

論 文

高強度鋼の遅れ破壊におよぼすマイクロ偏析の影響

松 山 晋 作*

Effect of Microsegregation on the Delayed Fracture of High Strength Steels

Shinsaku MATSUYAMA

Synopsis :

To make clear the major factor determining the critical strength for delayed fracture of high strength bolts exposed to moist atmosphere, the role of interdendritic microsegregation bands in hydrogen assisted delayed fracture of a quenched and tempered steel has been investigated.

In interdendritic segregation bands enriched in Mn which promotes the segregation of P at prior austenite grain boundaries, hydrogen makes it easy to produce intergranular cracking. From these observations, it may be concluded that delayed fracture of high strength bolts is controlled by intergranular cracking in a microsegregation band which exists in the triaxially stressed region.

1. 緒 言

橋梁や建築に使用される高力ボルトなどの焼もどしマルテンサイト鋼は、引張強さが 130 kgf/mm² 以上、硬さでは HRC 40 以上になると大気環境下で遅れ破壊を生じやすくなることが知られている¹⁾²⁾。これらの遅れ破壊は旧オーステナイト粒界割れを生じており、使用環境下における腐食反応の結果生じた水素が粒界を脆化させたことは明らかである。しかしながら、純度の高い鋼では、水素を吸蔵すると割れがすべり面に沿って生ずるといふ結果³⁾もあり、粒界割れだけが水素脆化割れの特徴ではない。

市販鋼に微量に含まれる Nb, Vb, Vb 族に属する不純物元素 (Si, Ge, Sn, P, As, Sb, Bi, S, Se, Te など) は、粒界に偏析して焼もどし脆性の原因となることが知られている⁴⁾⁵⁾ が、環境から侵入する程度の微量の水素によつて粒界割れを生ずるには、これらの不純物によつてあらかじめ粒界が脆化していることが必要と考えられる。

ところで、水素による粒界割れに関する従来の研究では、すべての粒界が一様に脆化することを前提としてきた。

しかしながら、高力ボルトなどの遅れ破壊破面は必ずしも全面に粒界割れを示すとは限らない。たとえば、圧延方向に直角に進む粒内割れの途中で、外力と平行に圧延方向に沿った縦割れが分岐することがある。この割れはマイクロ偏析帯[†]に沿った粒界割れであることが多い⁶⁾。

本研究では、このマイクロ偏析帯に着目して、それが遅れ破壊においてどのような役割を演ずるかを検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は市販の SCM 435 の熱間圧延丸棒 (36 mm φ) で、その化学成分は Table 1 に示すとおりである。

遅れ破壊試験片は鋼塊のマクロ偏析や圧延方向に伸びたマイクロ偏析帯の効果を検討するために、できるだけ小型にして鋼材の局所的な位置からの採取が可能になるようにした。試験片の寸法および採取位置を Fig. 1 に示す。

試験片の採取は、素材の長手方向 (圧延方向) を L、半径方向を R とするとき、荷重方向・きれつ進行方向の組み合わせが、L・R, R・L, および R・R になるようにした。ただし、L・R については鋼塊のマクロ偏析の影響をみるために表面付近 (L・R・S) と中心部 (L・R・C)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%)

Sampling location	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Whole section	0.36	0.17	0.76	0.014	0.005	1.00	0.18
Center	0.35	—	—	0.014	0.004	—	—
Subsurface	0.36	—	—	0.011	0.005	—	—

† 樹枝状晶間のマイクロ偏析に起因し、3・2 に述べるピクリン酸系腐食液により圧延方向に帯状に現出される偏析帯をここではマイクロ偏析帯ないしは略として偏析帯と呼ぶことにする。これは banded structure と成因は同じであるが、顕微鏡組織的には二相ではなく均一な焼もどしマルテンサイト組織である。

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 23 日受付 (Received Feb. 23, 1982)

* 鉄道技術研究所 (Railway Technical Research Institute, JNR, 2-8-38 Hikari-cho Kokubunji 185)

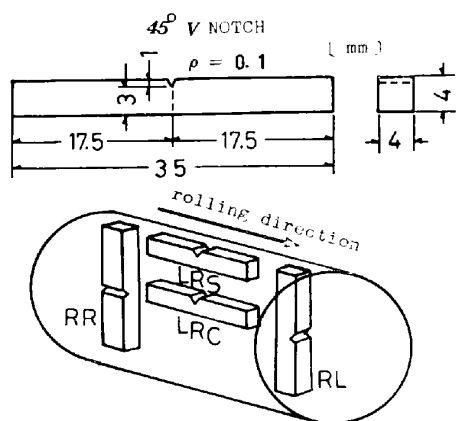


Fig. 1. Specimen and sampling direction.

の二種類とした。

2.2 熱処理

試験片の熱処理は Fig. 1 の形状に加工した後窒素ガス中で行った。焼入れは 850°C 1 h 加熱後油冷した。

焼もどし温度の設定は、Fig. 5 に示す室温におけるシャルピー衝撃試験の結果から、低温焼もどし脆性¹²領域の 320°C、それより低温側の 250°C、高温側で実用材の焼もどし領域に近い 500°C の三通りを選びそれぞれ 1 時間加熱後水冷した。なお一部については遅れ破壊を生ずる限界強度 (HRC 40) をねらって 530°C の焼もどしを行った。

2.3 遅れ破壊試験

遅れ破壊試験は、破面観察が容易なように次のような乾式法を採用した。すなわち、試験片には、1NH₂SO₄ 水溶液中で電流密度 100 A/m² で 5 min、陰極電解法によりあらかじめ水素を吸蔵させ、Cd めつき (200 A/m², 40 min) を施した後 150°C で 1 h ベイクングを行い内部の水素濃度分布を一様化した。その後片持曲げ定荷重方式の遅れ破壊試験を室温大気中で行い破断までの時間を記録した。なお一部についてはき裂発生後の試験片のたわみの時間的变化を記録した。

