

論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.43 : 539.56

各種高強度鋼材の変動応力下における遅れ破壊*

木戸 光夫**・中佐啓治郎***・武井 英雄****

Delayed Fracture under Repeating Stress in Various High Strength Steels

Mitsuo KIDO, Keijiro NAKASA, and Hideo TAKEI

Synopsis:

The effect of superposition of small repeating stress on σ_{sec} the endurance stress under which no crack initiation occurs within 100 h, and on the incubation time (time of crack initiation) has been investigated using notched specimens of four kinds of steels (JIS: SKD61, SNCM8, SUS420J2, and 18Ni maraging steel) quenched and tempered at various temperatures. The results obtained are as follows:

(1) For all the steels examined, the endurance stress σ_{sec} was not varied by the superposition of repeating stress when the stress amplitude, σ_a , was 2.5 kg/mm², when σ_a was larger than 5 kg/mm², however, σ_{sec} decreased with increase of σ_a .

(2) The amount of decrease of σ_{sec} by the superposition of repeating stress seemed to be dependent not only on the yield strength of the materials but also on the stability of protective film on the notch surface against repeating stress and the intensity of metal-environment corrosion reaction after the destruction of the protective film by repeating stress. 18Ni maraging steel and SUS420J2 stainless steel with higher value of σ_{sec} under static stress revealed the smaller decrease of σ_{sec} under repeating stress than SKD61 and SNCM8 steels.

1. 緒 言

き裂または鋭い切欠きを有する高強度鋼材は、水や水蒸気などの比較的緩慢な腐食雰囲気中でも容易に遅れ破壊を起こすことが知られており、その原因は、腐食反応によつて生じた水素原子が材料中に侵入・拡散して脆化をひきおこす、いわゆる水素脆性であるとされている¹⁾。一般に遅れ破壊は静的な引張り荷重下で起こるものであり、腐食雰囲気中で動的な荷重下で起こる破壊現象は通常腐食疲労破壊として取扱われている。しかし実際の構造物では、静的な荷重に微小な変動荷重が重畳している場合も多く、このような場合の高強度鋼の破壊は、腐食疲労よりもむしろ遅れ破壊に近い様相を示す場合が多い²⁾³⁾。しかし現在のところこのような破壊の特性についてはほとんど調べられていない。著者らは、前報²⁾において、静的応力 σ に微小変動応力 σ_a を重畳させて遅れ破壊試験を行ったときのき裂発生時間は、 σ_a が大きい

ほど短くなり、しかも下限遅れ破壊強さがかなり低下することを報告したが、本研究では引きつづき微小変動応力を加えたときの遅れ破壊き裂発生時間および下限遅れ破壊強さの減少の程度が、鋼種および材質（熱処理の違い）によつてどのように異なるかを調べた。

2. 実験方法

2.1 試料および試験片

実験に供した材料は、市販の Cr-Mo-V 鋼 (SKD 61)、Ni-Cr-Mo 鋼 (SNCM 8)、18Ni マルエージ鋼およびマルテンサイト系ステンレス鋼 (SUS 420 J 2) であり、その化学組成を Table 1 に示す。これらを熱間鍛造で短冊状に加工し、均質化焼なましを行つたのち、Table 2 に示す条件でそれぞれ熱処理した。なお、各材料の熱処理後の機械的性質（幅 15mm、厚さ 4.5 mm、標点間距離 65 mm の引張り試験片により求めた）も同表に示してある。つぎにこれらから機械加工によつて、Fig. 1

* 昭和 52 年 10 月日本金属学会講演大会にて発表 昭和 53 年 6 月 26 日受付 (Received June 26, 1978)

** 広島工業大学 (Hiroshima Institute of Technology, Miyake Itsukaichi-machi Saeki-gun Hiroshima 738)

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

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

Table 1. Chemical composition of specimens (wt %).

Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Co	Al	Ti	Fe
SKD61	0.38	0.93	0.28	0.017	0.009	0.08	5.19	1.28	0.92	—	—	—	Bal.
SNCM8	0.38	0.27	0.76	0.011	0.005	1.81	0.82	0.19	—	—	—	—	Bal.
18%Ni Marag.	0.011	0.05	0.02	0.004	0.006	18.12	—	5.08	—	8.95	0.09	0.82	Bal.
SUS420J2	0.28	0.54	0.73	0.021	0.014	1.8	13.6	—	—	—	—	—	Bal.

Table 2. Heat treatments and mechanical properties of the specimens.

