

論 文

UDC 539.56 : 620.193.55 : 620.192.45

MnS 介在物の再加熱による球状化と水素誘起割れ

西田 稔*・加藤 俊之*²・田中 智夫*³

Spheroidization of Manganese Sulfide Inclusion during Heating and Its Effect on Hydrogen Induced Cracking in Rolled Steel

Minoru NISHIDA, Toshiyuki KATO, and Tomo TANAKA

Synopsis :

Spheroidization behavior of manganese sulfide inclusions and associate decrease in hydrogen induced cracking were investigated in a hot rolled commercial API-X60 grade steel coil during various heat treatment.

MnS inclusions which were elongated like ribbons in the hot rolled state began to spheroidize at such a low heating temperature as 600°C, and the extent of spheroidization was remarkable above 900°C. At an early stage of spheroidization, thin edges of elongated MnS became blunt to have a dog-bone shape, and subsequently the part was broken into very small particles. At high temperatures at or above 900°C, even the central part was broken into several spheres in the later heating stages.

The hydrogen induced cracking was not much reduced by heating below 900°C, but it was decreased remarkably as the temperature exceeded 1000°C. The cracking initiated preferentially at large inclusions, and the width rather than the length of the inclusions was correlated more closely with the cracking susceptibility; occurrence of cracking increased with the increase in the width.

1. 結 言

H₂S を含むガスやオイルを輸送する鋼管では水素誘起割れ (Hydrogen Induced Cracking) が発生しやすい。この水素誘起割れ (以下 HIC と呼ぶ) はこれらの物質中に含まれているか、あるいは鋼管中に残存していた水分と H₂S が原因で外部応力が無負荷の場合でも生ずる鋼管表面に平行な割れであるが、この平行な割れが板厚方向へ階段状に発達する場合も多く観察されている。

これまで鋼板の材質面から取られてきた HIC 防止対策としては Cu 添加^{1)~10)}と S 量の低減や非金属介在物の形状制御^{11)~17)}がある。前者は鋼中への水素の侵入拡散の過程を、そして後者は非金属介在物近傍における水素の集積と割れの発生、伝播の過程を抑制したものである。

HIC におよぼす非金属介在物の影響としてはとくに長く伸びた MnS 介在物の影響が大きい。したがって

HIC は S 量が少ないほど減少する。また圧延温度が低いほど MnS が伸長するため¹⁸⁾ HIC が増加することが知られている⁴⁾¹³⁾。

さて圧延材に焼入れ焼戻しあるいは焼準を行うと圧延ままに比べて HIC の発生が減少することが知られている¹⁰⁾¹⁴⁾¹⁵⁾¹⁹⁾。これは低温変態相などの異常組織の消滅による組織の均一化⁸⁾⁹⁾¹⁰⁾²⁰⁾²¹⁾や熱延時の残留ひずみの減少²²⁾、集合組織の変化⁴⁾¹²⁾²²⁾などが原因と考えられている。一方伸長比の大きな MnS は 900°C 程度の比較的低い温度に再加熱しても局部的ではあるが球状化することを BAKER ら¹⁸⁾は報告している。したがって上記諸原因の他に、再加熱による MnS の球状化も HIC 減少の要因となる可能性がある。

そこで本実験では熱延材について再加熱による MnS の球状化挙動を調べるとともに再加熱に伴う HIC の発生率の変化について調べた。さらにこれらの結果に基づき HIC 発生におよぼす MnS 介在物形状の影響について若干の考察を行った。

昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 8 月 20 日受付 (Received Aug. 20, 1980)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 水島研究部 (Mizushima Laboratory, Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Mizushimakawasakidori Kurashiki 712)

*² 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

*³ 川崎製鉄(株)技術研究所 水島研究部 工博 (Mizushima Laboratory, Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of commercial API-X60 grade steel used. (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	Nb	V
0.12	0.16	1.19	0.019	0.006	0.039	0.035	0.025

