}{2}}}{B \cdot w}$$

ここで

M : 曲げモーメント, B : 試験片の板厚 w : 試験片の幅(高さ)

$\alpha = 1 - a/w$ (a : きれつの長さ)

試験はすべて $20 \sim 60^\circ\text{C}$ の各温度に保持した蒸留水中で行なった。

写真1に片持ち曲げ遅れ破壊試験片の巨視的破面を示す。上より機械的切欠き、予きれつ、遅れきれつ成長部、最終急速破断部と明らかに判別され、遅れきれつの先端部はほぼ直線的である。きれつ伝ば速度は、レバーアームのたわみ変化を差動トランスで検出し、きれつ長さ-たわみ変化校正曲線と比較することによって、きれつ進行状態を連続的に測定した。

3. 実験結果と考察

3.1 遅れ破壊の微視的観察

引張強さが約 $140 \sim 200 \text{ kg/mm}^2$ になるように調整した各種の強力鋼の水中遅れ破壊破面を走査電子顕微鏡で調べた。

遅れきれつ成長過程における微視的様相は、鋼種、熱処理、応力、環境などによってそれぞれ異なる特長を示したが、基本的には前オーステナイト粒界割れ、粒内ディンプルラプチャー、へき面割れの3種が認められ、それらの混在する場合が多かった。写真2(a)はSNCM8 (850°C 30分油冷、 250°C 1+1hr 焼もどし、 $\sigma_B = 182 \text{ kg/mm}^2$) の水中遅れ破壊破面で、前オーステナイト粒界割れを示

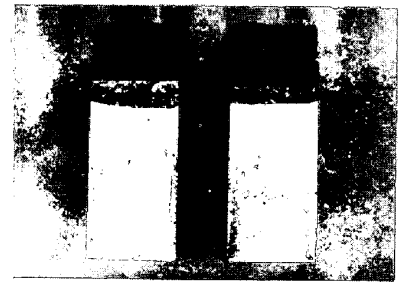


写真1 遅れ破壊試験片の破面 (SNCM8)

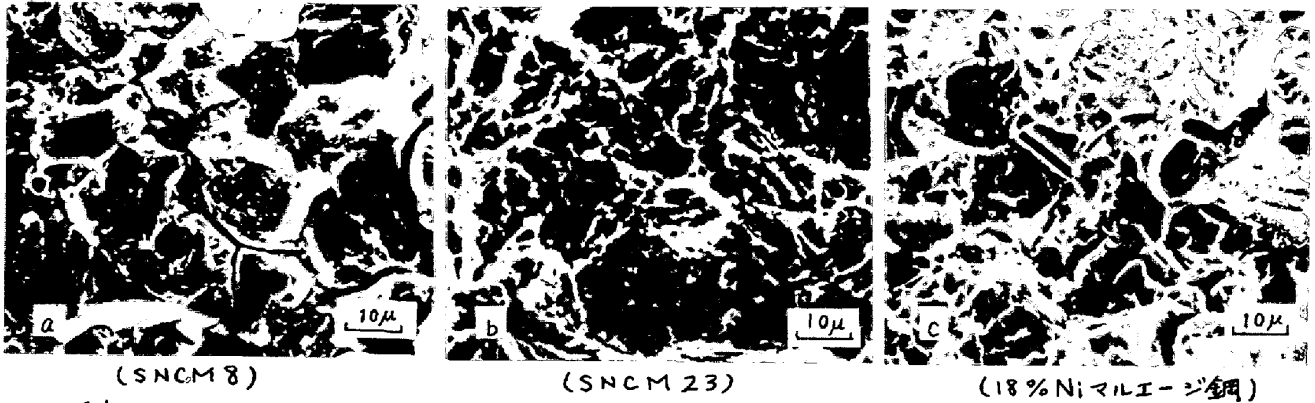


写真2 水中遅れ破壊した代表的な破面の走査電顕写真

す。この場合、粒界にそってかなりの2次きれつが認められ、きれつの枝分れ傾向が大きい。(b)はSNCM23(900°C 30min 油冷, 200°C 1+1 hr 焼もどし, $\sigma_B = 162 \text{ kg/mm}^2$)の破面で、微細なディンプルを主体とし、局所的に擬へき面割れの混在を示した。(c)は18% Ni マルエージ鋼 ($\sigma_B = 144 \text{ kg/mm}^2$)の例で、粒内のへき面割れが支配的である。2次きれつもわずかに見られるが、粒内のへき面割れの特徴を示している。写真3はSNCM23の成長途中の遅れきれつ先端部で、主きれつの先方に球状のボイドが認められる。遅れきれつは、主きれつとその前方に形成されたボイドまたはきれつが連結する過程のくり返しによつて成長して行くと考えられる。



写真3 SNCM23の遅れきれつ先端部

3.2 遅れきれつ伝ば速度におよぼす応力拡大係数と温度の影響

前オーステナイト粒界割れを示すSNCM8 ($\sigma_B = 182 \text{ kg/mm}^2$)と、粒内割れが支配的なSNCM23 ($\sigma_B = 162 \text{ kg/mm}^2$)についてきれつ伝ば速度の応力拡大係数と試験温度依存性を調べた。

