

高強度鋼の遅れ破壊強さに及ぼす変動荷重及び 動ひずみ時効の影響

中佐 啓治郎*・加藤 昌彦*

Effect of Repeating Load and Dynamic Strain Aging on the Delayed Failure Strength of High Strength Steels

Keijiro NAKASA and Masahiko KATO

Synopsis : Delayed failure tests of notched specimens of 18Ni-maraging steel, precipitation hardening stainless steel (JIS: SUS630) and Cr–Mo low alloyed steel (JIS: SCM435), which were aged or tempered to high strength levels, were carried out in 3% NaCl aqueous solution under static and superposed repeating load. Moreover, the effects of static and dynamic strain aging at 573 K or 673 K on the delayed failure strength were investigated on the Cr–Mo steel.

The superposition of repeating load drastically decreases the delayed failure strength and the lower limit values of apparent stress intensity factor, under which no crack initiation occurs within 360 ks, for every steel. For Cr–Mo steel, the dynamic strain aging at 673 K is effective to increase the delayed failure strength not only under static load but also under repeating load, while the static strain aging at 673 K and the dynamic strain aging at 573 K has no improving effect.

Key words : high strength steels; delayed failure; repeating load; strain aging; hydrogen.

1. 緒言

低合金マルテンサイト鋼を始めとする各種高強度鋼は、大気中や海水中など、自然界の比較的弱い腐食環境中でも遅れ破壊を生じやすく、機械・構造物の高強度化・軽量化を大きく阻害している¹⁻³⁾。このため、熱処理の改善^{1,3)}、表面処理^{1,3)}、予荷重の付与⁴⁻⁷⁾など、遅れ破壊強さの向上がはかられているが、経済的で有効な手段は未だ見出されていない。

遅れ破壊の原因は、材料表面の腐食反応によって生成された水素が材料中に侵入・拡散し、き裂や切欠きなどの応力集中部に集積して材料を破壊させるいわゆる水素脆化である。また、遅れ破壊は、静的な荷重下でも十分に起こる破壊現象であるが、実際の構造物では静的な荷重に微小な変動荷重が重畳する 경우가多く、このような条件下では、き裂発生寿命は著しく短くなり、下限遅れ破壊強さが低下する⁸⁻¹²⁾。これは、時間の経過とともに材料表面に形成される酸化あるいは水酸化保護皮膜が材料中への水素の侵入を妨げる働きをするが、微小な変動荷重の重畳により保護皮膜が破壊され、材料中への水素の侵入が容易となるためであると考えられている。そこで本研究では、まず、18Niマルエージング鋼、析出硬化型ステンレス鋼およびCr–Mo鋼切欠き試験片について、静荷重に微小な変動荷重を重畳させて遅れ破壊き裂発生寿命を調べるとともに、皮

膜の形成、破壊挙動に及ぼす変動荷重の影響を考察した。

つぎに、水素脆化は、水素が最終的にはき裂や切欠き先端部の粒界や介在物へ集積することによって起こるが、その際、負荷応力のもとで、転位が粒界などの欠陥に堆積して大きな応力集中を生じる。そこで、材料中に水素が侵入する前に、あらかじめ負荷した状態のままでひずみ時効を生じさせ、堆積転位を侵入型溶質原子で固着しておけば応力集中が緩和され、しかも除荷しても常温ではその効果が持続されるから、その後の部材使用時の負荷において水素脆化が起こりにくくなるものと思われる。また、この機構が有効であれば、上記のように変動荷重が加わる場合でも、皮膜の特性に頼らないで遅れ破壊強度を大きくできる可能性がある。本研究ではこのような観点から、Cr–Mo鋼について、部材使用時に想定される荷重よりも大きい荷重で試験に動ひずみ時効処理を施し、この処理が静荷重下および変動荷重下での遅れ破壊強度を上昇させるかどうかを調べた。

2. 実験方法

2.1 試料および試験片

本実験に用いた試料は、市販の18Niマルエージング鋼、析出硬化型ステンレス鋼(SUS630)およびCr–Mo鋼(SCM435)であり、それらの化学組成をTable 1に示す。

Table 1. Chemical composition of materials tested (mass%).

Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Ti	N	Cu	Nb	Fe
18Ni maraging steel	0.003	0.07	0.02	0.002	<0.001	17.22	0.01	3.76	12.16	0.17	1.65	0.002	<0.01		Bal.
SUS630	0.05	0.48	0.72	0.29	0.02	4.03	15.65						3.26	0.28	Bal.
SCM435	0.35	0.28	0.69	0.012	0.018	0.08	0.96	0.20	0.11			0.011			Bal.

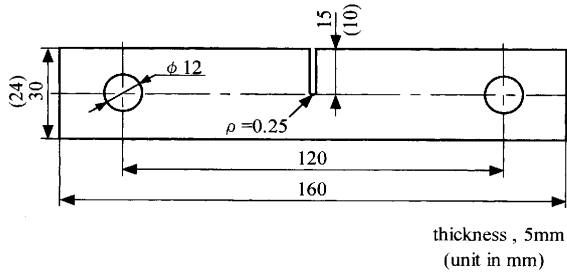


Fig. 1. Specimen configuration for delayed failure test.