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は制御圧延により製造した APIX 60 グレードの Nb-V 系 Al キルド鋼である。その化学成分を Table 1 に示す。鋼中には II 型の MnS が存在するが、S 量が 0.006% であり、これは MnS の球状化挙動を調査する上では少なすぎるが、他方 HIC 防止の点からはそれほど低レベルではない。まず 260 mm 厚みのスラブを 1200°C に加熱しホットストリップミル圧延を行い 9.4 mm 厚さのコイルとした。このときの仕上圧延前のシート厚さは 26 mm であり、粗圧延出口側温度は 1030°C、仕上圧延入口側温度は 980°C、そしてコイル巻取温度は 580°C であつた。このコイルの鋼塊トップ相当部を以下の試験に供した。

2.2 MnS 球状化のための再加熱条件

以下に示す条件での再加熱を行つた。

- (1) 600~1200°C の温度範囲で 1 h の等時間焼なまし後空冷、
- (2) 900 と 1200°C で等温焼なまし後空冷、
- (3) 1000~1200°C で 1 h の焼なまし後常温まで空冷し、さらに 900°C で 0.5 h の焼準処理 (結晶粒の微細均一化のため)。

2.3 MnS 介在物の形状変化の測定

熱延ままおよび上記各種再加熱材の偏析層について、MnS の形状と個数を測定した。ここで偏析層を測定箇所としたのは、偏析層には MnS が多く存在し、その形状変化を測定しやすいこと、また HIC の発生しやすい部位でもある²³⁾からである。

MnS の形状測定には QTM-720 を用い、L 断面と T 断面のそれぞれ 10 視野について MnS 介在物の個数および長さ (L 断面では長さ L 、T 断面では幅 W に相当する) と面積を測定した。ここで MnS 介在物の断面形状を長円形と仮定し、その長軸と短軸の長さをそれぞれ l と t とすると、長円形の面積は $\pi lt/4$ であるから、短軸の長さすなわち介在物の厚さはその面積と長さから計算により求めることができる。このようにして MnS の厚さ T を求めた。QTM により T を直接測定せずに、面積と長さから計算により T を求めたのは、熱延後の MnS の厚さは非常に薄くかつわずかながらうねっているため

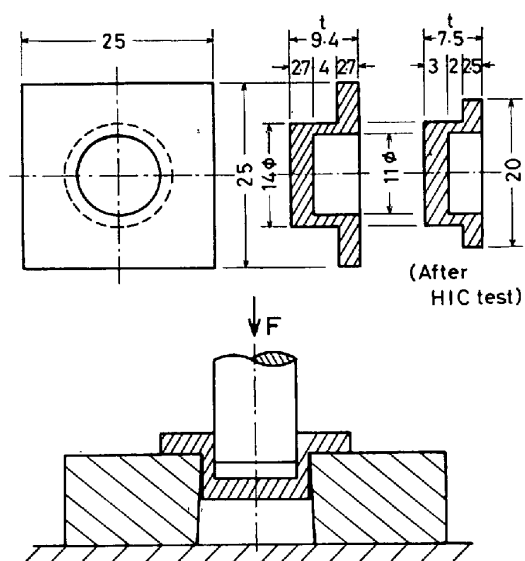


Fig. 1. Specimen shape and device for tension test in through-thickness direction, which is intended to observe fractured surface parallel to plate surface.

に、この方法の方が精度が高いと考えたためである。これらのデータより単位面積当たりの MnS 介在物個数 (N_t) および平均長さ (\bar{L})、平均幅 (\bar{W})、平均厚さ (\bar{T}) を求めた。

2.4 水素誘起割れ試験

鋼板の両表面をそれぞれ 1 mm 研削した $7.4 \times 20 \times 100 \text{ mm}^3$ の寸法の試験片を H_2S を飽和させた 25°C の人工海水中に浸漬し水素誘起割れ試験を行つた。試験片本数は各熱処理条件とも 1 本ずつに限定した。まず 48 h 浸漬したのち C-タイプ 走査型超音波探傷機で HIC を検出し、その後 24 h 浸漬と HIC 検出を繰返し累計 144 h の浸漬実験を行つた。

