

討12

遅れ破壊と析出段階

(株)神戸製鋼所 中央研究所 ○藤田 達 山田凱郎 中原 猛
(鉄)開発部 谷 余土雄

1. まえがき

高張力鋼の大気中、水中における遅れ破壊感受性に最も大きな影響をあたえるものは、材料の強度レベルである。図1は横軸に0.2%耐力を縦軸に応用集中約10の切欠試片(外径12.7mm, 谷径7.8mm, 先端半径0.03mm)を蒸溜水中で負荷した場合の100時間における各種低合金鋼の遅れ破壊強さをとっている。

一点は約7本の試片による結果で、約100種類の低合金鋼の各強度における遅れ破壊感受性を示している。この図によれば鋼材料は一般に耐力で110kg/mm²までは強度が上るにつれて遅れ破壊強さが増すが、それ以上の強度では遅れ破壊が起りだし遅れ破壊強さは低下する。¹⁾

これから戸外でボルトなどの切欠形状で鋼を使用する場合のcriticalなレベルは引張強さで約130kg/mm²近辺ということが予想され、これは橋梁等鋼構造に用いられる高張力ボルトの使用経験と合致している。²⁾

以上のように鋼の水中における遅れ破壊感受性はその強度レベルにより見とおしよく整理されるのであるが、1本のバンドの中では材料の成分あるいは熱履歴による耐遅れ破壊性の優劣がみとめられ、その程度は0.2%耐力に換算して約±10kg/mm²に相当する。あまり大きな差ではないが、使用限界としてみた場合、工業的に考慮を要する問題である。

本報ではこれら2次的影響因子のうち、後者にあたる熱処理すなわち低合金鋼の焼もどし析出段階と遅れ破壊感受性の問題を取りあげ知見をまとめる。また18Ni型マルエージング鋼の析出時効硬化に際しても遅れ破壊感受性と密接な関係がみられるので言及する。

2. 焼もどし温度と遅れ破壊

図2は0.20% C-Cr鋼のいわゆる焼もどし性能曲線に、上記と同様の条件である水中100時間遅れ破壊強さを書きくわえたものである。これによれば焼入れのまゝの状態といわゆる低温焼もどし脆性を示す350℃付近で遅れ破壊に敏感となっている。焼入れのまゝでの低下は0.20% C鋼が250℃までのもどしではほとんど引張強さに変化しないところから、上述の強度レベルのみでは説明しきれな

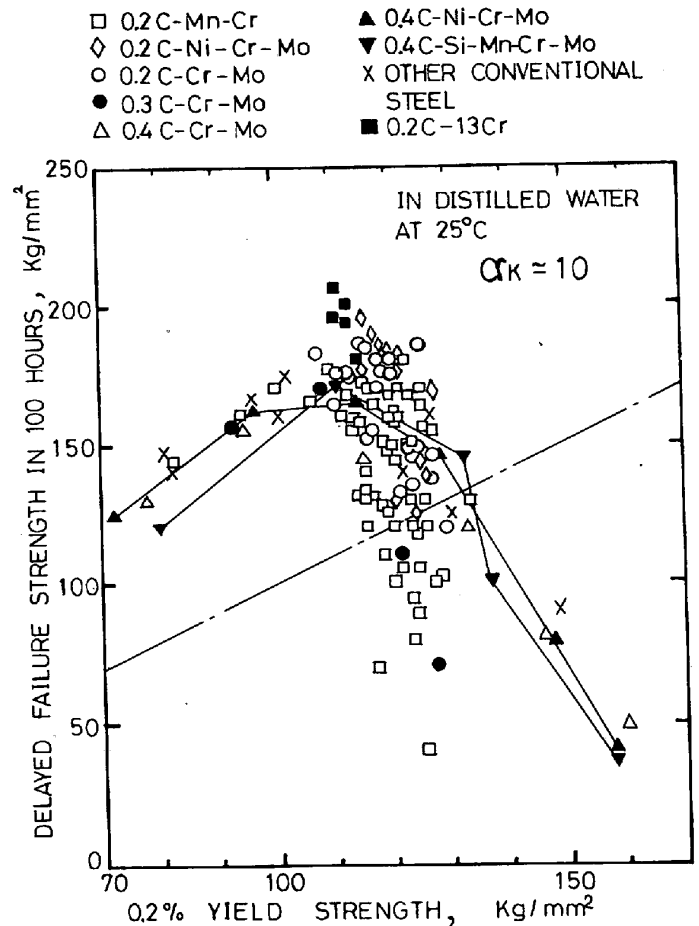


図1 耐力と水中100時間遅れ破壊強さの関係

いものである。したがってその主な原因はマルテンサイト焼もどし第I過程(150℃までのεカーバイドの析出)に関連したものと考えられ、とくにεカーバイド析出の初期に敏感になるようである。しかしこの温度域では衝撃値のような短時間の延性値は良い性質を示す。