Mark	Heat Treatment	0.2% Proof Stress kg/mm ² (MPa)	Ultimate Tensile Strength kg/mm ² (MPa)	Elongation (%)	Hardness HRC
SKD61	1050°C×30min, O.Q. 200°C×1 hr, W.C.	169 (1656)	201 (1970)	8.7	56.0
	530°C " "	166 (1627)	198 (1940)	2.0	57.5
	600°C " "	169 (1656)	189 (1852)	6.1	53.2
	650°C " "	89 (872)	110 (1078)	9.1	49.0
SNCM8	880°C×30min, O.Q. 400°C×1 hr, W.C.	140 (1372)	150 (1470)	9.0	52.5
	200°C " "	155 (1519)	193 (1891)	8.3	58.3
18%Ni Marag.	820°C×2 hr, A.C. 500°C×3 hr, A.C.	196 (1921)	206 (2019)	6.7	57.5
SUS420J2	1050°C×30min, O.Q. 300°C×2 hr, A.C.	128 (1254)	155 (1519)	3.0	55.0

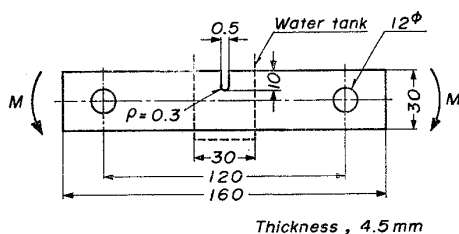


Fig. 1. Shape and size of specimen.

に示す形状寸法の片側切欠き付き試験片を作成した。なお、この試験片の表面はエメリー紙 (120#) で研磨してあり、試験片中央部片側には薄形砥石 (厚さ 0.5mm) で長さ 10mm、曲率半径 0.3mm の U 形切欠きがつけてある。また、これらの試験片はあらかじめアセトン中で超音波脱脂洗滌し、さらに沸騰水中で 5 min 間ベーキングして実験に供した。

2.2 遅れ破壊試験

静荷重下および変動荷重下における遅れ破壊試験には、曲げ疲労試験機 (Upton-Lewis 型) を使用し、所定の曲げモーメント M を Fig. 1 に示す試験片の矢印方向に加えた。腐食雰囲気にはイオン交換した蒸留水 (20° ± 3°C) を用い、これを試験片に装着した塩化ビニール製容器の中に滴下して Fig. 1 に示す試験片の破線部分が常に水に接触しているようにした。切欠き底部に遅れ破

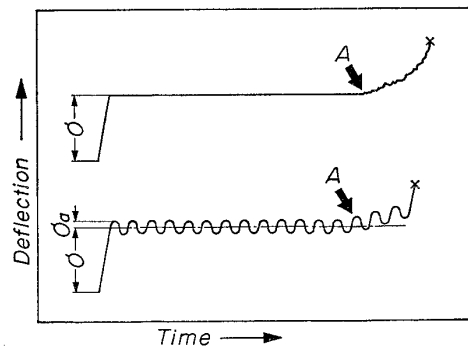


Fig. 2. Relation between deflection and time under static or superposed small repeating stress.

壊き裂または疲労き裂が発生する時期は、前報²⁾と同じく試験機のアームのたわみが増加しはじめる時点、すなわち Fig. 2 の矢印 A で示す時点としたが、この時期は、切欠き底から約 0.5mm のき裂が発生した時点に対応している²⁾。本研究ではまず静荷重下における公称曲げ応力 σ (曲げモーメントを切欠きがないとしたときの試験片の断面係数で割った値) と遅れ破壊き裂発生時間の関係を求め、つぎに静的な応力 σ に繰返し速度 $f=15\text{cpm}$ で微小な変動応力 (その応力振幅を σ_a とする) を重畳させ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。また静荷重下で 100h を経過しても遅れ破

