に求める方法に付随する不便を解消するために検討を行なった結果、次のようなことがあきらかにされた。

(1) 破壊靱性値 K_{IC} は真破断応力 σ_T , 2 mm V ノッチシャルピー衝撃値 I_{CP} によって次式の形で与えられる。

$$K_{IC} = k \sigma_T \sqrt{I_{CP}} / \sqrt{E}$$

ただし、 k および E はそれぞれ無次元比例定数および弾性定数とする。

(2) Rolfe らの提案した遷移曲線の upper shelf 領域での破壊靱性値 K_{IC} の推定式は定数を適当に変えれば、upper shelf 領域のみならず、もっと広い範囲で成立する可能性がある。Rolfe らの式は降伏点と真破断応力あるいは降伏点と引張強さおよび絞りとの間に一定の釣合関係が成立するときに成立する著者らの式の一変形である。

(3) 著者らの式における比例定数は試験方法および実験者によって変化する。したがって過去における破壊靱性値 K_{IC} の測定結果は必ずしも同質の値を与えているわけではない。

(4) WOL あるいは compact 試験片による破壊靱性値 K_{IC} の測定値はパラッキが若干大きくなる傾向がある。しかし、これらの試験片による測定値は安全側の値を与える。

文 献

- (1) J.E. Srawley and W.F. Brown, Jr. : ASTM. STP. No. 381 (1965), 133.
- (2) ASTM. Standards E-399-70 T.
- (3) J. Hodgson and G.M. Boyd : Trans. Inst. Nav. Arch., **100** (1958).
- (4) D.H. Winne and B.M. Wundt : Trans. ASME, **80** (1958), 1643.
- (5) D.R. De Forest, D.L. Newhouse and B.R. Seguin : ASME, Paper No. 57-A-280 (1957).
- (6) 織田貞四郎, 中村 誠 : 三菱重工業技報, **2** (1965), 70.
- (7) 織田貞四郎, 中村 誠, 川上浩司 : 金属学会講演概要 (1965・10月).
- (8) G.O. Sankey : Proc. ASTM, **60** (1961), 721.
- (9) G.R. Irwin : J. Appl. Mech., **24** (1957), 361.
- (10) A.J. Brothers, D.L. Newhouse and B.M. Wundt : *Results of Bursting Tests of Alloy Steel Disks and their Application to Design against Brittle Fracture*, presented at ASTM, June 13-18, 1965 Annual Meeting.
- (11) G.O. Sankey : Experimental Mechanics, (1968), 529.
- (12) H.D. Greenberg, E.T. Wessel, W.G. Clark, Jr. and W.H. Pryle : *Critical Flaw Size for Brittle Fracture of Large Turbine Generator Rotor Fargings*, presented at the 5-th International Forgemaster Meeting in Terni, Italy, (1970).
- (13) S.T. Rolfe and S.R. Novak : ASTM. STP. No. 463 (1970), 124.
- (14) T.R. Wilshaw, C.A. Rau, Jr. and A.S. Tetelman : The International J. of Fracture Mechanics, **4** (1968), 147.
- (15) A.S. Tetelman, J.N. Robinson, S.A. Mohamed and S. Ensha : *Some Critical Studies of Macroscopic and Microscopic Fracture Criteria*, US Defense Documentation Center Cameron Station UCLA-ENG-7290 (DAHC-04-C-0008) (1972).
- (16) A.S. Tetelman : *Prediction of Variation in Fracture Toughness K_{IC} from Small Specimen Tests*, presented to Meeting on Practical Applications of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology May 3-5, 1971, London, England.

高強度鋼の遅れ破壊き裂の発生におよぼす疲労蓄積の影響*

木戸 光 夫** 中佐啓治郎*** 武井 英 雄***

Mitsuo Kido, Keijiro Nakasa and Hideo Takei : The Effect of Fatigue Accumulation on Delayed Fracture Crack Initiation in High Strength Steel. The influence of fatigue accumulation given by pulsating tensile stress (bending) on the delayed fracture crack initiation was studied with notched specimens of Ni-Cr-Mo steel (SNCM 8) quenched and tempered at 200 or 400°C. The results obtained are as follows.

(1) When tempering temperature is 200°C, the time to crack initiation in delayed fracture decreases as the fatigue accumulation stress and the amount of the fatigue accumulation are increased, but the critical stress below which no crack initiation occurs is not changed by the fatigue accumulation.

(2) When tempering temperature is 400°C, both the time to crack initiation and the critical stress are decreased by the fatigue accumulation.