3. 実験結果と考察

3.1 遅れ破壊線図

250°C、320°C および 500°C 焼もどし材の遅れ破壊線図をそれぞれ Fig. 2, Fig. 3 および Fig. 4 に示す。図の縦軸上の点は、水素をチャージしない場合の曲げ破断強さ σ_0 である。また図の長時間側における各曲線の水平部分の公称応力を遅れ破壊限度 σ_d とした。これらの σ_0 と σ_d の焼もどし温度に対する変化をシャル

¹² 300~400°C の範囲で生ずる脆性は、500°F 脆性、350°C 脆性、Tempered Martensite Embrittlement⁷⁾、One-Step-Temper-Embrittlement⁸⁾ など名称がまちまちなので、ここでは「低温焼もどし脆性」と呼び、450~600°C の範囲で生ずるいわゆる焼もどし脆性をここでは「高温焼もどし脆性」として区別した。

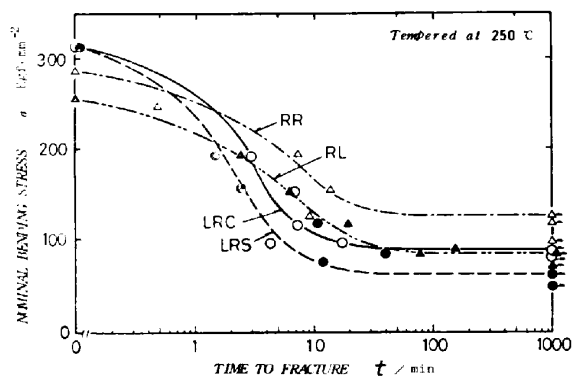


Fig. 2. Delayed fracture curves for steels tempered at 250°C.

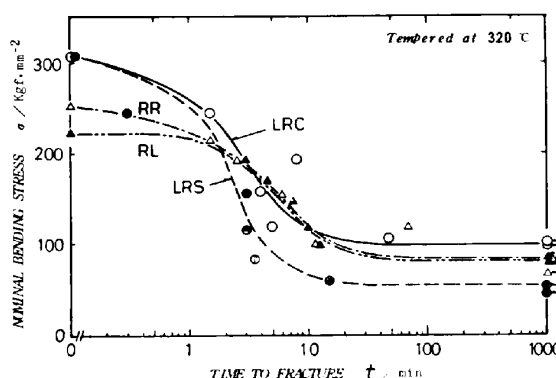


Fig. 3. Delayed fracture curves for steels tempered at 320°C.

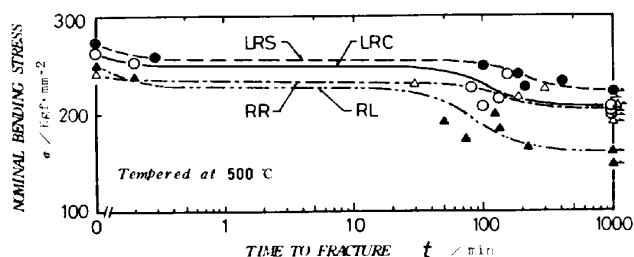


Fig. 4. Delayed fracture curves for steels tempered at 500°C.

ピー衝撃値 E_v および硬さ (HRC) と共に Fig. 5 に示す。

以上の結果にみられる特徴を列記すると次のようになる。

1) 曲げ破断強さ σ_0 には、試験片採取方向の影響が明瞭に表れる。すなわち、き裂が圧延方向と直角に進行する LRS, LRC に対して、き裂が圧延方向と平行に進行する RL, RR では σ_0 が低下する。とくに低温焼もどし脆化領域でこの傾向は顕著になり、RL は最小値を示す。高温の 500°C 焼もどしでは RR と RL の差は認められない。

2) 320°C 以下の低温焼もどし材における遅れ破壊限

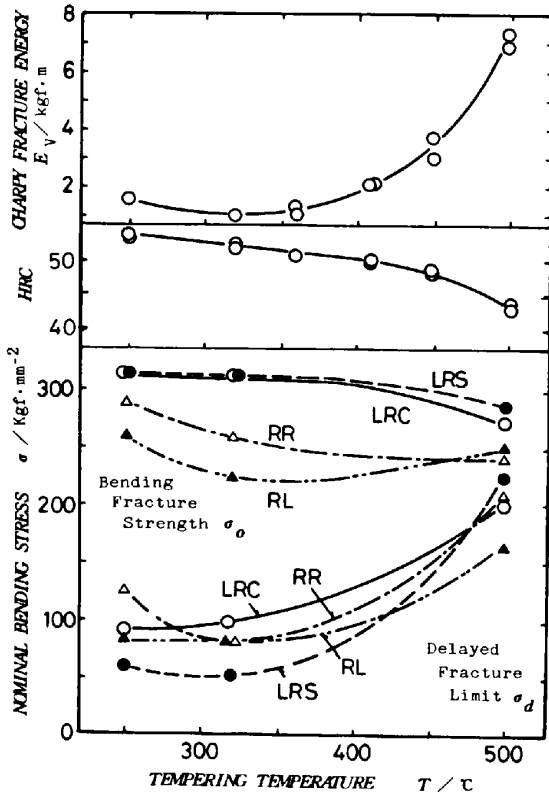


Fig. 5. Charpy fracture energy, hardness, bending fracture strength and delayed fracture limit of steels tempered at various temperatures.