マルエージング鋼は、供給試料を1088Kで3.6ks溶体化処理し短冊状に切削加工した後、773Kで18ks時効処理を行い、Fig. 1に示す形状の遅れ破壊試験片（ただし、試験片幅は24mm）に研削仕上げした。SUS630鋼は、供給試料を板状に熱間鍛造した後1297Kで3.6ks溶体化処理を行い、これを短冊状に切削加工した後、753Kで6ks時効処理を行い、Fig. 1に示す形状・寸法に研削仕上げした。SCM435鋼は、供給試料を板状に熱間鍛造した後1123Kで3.6ks焼なましを行った。これを1123Kで1.8ks焼入れし473Kで3.6ks焼戻しを行ったのちFig. 1に示す形状・寸法に研削仕上げした。また、すべての試験片には厚さ0.5mmの薄型砥石を用いて中央部片側に深さ10mm（マルエージング鋼およびSUS630）または15mm（SCM435）、曲率半径0.25mmのU型切欠きが付けてある。

3つの材料の熱処理後の引張り諸性質は、18Niマルエージング鋼で降伏強さ2.32GPa、引張り強さ2.41GPa、破断伸び9.4%、SUS630鋼でそれぞれ1.50GPa、1.57GPa、12.6%、SCM435鋼で1.47GPa、1.60GPa、9.6%であった。ただし、SCM435鋼の引張諸性質は、473Kで3.6ks焼戻しした後さらに673Kで7.2ks焼戻ししたのちの値である。

つぎに、SCM435鋼遅れ破壊試験片については、引張り試験機と電気炉を用い、Fig. 2に示す熱および応力履歴の処理を施した。すなわち、(1)負荷せずに温度を673Kとして7.2ks保持した「焼戻し」、(2)負荷せずに温度を673Kとして3.6ks保持した後常温で負荷して直ちに除荷しその後再度673Kで3.6ks保持した「静ひずみ時効」、(3)温度を573Kまたは673Kとして7.2ksの保持時間の間に負荷を段階的に上昇させる「動ひずみ時効」、である。ひずみ時効処理時に与える負荷は、次式¹³⁾で表わされる応力拡大係数 K の、き裂長さ a を切欠き長さ a_0 で置換えた見掛けの応力拡大係数 K'_a で表わし、本研究では、 $K'_a=100$ または $130\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ とした。

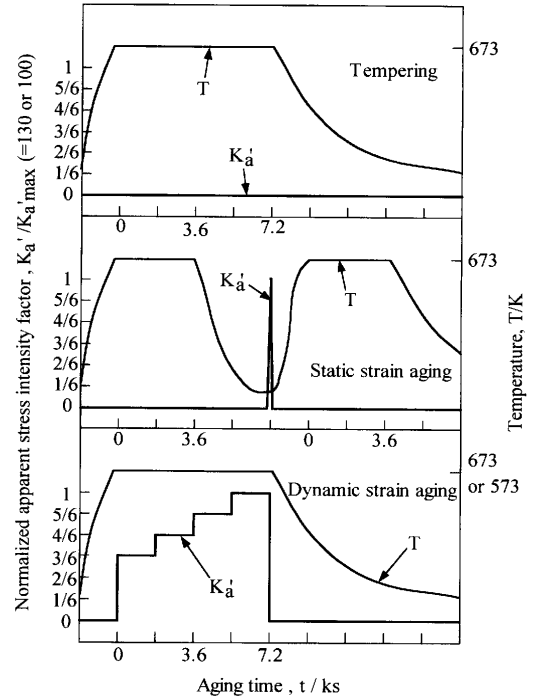


Fig. 2. Load and temperature histories in tempering, static strain aging and dynamic strain aging. The apparent stress intensity factor at strain aging is 100 or $130\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

$$K = Y \cdot P \cdot a^{1/2} / BW$$

$$Y = 1.99 - 0.41(a/W) + 18.70(a/W)^2 - 38.48(a/W)^3 + 53.85(a/W)^4 \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 W および B は試験片の幅および厚さ、 P は試験片に加わる引張荷重である。

2.2 遅れ破壊試験

試験片切欠き近傍の表面および切欠き底をエメリーペーパー（粒度700番）で研磨し、石油ベンジンで脱脂した。とくに、SCM435試験片については、切欠きをつけたのち再焼もどしまたはひずみ時効処理をしているので、切欠き底に形成された酸化皮膜を十分除去した。そののち、Fig. 3に示す曲げ試験機に試験片を取付け、静的な曲げモーメントを加え、遅れ破壊試験を行った。腐食雰囲気は3%NaCl水溶液とし、これをローラーポンプで試験片に取り付けたビニール容器内に滴下した（水槽内の水溶液温度を298Kに保持した）。電気油圧式疲労試験機のアクチュエーターを試験機のアーム部先端に押しつけ、試験片に加わる曲げモーメントを、ロードセルおよび動ひずみ計により検出し、ペンレコーダーで連続的に記録した。

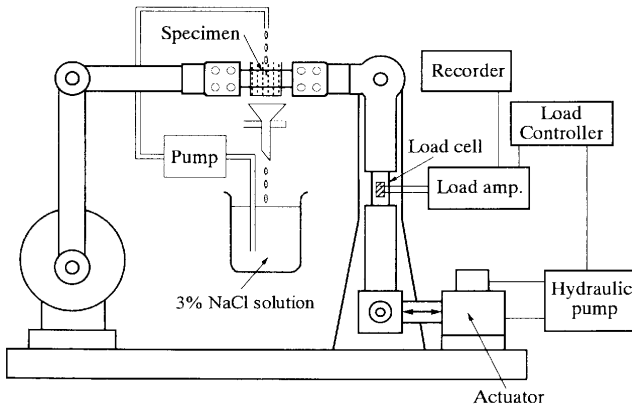


Fig. 3. Apparatus for delayed failure tests.

