

湿潤環境中における低合金強靱鋼の遅れ破壊について*

福 井 彰 一**・浅 田 千 秋***

On the Delayed Fracture of Low-Alloy High Strength Steels in Aqueous Environments

Shoichi FUKUI and Chiaki ASADA

Synopsis:

A cantilever type testing apparatus for delayed fracture was developed to investigate the characteristics of delayed fracture in several aqueous environments for two kinds of low alloy high strength steels having a sorbitic and a martensitic structures the tensile strength of which were about 125 kg/mm² and 150 kg/mm² respectively.

These steels were failed even in the air after a long period of time under high sustained stresses, and the fracture strengths were decreased in the sequence of air, water, pH 5-HCl solution, 0.1 % NaCl solution, pH 3-HCl solution, 3 % NaCl solution, 0.1 N-HCl solution and acetic acid solution saturated with H₂S.

The results of the observation of the fracture surfaces, crack initiation behaviour in delayed fracture and the quantitative analysis of hydrogen in steel lead the conclusion that the delayed fracture in these environments occurs by hydrogen induced from the surroundings, and the more active supply of hydrogen promises the lower fracture strength of the steel under sustained load.

(Received May 2, 1968)

1. 緒 言

最近の高張力鋼の発達に伴って長大鋼構造物に60 kg/mm² 級以上の高張力鋼が使用されるようになり、これらの接合部に用いられる摩擦接合用ボルトとして120 kg/mm² 以上の強度のものが要求されるようになった。このような高強度レベルのボルトでは締付後1年以上の長時間を経過してから突然に脆性的な破壊を生ずるものがあることが経験されている。

従来、電気メッキなどによつて水素を吸蔵した鋼が遅れ破壊を生ずることは水素脆化遅れ破壊としてよく知られているが、高強度に調質された鋼ではとくに水素を吸収するような処理が施されていないような場合にも遅れ破壊を生ずることが報告されている¹⁾²⁾。さらに大気中の湿気が強靱鋼の遅れ破壊強度を著しく低下せしめることが知られている³⁾。

摩擦接合用高力ボルトではねじ部の有効断面積に対する負荷応力はたとえば材料の規格引張強さの約 65% を目標として締付けが行なわれるが⁴⁾、締付け技術上のばらつきもあつて 70% あるいはそれ以上に達することもあるようであり、さらにねじ部の切欠による応力集中を考慮すると局部的には著しく高い応力が生じているものと考えられる。また露天に設置された鋼構造物では防食

塗装が施されているにもかかわらず、接合部の間隙には雨水が侵入したり、大気中の水分が結露することにより湿潤な環境が形成されていることはしばしば経験するところであつて、高力ボルトの遅れ破壊においてはこのような環境の影響を無視することはできない。これらのボルトが接する環境の性質は使用される場所によつて異なり、また時間的にも変化するものと考えられるが、腐食環境中における強靱鋼の遅れ破壊の場合、その破壊が応力腐食割れあるいは水素脆性のいずれによるものであるかということは破壊の防止手段を講ずるうえにもきわめて重要な問題である。これについては 2, 3 の研究もあるが⁵⁾⁶⁾、著者らは遅れ破壊に対して安定な高力ボルト用鋼を開発する研究の一環として、通常これらのボルトが接すると考えられる各種の環境において、引張強さ 125 および 150 kg/mm² とした低合金鋼の遅れ破壊挙動におよぼす腐食環境および試験片の形状の影響について調べた。

2. 供 試 材

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表
昭和43年 5 月 2 日受付

** 大同製鋼(株)中央研究所

*** 大同製鋼(株)中央研究所 工博

Table 1. Chemical composition.

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti
Steel	A	0.36	0.25	0.66	0.021	0.013	0.20	0.10	0.98	0.19	—
Steel	B	0.21	0.75	1.34	0.013	0.009	0.16	0.14	1.67	—	0.13

(in wt %)

Table 2. Heat treatment and mechanical properties.

Steel	Heat treatment	0.2 per cent proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
A	Austenitized at 850°C for 30 min, oil quench, tempered at 550°C for 1hr	115	124.5	9	57.5
B	Austenitized at 885°C for 30 min, oil quench, tempered at 300°C for 1hr	126	150	9.3	47.5

供試材は高力ボルト用鋼としてこれまでしばしば用いられている JIS SCM 3 該当鋼と低炭素 Si-Mn-Cr 鋼で、その化学成分を Table 1 に示す。供試材はいずれも塩基性電気弧光炉溶解されたもので、1 t 鋼塊から直径 8 mm に熱間圧延されたものである。供試材は焼入後焼もどしを施して鋼 A はソルバイト組織に、また鋼 B はマルテンサイト組織としたもので、それらの熱処理および引張試験の結果を Table 2 に示す。引張試験は平行部における直径 6 mm の JIS 2 号引張試験片について行なった。