度 σ_d については、Fig. 2, Fig. 3 にみられるように破断寿命のばらつきが大きく、これらの結果から試験片採取方向の影響を直ちに結論づけることはできない。一般に本供試鋼のような中炭素系の焼もどしマルテンサイト鋼では、焼もどし温度が 400°C 以下になると靱性が低いレベルに低下するために低温焼もどし脆性の効果は σ_d にも顕著に現れない⁹⁾。

3) 500°C 焼もどし材の遅れ破壊限度 σ_d は、LRS, LRC, RR についてはほとんど差異が認められなかった。これに対して RL のみが低い値を示した。

4) 500°C 焼もどし材で LRS と LRC の間に差異がないということは、実用鋼の遅れ破壊に対する鋼塊マクロ偏析の効果が大きくないことを示している。本供試材は Table 1 に示すように鋼材の表面部と中心部の不純物レベルに差異がないこと、ミクロ偏析帯の分布密度にも差異がないことなどから水素脆化感受性に大きな影響を及ぼす程のマクロ偏析は存在しないと考えられる。しかしながら、連続鋳造製品の場合、中心偏析が鋼塊法の場合よりも鋭く現れることがあり、また場合によつては負偏析の傾向を示すこともあるから、このような素材に対してもマクロ偏析の影響がないとはいいきれない。マクロ偏析の効果は鋼材の遅れ破壊感受性を評価する場

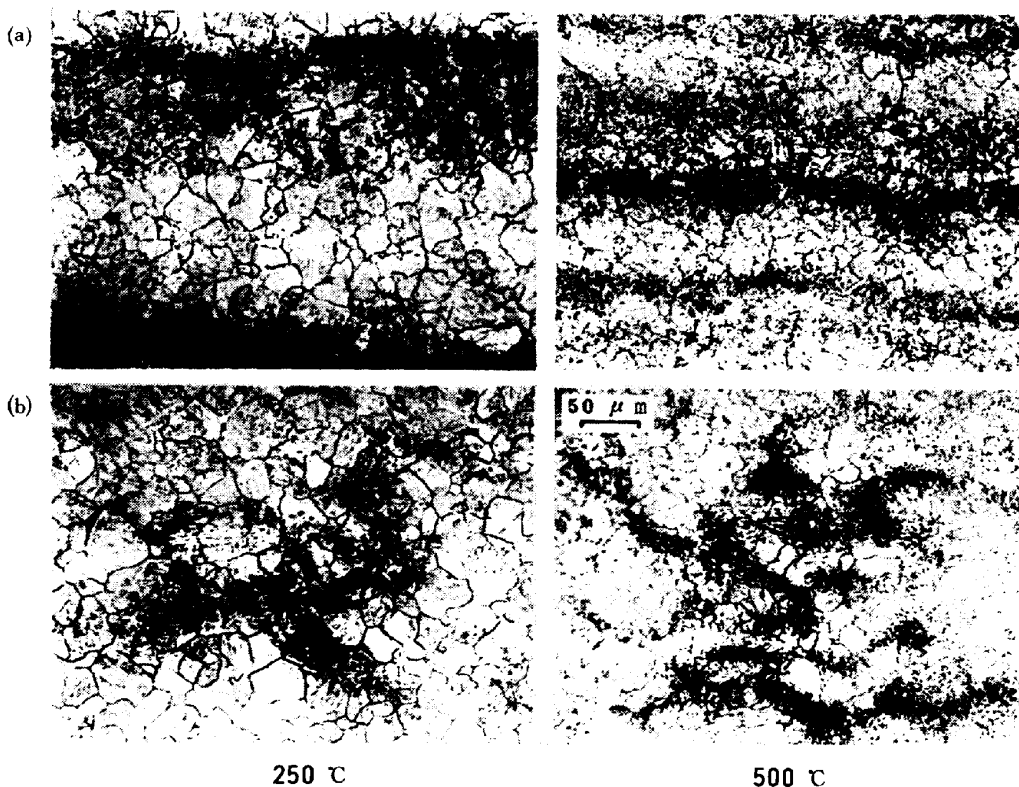


Photo. 1. Interdendritic microsegregation bands and prior austenite grain boundaries revealed by picric etchant for steels tempered at 250°C and 500°C : (a) parallel and (b) transverse to the rolling direction.

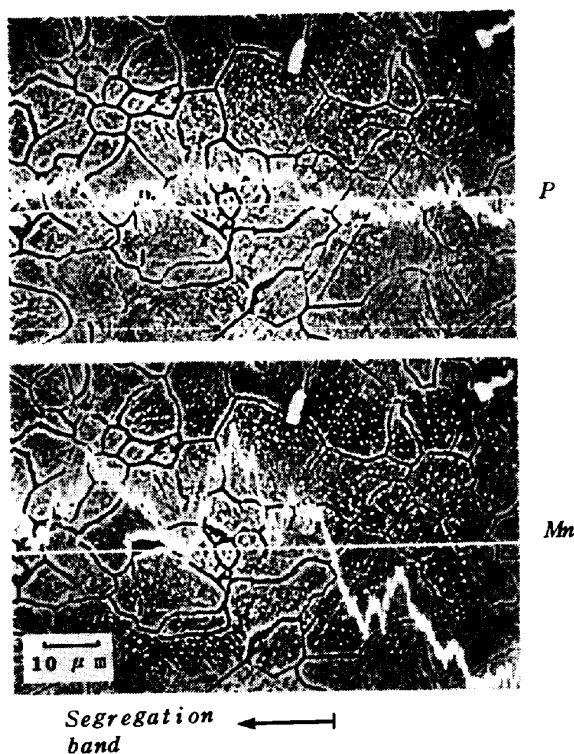


Photo. 2. Distribution of the concentration in P and Mn at the segregation band.