2.5 Z 方向破面観察のための Z 方向引張破断法

再加熱による MnS の球状化挙動と HIC 発生の様子を走査型電子顕微鏡 (SEM) で調べるため、再加熱後、HIC 試験の前と後の両方について Z 方向引張破断を行つた。Z 方向引張破断のためのハット型試験片形状と破断方法を Fig. 1 に示す。すなわち、鋼板の板厚方向がハット型試験片の壁部と平行になるように切削加工した。この試験片をダイスにセットし、ポンチで押すことによりハット型の壁部に引張変形を与え、鋼板表面に平行にすなわち Z 方向に破断させるものである。このようにして得た破面を SEM 観察した。なお、この Z 方向引張破断法は HORNBOGEN ら²⁴⁾ の方法を参考にしたものである。

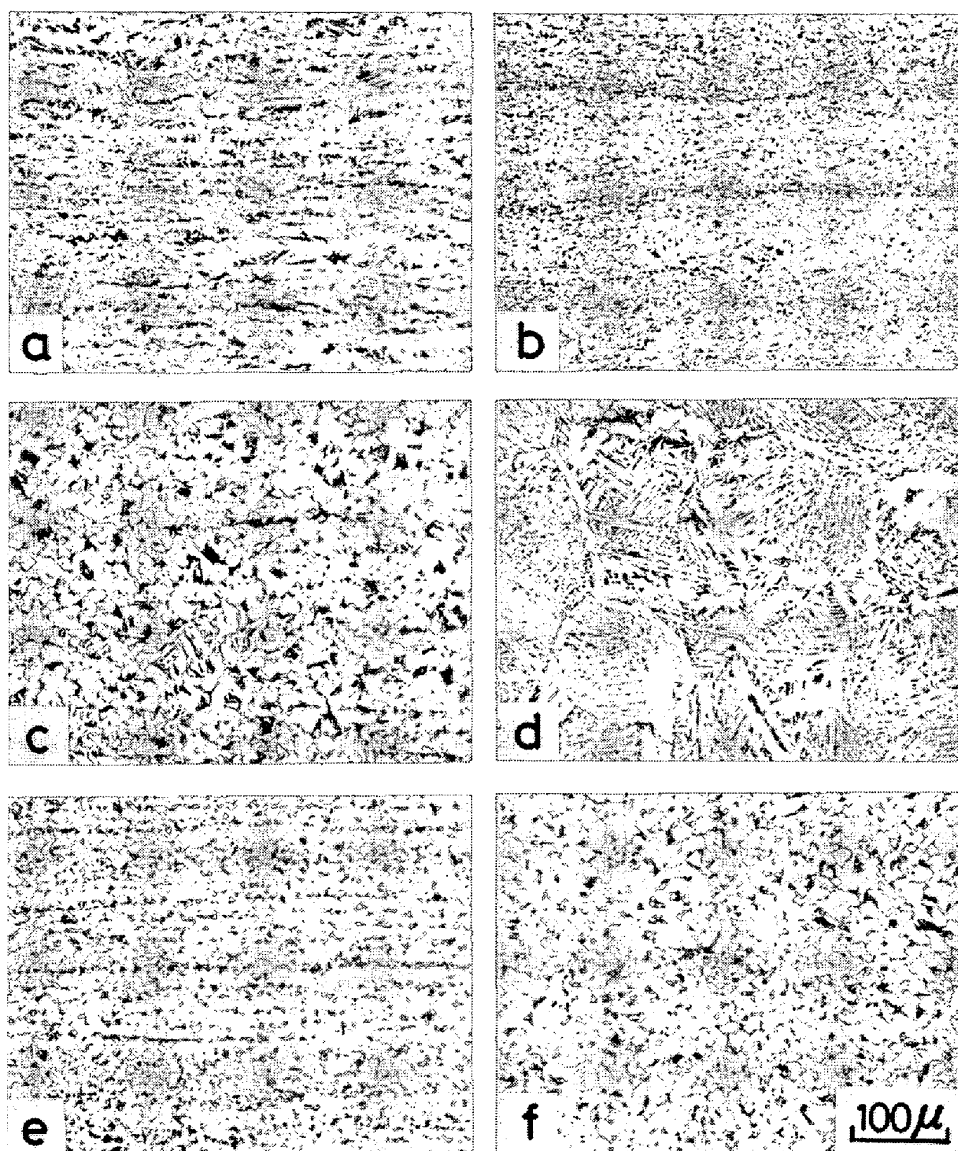


Photo. 1. Optical micrographs of steel used. (a) : as rolled, (b), (c) and (d) : heated for 1 h at 800, 1 000 and 1 200°C, respectively, and (e) and (f) : both normalized at 900°C for 0.5 h, after heating at 1 000 and 1 200°C, respectively.

3. 実験結果

3.1 再加熱による組織の変化