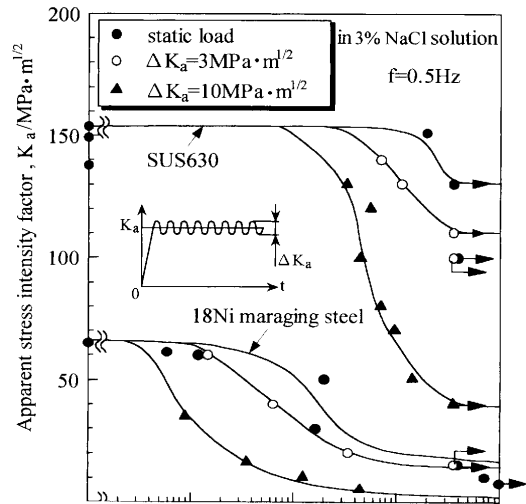


Fig. 5. Relationship between apparent stress intensity factor and crack initiation time for maraging steel and stainless steel under repeating load.

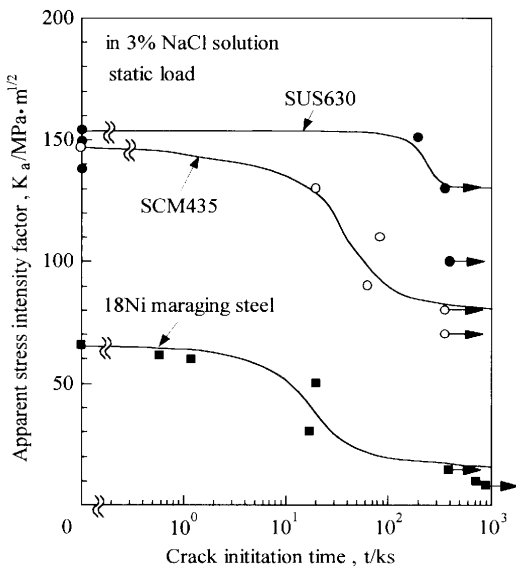


Fig. 4. Relationship between apparent stress intensity factor and crack initiation time for three types of high-strength steels under static load.

長さ a のき裂を持つ幅 W 、厚さ B の板状試験片に、曲げモーメント M が働くときの応力拡大係数 K は次式¹⁴⁾で与えられるので、本研究では、き裂長さ a を切欠き長さ a_0 で置換えた見掛けの応力拡大係数 K_a を用いて遅れ破壊き裂発生時間を整理した。

$$K = 4.12M(\alpha^{-3} - \alpha^3)^{1/2} / BW^{3/2}, \quad \alpha = 1 - (a/W) \dots\dots\dots (2)$$

つぎに、変動荷重下の遅れ破壊試験を行った。繰返し速度 $f=0.5$ および 2 Hz とし、静的な見掛けの応力拡大係数 K_a に、変動範囲 ΔK_a (K_a の最大値と最小値の差) $=3$ および $10\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の変動荷重を重ねた。

静荷重下および変動荷重下での遅れ破壊き裂発生時期は、切欠き底に長さ約 0.5 mm のき裂が発生するまでの時間とした。また、下限界遅れ破壊強さは、 360 ks (100 時間) 経過してもき裂が発生しないときの K_a とし、 $K_{a\text{sec}}$ で表わす。

3. 実験結果

3.1 静荷重下での遅れ破壊強度

18Ni マルエージング鋼、析出硬化型ステンレス鋼 (SUS630) および 673 K で焼戻した Cr-Mo 鋼 (SCM435) の切欠き試験片について、一定の静的な曲げモーメントを荷重して遅れ破壊試験を行い、見掛けの応力拡大係数 K_a とき裂発生時間 t の関係を求めた。その結果を Fig. 4 に示す。なお、 $t=0$ のときの値は、大気中で荷重を単調に増加させて破断させたときの見掛けの応力拡大係数 (破壊靱性値) K_{ac} である。いずれの材料においても、 K_a が低くなるときき裂発生寿命は長くなる。材料の遅れ破壊感受性を、 $\phi = (K_{ac} - K_{a\text{sec}}) / K_{ac}$ で表わすと、マルエージング鋼で $\phi = 0.77$ 、SCM435 鋼で $\phi = 0.46$ 、SUS630 鋼でほぼ $\phi = 0.15$ となり、強度の大きい順に感受性が大きい。