3. 実験方法

湿潤な環境中での遅れ破壊を実験するために Fig. 1 に示すような装置を製作して用いた。負荷方式を引張りとすることは応力解析には好都合な点も多いが、荷重負荷時に試験片に不測の曲げモーメントが生ずることを防ぐのが困難であり、しかも一般に脆性破壊試験の場合にはこの影響が相当に大きいものなので、本研究では負荷方式は曲げ形式とした。試験片の形状はボルトねじ部の応力集中係数を参考とし、さらに破壊の促進および機械加工の安定性を考慮して Fig. 2 の形状とした。

遅れ破壊試験は試験片の切欠部にモーメントアームと重錘とによって所定の曲げモーメントを加え、試験水溶液を切欠部に滴下しつつ破断までの時間を測定することによって行なった。水溶液は試験片の切欠部が乾くことがないように毎分 4～6 滴の速さで滴下するように調節した。また試験結果は負荷した曲げモーメントを切欠部の断面係数で除した商、すなわち最大曲げ応力の値で整理した。

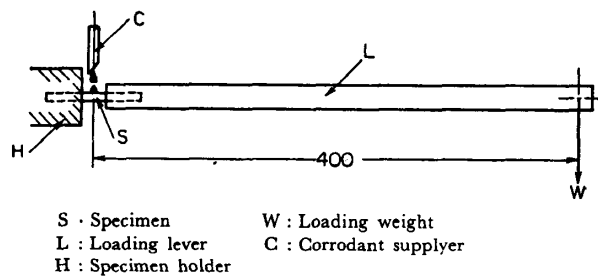


Fig. 1. Testing apparatus for delayed fracture.

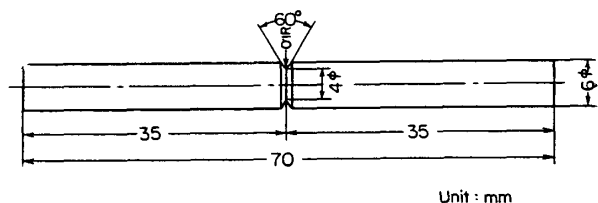


Fig. 2. Shape of test piece of delayed fracture test.

実験は大気、水、0.1% NaCl 水溶液、3% NaCl 水溶液のほか腐食液の酸度の影響を調べるために pH 5, pH 3 および 0.1 規定 HCl 水溶液を用いて行ない、さらに環境からの水素の供給が著しく大きい場合として H₂S 飽和醋酸水溶液を用いて行なった。水はすべて純水装置によって精製した脱イオン水で、製作直後の酸度は pH 6.8 であった。NaCl 水溶液および HCl 水溶液は水に日本薬局法試薬 1 級 NaCl あるいは HCl を添加して調整した。HCl 水溶液の酸度は pH メーターによって調整し、0.1 規定 HCl 水溶液はメチルオレンジを指示薬として滴定法により濃度を調整した。H₂S 飽和醋酸水溶液は 0.5% 醋酸水溶液を貯えたびんに H₂S を通じて飽和せしめたもので、H₂S は硫化鉄に稀塩酸を加えて得

た。

試験環境中における鋼中の水素含有量の変化を調べるために熱処理した素材から直径 6 mm, 長さ 70 mm の試験片を削り出し, エメリー紙 06 番まで研磨し, 脱脂洗滌したのち室温で静止した試験水溶液中に浸漬し, 所定時間経過後水洗し, さらに 4 塩化炭素で脱脂して水素分析に供した。水素の抽出は 1000°C で行なつた。

4. 実験結果

切欠半径 0.1 mm の試験片による鋼 A および B の遅れ破壊試験結果をそれぞれ Fig. 3 および 4 に示す。鋼 A および B のいずれも負荷応力が高ければ大気中においても遅れ破壊を生ずることがわかる。また鋼の種類および試験環境によらず, 一般に負荷応力が低いほど破断するまでの時間は長くなるが, 負荷応力による破断時間の変化の様子は鋼の種類と試験環境とによつて異なる。H₂S 飽和醋酸水溶液中でははじめ負荷応力を低下してもあまり破断時間は長ならないが, さらに負荷応力を下げれば急激に破断時間が長くなる限界の応力値が認められる。同様な限界応力は鋼 B を 0.1% および 3% NaCl 水溶液あるいは pH 3 および 0.1 規定 HCl 水溶液中で試験した場合にも認められる。他方, 鋼 A を 0.1 規定 HCl 水溶液中で試験した場合には破断時間が 90hr 以上となるような低応力域では応力を低下してもあまり破断時間は伸びず, さらに応力を下げても限界的な応力値を示さない。このような状態で破断した試験片は腐食によ