(Received December 9, 1974)

** 広島工業大学(Hiroshima Institute of Technology, Itsukaichi)

*** 広島大学工学部(Faculty of Engineering, Hiroshima University, Hiroshima)

* 1974年4月金属学会習志野大会に発表

1. 緒 言

微小なき裂や鋭い切欠きを有する高強度鋼材は腐食雰囲気中で遅れ破壊を生じやすいが、遅れ破壊挙動は雰囲気の種類・材料の化学組成・熱処理などのほかに、その材料が実際に構造物として使用されるときに受ける応力履歴によっても影響されるものと考えられる。そこで本研究では、高強度鋼材があらかじめ繰返し疲労蓄積を受けたとき、その水中での遅れ破壊き裂の発生挙動がいかに変化するかを、代表的な高強度鋼である Ni-Cr-Mo マルテンサイト鋼(SNCM 8)について調べた。

II. 試料および実験方法

1. 試料および試験片

実験に供した材料は、市販の Ni-Cr-Mo 鋼 8 種(SNCM 8)で熱間圧延後焼なましした厚さ 5 mm の板材である。その化学成分を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical composition of specimen(wt%).

Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SNCM 8	0.36	0.25	0.78	0.016	0.009	1.90	0.68	0.17	Bal.

この供試材を 860°C 30 min 間加熱油焼入れ後 200 および 400°C で 1 hr 焼もどしたのち、それから Fig.1 に示す遅れ破壊試験片を作製した。試験片の表面は研削後エメリー紙(#400)で研磨し、また試験片の片側には薄形砥石で長さ 10 mm・切欠き底曲率半径 0.3 mm の U 切欠きがつけてある。なお同材の引張り諸性質(平行部長さ 80 mm, 幅 15 mm, 厚さ 4.5 mm)は 200°C 焼もどしの場合には引張り強さ 185 kg/mm²・降伏強さ 145 kg/mm²・破断伸び 6.2%, 400°C 焼もどしの場合にはそれぞれ 145 kg/mm²・112 kg/mm²・7.0% であった。

Fig.1 Shape and size of specimen.

2. 疲労蓄積の付与

平面曲げ疲労試験機(Upton-Lewis 型)を用いて前記試験片に片振り繰返し曲げ応力 σ_f を加え(繰返し速度 400 cpm), σ_f と疲労き裂発生繰返し数 N の関係を求めた。ここで曲げ応力 σ_f は、曲げモーメントを切欠きがないとしたときの試験片の全断面(30 mm×4.5 mm)の断面係数で割った曲げ公称応力であり、き裂発生繰返し数 N は切欠き底側表面に 0.2 mm のき裂が観察されたときの繰返し数である。このようにして求めた両者の関係を Fig.2 に示す。

つぎにこの σ_f - N 曲線を参考にして Table 2 に示す条件で試験片に疲労蓄積を与えた。すなわち、上記 σ_f - N 曲線から、200°C 焼もどし材については 11(耐久限), 16 および 20 kg/mm², 400°C 焼もどし材については 20 kg/mm² のそれぞれの繰返し応力におけるき裂発生繰返し数(耐久限ではき裂が発生しないが便宜的に 10⁷ 回とした)を求め、その 3, 5, 7, 15 および 25% に相当する回数の応力繰返し

Fig.2 Relationship between fatigue stress and the number of cycles to crack initiation.

を試験片に加えた。しかしその後の遅れ破壊試験で疲労蓄積量を, $\sigma_f=16$ kg/mm² のときには 25%, $\sigma_f=20$ kg/mm² のときには両焼もどし材とも 18% 以上にすると、約半数の試験片では破面の切欠き底中央部にすでに微小な疲労き裂(板幅方向長さ 0.01~0.06 mm)が発生しており、この微小き裂の有無により実験結果が大きく異なることが判明したので、本研究ではこの微小な疲労き裂の発生する繰返し数をあらためて実質上の疲労き裂発生繰返し数とし、当初のみかけの疲労蓄積量を換算して実質の疲労蓄積量を求めた。Table 2 および以下に示す各図中にはこの実質の疲労蓄積量が記入してある。なお参考のためにみかけの疲労蓄積量もかっこの中に示しておいた。

Table 2 Condition of fatigue accumulation.