3.2 変動荷重下での遅れ破壊強度

マルエージング鋼および SUS630 鋼切欠き試験片について、静荷重に変動荷重を重ねさせ、繰返し速度を $f=0.5\text{ Hz}$ として遅れ破壊試験を行い、見掛けの応力拡大係数 K_a と遅れ破壊き裂発生時間 t の関係を求めた結果を Fig. 5 に示す。これによると、マルエージング鋼では、 $\Delta K_a = 3\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と小さい場合には、下限界遅れ破壊強さ $K_{a\text{sec}}$ は静荷重の $K_{a\text{sec}}$ とほとんど変わらないが、 $\Delta K_a = 10\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ では $K_{a\text{sec}}$ は大きく低下する。SUS630 鋼では、 $\Delta K_a = 3\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で $K_{a\text{sec}}$ がかなり低下し、 $\Delta K_a = 10\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ では $K_{a\text{sec}}$ は大幅に低下する。また、両材について、繰返し速度 $f=2\text{ Hz}$ として実験を行ったところ、 $f=0.5\text{ Hz}$ の場合よりも $K_{a\text{sec}}$ がさらに低下した。つぎに、SCM435 鋼の結果を Fig. 6 に示す。 $\Delta K_a = 3\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ では $K_{a\text{sec}}$ はほとんど変化しないが、 $\Delta K_a = 10\text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で $K_{a\text{sec}}$ は著しく低下する。

このように、耐食性の大きい SUS630 鋼およびマルエー

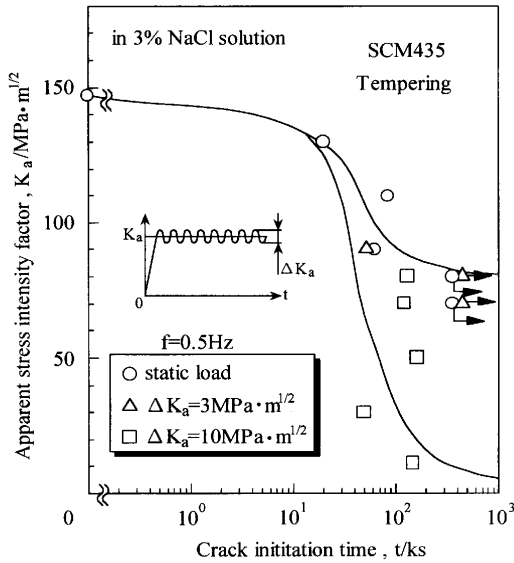


Fig. 6. Relationship between apparent stress intensity factor and crack initiation time for SCM435 steel under repeating load.

ジング鋼でさえ、変動荷重の大きさおよび繰返し速度が大きくなるほど K_{a_scc} の低下量が大きくなる。

なお、前報¹²⁾で示したように、SCM435鋼について、大気中で $K_a = 110 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で $\Delta K_a = 3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $f = 0.5 \text{ Hz}$ として $2 \times 10^2 \text{ ks}$ 変動荷重を加えても疲労き裂は発生しない。また、本研究でNaCl水溶液中で破断した試験片の破面観察を行った結果、いずれの鋼でも、腐食ピットからき裂の発生が起こることはなく、マルエージングで $K_a = 35 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $\Delta K_a = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ($f = 0.5 \text{ Hz}$), SUS630で $K_a = 140 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $\Delta K_a = 3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ($f = 2 \text{ Hz}$) の場合のき裂発生部には、静荷重下と同じ粒界破面が観察され、微小変動荷重の重畳が遅れ破壊を助長したことが分かる。また、前報⁹⁾の実験でも (SNM439, 焼入れ後473K焼戻し) 大気中疲労き裂発生寿命とかなり近いところで破断した場合でも、微小変動荷重重畳下では粒界破面が観察される。したがって、変動荷重が小さい場合には、遅れ破壊 (水素脆化) で、き裂が発生する。ただし、全ての負荷条件について大気中疲労き裂発生寿命を求めたり、破面観察を行ったりしていないので K_a , ΔK_a および繰返し速度が大きい場合には、切欠き底から直接疲労き裂が発生している可能性もある。

3・3 ひずみ時効処理したCr-Mo鋼の遅れ破壊強度

673Kで静および動ひずみ時効処理を施したSCM435鋼切欠き試験片の遅れ破壊試験を行い、見掛けの応力拡大係数 K_a とき裂発生時間 t の関係を求めた結果を Fig. 7 に示す。 $K'_a = 100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で静ひずみ時効した試験片の下限界応力拡大係数 K_{a_scc} は、焼戻しのままの試験片の K_{a_scc} とほぼ同様である。一方、 $K'_a = 100$ または $130 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で動ひずみ時効した試験片では、いずれも焼戻し試験片よりも約 $25 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ほど K_{a_scc} が上昇している。このように、動ひずみ時効処理は、 K_{a_scc} の向上にある程度の効果があること

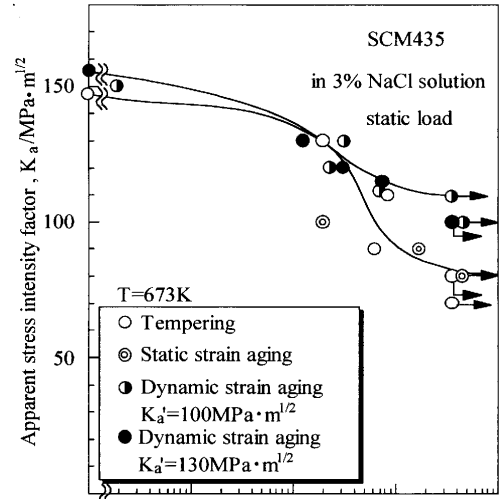


Fig. 7. Effect of static and dynamic strain aging at 673 K on the relationship between apparent stress intensity factor and crack initiation time for SCM435 steel under static load.