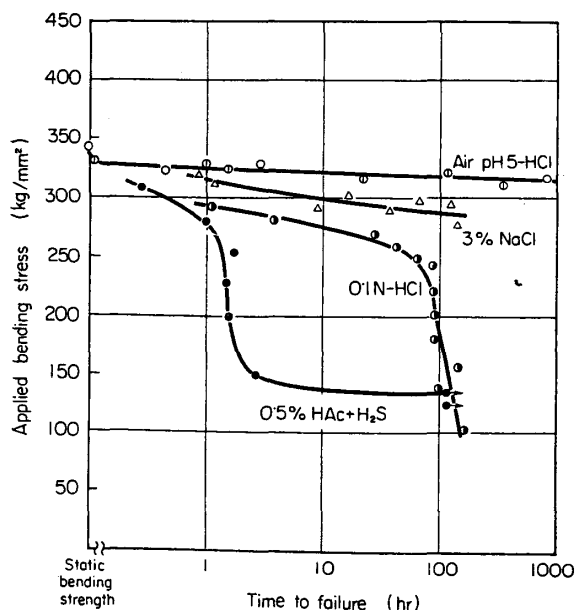


Fig. 3. The relation between applied stress and time to failure for steel A in various environments.

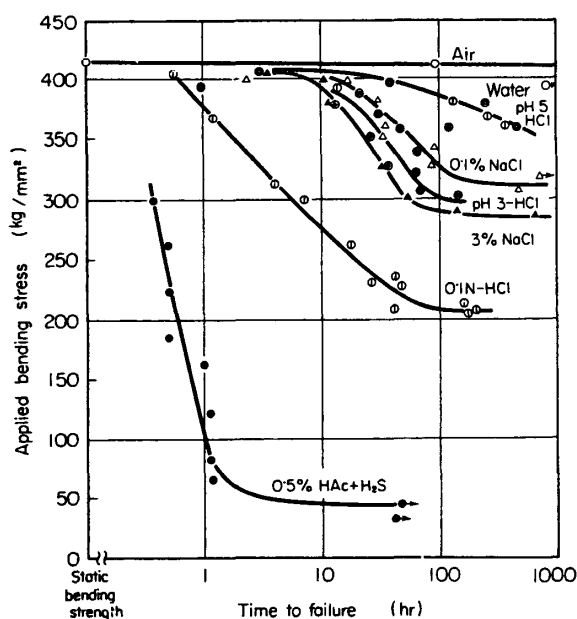


Fig. 4. The relation between applied stress and time to failure for steel B in various environments.

つて著しく試験片の直径が減少しており, これに伴う応力の増加が破断に対して大きな寄与をもつことが察せられる。0.1 規定 HCl 中で試験した場合には鋼 B でも破断時間が 100hr 以上のものでは著しい腐食を生じている。

このように腐食が著しい領域を除けば, 鋼 A では遅れ破壊強度は大気および pH 5-HCl, 3% NaCl, 0.1 規定 HCl, H₂S 飽和醋酸水溶液の順に低下し, また鋼 B では大気, 水および pH 5-HCl, 0.1% NaCl, pH 3-HCl, 3% NaCl, 0.1 規定 HCl, H₂S 飽和醋酸水溶液の順に遅れ破壊強度が低下している。

Photo. 1 に各種の試験環境中で遅れ破壊した鋼 B 試片の破断面の例を示す。いずれの場合にも引張応力側の表層部にせん断唇状のせん断破壊部が認められる。Photo. 2 は大気中および水中で遅れ破壊した鋼 B 試片について破断面の引張応力側表面付近の走査型電子顕微鏡写真である。いずれも切欠底直下はせん断破壊の様相を呈し, それより内部はへき開破壊に類似した脆性破面を示している。

遅れ破壊き裂の発生ないし伝播の様子をさらに詳細に知るために次のごとき実験を行なつた。5 本の鋼 B 試片に 330 kg/mm² の曲げ応力を同時に負荷して 0.1 規定 HCl 水溶液を滴下しつつ保持し, このうちの 1 本が破断したら直ちに残りの試験片を取りはずし, 試験片の軸を含む曲げ平面で切断して研磨仕上げし, 顕微鏡観察した。その結果 2 本の試験片にき裂が発生しているのが認