250℃での一時的安定化は、焼もどし第2過程(残留オーステナイトの分解)の温度に相当するが、低炭素鋼でもあるので、オーステナイトの分解よりはεカーバイドの安定析出に対応していると考えるのが妥当のようである。

350℃での低下は、焼もどし第3過程(εカーバイドの消滅と、セメントタイトの核発生・成長)に対応したものであると判断される。この温度域では、従来からみとめられているように衝撃値にも低下がみられるが、環境脆化の一種である遅れ破壊にも低下がみられるということになり焼入れのまゝとは事情がことなる。

450℃以上の焼もどしでは、引張強さが130kg/mm²以下となり、衝撃値および耐遅れ破壊性も向上し安定した材料となる。

以上焼もどし過程で遅れ破壊をおこしやすくなる温度は、いずれもεカーバイドおよびセメントタイトの析出成長段階に相当しているので、析出とくにその初期における水素との破壊についての関係、あるいは析出物と応力腐食割れ機構との関係など素過程についての究明が必要である。

3. 焼もどし後の常温時効と遅れ破壊

図3はA0キルドS35Cを焼もどし水冷後、直ちに負荷した場合と、焼もどし水冷後120時間常温で放置した後負荷した場合の遅れ破壊曲線である。試片は外径8.8mm、谷径6.2mm、先端半径0.1mm、応力集中係数 $\alpha_k = 5.1$ で大気中負荷の条件である。

結果によれば直ちに負荷すると非常に遅れ破壊を起こしやすいが、120時間放置後では安定している。

原因はいまだ明らかではないが、焼もどし温度で固溶していたわずかの炭素あるいは窒素が、焼もどし水冷後常温で過飽和となり、析出する段階で環境ここでは、わずかの固溶水素ないし水蒸気による脆化に対して敏感な、すなわち遅れ破壊に敏感な状態を作り出したものと思われる。

図4は同種材料、同熱処理後、経時的に引張試験を行った結果である。

結果によれば20時間までは変動があるが120時間後では絞り値が約8%回復していることがわかる。引張強さはこれに伴いわずかに(約1kg/mm²)低下しているようである。引張試験によるこのような変化は、遅れ破壊の差異に関連あるものと考えられ、引張試験の変化が主に炭素あるいは窒素のわずかの析出によるものとするれば、遅れ破壊試験の差異は、これが環境の影響により拡大されたものと