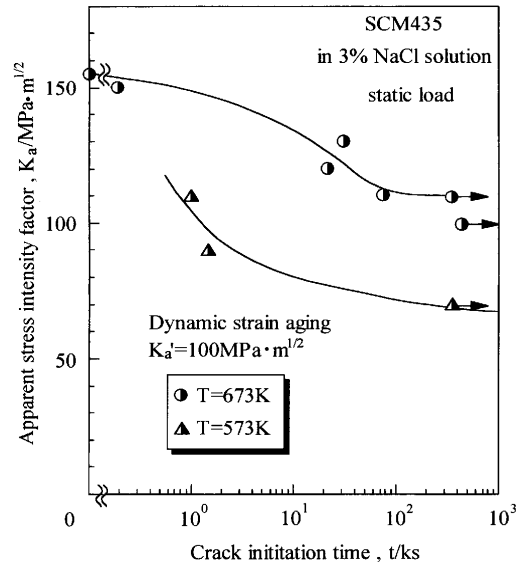


Fig. 8. Effect of dynamic strain aging at 573 K or 673 K on the relationship between apparent stress intensity factor and crack initiation time for SCM435 steel under static load.

が分かる。

Fig. 8は、573Kで動ひずみ時効した試験片を静荷重下で遅れ破壊試験し、673Kで動ひずみ時効した場合と比較した結果である。ひずみ時効は573Kの方が起こりやすいと思われるが、573Kで動ひずみ時効した場合の K_{a_scc} はかなり低い。573Kは低温焼戻し脆性域に相当し粒界割れを生じやすくなるので通常は用いないが、やはり573Kで動ひずみ時効しても K_{a_scc} は上昇しない。

つぎに、静荷重下における遅れ破壊強度向上に効果のあった $T = 673 \text{ K}$, $K'_a = 130 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で動ひずみ時効した試験片について、静荷重に $\Delta K_a = 3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ および $\Delta K_a = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の変動荷重 ($f = 0.5 \text{ Hz}$) を重畳して遅れ破壊試験

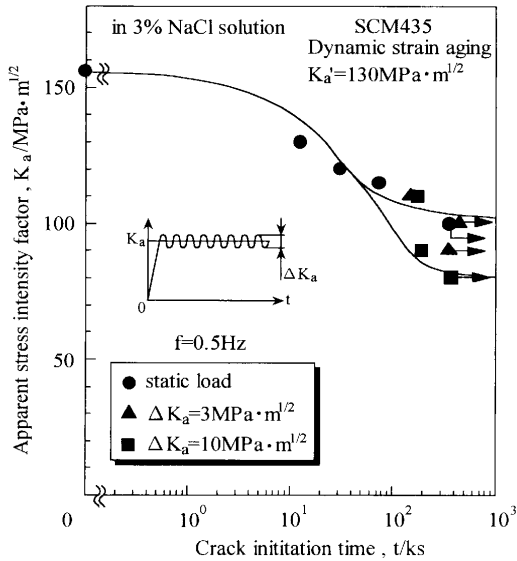


Fig. 9. Effect of dynamic strain aging at 673 K on the relationship between apparent stress intensity factor and crack initiation time for SCM435 steel under repeating load.

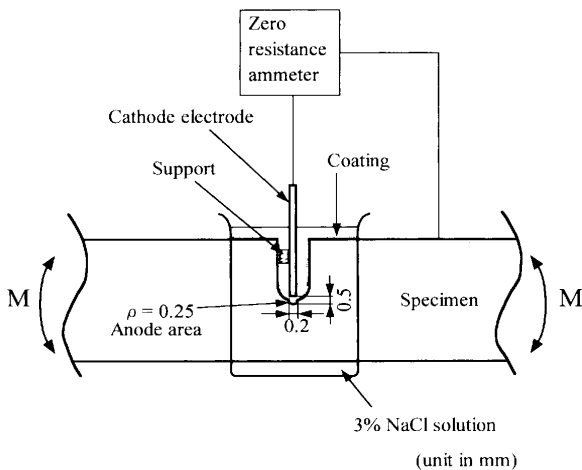


Fig. 10. Setup for detecting the formation or destruction of protective film on notch surface.