合、試験片の採取位置によって判定に差異を生ぜしめる可能性を有しているが、通常の市販鋼ではこの効果あまり大きくないことは他の鋼種についても確認されている¹⁰⁾。

3.2 ミクロ偏析帯

Photo. 1 はピクリン酸飽和水溶液に表面活性剤を添加した腐食液を用いて得られた顕微鏡組織である。この腐食液は旧オーステナイト粒界におけるPの検出に用いられるが、ミクロ偏析帯も明瞭に現出する。

320°C以下の低温焼もどし材では全面に粒界が明瞭に現れるのに対し、500°C焼もどし材ではミクロ偏析帯の中でのみ粒界が腐食される。Photo. 1 (b) に示すように、圧延方向と直角な面で観察すると、初晶デンドライトの形跡がみられ、偏析帯はその間に存在することがわかる。

XMAを用いて、偏析帯を横断する線分析を行い、Si, Mn, P, S, Crについて分布を求めたところ、Mnだけは偏析帯内に濃化しているのが認められた。Photo. 2にPとMnの例を示す。MnはPの粒界偏析を助長する元素であり⁹⁾、500°C焼もどし材の場合、偏析帯の中でのみ粒界がよく現出されるのはこのためであろう。すなわちMnの濃化している偏析帯の粒界のPは初晶デンドライト相当部の粒界よりも偏析が著しく、粒界凝集力を低下させていると考えられる。Pの粒界偏析は主と

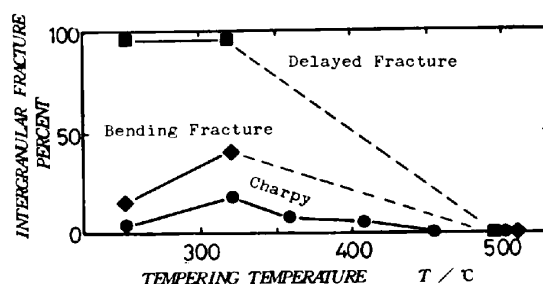


Fig. 6. Intergranular fracture percent in three testing conditions: hydrogen charged sustained load test, static bending test and Charpy impact bending test.

してオーステナイト化中に生ずるもので、350°C以下の焼もどし過程では変化しないが、400°C以上では偏析量が若干増加する傾向が認められている²¹⁾²³⁾。それにもかかわらず初晶デンドライト部では焼もどし温度の上昇と共に粒界は腐食されなくなる。

この理由は、粒界炭化物の凝集が始まると腐食過程に必要な局部電池の形成が抑制されるという山中ら¹¹⁾の考え方で説明されよう。他方偏析帯内ではPの濃度が高いために炭化物の凝集がさらに進行するまで粒界は腐食されやすい状態を維持するものと考えられる。

3.3 フラクトグラフィ

シャルピー試験片の破面は低温焼もどしの場合、擬へき開型脆性破面 (QCF, quasi-cleavage fracture) + 旧オーステナイト粒界割れ (IGF, intergranular fracture) + ディンプル型延性破面 (MVC, microvoid coalescence) が混合しているが、焼もどし温度の上昇と共に MVC の割合が増加する。Fig. 5 に示した σ_0 を求めるために、遅れ破壊試験片を水素チャージせずに荷重を段階的に増加させ破断させた場合の破面は、同様に焼もどし温度の上昇と共に QCF + IGF + MVC → MVC の変化を示したが、Fig. 6 に示すようにシャルピーの場合よりも IGF 破面率が大きかった。Fig. 5 に示した σ_0 に及ぼす低温焼もどし脆性の効果は RL, RR 方向に顕著であり、負荷速度が遅い場合鋼中の残留水素が不純物濃度の高いミクロ偏析帯での粒界脆化を一層引き立たせたものと考えられる。なおここでいう IGF 破面率とは、起点を含む 0.5 × 0.5 mm の範囲 (ただし切り欠き下のシャープリップ部は含まない) について定義したもので、LR 方向にのみ適用した。この場合、一つのミクロ偏析帯に生ずる IGF は約 1% になる。

Photo. 3~6 は遅れ破壊破面で、焼もどし温度が 320°C 以下では、どの採取方位の場合も切り欠き付近はほぼ全面が IGF を呈し起点が明らかでないが、500°C および 530°C の場合には起点付近に局部的な IGF 領域がみら

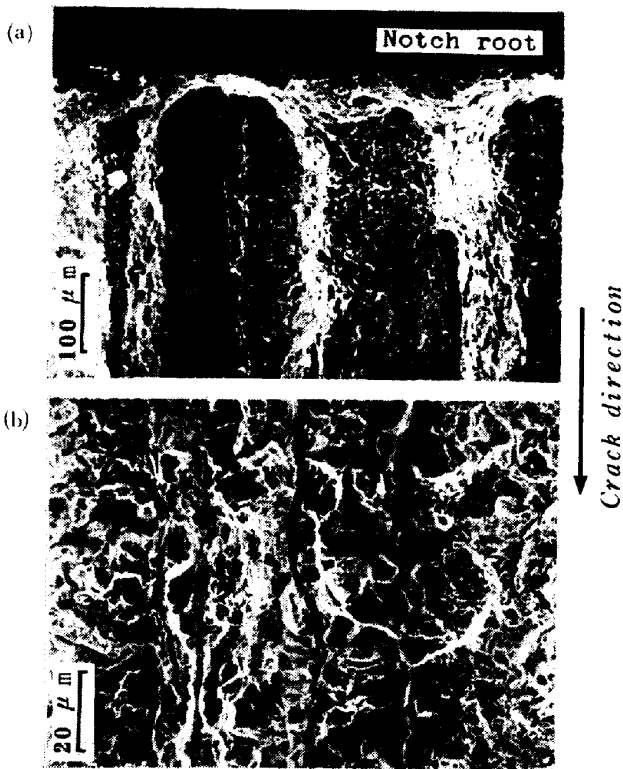


Photo. 3. Intergranular cracking along segregation bands, (a) and (b), and correlation of intergranular cracking with grain boundary etching, (c), for specimen RL tempered at 500°C.