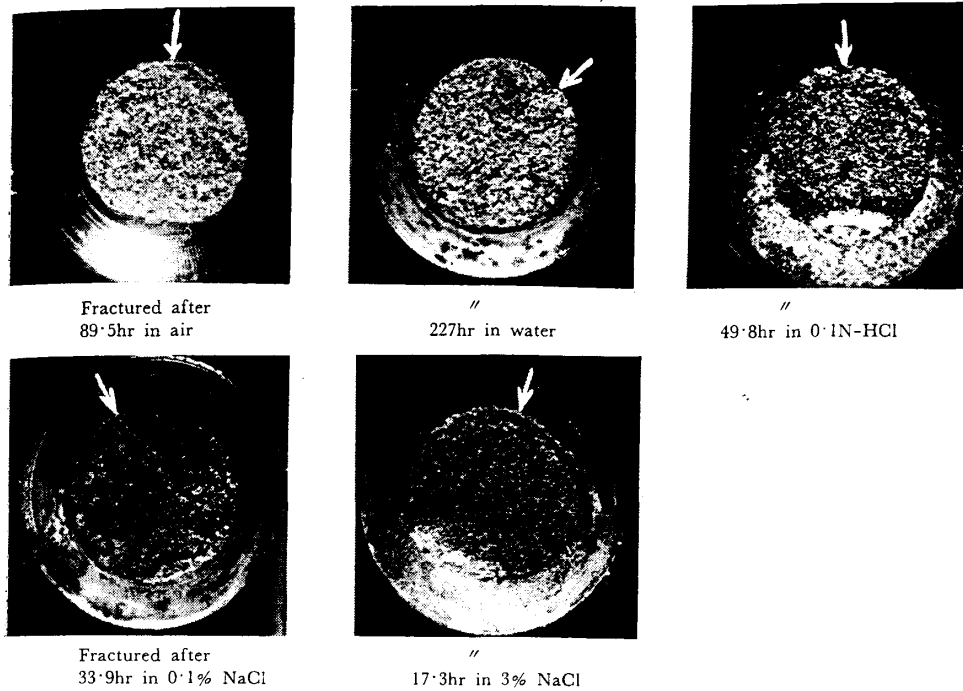


Photo. 1. Fracture surfaces under sustained load in various environments showing a shear lip at the tensile side of the specimen (arrows). ($\times 5$)

められた。その 1 例を Photo. 3 に示す。おもなき裂はかなりの幅をもっており、マクロ的には引張応力の方向にほぼ垂直である。この主き裂の表面寄りの先端から斜めに鋭いき裂が成長しているのが認められるが、これは破断面上でせん断唇として観察された部分に相当するものと考えられる。

Table 3 は各種の試験溶液中に浸漬した鋼 A および B について水素含有量を調べた結果である。pH 5-HCl 水溶液の場合には明らかではないが、

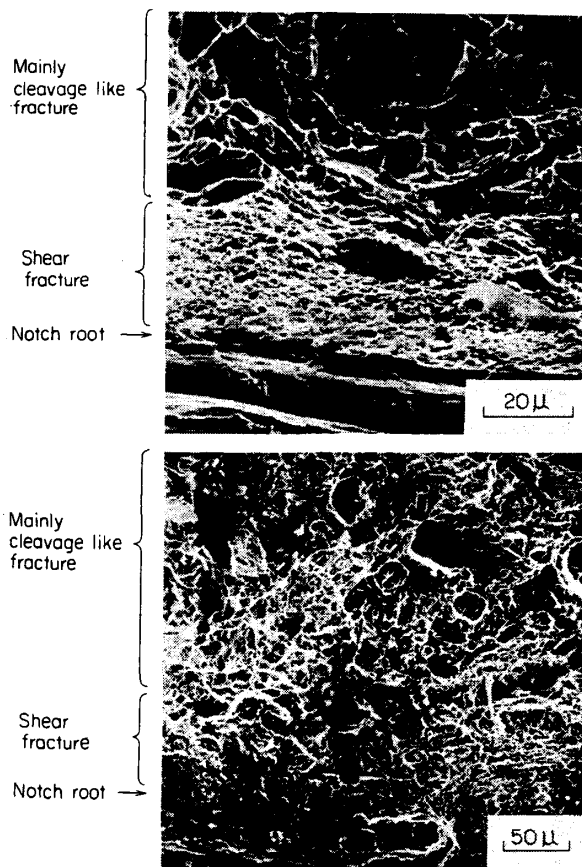


Photo. 2. Scanning electron micrographic images of fracture surface broken under sustained load in air after 90 hrs (top) and in water after 240 hrs (bottom).

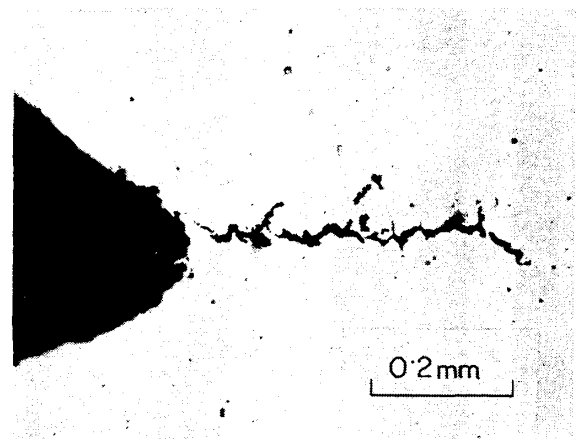


Photo. 3. Under surface crack observed on the axial section of the specimen after a long period of loading in 0.1 N-HCl solution.