を行った。その結果を Fig. 9 に示す。Fig. 6 に示した焼戻したままの試験片では、 $\Delta K_a = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ とすると $K_{a, \text{sec}}$ は $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下に低下するのに対して、Fig. 9 に示す動ひずみ時効した試験片では、 $\Delta K_a = 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ としても $K_{a, \text{sec}}$ は $80 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ まで低下するだけである。このことから、動ひずみ時効した試験片の方が焼戻しのままの試験片よりも変動荷重に対する抵抗力はるかに大きいと言える。

4. 考察

4.1 変動荷重による遅れ破壊強度低下の原因

遅れ破壊試験中に切欠き底表面に形成される皮膜の破壊および再形成挙動を調べるため、Fig. 10 に示す SUS630 切欠き試験片を用い、3% NaCl 水溶液中で静荷重または変動

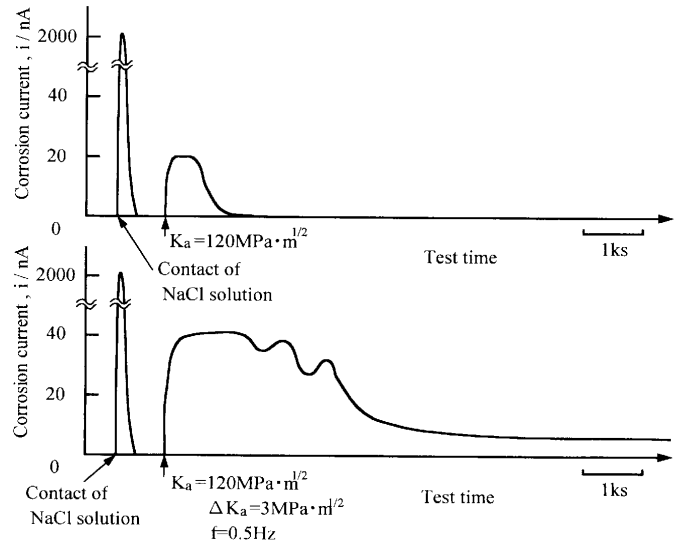


Fig. 11. Change of corrosion current by the application of static or repeating load for stainless steel.

荷重を重畳させながら腐食電流を測定した¹⁵⁾。すなわち、長さ 15 mm、曲率半径 3 mm の切欠き底に、さらに幅 0.2 mm、曲率半径 0.25 mm の浅い切欠きをつけ、この部分を除く全部分を、2液混合エポキシ系樹脂でコーティングした。この浅い切欠き底の表面をアノード部に、切欠き底から約 0.5 mm の位置に固定した電極（試験片と同材料の棒）をカソード部に模擬し、自然腐食状態における腐食電流を無抵抗電流計で測定した。

Fig. 11 に、その結果を示す。切欠き部に取り付けた容器に 3% NaCl 水溶液を充填する前、すなわち切欠き底に皮膜がほとんど形成されていない状態で NaCl 水溶液を注入すると、約 2000 nA の腐食電流が流れるが、すぐに流れなくなる。これは、腐食液の注入により切欠き底に保護皮膜が形成されたためである。この状態で静的な荷重 ($K_a = 120 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) を負荷すると、負荷した時間から約 30 s 遅れて腐食電流が流れ始め、最高値約 20 nA に達する。そして、約 0.3 ks (5 分間) 電流が流れた後、次第に減少し、約 1 ks 経過すると電流は検出できなくなる。このように、負荷に伴い材料表面の皮膜は破壊されるが、静的荷重下では、時間の経過とともに皮膜が再形成される。

つぎに、静的な荷重に変動荷重を重畳して電流を測定すると、静的な荷重のみを加えたときと同じように少し遅れて腐食電流が流れ始め、最高値約 40 nA に達して約 2.4 ks (40 分間) 流れた後、電流が低下するが、途中で一時上昇している範囲が認められ電流は不安定である。最終的には一定の腐食電流に飽和する。このように、変動荷重が重畳すると皮膜が長時間にわたって破壊され、皮膜の再形成も不十分で、常に腐食電流が流れ続ける。したがって、変動荷重下では静荷重下 비해、き裂先端から鋼中へ侵入する水素の量が増加し、き裂発生寿命および下限遅れ破壊強さが著しく低下したものと考えられる。

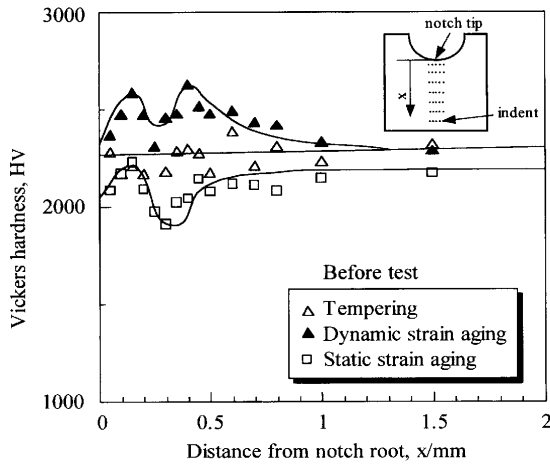


Fig.12. Distribution of microhardness near notch root for Cr-Mo steel after static or dynamic strain aging at $K'_a = 130 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

4・2 動ひずみ時効による遅れ破壊強さ向上の原因

動ひずみ時効によって遅れ破壊強さが上昇したSCM435鋼試験片について、ひずみ時効による硬化が確かに生じているかどうかを明らかにするため、切欠き底周辺のマイクロヴィッカース硬度を測定した。まず、試験片切欠き部を切り出し、表面を2.5 mm (板厚の半分) 研削してエメリーパーで研磨し、荷重 10 gf, 保持時間 20 sec として、切欠き底から所定の距離ごとに5点の平均硬度を求めた。