れた。Photo. 3 は RL 材の場合で、IGF 領域はき裂進行方向に帯状に形成されて、IGF 領域の間は MVC で連結されている。Photo. 3 (c) はマイクロ組織面と破面を対応させたもので、明らかにマイクロ偏析帯内の粒界が強く腐食される領域でのみ IGF を生じていることがわかる。この場合、き裂は IGF 部分が帯状に先行してき裂の拡大を容易にしており、Fig. 5 に示すような 500°C での RL 材の遅れ破壊限度 σ_d が他の方位に比べて小さい理由が説明できる。これに対して RR 材では偏析帯がき裂進行方向に直角に横たわっており、IGF はき裂の主方向と直角方向にしか広がらないので、き裂伝播抵抗は RL 材より大きくなる (Photo. 4)。

一般の実用材と破壊方向が同一の LRS, LRC 材で

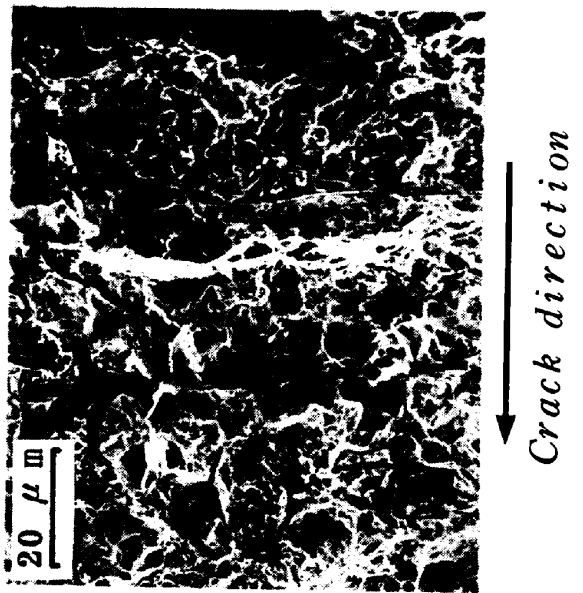


Photo. 4. Crack propagation across segregation bands for specimen RR tempered at 500°C.

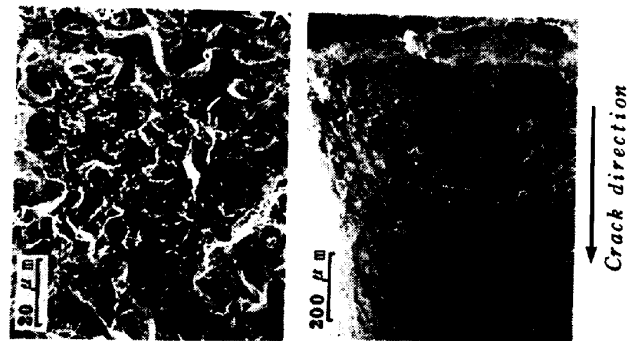


Photo. 5. Intergranular crack origin for specimen LRS tempered at 500°C.



Photo. 6. Intergranular crack origin and crack growth by microvoid coalescence mode for specimen LRS tempered at 530°C.

は、切り欠き下のある一つの偏析帯が起点になつて、その領域内で IGF を生じ、それが周囲に拡大するときには、500°C 焼もどしの場合には Photo. 5 に示すように QCF, それより温度の高い 530°C では Photo. 6 に示すように MVC の粒内割れとして伝播するのが認められた。このことは焼もどし温度の上昇と共に初晶デンドライト領域の靱性は増加するが、マイクロ偏析帯内の粒界は水素により割れやすい状態をなお持続していることを示している。

Photo. 5 および 6 のいずれの場合も、き裂発生後破断までの間に試験片のたわみが階段状に増加する現象がみられた。このことは、IGF の周囲のき裂拡大は QCF である場合も MVC である場合も水素の拡散に支配された安定成長であることを示している。

この観察結果では高温焼もどし材の場合、遅れ破壊限度直上の負荷条件下では IGF 起点は一個所のみであり、いくつかのマイクロ偏析帯のうちで最弱粒界部の割れ発生とその拡大条件が遅れ破壊限度を決定するものと考えられる。

マイクロ偏析帯で IGF が優先する理由の一つとして、この領域は Mn が濃縮しており、Mn は C を引きつける傾向を有する¹²⁾から、他の領域よりも強度が増加するためではないかという点が挙げられる。そこで 300°C および 500°C 焼もどし材の初晶領域と偏析帯の硬さ $H_v(0.05)$ を比較したところ、後者は前者より低い場合はあつても高くなることは決してなかつた。ここで低くなるのは、偏析帯が MnS などの軟質の非金属介在物を含むためであろう。このことは、偏析帯では粒内マトリクスの強度が粒界凝集力に比較して相対的に増加するためというよりも、むしろ不純物偏析が著しく粒界凝集力それ自体が極度に低下しているために IGF が生じやすいことを示唆している。