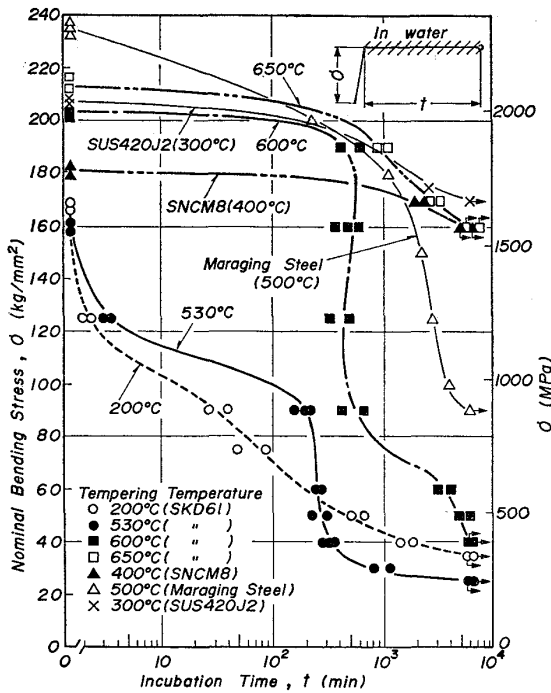


Fig. 3. Relation between nominal bending stress and incubation time under static stress.

壊き裂発生しない最大の応力（以下この応力を下限界遅れ破壊強さ σ_{sc} と呼ぶ）と変動荷重下でのそれ σ_{sc}' を比較し、下限界遅れ破壊強さの低下率 $\phi = (\sigma_{sc} - \sigma_{sc}') \times 100 / \sigma_{sc} (\%)$ が、鋼種や材質によつてどの程度異なるかを検討した。

3. 実験結果および考察

3.1 静荷重下における遅れ破壊き裂発生強さ

Fig. 3 は、所定の熱処理を施した各材料に種々の静的公称曲げ応力 σ を加えたときの遅れ破壊き裂発生時間を求めた結果である。これによると下限界遅れ破壊き裂発生強さ σ_{sc} は、SKD 61 については焼もどし温度 200°C では 35kg/mm²(343 MPa) であり、2次硬化の起こる焼もどし温度 530°C では 25kg/mm²(245 MPa) 600°C では 40kg/mm²(392 MPa)、さらに焼もどし温度を上昇させて 650°C では 160kg/mm²(1 568 MPa) となった。また 400°C で焼もどした SNCM 8 の σ_{sc} は 160kg/mm²(1 568 MPa)、500°C で時効したマルエージ鋼のそれは 90kg/mm²(882 MPa)、300°C で焼もどした SUS 420 J 2 の σ_{sc} は 170kg/mm²(1666 MPa) であつた。なお同図では省略しているが、200°C で焼もどした SNCM 8 の下限界遅れ破壊強さ σ_{sc} は 40kg/mm²(392 MPa) であつた。

以上の σ_{sc} の値と Table 2 に示したこれらの鋼種および材質の降伏強さを比較すると、一般に降伏強さの

低いものは σ_{sc} は大きいようである。しかしマルエージ鋼は降伏強さが大きいにもかかわらず σ_{sc} も相当大きい。

3.2 微小変動応力を重畳させたときの遅れ破壊き裂発生強さ

Fig. 4, 5, 6, 7 および 8 は、SKD 61, SNCM 8 および 18Ni マルエージ鋼について、静的公称曲げ応力 σ に応力振幅 σ_a の微小変動応力を重畳させたとき（付図(B)参照）の遅れ破壊き裂発生時間を求めた結果である。これらの図で一点、二点、三点および四点鎖線はそのときの応力振幅 σ_a がそれぞれ 2.5kg/mm² (24.5 MPa)、5 kg/mm² (49 MPa)、10kg/mm² (98 MPa) および 15kg/mm² (147 MPa) であることを示す。

Fig. 4 (SKD 61, 200°C 焼もどし材) によると、 $\sigma_a = 2.5\text{kg/mm}^2$ の場合のき裂発生時間は、静的公称曲げ応力 σ のみを加えた場合のそれ（付図(A)参照、実線で示してある）とほぼ同じで、下限界遅れ破壊強さも変わらない ($\sigma_{sc} = \sigma_{sc}$)。しかし $\sigma_a = 5\text{kg/mm}^2$, $\sigma_a = 10\text{kg/mm}^2$ と σ_a が大きくなるにつれてき裂の発生が早期に起るようになり、 σ_{sc} の低下も著しい。また応力繰返しの効果は σ が小さい範囲で顕著になる。一方、空気中で静的応力に $\sigma_a = 2.5\text{kg/mm}^2$, および 5 kg/mm² の微小変動応力を加えて疲労試験を行つたときのき裂発生時間（付図(C)参照、実験値は横棒のついた三角印で示してある）は、静的荷重を加えたときの遅れ破壊き裂発生時間およ