Fig.12は、673Kで焼戻した試験片、静ひずみ時効した試験片(673K, $K'_a = 130 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)および動ひずみ時効した試験片(673K, $K'_a = 130 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)の遅れ破壊試験前の硬度分布である。焼戻し試験片にはひずみを与えていないので硬度分布はほぼ一定であるが、動ひずみ時効試験片は切欠き底から約1 mmの範囲で硬さが上昇している。このことは、動ひずみ時効処理中に、切欠き底の塑性変形に伴って増殖した転位を炭素または窒素原子が固着したことに対応していると考えられる。なお、切欠き底から約0.25 mmの距離で硬度が低下しているが、この領域は動ひずみ時効処理の負荷状態における塑性域と弾性域の境界に相当する。したがって、除荷後にこの領域で引張残留応力が発生したため¹⁶⁾硬度が低下したと思われる。静ひずみ時効試験片でも動ひずみ時効試験片と同様の硬度の変化が現れるが、その硬度の値は切欠き底から遠く離れた位置での硬度と同程度であるから、切欠き底近傍で実質上ひずみ時効は生じておらず、残留応力のみが存在していると思われる。

ところで、著者らは、切欠き試験片に遅れ破壊試験荷重よりもあらかじめ大きな過大荷重を加えたのち、一度荷重を零にするか (完全除荷法) または過大荷重から試験荷重まで荷重を低下させて (部分除荷法) 遅れ破壊試験を行うと、下限遅れ破壊強さが著しく上昇することをすでに報告したが^{4,7)}、その主原因は残留応力の発生による切欠き底の実質上の応力の減少である。本研究で行った動ひずみ

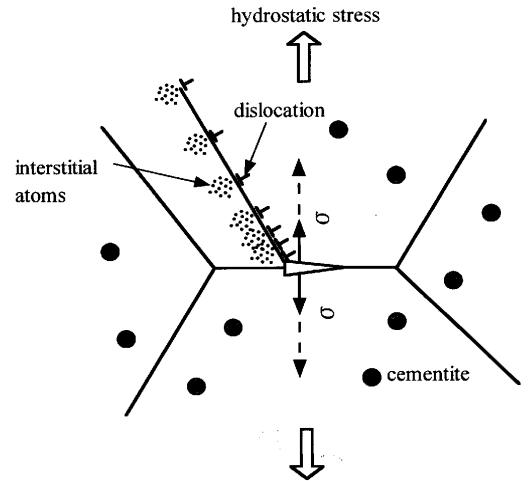


Fig. 13. Illustration of decrease in grain boundary stress by the formation of atmosphere of interstitial atoms around piling dislocations.

時効処理において、もし時効処理時の荷重(K'_a)が試験荷重(K_a)よりも大きければ、その効果が存在する。しかし、動ひずみ時効処理時の $K'_a = 100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ でもそれ以上に $K_{a, \text{sc}}$ が上昇しており、 K'_a が $100 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ でも $130 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ でも上昇の程度にあまり差がない。また、静ひずみ時効処理の場合、硬度分布の測定結果によると残留応力が存在するにもかかわらず $K_{a, \text{sc}}$ が上昇しないから、動ひずみ時効による $K_{a, \text{sc}}$ の上昇は残留応力のためであるとは言えない。むしろ、動ひずみ時効そのものが $K_{a, \text{sc}}$ の上昇に寄与していると考えられる。

一般に材料の強度が増加すると、同じ荷重でも切欠き底の静水圧応力が増加して、水素の集積が容易になり、遅れ破壊は起こりやすくなるが、動ひずみ時効によって材料の強度(硬度)が上昇するにもかかわらず、静荷重下での下限遅れ破壊強さおよび $K_{a, \text{sc}}$ が向上している。以下、その原因について考察する。破面観察の結果によると、焼戻し材および動ひずみ時効材ともに切欠き底での遅れ破壊き裂の発生は粒界割れを伴っているため、粒界割れに及ぼす動ひずみ時効または転位固着の影響を考察する必要がある。Fig.13に模式的に示すように、粒界破壊は、塑性変形によって増殖した転位が粒界に堆積し、粒界の応力を高め、水素の粒界への集積を促進させるために起こると思われるが、もしこれらの転位の周辺に炭素または窒素の侵入型溶質原子による固着雰囲気形成されれば、各転位の応力場については堆積転位による粒界の応力も緩和される。これにより、粒界への水素の集積が抑制され、き裂発生時間が長くなるか、き裂発生に必要な濃度の水素の集積が起らず $K_{a, \text{sc}}$ が上昇すると思われる。

4・3 変動荷重による遅れ破壊強さ低下に及ぼす動ひずみ時効の影響

変動荷重の重畳による $K_{a, \text{sc}}$ の著しい低下の原因は、保護皮膜が破壊され材料中への水素の侵入が容易となるため

であると思われる。しかし、動ひずみ時効材においては、上記のように転位のまわりの侵入型溶質原子の固着雰囲気形成、粒界応力の減少、水素の粒界近傍の濃度の減少が起こり、仮に変動荷重により保護皮膜が破壊されても、粒界への水素の集積そのものが抑制されていることに変わりはないから、保護皮膜破壊による水素侵入の促進効果の影響を受けにくいと考えられる。