3.4 高力ボルト鋼の遅れ破壊を生じうる限界強度について

焼もどし温度が 500°C 以上の場合にみられた遅れ破壊き裂の起点の IGF 領域の形状は、Photo. 5 および 6 にみられるようにほぼ円形き裂とみなすことができる。実測によれば、これら円形き裂の直径 $2a$ と切り欠き下からき裂中心までの距離 d は、 $2a=0.10\sim 0.15$ mm, $d=0.15\sim 0.25$ mm であつた。

純曲げを受ける梁内部の円形き裂の周囲の応力拡大係数については SMITH らの解析¹³⁾があるが、本実験に用いた試験片は切り欠き付きでありこの解析を直ちに適用することはできない。しかしき裂が切り欠き下の引張側にあり、切り欠き底から中立軸までの距離に対してき裂

寸法が十分小さければ、き裂面内での応力勾配を無視してき裂中心位置の垂直応力 σ_y が無限遠方に作用する場合の円形き裂モデルに帰着させることができる。すなわち K_I を次のように近似する。

$$K_I \doteq 2\sigma_y \sqrt{a/\pi} \dots\dots\dots (1)$$

500°C 焼もどし材の遅れ破壊限度は降伏点より高い。いま切り欠き先端半径を ρ , 切欠底からの深さを r とすれば、切り欠き下の垂直応力 σ_y は塑性域内では

$$\sigma_y = 2k \left[1 + \ln \left(1 + \frac{r}{\rho} \right) \right] \dots\dots\dots (2)$$

となる¹⁴⁾。但し k はせん断降伏応力である。

一方、塑性応力集中係数 $1/\beta$ のとりうる最大値は、すべり線場理論によれば切り欠きの開き角 ω のみに依存するから、Tresca の降伏条件 $\sigma_Y = 2k$ (ただし σ_Y は引張降伏応力) を用いると次のようになる¹⁵⁾。

$$(1/\beta)_{\max} = (\sigma_y/\sigma_Y)_{\max} = 1 + \frac{\pi}{2} - \frac{\omega}{2} \dots\dots\dots (3)$$

$\omega = 45^\circ$ の場合は $(1/\beta)_{\max} = 2.18$ となるから、 $\sigma = 0.1$ mm のとき $1/\beta$ が最大になる深さ r はおよそ 0.2 mm となる。

実測された円形き裂深さは $d=0.15\sim 0.25$ mm の範囲にあり、粒界割れによる遅れ破壊発生は $1/\beta$ が最大になる位置、すなわち三軸応力の最大になる位置に対応していることがわかる。

微小き裂が発生しても梁断面の巨視的な応力分布は変わらないから、 σ_y はそのままき裂の拡大にも寄与すると考える。 σ_d は σ_Y を越えているから σ_y には加工硬化による応力の増分 $\Delta\sigma$ が付加される。すなわち、

$$\sigma_y = 2.18(\sigma_Y + \Delta\sigma) \dots\dots\dots (4)$$

Fig. 7 は文献 16) のデータから求めた 4340 鋼の 3% 食塩水中における K_{Isc} と σ_Y の関係を示したもので、これを湿潤大気環境程度の水素供給条件における K_{Isc} と考える。水素がさらに供給される条件、たとえば硫化水素を含む環境などではこの曲線は左下方に移動する。横軸の引張強さ σ_B は JSSC の共同実験¹⁾に用いた高力ボルト材の降伏比 $\sigma_{0.2}/\sigma_B = 0.86$ より換算した。

図中の直線は、実測された円形き裂寸法、 $a=0.05\sim 0.07$ mm を用いて、(4)式を(1)式に代入して求めた K_I と σ_Y の関係を示したもので、 K_{Isc} 曲線との交点は円形き裂が QCF として拡大しうる限界の条件を与える。なおこの円形き裂寸法はマイクロ偏析帯の大きさにより規定され、熱処理などでは変化しないと考える。500°C 焼もどし材の硬さ (HRC43) から推定した降伏強さは 125 kgf/mm² となりこの交点に近い値になる。この図では $\Delta\sigma = 10$ kgf/mm² の線を示したが、降伏点を越

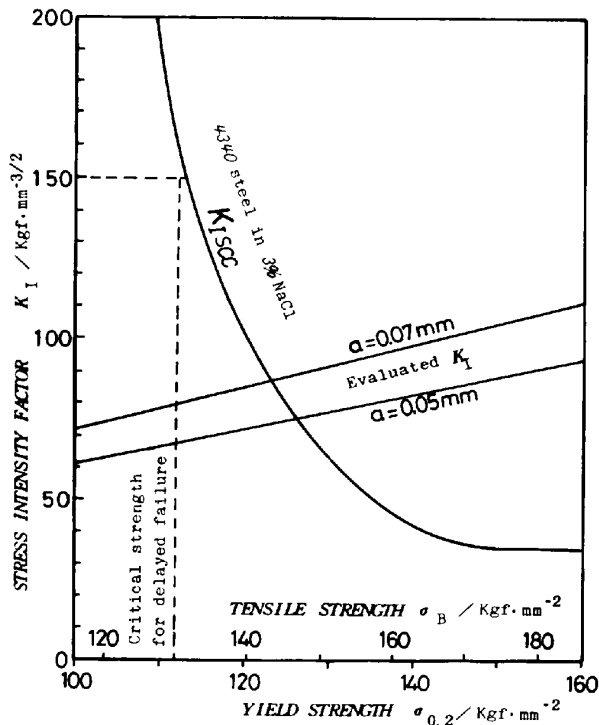


Fig. 7. Comparison between evaluated K_I around the circular crack initiated at a segregation band and K_{Isec} for martensitic low-alloy steels in 3% NaCl aqueous solution.