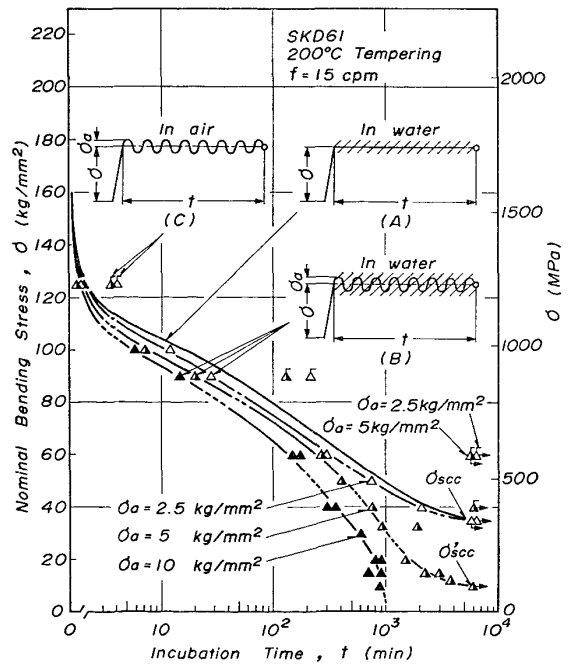


Fig. 4. Effect of stress amplitude on the relation between nominal bending stress and incubation time.

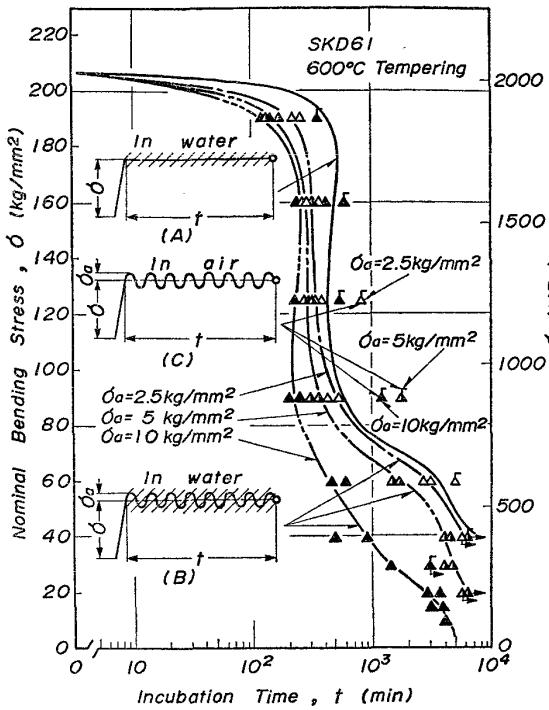


Fig. 5. Effect of stress amplitude on the relation between nominal bending stress and incubation time.

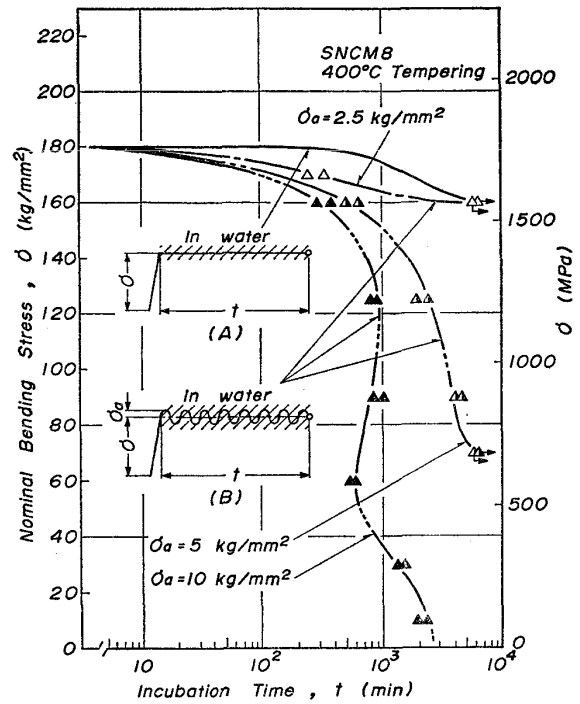


Fig. 7. Effect of stress amplitude on the relation between nominal bending stress and incubation time.