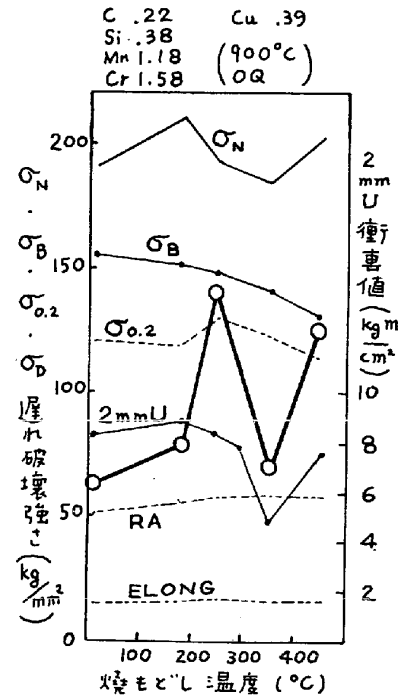


図2 0.20C-Cr鋼における焼もどし温度と遅れ破壊強さ

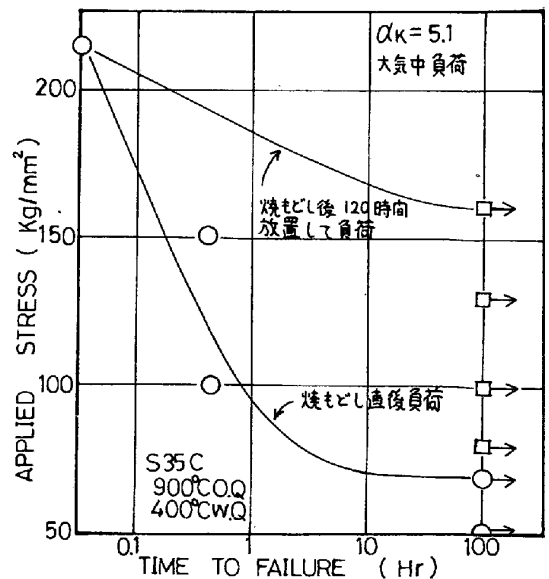


図3 焼もどし後常温時効と遅れ破壊

みることができる。

写真1は焼もどし後直ちに負荷した場合の遅れ破壊破断面のフラクトグラフィである。破面はほとんどこのような様相であり、粒界破壊が支配的であることを示している。

写真2は焼もどし後120時間常温で放置した後負荷したものの破面である。この場合は純然たる粒界破壊ではなく、いくらかの塑性変形を伴っており、ディンプル破面を示す箇所もみられた。

破面の観察から粒界に何らかの析出が優先的に行われ、それが粒界の環境脆化を助けるようであるが、その後の回復を説明せねばならぬ。いずれにせよこの現象は比較的低温の焼もどしで過飽和となるような微量の格子間原子が、常温の時効で析出し、まもなく回復する過程でみられるものであり、遅れ破壊に敏感となる段階での析出物はごく微細な不安定なものであると考えられる。

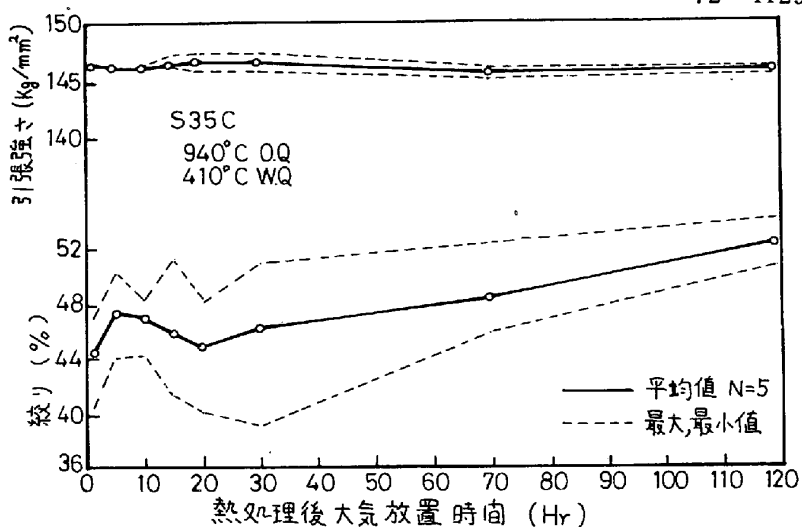


図4 S35C 焼もどし後の放置時間と引張性質



写真1 S35C材 焼もどし直後負荷した試片の破面



写真2 同材 焼もどし120時間後負荷した試片の破面

4. マルエージング鋼の析出時効と遅れ破壊

図5は18Ni型マルエージング鋼の時効温度と機械的性質、遅れ破壊強さの関係である。試片形状は1, 2項と同様で水中負荷の条件である。一般にマルエージング鋼は低合金鋼に比し耐遅れ破壊性がすぐれているが、最適時効温度である500℃で硬化させた場合、図1の低合金鋼と同様強度があるレベル以上になると、強度が上るにつれて遅れ破壊に敏感となる。低合金鋼ではこのcriticalなレベルは0.2%耐力で110kg/mm²であるのに対し、マルエージング鋼は140kg/mm²近辺ですぐれている。しかしながら図5は時効温度が不相当であると、すなわち350~460℃間で時効処理を行なうと、極めて遅れ破壊に敏感となることを示している。

この温度域では強度が充分上昇していないにもかかわらず遅れ破壊を起こしやすいということであり、

実用に際して注意をはらう必要がある。この傾向は伸び、絞り、衝撃値のような通常の靱性値では予期できない。たとえばシャルピー衝撃値は400℃の方が550℃よりはるかに高い値を示すが、遅れ破壊強さは全く逆になっている。