その他の場合にはいずれも試験溶液中に浸漬することによつて水素含有量が増加していることがわかる。

Fig. 5 は切欠半径 0.03~10 mm の鋼 B 試験片について 0.1 規定 HCl 水溶液を用いて遅れ破壊試験を行なった結果である。切欠半径 0.03~1 mm では同一負荷応力に対する破断時間は切欠半径が小さいほど短く、破断面にはいずれも前述と同様なせん断唇が認められた。その厚さを測定した結果は Table 4 のように切欠半径が大きいくほど厚くなっていく傾向が認められる。切欠半径 0.03 mm のものではせん断唇の厚さが薄く測定困難であつ

Table 3. The results of hydrogen analysis of steels dipped in various environments.

Environment	Dipping time (hr)	Hydrogen steel A	content (ml/100g) steel B
Air	—	0.24	0.22
pH5-HCl soln.	50	0.28	0.18
3 % NaCl soln.	100	0.66	1.03
0.1N-HCl soln.	50	2.87	2.20
0.5 % HAc+H ₂ S	50	7.06	9.35

Table 4. The thickness of shear lips on the delayed fractured surface.

Notch radius (mm)	Thickness of shear lip (mm)		
0.1	0.07	0.08	0.1
0.2	0.1	0.1	0.13
0.5	0.27	0.3	0.33
1.0	0.33	0.4	0.43

た. 切欠半径 10 mm のものではせん断唇の形状は切欠半径の小さい場合とは異なり破壊の発生点は表面にあつて, ここを中心として2つに分かれたせん断唇が生じているのが観察された. これらの破断面の状況を Photo. 4 に示す.

5. 結果の検討

実験の結果, 大気中および水中など接合用高力ボルトが通常使用されるような環境中で遅れ破壊が生ずることが確かめられた. これらの破面の引張応力側にはせん断唇状のせん断破壊部が認められたが, 同様なせん断唇は NaCl および HCl 水溶液中で試験した場合にも認められた. 0.1 規定 HCl 水溶液中で試験を中断してき裂の発生状況を観察した結果によると, これらのせん断唇は試験片の内部でへき開状の脆性破壊を生じたのちに生成したものであることがわかった. すなわちこれらの試験環境は材料内部でへき開状の脆性破壊が生ずることを促進せしめる作用をもつものと考えられる.

ところで, 0.1 規定 HCl のように腐食作用の著しい場合には長時間の試験によつて試験片

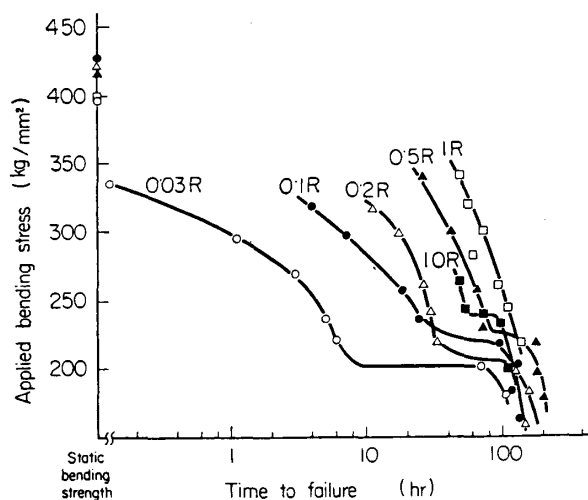


Fig. 5. The effect of notch radius on the delayed fracture strength of steel B.

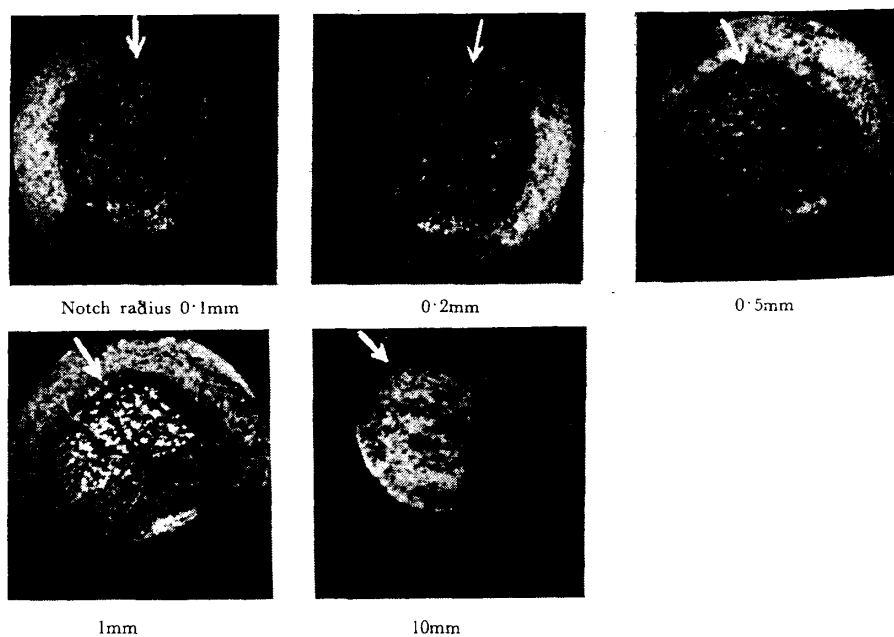


Photo. 4. Fracture surfaces of specimens with various notch radius, fractured in 0.1 N-HCl solution under sustained load. Arrow indicates the originating side of the crack. (×5)