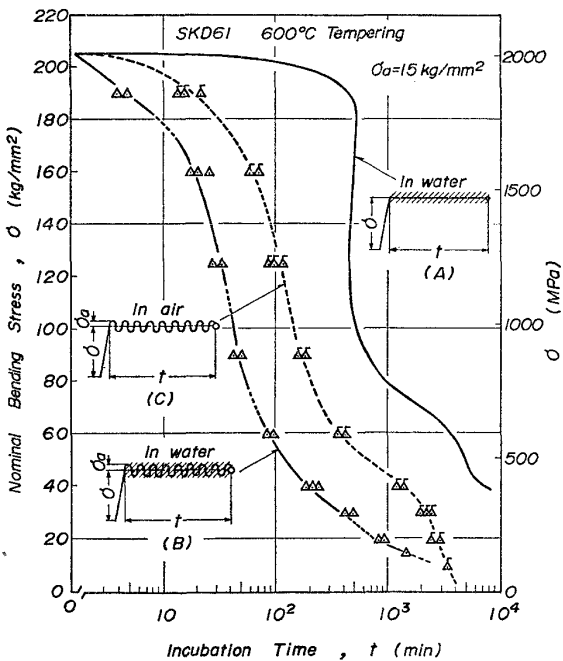


Fig. 6. Effect of stress amplitude on the relation between nominal bending stress and incubation time.

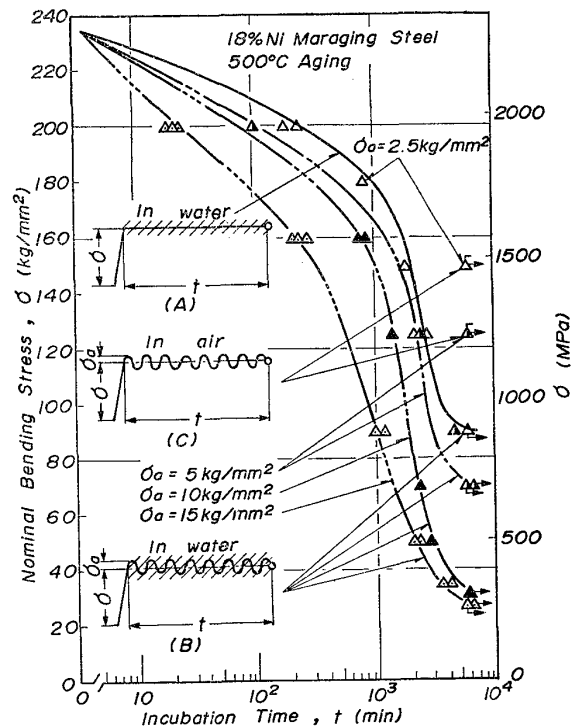


Fig. 8. Effect of stress amplitude on the relation between nominal bending stress and incubation time.

び静的応力 σ に上記 σ_a の微小変動応力を重畳させたときのそれよりもかなり長い。このように、変動荷重下での遅れ破壊き裂発生時間が静的荷重下での遅れ破壊き裂発生時間および空気中における疲労き裂発生時間に比べ

て短いのは、前報²⁾で述べたように繰返し応力による材質の変化(疲労蓄積)よりも、むしろ試験片切欠き底表面の酸化皮膜の破壊による腐食反応の促進などの効果が

大きいと考えられる。

Fig. 5 は SKD 61 の 600°C 焼もどし材についての結果であるが、200°C 焼もどしの場合 (Fig. 4) とほぼ同様な傾向を示している。一方 $\sigma_a=15\text{kg/mm}^2$ と σ_a が大きくなると (Fig. 6), き裂発生時間は静的応力 σ のみが加わる場合の遅れ破壊き裂発生時間よりかなり短くなり, しかも空気中での疲労き裂発生時間も静荷重下での遅れ破壊き裂発生寿命より短くなる。

Fig. 7 は SNCM 8 の 400°C 焼もどし材についての結果である。本材料の静的荷重下における下限遅れ破壊強さ σ_{sc} は 160kg/mm^2 で, 200°C または 600°C で焼もどした前述の SKD 61 のそれより約 4 倍も大きいにもかかわらず $\sigma_a=5\text{kg/mm}^2$ の微小変動応力を重畳させただけで下限遅れ破壊強さは 90kg/mm^2 も低下する。同様な傾向は 650°C で焼もどした SKD 61 でも見られた。すなわち, SNCM 8 および SKD 61 では, 焼もどし温度を高くして σ_{sc} を上昇させても, 微小変動応力の重畳によつて σ_{sc} が著しく低下する。