Tempering temperature	Endurance limit σ_w (kg/mm ²)	Fatigue accumulation stress σ_f (kg/mm ²)	$\frac{\sigma_f}{\sigma_w}$ ratio	Fatigue accumulation (%)
200°C	11	0 11 16 20	— 1.0 1.5 2	— 3*, 5*, 7* 28(7), 60(15), 100(25) 39(7), 83(15)
400°C	9	0 20	— 2.2	— 39(7), 83(15)

*percentage to 10⁷ cyclic number.

3. 遅れ破壊試験

試験片をアセトン中で超音波脱脂洗滌後 100°C(沸騰水中)で 20 min 間ベーキングしたのち試作した重錘式レバー試験機(容量 15 t)にとりつけ、引張り静荷重を加えて遅れ破壊試験を行なった。腐食雰囲気にはイオン交換した蒸留水(20±3°C)を用い、これを塩化ビニール製水槽中に常に定量(120 cc/min)供給し循環させておき、その中に試験片全体を浸した。

疲労蓄積は切欠き底のごく近傍の領域に限定されて与えられるので、本研究では試験片の破断寿命ではなくて切欠き底に遅れ破壊き裂が発生する時間を求めた。なお遅れ破壊き裂の発生時間は、き裂がかなり大きく成長しないと試験片側表面に現われないので、本研究では試験機のレバーのたわみを変位計とリアコーダーで連続的に測定記録し、その変化からつぎの方法で検出した。すなわち Fig.3 上部には、公称引張り応力(荷重を切欠きがないとしたと

きの断面積 35×4.5 mm² で割った値)35 kg/mm² のときのレバーのたわみと時間の関係が示してあるが、たわみは負荷と同時に急激に増加し、次第に一定値(定常たわみ)になり、ある時間経過後(図の A 点のところで)再び増加し始める。このたわみが増加し始めたところで直ちに荷重を除き、試験片を厚さ方向に徐々に研摩除去して内部に存在する最も長いき裂長さを測定し、これと各引張り負荷応力によって生じる定常たわみ量との関係を調べた結果が Fig.3 下部に示してある。これから疲労蓄積応力および疲労蓄積量にかかわらずたわみが増加しはじめる時点で、き裂長さはすでに約 1~1.5 mm になっていることがわかる(上記の研摩除去観察によりそのき裂はすでに切欠き底に達していることがわかった)。本実験ではこのたわみが増加しはじめる時点が遅れ破壊き裂の発生時点とみなした。したがってこれは厳密な意味でのき裂発生時点ではなくて、切欠き底からやや内部に発生したき裂が切欠き底とつながってき裂が大きく開口する時点であると考えられる。

このようにして疲労蓄積を与えない材料および疲労蓄積を与えた材料(以下それぞれ疲労なし材および疲労蓄積材と呼ぶ)について遅れ破壊試験を行ない公称引張り応力と遅れ破壊き裂発生時間の関係を求めた。

III. 実験結果および考察

1. 遅れ破壊き裂発生曲線

SNCM 8(850°C 油焼入れ, 200°C 焼もどし)について繰返し応力 σ_f =11, 16 および 20 kg/mm² で所定の疲労蓄積を与えたとき、遅れ破壊き裂発生時間がどのように変化するかを調べた。その結果を Fig.4(σ_f =11 kg/mm²), Fig.5, 6, 7(σ_f =16 kg/mm²) および Fig.8(σ_f =20 kg/mm²)に示す。これらの図中で、き裂発生時間 0 のところの実験値は空気中での公称切欠き引張り強さである。またいずれの場合も静的負荷応力が小さくなると遅れ破壊き裂の発生時間は長くなるが、ある応力以下では 100~140 hr(400°C 焼もどしの場合には 150~250 hr)経過しても遅れ破壊き裂が発生しなくなるので、本研究ではこの応力を下限遅れ破壊き裂発生強さと呼ぶことにする。

まず Fig.4 によると、繰返し応力 11 kg/mm²(耐久限)で

Fig.3 The relation between crack length and deflection at A on the deflection-time curve shown above.

3, 5 および 7% の疲労蓄積を与えた疲労蓄積材のき裂発生時間は、疲労なし材のそれに比べて僅かに短くなっているが、下限界遅れ破壊き裂発生強さは両材でほとんど差がない。また疲労蓄積量の多少によるき裂発生時間の差異はは

とんど認められない。Fig.5 は繰返し応力 16 kg/mm^2 (耐久限の 1.5 倍) で 28 および 60% の疲労蓄積を与えたときの結果であるが、ここでもき裂発生時間は疲労蓄積材の方が疲労なし材よりもかなり短く、また疲労蓄積量の多少に

Fig.4 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C .