の直径が減少し、応力が増加するために破断が生ずることが考えられるので、まずこの影響について検討してみる。

鋼の腐食速度を c 、初期の試験片直径を d_0 、負荷曲げ応力を σ_0 として、腐食による切欠形状の変化および負荷応力による腐食速度の変化を無視し、さらに試験片外周が均一に腐食されるとすれば、作用応力が破断強度 σ_B に達する時間を t として破断条件式は次のように表わされる。

$$\sigma_B = \sigma_0 / (1 - 2ct/d_0)^3$$

試験環境下で腐食速度を測定することは困難なので、無負荷状態で試験片の全断面が腐食溶去してしまうまでの時間を測定し、これを t_c とすると近似的に $c = d_0/2t_c$ と考えることができる。

Fig. 6 は鋼 A について 0.1 規定 HCl 中での腐食破壊曲線 C と遅れ破壊曲線 D とを比較して示したものである。曲線 C は上述のように t_c の測定結果を用いて計算によって求めた。これより曲線 D の場合における長時間側での破断強度の低下には腐食による断面積の減少の影響が大きな割合を占めることがわかる。しかしこのような影響が小さい短時間のところでも遅れ破壊強度は相当に低下しており、これは負荷応力による腐食速度の増加、孔食による応力集中効果などを考慮したとしても腐食のみの影響によつて説明することは困難であろう。

Photo. 3 によると遅れ破壊き裂は切欠底からやや内部において脆性的に発生したのち、表面に向かってせん断き裂として成長したことがわかる。また 0.1 規定 HCl および 3% NaCl 水溶液などに浸漬した場合に鋼中の水素が増加することが認められたことから、本実験の場合には遅れ破壊試験中にこれらの周囲環境から逐時水素が供給されたことによる水素脆化が破壊強度の低下に寄与しているものと考えられる。沸騰した NaCl 水溶液中で

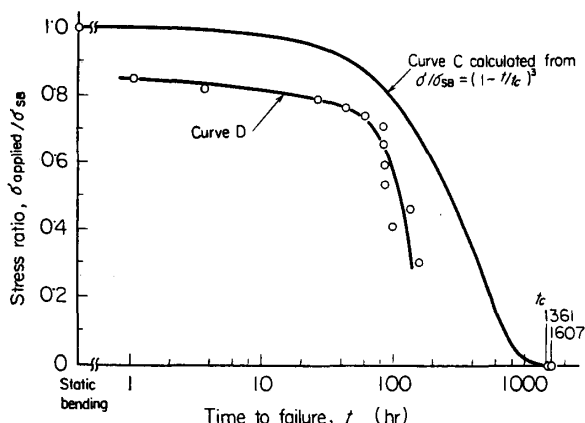


Fig. 6. Comparison of delayed fracture curve D and corrosion fracture curve C.

定常応力を負荷した AISI 4340 鋼について同様なき裂の発生と鋼中への水素の浸透とが生ずることが LOGAN および WEHRUNG⁶⁾ によつて報告されている。

本実験の対象とした各種の試験環境中で遅れ破壊せしめた試験片の破壊発生部にはいずれもせん断唇が認められたことから上述と同様な水素脆化遅れ破壊が生じたものと考えられるが、さらに試験環境の酸度が大きいほど遅れ破壊強度が低いことは環境からの水素の供給が鋼の遅れ破壊強度を支配することを示すものと考えられる。

HUGHES⁵⁾によると焼入焼もどした低合金鋼は 0.1 規定 HCl 水溶液中では水素脆化が、また NaCl 水溶液中では腐食反応における陽極反応がそれぞれ支配的な遅れ破壊の機構であるという。本実験の場合には 3% NaCl 中で遅れ破壊した試験片においても水素脆化が主要な遅れ破壊機構と考えられるような結果が得られた。Fig. 4 のごとく鋼 B においては水と pH 5-HCl 水溶液中とにおける遅れ破壊強度はほぼ同等であつた。水は純水製造装置により初期には pH 6.8 程度に精製したものであつたが、この水約 600 cc を実験室内および戸外に放置して水素イオン濃度の変化を調べたところ、時間の経過に伴い次第に水素イオン濃度を増し、いずれも約 40 min 後には pH 4~5 となつた。これは多分水が大気中の炭酸ガス、亜硫酸ガスなどを溶解して酸性化したことによるのであろう。この結果から本実験に使用した水溶液は長時間ののちにはいずれも多少酸性化していたものと考えられ、これが本実験では NaCl 水溶液中において HUGHES らの結果とは異なつた破壊挙動を示した理由と考えられる。これはまた大気に接した水が容易に pH 4 程度まで酸性化することを示し、湿潤な大気中での遅れ破壊を対象とする場合に弱酸性水溶液中での実験が有効であることを示唆している。