Fig. 8 は 500°C で時効した 18Ni マルエージ鋼についての結果である。これによると $\sigma_a=2.5\text{kg/mm}^2$ でのき裂発生時間は静荷重下におけるそれと全く変わらないが, $\sigma_a=5, 10$ および 15kg/mm^2 と重畳変動応力が大きくなるにつれてき裂発生時間は短くなる。しかしいずれの場合も SKD 61 および SNCM 8 の場合と比べて変動応力下での下限遅れ破壊強さ σ_{sc} は大きい。

以上の結果を総括すると各材料とも微小変動応力 $\sigma_a \leq 2.5\text{kg/mm}^2$ が加わるときのき裂発生時間は, 静荷重のみが加わるときの遅れ破壊き裂発生時間とほとんど変わらず, 下限遅れ破壊強さも全く変わらない ($\sigma_{sc} \cong \sigma_{sc}'$)。しかし $\sigma_a \geq 5\text{kg/mm}^2$ になると, いずれの材料でも σ_{sc} は低下し, その程度は鋼種および熱処理によつて変化する, ということになる。なお SKD 61 (650°C 焼もどし) SNCM 8 (200°C 焼もどし) およびマルテンサイト系ステンレス鋼 SUS 420 J 2 (300°C 焼もどし) についての実験結果は示さなかつたが, これらの材料でも $\sigma_a \leq 2.5\text{kg/mm}^2$ では σ_{sc} は変わらないが, $\sigma_a \geq 5\text{kg/mm}^2$ では程度の差はあるが σ_{sc} が低下した。

3.3 微小変動応力の重畳による下限遅れ破壊強さ低下の鋼種および材質による変化

水中における遅れ破壊は水素脆性の一種であり, 腐食反応によつて生成した水素原子が切欠き底表面から侵入し, 三軸引張り応力最大の位置に拡散・集合してその部分の材料を分離・破壊させることによつて生じるとされている¹⁾。したがつて下限遅れ破壊強さ σ_{sc} は, この三軸引張り応力の作用する部分を分離するのに十分な

だけの水素原子を, 切欠き底表面の酸化皮膜の形成に妨げられることなく材料中に供給しうる下限の外部応力とみなすことができる。著者らは前報^{2)~5)}で(1)破面観察の結果から, 空気中における疲労き裂発生寿命に比べて, 水中におけるき裂発生寿命がかなり短い場合には, き裂の発生は遅れ破壊で生じること, (2)微小変動応力が切欠き底の酸化皮膜を機械的または突き出し・入り込みなどの機構により破壊し, 腐食反応を促進させて材料中への水素原子の侵入を容易にすると同時に, 試験時間が長くなると腐食ピットの形成を助長しこれが応力集中を高めて水素原子の侵入・拡散を容易にすれば, たとえ変動応力によつて切欠き先端の材質が強化された²⁾⁴⁾⁵⁾としても下限遅れ破壊強さ σ_{sc} はかなり低下するものと考えられることを示した。ただし, 切欠き底表面の腐食反応の程度および変動応力に対する皮膜の強さなどは材料の種類や材質 (熱処理) によつて異なると考えられるから, 以下このような観点から実験結果を考察する。

Fig. 9 は各材料の下限遅れ破壊強さ σ_{sc} が, 微小変動応力の重畳によつてどのように変化するかをまとめたものである。図中応力振幅 $\sigma_a = 0$ のところの応力は静的曲げ応力 σ のみが加わるときの下限遅れ破壊強さ σ_{sc} を示している。またこの図をもとに, 各材料の静的応力下における下限遅れ破壊強さ σ_{sc} に対する微小変動応力を与えたときのそれ σ_{sc}' の低下割合, すなわ

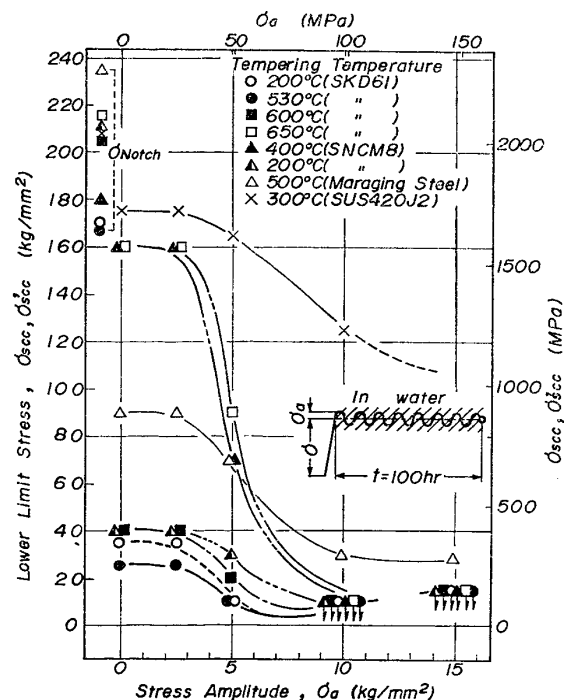


Fig. 9. Relation between lower limit stress and stress amplitude in the steels tempered at various temperatures.