なお、Fig. 8によると、ひずみ時効がより激しく起こると思われる573Kで動ひずみ時効処理をしても、673Kで動ひずみ処理をした場合に比べて K_{a_sc} が低い。この理由は、堆積転位の固着による粒界応力の低下があったとしても、低温焼戻し脆性の原因（粒界近傍への薄片状セメンタイトの析出、粒界への不純物原子の偏析など）が粒界強度を著しく低下させ、少量の水素の集積でも短時間で割れを引起こしたためであると思われる。

つぎに、Fig. 7によると、静ひずみ時効処理によっては K_{a_sc} は上昇しなかったが、この原因は処理温度が673Kとかなり高いため、常温での負荷により切欠き底近傍で増殖した転位が時効温度保持の間に消滅し、ひずみ時効が実質上起こらなかった（したがって硬度が上昇しなかった）ことが原因であると思われる。これに対し、動ひずみ時効処理においては、階段状に負荷を加えているので、処理の最終段階でも転位が増殖すると同時に、侵入型溶質原子の固着も起こったと思われる。

以上、遅れ破壊強さの向上に動ひずみ時効が有効であることが分かった。焼入れ焼戻しによって強化する材料では、ピアノ線など冷間加工後のひずみ時効による強化を利用することはできないが、その代わりに、実際に部品が使用されるとき以上の荷重で動ひずみ時効処理を行えば、切欠き底におけるそのときの転位配列をそのまま固定しておくことはできる。すなわち、常温ではその後の部品・部材の使用によって転位が固着から外れて粒界に新たな応力集中を作る可能性は少なく、長時間経過しても動ひずみ時効処理の効果が持続して遅れ破壊を阻止できる可能性がある。

5. 結言

18Ni マルエージング鋼、析出硬化型ステンレス鋼(SUS630)およびCr-Mo鋼(SCM435)切欠き試験片について、3% NaCl水溶液中で静荷重に微小な変動荷重を重畳して遅れ破壊試験を行い、き裂発生寿命を調べた。また、SCM435鋼に静および動ひずみ時効処理を施し、遅れ破壊

強さ向上の可能性を調べた。得られた結果は次の通りである。

(1) 静荷重を加えた場合の遅れ破壊き裂発生寿命は、みかけの応力拡大係数 K_a が小さくなるほど長くなる。360 ks (100 hr)経過してもき裂が発生しない下限遅れ破壊強さ K_{a_sc} は、マルエージング鋼、SCM435鋼、SUS630鋼と、強度が大きい順に小さい。

(2) いずれの材料でも、変動荷重の重畳により遅れ破壊き裂発生寿命は短くなり、 K_{a_sc} は低下する。それらの割合は、 K_a の変動範囲および繰返し速度が増加するほど大きくなる。変動荷重の重畳によって K_{a_sc} が低下する理由は保護皮膜の破壊により水素が材料中に侵入しやすくなったためであると思われる。

(3) SCM435鋼に673Kで動ひずみ処理を施すと、673Kの焼戻しのみおよび673Kで静ひずみ時効処理したものに比べ、静荷重下での K_{a_sc} が約25 MPa \cdot m^{1/2}大きくなる。また、動ひずみ時効したものは、変動荷重下においても K_{a_sc} の低下は少ない。

終わりに、本研究で使用した18Niマルエージング鋼は、日本鉄鋼協会高強度鋼の遅れ破壊研究会における共同研究用試料として提供されたものであり、大同特殊鋼(株)に感謝します。また、本研究に熱心に協力されました、中川正博君、塚脇始君および森直史君に感謝します。

文 献

- 1) 松山晋作：遅れ破壊，日刊工業新聞社，東京，(1989)。
- 2) S.Matsuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 679.
- 3) 遅れ破壊解明の新展開，材料の組織と特性部会高強度鋼の遅れ破壊研究会編，日本鉄鋼協会，東京，(1997)。
- 4) K.Nakasa, M.Kido and H.Takei: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), 578.
- 5) K.Nakasa, H.Takei and M.Kido: *Eng. Fract. Mech.*, **11** (1979), 733.
- 6) K.Nakasa, M.Kido and H.Takei: *Tetsu-to-Hagané*, **66** (1978), 1542.
- 7) M.Kido, K.Muramoto, K.Nakasa and H.Takei: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **34** (1985), 394.
- 8) K.Nakasa, H.Takei and T.Asamoto: *J. Jpn. Inst. Met.*, **39** (1975), 327.
- 9) K.Nakasa M.Kido and H.Takei: *J. Jpn. Inst. Met.*, **40** (1976), 744.
- 10) M.Kido, K.Nakasa and H.Takei: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 535.
- 11) M.Kido, H.Itoh, K.Nakasa and H.Takei: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **33** (1984), 1493.
- 12) 中佐啓治郎，加藤昌彦：遅れ破壊解明の新展開，材料の組織と特性部会高強度鋼の遅れ破壊研究会編，日本鉄鋼協会，東京，(1997), 94.
- 13) W.F.Brown Jr. and J.E.Srawley: ASTM STP410, ASTM, Philadelphia, (1966), 12.
- 14) J.A.Kies, H.L.Smith, H.E.Romine and H.Bernstein: ASTM STP381, ASTM, Philadelphia, (1967), 328.
- 15) Y.Kondo: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **58** (1992), 1745.
- 16) K.Nakasa: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **44** (1994), 292.