熱延ままおよび 800, 1 000, 1 200°C で各 1 h の等時間焼なましおよび 1 000, 1 200°C で 1 h 焼なまし後 900°C で焼準処理したときの顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。1 000°C 以上でバンド状のパーライトが消滅する。1 200°C 加熱ではウィドマンシュテッテン状の粗い組織となる。しかしこれは 900°C での焼準により微細均一組織となる。

3.2 再加熱による MnS 介在物の形状変化

1 200°C で等温焼なまししたときの MnS の形態変化を Photo. 2 に示す。圧延により薄く伸長した MnS は再加熱により厚みの薄い部分から優先的に分断し球状化

するが、MnS 先端が丸く膨らみドックボーン状となつたのち分断すること、そして加熱温度および時間の増加とともに先端部の曲率半径が増加することがわかる。

つぎに再加熱による MnS の球状化挙動を QTM で測定した結果を Fig. 2, 3 に示す。Fig. 2 は L および T 断面で求めたそれぞれの平均軸比の熱処理による変化、Fig. 3 は MnS 介在物総個数 N_t の熱処理による変化である。これらの図から熱間圧延により扁平なりボン状に伸長した MnS 介在物の軸比は 600°C × 1 h の低温加熱でもすでに減少しはじめ、900°C 以上でその傾向が顕著となる。1 200°C 等温焼なましの場合、軸比は 15 min でかなり減少し、32 h では $\bar{L}/\bar{T} = 1.5$, $\bar{W}/\bar{T} = 1.2$ と一段と球状化が進行することがわかる。このような MnS の変化を Z 方向引張破面で観察すると Photo. 3 に示す