写真3, 4は400℃と520℃でそれぞれ時効した試片の遅れ破壊クラックの経路である。

時効が不十分の場合は粒界を進行しており分岐も多い。過時効側では主に粒内を進んでおり大きな差がみられる。

マルエージング鋼の時効硬化は金属間化合物の析出によつて起るが、450℃以下と以上では、その活性化エネルギーの差から別種の析出物であるとされている。

低温側では微細なところから析出物は明らかでないが、高温側は多くFe₂Moが同定されている。

遅れ破壊の過敏性は硬度上昇がわずかである350℃ですでにあらわれており、過飽和置換型原子の粒界に

関係した、いずれは回復する微細析出によるものと考えられる。

5. まとめ

析出段階と遅れ破壊の関係について、低合金鋼およびマルエージング鋼から三例をあげたが、三者に共通していることは、いずれもある析出物の析出初期段階に遅れ破壊に敏感になることであり、しかもそれは粒界に関連したことが多い。

(参考文献)

- 1) 山本・藤田 '高張力ボルトの遅れ破壊' R & D 神戸製鋼技報 Vol. 8, № 3, 1968年7月
- 2) J S S C 日本鋼構造協会誌 Vol. 6, № 52, 1970年4月, P. 85
- 3) D.T. Peters A I M E Vol. 236 1966年

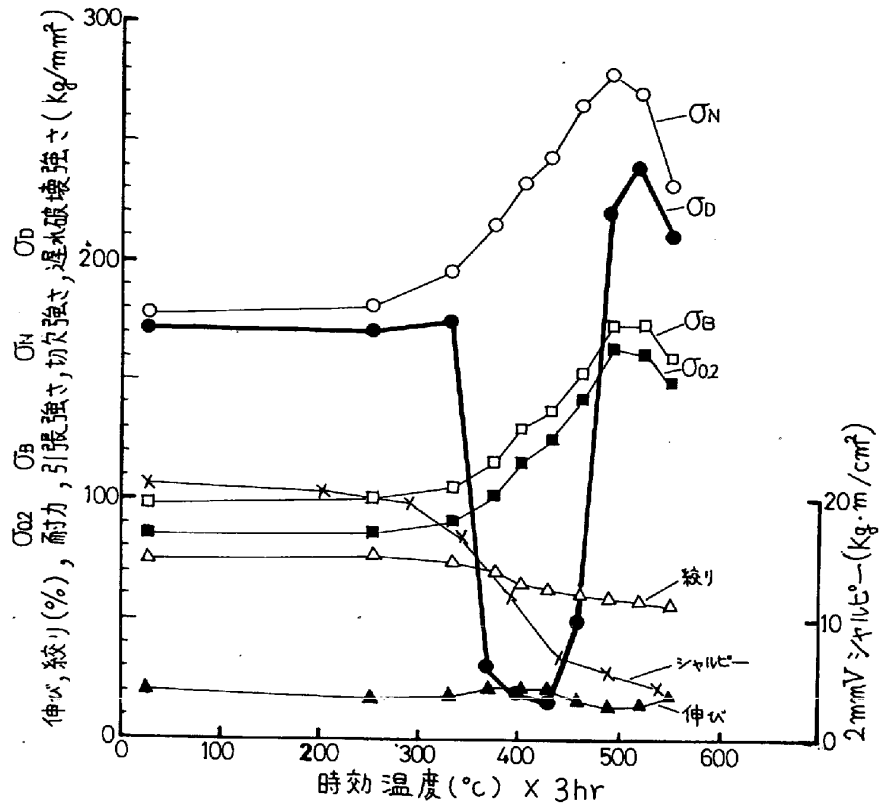
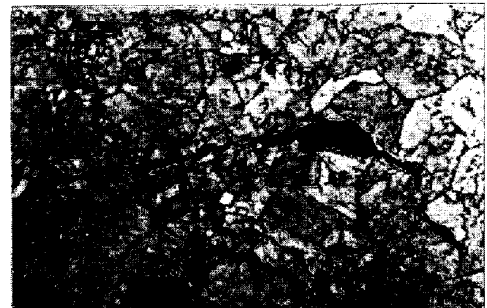


図5 18Ni型マルエージング鋼の時効温度と遅れ破壊強さ



400℃時効, 60kg/mm²負荷30分



520℃時効, 250kg/mm², 125時間

写真3, 4 18Niマルエージング鋼の遅れ破壊クラック