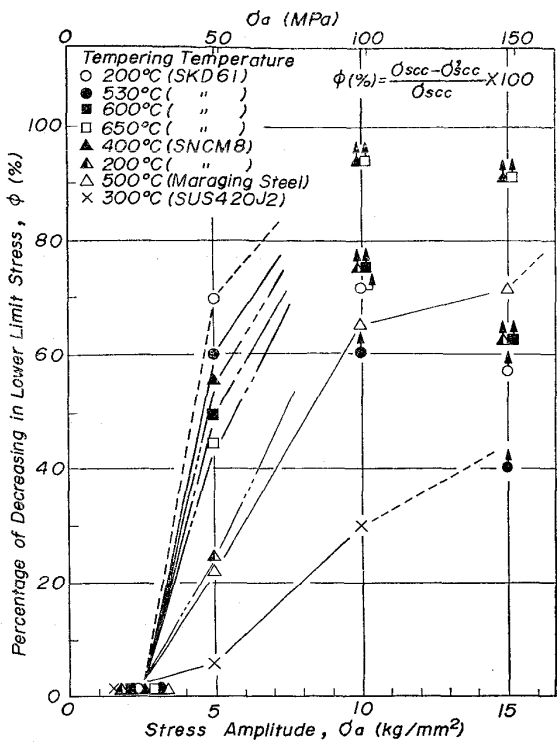


Fig. 10. Relation between percentage of decreasing in lower limit stress and stress amplitude in the steels tempered at various temperatures.

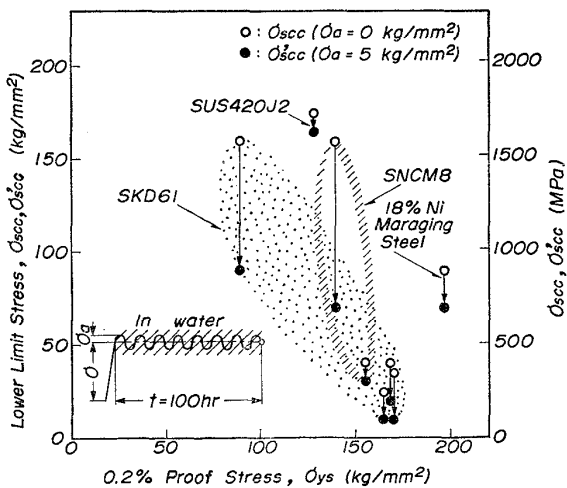


Fig. 11. Relation between decrease in lower limit stress by the superposition of small repeating stress and 0.2% proof stress.

ち低下率 $\phi = (\sigma_{sc} - \sigma_{sc'}) \times 100 / \sigma_{sc}$ (%) を求め、 ϕ と σ_a の関係を示したのが Fig. 10 である。これらによると、各材料の σ_{sc} は微小変動応力の振幅 σ_a が 5 kg/mm^2 を越えるといずれも低下する。その低下量(または低下率)は鋼種や焼もどし温度によつて異なるが、SNCM 8 および SKD 61 材の方が SUS 420 J 2 や 18Ni