切欠半径 10 mm の場合を除くと切欠半径が大きいほど遅れ破壊強度は高く、また破面に認められるせん断唇の厚さは厚かつた。JOHNSON⁷⁾によると水素脆化遅れ破壊の場合、き裂発生起点は切欠によつて生ずる 3 軸応力性最大の位置で、応力集中によつて切欠底に塑性変形が生ずると 3 軸応力性最大の位置は半径方向応力が最大を示す位置と一致するという⁷⁾。そこで NEUBER⁸⁾による楕円環状切欠をもつ円筒における弾性解を適用して半径方向応力の分布を計算し、せん断唇の厚さと比較して示したのが Fig. 7 である。半形方向応力が最大となる位置は切欠半径が大きいほど表面から遠ざかり、せん断唇の厚さの切欠半径による変化の傾向とよい一致を示している。表面から半径方向応力最大の位置までの距離よりもせん断唇の厚さのほうがやや小さいのは遅れ破壊に

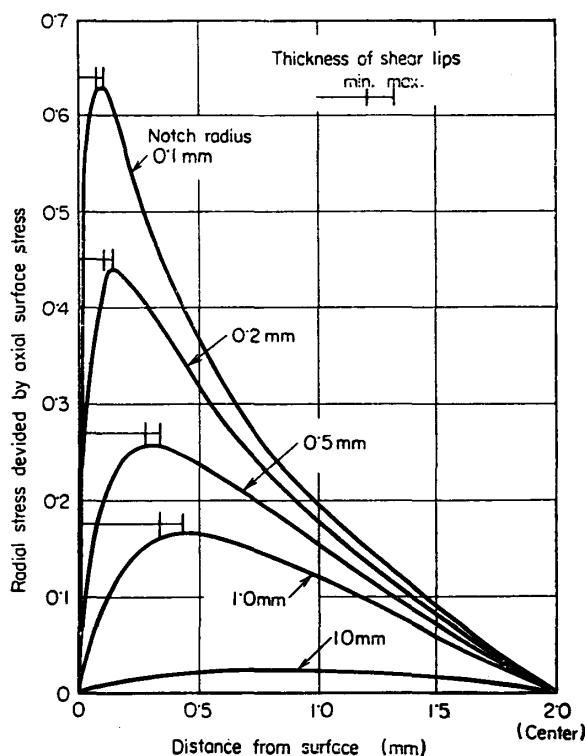


Fig. 7. The relation between the distribution of radial stress and the thickness of shear lip measured from notch surface.

よる脆性き裂が発生したのち表面に向かっていくらか成長してからせん断破壊に移行したためであろう。ぜい性破壊からせん断破壊への遷移は鋼の水素脆化の程度、したがって材質および破断までの時間などによっても異なるものと考えられるが本実験では明らかでなかった。

Fig. 7 からわかるように切欠半径が小さいほど応力集中は大きいので破壊強度は切欠半径が小さいほど低く得られることがわかる。本実験の場合には切欠半径の大きいものでは破断までの時間が長く、腐食のために明確な限界応力は得られなかったが、同一負荷応力での破断時間は切欠半径が大きいほど長いことが認められる。切欠半径 10 mm の試験片の遅れ破壊破面には 2 つにわかれたせん断唇が観察されたが、切欠半径の大きい試験片では応力集中が小さく、また半径方向応力が最大となる位置は表面からかなり隔たっているため、巨視的な 3 軸応力性よりもむしろ表面付近の非金属介在物あるいは研磨きずのような欠陥による微視的な応力集中が破壊の発生起点となり、これが表層部からの破壊をもたらしたためと考えられる。

6. 結 言

曲げ形式の遅れ破壊試験機を試作し、各種の環境中でそれぞれ引張強さ約 125 kg/mm² および 150 kg/mm²

のソルバイト組織および低温焼もどしマルテンサイト組織をもつ鋼について遅れ破壊挙動を調べた結果は次のとおりである。

(1) 負荷応力が大きければいずれの供試材も大気中で遅れ破壊を生じ、また遅れ破壊強度は大気、水、pH 5-HCl, 0.1% NaCl, pH 3-HCl, 3% NaCl, 0.1 規定 HCl, H₂S 飽和醋酸水溶液の順に低下した。

(2) 腐食性の強い試験環境中における長時間後の破壊では腐食による危険断面積の減少による破断強度の低下も含まれるが、周囲の環境の影響による試験片内部の破壊強度の低下が明らかに認められ、とくに短時間破壊ではこれが主要な役割をもつことが示された。