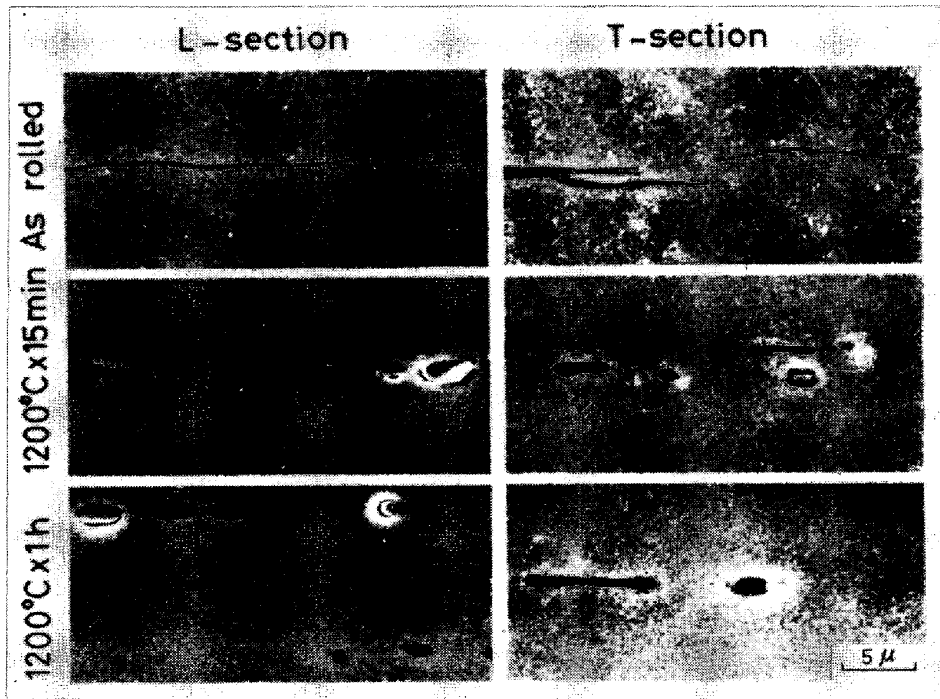


Photo. 2. Scanning electron micrographs showing change in MnS inclusions during isothermal heating at 1200°C.

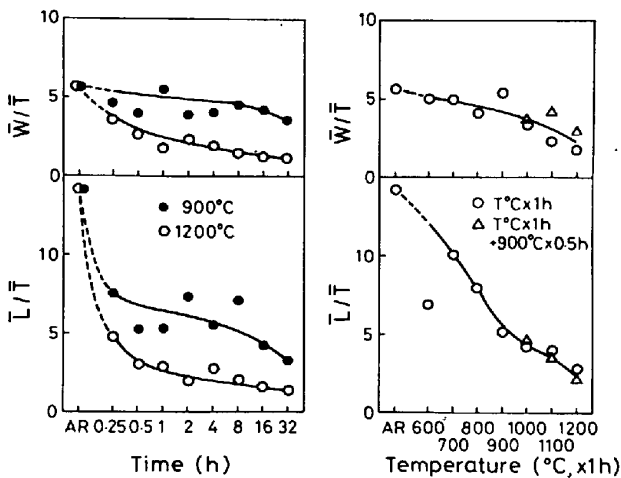


Fig. 2. Change in average aspect ratios on MnS inclusions in longitudinal and transverse sections with heat treatment.

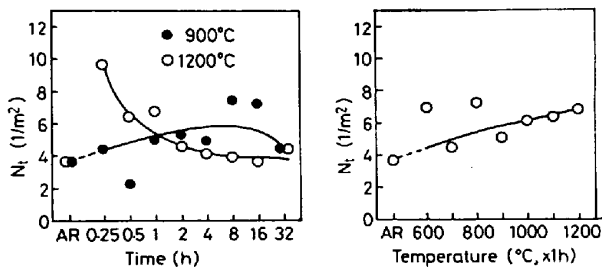


Fig. 3. Change in total number of MnS inclusions with heat treatment.

よくなる。すなわち 1200°C×15min の場合に顕著なように、MnS 介在物はその厚みの薄い縁部ほど低温かつ短時間の加熱で小片に分離しやすく、厚みの厚い部分を中心としてその周囲に多数の球状 MnS が存在する。さらに高温かつ長時間の加熱によりいままで安定していた厚い部分(L/T が大きい場合にはいくつかの MnS に分離したのち)も球状化する。このような分離球状化の様子を介在物総個数 N_t の変化でみると、1h の等時間焼なましでは加熱温度が高いほど N_t は増加する。900°C での等温焼なましでは加熱時間が 8h まで時間とともに N_t が増加し、さらに長時間では減少する。1200°C では加熱時間の短いほうが N_t が大きく、長時間では一たん分離した MnS が凝集粗大化しはじめることができる。

3.3 水素誘起割れ

H₂S を含む人工海水中に 96h 浸漬したときの、C-タイプ走査型超音波探傷機による HIC の測定結果を Photo. 4 に示す。黒色部が圧延面に平行な面に投影された HIC であり、これらのチャートから HIC の投影面積率を求め HIC 発生率とした。その結果を Fig. 4 に示す。HIC は浸漬時間が 48h から 96h に増加するとともに増すが、96h 以上では割れの進展はほぼ飽和する。