えた領域での外力の増加は $\Delta\sigma$ の増加として表れ、それに伴って直線は上方に移動する。焼もどし温度がさらに上昇して 530°C の場合のように円形き裂が MVC により拡大するようになると、 K_{Isec} は急増すると推定される。すなわち、 K_{Isec} と σ_Y の線図は Fig. 8 に示すように、高強度側から低強度側に向かって3段階の領域があると考えられる。

第I段階は多数のマイクロ偏析部で IGF を生じ、その後の伝播も IGF となる。3% 食塩水環境での 4340 鋼の K_{Isec} の最小値は約 $35 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ で、これは安定成長する遅れ破壊き裂面で IGF がほぼ 100% になる値である^{†3}。

強度の低下と共に IGF の伝播はしだいに QCF 型に変わる。第II段階は複数のマイクロ偏析部で IGF を生じ QCF により伝播する。さらに強度が低下すると、起点 IGF 部分の数と領域が減少して K_{Isec} は増加する。

第III段階では一個のマイクロ偏析部に IGF を生じ、伝播形態が MVC になるために K_{Isec} は急増する。

最後に、湿潤大気環境下のような水素供給力の小さい

^{†3} Viswanathan ら¹⁷⁾によれば、 K_{Isec} と IGF 破面率の間には鋼の純度や強度によらず一定の関係がある。H₂ ガス中における低合金焼もどしマルテンサイト鋼の IGF100% に対応する K_{Isec} は約 $60 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ であり食塩水中の値より高い。

このことは K_{Isec} と IGF% の関係が水素量によつて異なること、すなわち、粒界凝集力が水素量により変わることを意味している。

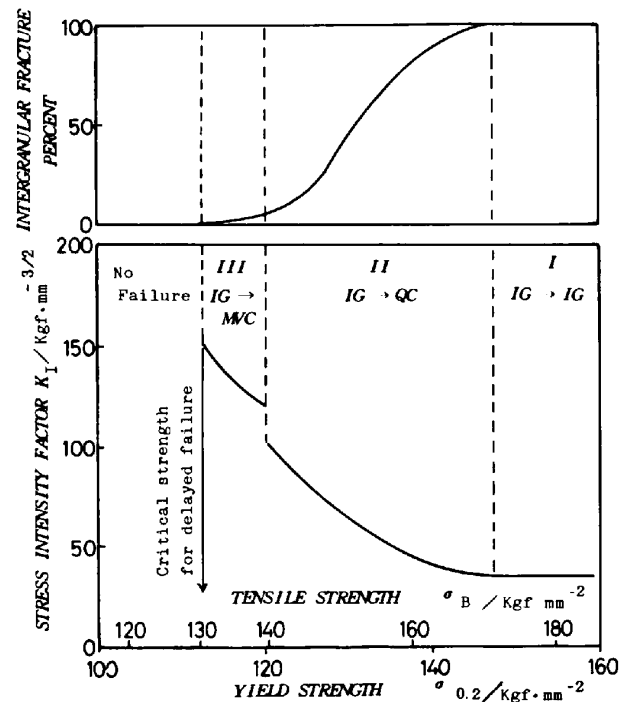


Fig. 8. Three types of fracture process for martensitic low alloy steels in atmospheric environment depending on their strength.

条件下では、いかなるマイクロ偏析部にも IGF を生じない水準まで強度が低下すると実用上の遅れ破壊は生じなくなる。この限界が多くの経験上得られている限界強度、 $\sigma_B = 130 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 、とそれに対応する $K_{Isec} = 150 \text{ kgf}\cdot\text{mm}^{3/2}$ であると考えられる。すなわち、高力ボルトなどにみられる遅れ破壊を生じうる限界強度は、マイクロ偏析部に IGF を生ずるかどうかによつて決められる。

3.5 焼もどし脆性と水素脆性

高温焼もどし脆性が粒界への不純物偏析による IGF であることはよく知られている。この場合、水素も粒界割れを助長するから、不純物と水素は加算的に作用するものと説明されている¹⁸⁾¹⁹⁾。ところが低温焼もどしの場合には、シャルピー破面でみた場合、粒界割れの場合⁸⁾と粒内割れの場合⁷⁾²⁰⁾がある。本実験におけるシャルピー破面では Fig. 6 にみられるように脆化域で IGF 破面率が若干増加した。HORN ら⁷⁾は低温焼もどしの機構はラス境界と粒界の炭化物の割れ、ラス境界における残留オーステナイトの応力誘起変態、不純物偏析による粒界凝集力の低下の三つの機構があり、その支配機構によつて粒界割れや粒内割れになることを説明した。他方高純度鋼では、低温焼もどし脆性は生じないという結果もあり、とくに IGF 型の脆化を示す場合には、Mn, Si, を添加しないと P の粒界偏析がなくなり脆化がみられない⁸⁾ことや、P の偏析に加えて炭化物の粒界への析出が

脆化を促進することが認められている^{21)~23)}。すなわち IGF 型脆化であれば、脆化要因の第 1 は P などの不純物粒界偏析であり、第 2 は炭化物の粒界析出であると考えられる。ただし、BRIANT ら²³⁾によれば第 1 の要因は単独でも脆化を生じるが、第 2 の要因は第 1 の要因がなければ脆化は生じない。

焼もどし温度が 400°C 以上に上昇すると共に、P の粒界偏析は若干増大する傾向²¹⁾²³⁾があるにもかかわらず、IGF が生じなくなり、 K_{Isc} が増加する理由は次のように考えられる。