Fig.6 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C .

Fig.5 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C .

Fig.7 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C .

Fig.8 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C.

よるその変化も明瞭には認められない。そこで疲労蓄積量を100% (みかけの疲労蓄積量は25%) として実験を行なったところ Fig.6 に示す結果が得られ、実験値は非常にばらついた。このときの試験片の破断後の破面観察から、疲労蓄積の段階ですでに切欠き底中央部に疲労き裂 (長さ 0.02 ~ 0.06 mm) が存在していた試験片と存在していなかった試験片とがあり、この違いが実験結果のばらつきの原因となっていることが判明したので、Fig.6 では両者を区別し、疲労き裂が存在しないと判断された場合の実験値 (白三角印) のみから遅れ破壊曲線を描いた。それを前の結果に併記したものが Fig.7 であるが、これから疲労蓄積量が非常に大きくなると、き裂発生時間は28および60%のときよりもやや短くなることがわかる。Fig.8 は繰返し応力 20 kg/mm² (耐久限の2倍) で39および83%の疲労蓄積量を与えたときの実験結果であるが、これによると、疲労蓄積材のき裂発生時間は疲労なし材に比べて著しく短くなっており、しかも疲労蓄積量83%の場合の方が39%の場合よりも寿命低下の程度がわずかに大きい。Fig.9 は以上の結果を比較しやすいようにまとめて示したもので、これによると疲労蓄積を与えると一般に遅れ破壊き裂の発生時間は短くなり、疲労蓄積応力が大きくなるほどその程度は著しいが、疲労蓄積量の多少による変化はわずかであり、また下限界遅れ破壊き裂発生強さも疲労なし材と疲労蓄積材とでほとんど差がないことがわかる。

つぎに焼入れ後 400°C で焼もどした試験片について、繰返し応力 20 kg/mm² (耐久限の2倍) で39および83%

Fig.9 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C.

Fig.10 Influence of fatigue accumulation on crack initiation for delayed fracture of Ni-Cr-Mo steel tempered at 400°C.

の疲労蓄積を与え、遅れ破壊試験を行なった。その結果を Fig.10 に示す。これから、400°C 焼もどし材は200°C 焼もどし材よりも空気中での公称切欠き引張り強さは小さいが下限界遅れ破壊き裂発生強さは逆に大きく、遅れ破壊は著しく起りにくくなっていることがわかる。また 400°C 焼もどし材に疲労蓄積を与えるとやはり遅れ破壊き裂の発生時間は短くなり、下限界遅れ破壊き裂発生強さも低下するがその低下量は空気中での切欠き引張り強さのそれとほぼ同程度である。

2. 疲労蓄積による切欠き先端の硬さ変化

この実験に用いた試験片 (200°C 焼もどし) の切欠き先端

Fig. 11 Change in micro-hardness in the vicinity of notch tip with fatigue accumulation.

の微小硬さが疲労蓄積応力および疲労蓄積量によってどのように変化するかを調べた。その結果を Fig. 11 に示す。これによると、疲労蓄積応力の増加とともに切欠き先端の硬さが大きく低下することがわかる。しかし各疲労蓄積応力で疲労蓄積量を変化させても硬さはすべて図に示すばらつきの範囲内に入り、その多少による影響はほとんど認められなかった。

一般に焼鈍材⁽¹⁾⁽²⁾では応力の繰返しとともに次第に硬化が起こるが破壊前には硬化が飽和しその後やや軟化が起こる傾向があり、焼入材⁽³⁾および冷間加工材⁽¹⁾では繰返しとともに連続的に軟化が生じることはすでによく知られており、また応力の繰返しに伴う微視組織の変化についても多くの報告がある^{(1)~(5)}。これらから、本研究のようなマルテンサイト鋼で繰返しとともに硬さが低下する理由は、切欠き先端の材料中の高密度の転位が繰返し応力によって往復運動して再配列し動的に回復することにより⁽⁴⁾、(1)素地、(2)炭化物や介在物と素地との境界、(3)旧オーステナイト粒界などに存在していた高い内部応力が緩和されるためと考えられる。また、マルテンサイト鋼ではこのような内部応力の緩和とともに、介在物境界や旧オーステナイト粒界に比較的短い繰返し(全寿命の5~20%ぐらい)ののちに微視き裂が発生することがすでに報告されている⁽⁵⁾ので、疲労蓄積材の切欠き先端の領域あるいは切欠き底表面にこのような微視き裂が存在することも考えられ、これが切欠き先端の応力集中を高め水素原子の結晶格子への侵入拡散を容易にして、遅れ破壊き裂の発生を早めることは十分考えられる。