K_{IC}とK_{ISCC}の中間のK_Iの値になるように荷重を加え、時間対きれつ長さ変化を記録した。途中の各点における接線の勾配からきれつ伝ば速度を求め、同時にその時のきれつ長さからK_Iを計算した。

図1にSNCM8の種々の温度における、きれつ伝ば速度と応力拡大係数の関係を示す。きれつ伝ば速度は温度と応力拡大係数の増加にもよって大となる傾向を示し、K_{ISCC}とK_{IC}に近いところを除いて、きれつ伝ば速度がK_Iに対してほぼ直線的に増加する領域が認められる。また試験温度によつてその依存性が変化している。

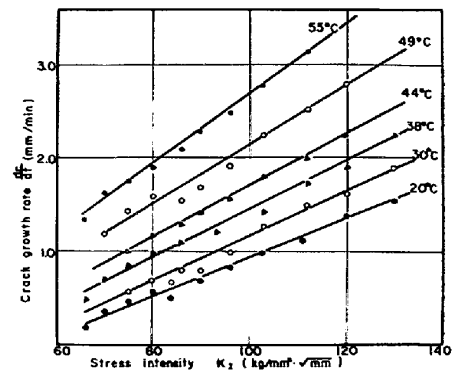


図1. SNCM8の蒸留水中遅れ破壊きれつ伝ば速度, K_I, 温度の関係

図2はきれつ伝ば速度の対数を試験温度の逆数に対してプロットしたもので、実験した範囲内では各応力拡大係数についてほぼ直線関係が成立し、アレニウス型の熱活性化過程によつて律速されていることを示している。しかし、直線の傾斜はK_Iによつて異なり、活性化エネルギーの値がK_Iに依存することを示している。同様な傾向は、H-11鋼についてはH. H. Johnson²⁾が、4340鋼についてはVan Der Sluys³⁾

が認めている。図3に活性化エネルギーと応力拡大係数の関係を彼らのデータとともに示した。SNCM8の活性化エネルギーは、 K_I が $70 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ において 8500 cal/mol であつたが、 K_I の増加とともに直線的に減少している。

図4にSNCM23のきれつ成長速度と試験温度の関係を示す。きれつ伝ば速度は、SNCM8に比べてかなり低いながらも同様な傾向が認められ、約 8300 cal/mol の活性化エネルギーの熱活性化過程によって律速されていることがわかる。しかしSNCM8の場合と異なり、実験した範囲内では活性化エネルギーの応力拡大係数に対する依存性はほとんど認められない。

3.3 遅れきれつの伝ば挙動

遅れきれつの成長過程は微視的にみて不連続な過程であり、図5に示すように時間-たわみ図において、水素をあらかじめチャージしたときにみられるような微小なステップが観察される。W. W. GerberichもDAC鋼の水中遅れきれつ成長を acoustic emission によって調べ、きれつが不連続なステップとして起きると述べている。SNCM23における1ステップ当りのきれつ進展長さは約数 μ のオーダーであり、早速るで示した主きれつとその前方に形成されたボイドとの間隔にほぼ対応している。また試験温度が高くなった場合は、ステップの高さよりも各ステップの間隔が短くなり、巨視的伝ば速度が大きくなることが観察された。ステップ高さと同様に温度と応力拡大係数の影響についての定量的な結果はまだ得られていないが、もしも1ステップが主きれつと先行ボイドまたはきれつが連なる過程に対応すると仮定すれば、きれつの伝ば速度は主きれつとボイドの中間の微小領域を脆化させる過程によって律速されていると考えることができる。

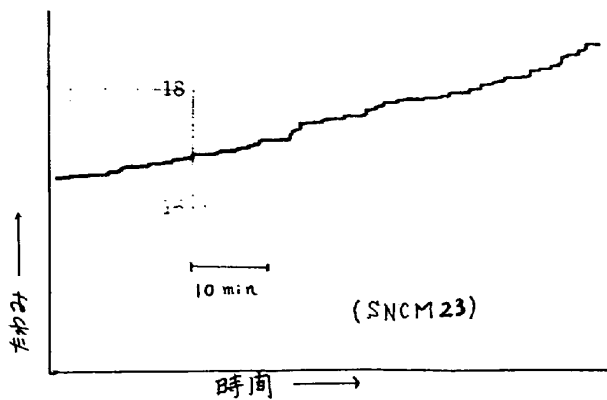


図5. SNCM23の遅れきれつの進行挙動 (40°C, $K_I \approx 250 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$)