マルエージ鋼に比べてかなり大きい。

Fig. 11 は応力振幅 $\sigma_a = 5 \text{ kg/mm}^2$ のときの下限界遅れ破壊強さ σ_{sc} の低下量とその材料の降伏強さ (0.2% 耐力) とどのような関係にあるかを示したものである。図中の点およびハッチングで示した領域は、それぞれ所定の熱処理を施した SKD 61 および SNCM 8 材の σ_{sc} が微小変動応力の重量によつて低下するおおよその範囲を示している。まず、これら SKD 61 および SNCM 8 について考えると、両材とも降伏強さの増加に伴い静的応力のみが加わるときの下限界遅れ破壊強さ σ_{sc} は減少し、変動応力を加えたことによる σ_{sc} の低下量も減少している。もともと降伏強さの大きい材料では、切欠き先端の三軸引張り応力が大きいので水素の侵入が容易であり、 σ_{sc} は小さい。そのため微小変動応力によつて微視組織が変化したり、腐食反応が促進されたとしても σ_{sc} の低下量そのものは少ない(すなわち、低下量がそれらの材料の σ_{sc} の値を越えることはない)。一方、降伏応力の低い材料では、切欠き先端が容易に降伏し切欠き底の三軸性が小さいので水素原子の侵入が困難であり、 σ_{sc} は大きい。しかし、変動応力下では同じ σ_a でも切欠き底表面の変形量またはひずみ量が降伏強さの大きい材料の場合よりも大きく、突き出し・入り込みなどが生じやすいため、切欠き底表面での酸化皮膜の破壊および腐食反応がより促進され、 σ_{sc} の低下量が大きくなったものと考えられる。

つぎに、SUS 420 J 2 ではほぼ同じ降伏応力レベルの SNCM 8 材に比べて変動応力重量による σ_{sc} の低下量がきわめて小さい。また 18Ni マルエージ鋼は、供試材中でもつとも大きい降伏応力をもっているにもかかわらず σ_{sc} がかなり大きく、また変動応力重量による σ_{sc} の低下量は小さい。これら2つの材料は、鋼に耐食性を与える Ni または Cr を多量に含んでおり、水中のような弱い腐食性雰囲気中では切欠き底表面での腐食反応が起こりにくく、水素脆性そのものの感受性も小さい⁶⁾ ので、静的荷重下での下限界遅れ破壊強さ σ_{sc} が大きいと思われる。したがつたとえ変動荷重により酸化皮膜が破壊されても腐食反応があまり激しく起こらないため、 σ_{sc} の低下が少ないものと思われる。このように、変動応力による下限界遅れ破壊強さの低下量の大小は、材料の強度レベルのみならず、切欠き底表面の酸化皮膜が微小変動応力によつて破壊されやすいかいか、またたとえ破壊されたとしてもそこで腐食反応が起こりやすいかいか、さらには酸化皮膜の再形成が容易かいかなどの、表面酸化皮膜の機械的および化学的特性によつても左右されると考えられる。

4. 結 言

焼入れ後種々の温度で焼もどした4種の高強度鋼 (SKD61, SNCM8, 18Ni マルエージ鋼, SUS420J2) 切欠き試験片に静的曲げ応力を加えておき, これに所定の大きさの微小変動応力を重畳させて遅れ破壊試験を行い, き裂発生時間および下限遅れ破壊強さ σ_{sc} を調べた. 得られた結果はつぎのとおりである.

(1) いずれの材料でも重畳した変動応力の振幅 σ_a が 2.5kg/mm^2 より小さい場合には, 下限遅れ破壊強さ σ_{sc} は低下しないが, σ_a が 5kg/mm^2 を越えると σ_{sc} は大きく低下するようになる.

(2) 変動荷重が加わるときの各材料の下限遅れ破壊強さ σ_{sc} の低下量は材料の強度レベルのみならず, 腐食雰囲気中で生じる表面酸化皮膜の変動応力に対する特性にも強く依存するものと考えられる. すなわち, 18Ni マルエージ鋼および SUS420J2 の静荷重下での下限遅れ破壊強さ σ_{sc} は SKD61 および SNCM8 に比べて大きく, また変動応力を加えたときの σ_{sc} の低下

も小さい. これは, これらの材料では切欠き底での腐食反応が起こりにくく, 変動応力が加わっても皮膜が破壊されにくいから, またたとえ破壊されたとしても腐食反応が起こりにくいからと思われる.

おわりに, 供試材について便宜をはかっていたいただいた株式会社日本製鋼所広島製作所, 和田寿太郎部長に感謝いたします.

文 献

- 1) 山本俊二: 鉄と鋼, 55(1969), p. 326
- 2) 中佐啓治郎, 木戸光夫, 武井英雄: 日本金属学会誌, 40(1976), p. 744
- 3) K. NAKASA, H. TAKEI, and M. KIDO: Engng. Frac. Mech., 9(1977), p. 867
- 4) 木戸光夫, 中佐啓治郎, 武井英雄: 日本金属学会誌, 41(1977), p. 987
- 5) 中佐啓治郎, 木戸光夫, 武井英雄: 鉄と鋼, 64(1978), p. 578
- 6) D. P. DAUTOVICH and S. FLOREN: Met. Trans., 4 (1973), p. 2627