なお、切欠き試験片に繰返し両振り曲げ⁽⁶⁾または片振り引張り⁽⁷⁾荷重が加わると切欠き底表面近傍に圧縮の残留応力が発生すること、4340 鋼ではき裂のついた試験片にあらかじめ1回だけ荷重を加えその後遅れ破壊試験を行なうと下限界の応力拡大係数 K_{ISCC} が上昇し、その理由としてき裂先端の圧縮残留応力の発生が考えられること⁽⁸⁾、などが報告されている。本研究で疲労蓄積材の下限界遅れ破壊き裂発生強さが疲労なし材のそれとあまり変わらない理由はこの圧縮残留応力のためであると考えられることもできるが、その詳細は明らかでない。

3. 遅れ破壊き裂の発生と成長

200°C 焼もどしの疲労なし材と疲労蓄積材について、遅れ破壊き裂の発生および成長の模様を調べた。すなわち、まず両材の切欠き底遅れ破壊き裂発生部の破面を走査型電子顕微鏡で観察したところ、両材ともディンプル破壊の混在する粒界破壊であってほとんど差はなかった。また Fig. 12(a)および(b)は、疲労なし材および83%疲労蓄積

Fig. 12 Extension of delayed fracture crack under notch tip at nominal tensile stress of 35 kg/mm² (Ni-Cr-Mo steel tempered at 200°C). (a) unfatigued, (b) 83% fatigue accumulated at fatigue stress of 20 kg/mm².

材について、それぞれ切欠き底先端内部に発生した遅れ破壊き裂が板幅方向にトンネル状に拡大してゆく模様を示したものである。これは数本の試験片について負荷後図中に示す時間が経過したのちに除荷し、試験片を板厚方向(z方向)に研摩除去してそれぞれの厚さでの板幅方向のき裂長さ(微小き裂が混在しているときには最も長いき裂の長さ)を Fig. 12 x-y 平面上で測定し、これを x-z 平面上に2次的に表わしたものである(なお、き裂の先端が枝分れしていて2次的に表わしにくい場合もあるが、内部き裂がx方向およびz方向へ拡大する様子をこの図から定性的に知ることはできる)。同図によると、83%疲労蓄積

材のき裂の形は疲労なし材に比べやや扁平である。これは疲労蓄積の影響を受けている領域が切欠き先端から板幅方向にほぼ同じ距離の範囲に拡がっており、発生したき裂が板厚方向にも進展しようとする傾向がより強くなるためと考えられる。

IV. 結 言

焼入れ後 200°C および 400°C で焼もどした Ni-Cr-Mo 鋼 (SNCM 8) 切欠き試験片の遅れ破壊き裂発生挙動に、片振り引張り(曲げによる)で与えた疲労蓄積がどのような影響をおよぼすかを調べ、つぎの結論を得た。

(1) 焼もどし温度が 200°C のときの遅れ破壊き裂の発生時間は、疲労蓄積応力(切欠き試験片の耐久限の 1~2 倍)が大きいほど、また疲労蓄積量(疲労き裂発生繰返し数の 30~100% に相当する応力繰返し数)が多いほど、短い。しかし下限界遅れ破壊き裂発生強さは、疲労蓄積によって変化しない。

(2) 焼もどし温度が 400°C のときには、遅れ破壊き裂の発生時間および下限界遅れ破壊き裂発生強さの両者は、耐久限の約 2 倍の繰返し応力で約 40% および 80% の疲労蓄積を与えることによって低下する。

文 献

- (1) イワノワ著、横堀武夫監訳：金属の疲労破壊，丸善，(1970)，81.
- (2) 大路清嗣：日本機械学会誌，**76**(1973)，1087.
- (3) 田中 実：金属材料の疲労，金属学会セミナー，日本金属学会，(1973)，40.
- (4) 荒木 透：金属材料の疲労，金属学会セミナー，日本金属学会，(1973)，21.
- (5) 横堀武夫：金属材料の疲労，金属学会セミナー，日本金属学会，(1973)，84.
- (6) 平 修二，林 建吉：材料，**12**(1963)，894.
- (7) 宮入宮人：残留応力，日本熱処理技術協会ひずみ研究部会編，共立出版，(1963)，171.
- (8) C.S.Carter：Met.Trans.，**3**(1972)，584.