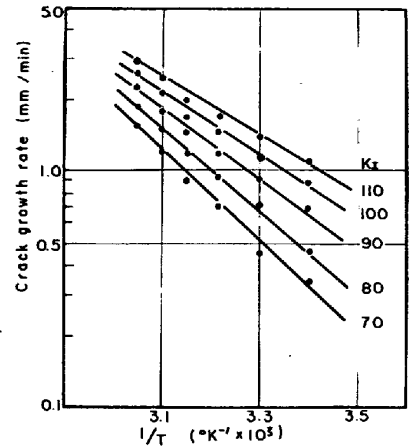


図2. SNCM8の遅れきれつ伝ば速度と試験温度の関係

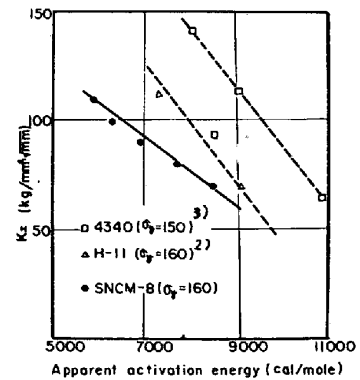


図3. 遅れきれつ伝ばに対する活性化エネルギーと応力拡大係数の関係

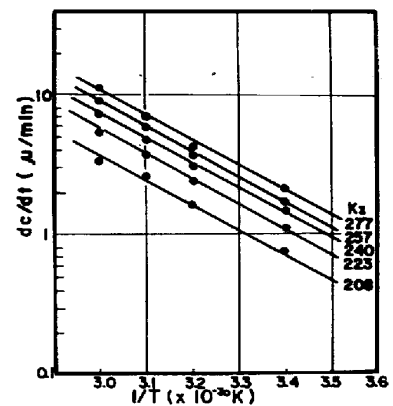


図4. SNCM23の遅れきれつ伝ば速度と試験温度の関係

3.4 遅れ破壊の機構について

湿潤環境下における遅れ破壊の機構を電気化学的に判別する方法がよく行なわれてきたが、ピットまたはクレバス内の電気化学的条件は必ずしも表面のそれとは一致しないといわれている。J. A. Smithら⁵⁾は4340鋼の進行中の遅れきれつ内のPHと電位を測定し、表面のPH、電位とは直接に関係なく、常に水素が発生する条件下にあると述べている。またC. F. Barthら⁶⁾は、食塩水中で陽分極したHP9-4-45鋼において、ピットが生成するとともに水素が鋼中を透過して入ることを確認し、陽分極下においても水素脆化の可能性があると指摘している。強力鋼の水中遅れ破壊現象に対しては、湿潤環境下での水素吸収の可能性⁷⁾⁸⁾きれつ伝は⁹⁾の特徴、活性化エネルギーの測定などのことから水素脆化機構が有力となりつつある。

一般に破面観察のみでは機構を判別するのはきわめて困難であるが、あらかじめ水素をチャージした場合や、外部から明らかに水素を吸収すると考えられる希塩酸中での遅れきれつは、切欠き底より少し内部の最大三軸応力位置に発生し、切欠き底からの距離に対応するシャリップが観察されるといわれている。⁸⁾⁹⁾ 首下切欠き試験片(切欠き端半径: 0.03mm)の水中遅れ破壊破面の切欠き底付近には写真4に示すような10~20μ程度のシャリップが各種の強力鋼において観察された。腐食ピットを起発とする割れの徴候はとくに認められず、実験した条件下での遅れきれつはほとんど切欠き底の内部から発生しているようであった。このことは強力鋼の水中遅れ破壊の水素脆化機構を間接的に示唆していると思われる。

4. 結言

静荷重を受けている強力鋼の水中遅れ破壊現象について、破壊の微視的観察、きれつ伝は⁹⁾考動、活性化エネルギーの測定を行ない、遅れ破壊の機構について考察した。得られた活性化エネルギーの値は、強力鋼の水素脆化現象で報告されているものとはほぼ同じ値を示したが、応力拡大係数に対する依存性の問題もあり、その本質的意味についてはまだ問題があると思われる。

文献

- 1) J. A. Kies : ASTM. STP. 381 (1965), 328
- 2) H. H. Johnson and A. M. Willner : Applied Material Research (1965), 34
- 3) W. A. Van Der Sluys : University of Illinois. TAM Rept. 292 (1966)
- 4) W. W. Gerbeich : Proc. conf. Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking (1969), 411
- 5) J. A. Smith et al. : Corrosion 26 (1970), 539
- 6) C. F. Barth et al. : Corrosion 25 (1969), 353
- 7) J. E. Choi : Met. Trans. 1 (1970), 911
- 8) 福井, 浅田 : 鉄と鋼 54 (1968), 1290
- 9) H. H. Johnson et al. : Trans. AIME 212 (1958), 429

きれつ進行方向 →

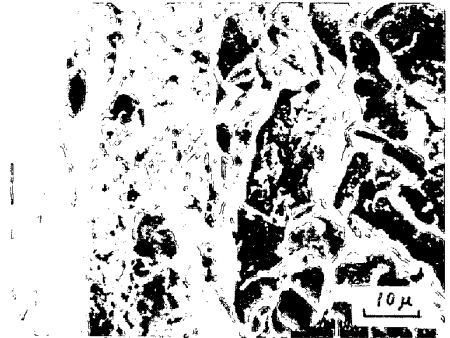


写真4 18%Niマルエージ鋼の水中遅れ破壊試験片の切欠き底付近の破面