IGF を生ずるのは、前述のピクリン酸飽和水溶液系腐食液で粒界がよく現出されているのに対応している。すなわち低温焼もどしの場合には粒界は全面で腐食され IGF も全面で生ずる。焼もどし温度の上昇と共に粒界が腐食されるのはマイクロ偏析帯のみになり IGF もこの領域にしか生じなくなる。IGF を生ずる機構は BANERJIE ら⁹⁾²³⁾が考えているように粒界炭化物が転位の障害になり粒界に応力集中を生ぜしめることによるものであろう。この応力集中は粒界炭化物が障害物として機能しうる低温焼もどし材では大きく、不純物レベルが偏析帯よりも低い初晶域でも水素により粒界凝集力が低下するため IGF は全面で生ずる。焼もどし温度の上昇と共に粒界炭化物は凝集して転位に対する障害機能が低下し、応力集中は隣接粒の塑性変形により緩和されるようになる。その結果不純物濃度の低い初晶域では IGF は生じなくなる。しかしながら、三軸応力域のような粒界を変形させないで高応力を生ずる場所では、応力誘起拡散による水素の集中²⁴⁾を生じ不純物濃度の高い特定のマイクロ偏析帯にはなお IGF を生ずる。

4. 結 言

低合金焼もどしマルテンサイト鋼の水素による遅れ破壊挙動に及ぼすマイクロ偏析帯の影響について検討した。得られた結果を要約すると次のようになる。

1) P の粒界偏析を検出するというピクリン酸系腐食液により腐食されやすい旧オーステナイト粒界は水素による粒界割れを生じやすい。すなわち、低温焼もどしの場合には粒界は全面で腐食され、粒界割れも全面で生ずる。焼もどし温度の上昇と共に粒界が現出されるのはマイクロ偏析帯のみに限定されて粒界割れもこの領域のみに生ずるようになる。これはマイクロ偏析帯における Mn の偏析が粒界の P 濃度を高め、粒界炭化物が凝集するような高温で焼もどしても粒界凝集力が低い状態に維持されるからであると推定した。

2) 遅れ破壊の起点になるマイクロ偏析帯を円形き裂と

してモデル化し、その拡大条件を破壊力学的に検討した。その結果、大気環境下における高力ボルトの遅れ破壊に対する限界強度は、切り欠き下の三軸応力が最大になる領域におけるマイクロ偏析部に粒界割れを生ずる限界強度に相当すると考えられた。

3) シャルピー衝撃値にみられる低温焼もどし脆性は、供試鋼では粒界割れ破面率の増加と対応しており、水素はこれらの粒界脆化を一層引き立たせる。これらの現象については粒界への不純物の偏析と炭化物の析出によつて粒界割れを生ずるという考え方⁸⁾²³⁾を適用すれば矛盾なく説明ができる。

4) 圧延棒鋼の表層および中心から採取した試験片を 500°C で焼もどした場合、両者の遅れ破壊感受性にはほとんど差異が認められなかつた。このことは鋼塊のマイクロ偏析は実用鋼の遅れ破壊感受性に対して大きな影響を及ぼさないことを示している。

おわりに本実験の一部を卒業研究として担当した。昭和 55 年度東京電機大学精密機械工学科学生石岡敏彦氏に謝意を表す次第である。

文 献

- 1) ボルト強度班: JSSC, 6 (1970) No. 52
- 2) ボルト強度班: JSSC, 15 (1979) No. 158
- 3) 寺崎富久長, 中里福和: 水素による遅れ破壊の機構 (遅れ破壊部会報告書) (1975), p. 165 [日本鉄鋼協会]
- 4) C. J. McMAHON, K. YOSHINO, and H. C. FENG: Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys, NACE-5 (1977), p. 649
- 5) C. J. McMAHON, C. L. BRIANT, and S. K. BANERJI: Fracture 1977, ICF-4, Vol. 1, p. 363
- 6) 文献 2) の p. 23
- 7) R. M. HORN and R. O. RITCHIE: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1039
- 8) S. K. BANERJI, C. J. McMAHON, and H. C. FENG: Metall. Trans., 9A (1978), p. 237
- 9) 松山晋作: 鉄と鋼, 58 (1972), 3, p. 395
- 10) 松山晋作: 鉄と鋼, 66 (1980), S 513 および日本材料強度学会, 応力腐食割れに関するシンポジウム講演論文集 (1980), p. 92
- 11) 山中和夫, 大森靖也: 鉄と鋼, 64 (1978) 8, p. 1162
- 12) G. HAOUR and M. KORNMAN: MES Rev. Metall., 77 (1980) 10, p. 955
- 13) F. W. SMITH, A. S. KOBAYASHI, and A. F. EMERY: J. Appl. Mech., 34 (1967) 4, p. 947
- 14) R. HILL: Mathematical Theory of Plasticity (1950) [Clarendon Press]
- 15) A. P. GREEN and B. B. HUNDY: J. Mech. Phys. Solids, 4 (1956), p. 128
- 16) Damage Tolerant Design Handbook, Metals and Ceramics Information Center (1973)
- 17) R. VISWANATHAN and S. J. HUDAK: Metall.

- Trans., 8A (1977) 10, p. 1633
- 18) K. YOSHINO and C. J. McMAHON : Metall. Trans., 5 (1974) 2, p. 363
- 19) C. L. BRIANT, H. C. FENG, and C. J. McMAHON : Metall. Trans., 9A (1978) 5, p. 625
- 20) J. E. KING, R. F. SMITH, and J. F. KNOTT : Fracture 1977, ICF-4, Vol. 2, p. 279
- 21) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI : Metall. Trans., 10A (1979) 1, p. 123
- 22) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI : Metall. Trans., 10A (1979) 8, p. 1151
- 23) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI : Metall. Trans., 10A (1979) 11, p. 1729
- 24) A. R. TROIANO : Trans. ASM, 52 (1960), p. 54