(3) 破断面の観察および遅れ破壊き裂観察の結果、切欠半径が著しく大きい場合を除けば、本試験環境中における遅れ破壊き裂は引張応力側の切欠底からやや内部においてへき開状の脆性破壊形式で発生し、表面へ向かって成長したのち、せん断唇状の外観を呈するせん断破壊形式で表面に達する。

(4) 破壊発生部に生じたせん断唇の厚さは表面から半径方向応力最大の点までの距離にほぼ等しく、一般に切欠半径が小さいほど小さくなる。しかし切欠半径が著しく大きい場合は最大引張応力部を中心に 2 分されたせん断唇を生じた。

(5) 0.1 規定 HCl, 3% NaCl および H₂S 飽和醋酸水溶液に浸漬することにより、鋼中の水素量の増加が認められた。

これらの結果は本実験の対象とした環境中における遅れ破壊において、ごく長時間後の破壊では腐食による応力増加が影響する場合もあるが、鋼が環境から水素を吸収したことによる水素脆化が重要な役割をもつことを示すものである。

終りに走査電子顕微鏡写真は日本電子工業株式会社のご好意により撮影していただいたものであることを付記するとともに深く謝意を表します。

文 献

- 1) A. BÜTTINGHAUS, H. G. BRANDT, E. KEIL und B. RICHMAN: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 2, S. 542~547
- 2) R. H. RARING and J. A. RINBOLT: Trans. Amer. Soc. Metals, 48 (1956), p. 198~212
- 3) G. L. HANNA, A. R. TROIANO and E. A. STEIGERWALD: Trans. Amer. Soc. Metals, 57 (1964), p. 658~671
- 4) 日本建築学会: 高力ボルト摩擦接合施工規準 (1965)
- 5) P. C. HUGHES, I. R. LAMBORN and B. B. LIEBERT: J. Iron Steel Inst., 203 (1965),

- p. 728~731
- 6) H. L. LOGAN and J. M. WEHRUNG: Corrosion, 22 (1966), p. 265~269
- 7) H. H. JOHNSON, J. M. MORLET and A. R. TROIANO: TRANS. Met. Soc. AIME, 212(1958), p. 528~536
- 8) W. J. BARNETT and A. R. TROIANO: Trans. Met. Soc. AIME, 209 (1957), p. 486~494
- 9) H. NEUBER: Kerbspannungs Lehre, (1958), p. 101~105, [Springer-Verlag]

準安定オーステナイトステンレス鋼の逆変態と その過程に現われる異常膨張*

斎 藤 利 生**

The Reverse Transformation and the Accompanying Anomaly in Dilatation on Heating of Meta-stable Austenitic Stainless Steel

Toshio SAITO

Synopsis:

An anomalous expansion in the dilatation curve of cold-rolled 18-8 stainless steel was incidentally found at about 530°C. The present experiments were made in order to clarify the cause of the anomalous expansion observed in the dilatation curve of some meta-stable austenitic Cr-Ni steels cold-worked at various temperature, and also to clarify the behaviour of the reverse transformation of martensite to austenite in these steels, mainly by the thermal dilatation method and the micro-structural observations.

When a cold worked 18-8 steel was heated at constant velocity of heating, the martensite in the steel transformed to austenite reversely step by step at the temperature range of 400-900°C. The first transformation began at 400°C, and the greater part of martensite transformed to austenite martensitically at 500-650°C, and the second at 680-760°C, the third at 800-900°C, respectively. However, the amount of transforming martensite decreased less and less as temperature raised. In such reverse transformation, the diffusionless process occurred at early stage and the diffusional process continued in after the first stage. The lath type martensite was separated along {111} plane, by growing austenite nucleated at that plane, and gradually thinned off. The second anomalous expansion was newly found in this experiment at the second reverse transformation temperature range, in addition to the anomalous first expansion previously found at the first reverse transformation range. The anomaly appeared in two phase steels consisting of the predominant martensite and retained austenite in proper phase ratio, regardless the steels were cold-worked or not.

It was considered that the anomalous expansion is related to the martensite which transformed diffusively and to the reverse transformation character of textured martensite to the certain oriented austenite.

(Received May 22, 1968)

1. 緒 言

常温加工した 18-8 鋼はその加熱過程の 530°C 付近で異常膨張を示すことがある。この現象は 1956 年 BASTIEN and DEDIEU¹⁾により発見され、彼らは組成不明の炭化物の析出と推定した。前報で著者らは 18-8 鋼について常温で各種の加工を施し、引張、圧延、鍛打、線引などいずれの加工法によつても異常膨張は現われるが、

とくに溝ロールによる圧延加工においてきわめて明りような異常性を示すこと、および、この異常膨張は加工中のロールと材料との摩擦により変形が拘束されて自由なオーステナイト→マルテンサイト($\gamma \rightarrow M$)変態を抑制された結果として、残留オーステナイト(γ_R)がある程度存在する状態で著しく現われることなどを報告した²⁾。

* 昭和43年 5月22日受付

** 防衛大学校 工博