つぎに HIC の熱処理による変化であるが、1h の等時間焼なましの場合、HIC は 900°C 以下ではほとんど

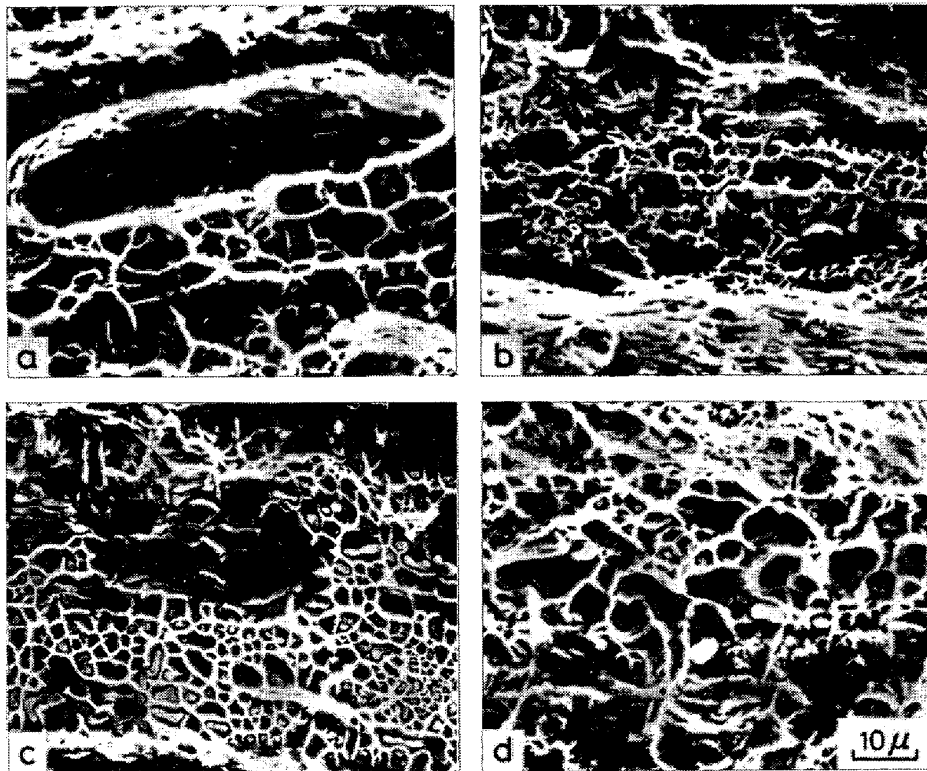


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fractured surface in through-thickness direction illustrating shape change in MnS inclusions after various heat treatment.

(a) : 600°C for 1 h, (b) : 1 000°C for 1 h, (c) : 1 200°C for 15 min, and (d) : 1 200°C for 32h.

	900°C		1200°C	
AS rolled				20 mm
0.25h				
1h				
4h				
16h				
32h				

Photo. 4. C-scan ultrasonic test results showing change in areal ratio of hydrogen induced cracking (dark area) with heating duration at 900°C or 1200°C.

減少しないが 1 000°C 以上では急激に減少する。この場合熱処理後 900°C×30 min の焼準処理を行って組織を微細均一化しても HIC の発生程度はほとんど変化せず、このような組織の微細均一化の効果は小さいことがわかる。他方、1 200°C 等温焼なましでは HIC は 15 min の加熱により熱延のままの約 1/2 に減少し、1 h 以

上では 5% 以下、32 h ではまったく発生しない。また 900°C 等温焼なましの場合 HIC は 4 h まではあまり減少しないが、16 h で顕著に減少し、1 200°C×15 min の場合とほぼ同レベルとなる。

つぎに HIC 試験により HIC を発生させたのち Z 方向引張破断を行い、走査型電子顕微鏡により破面観察を

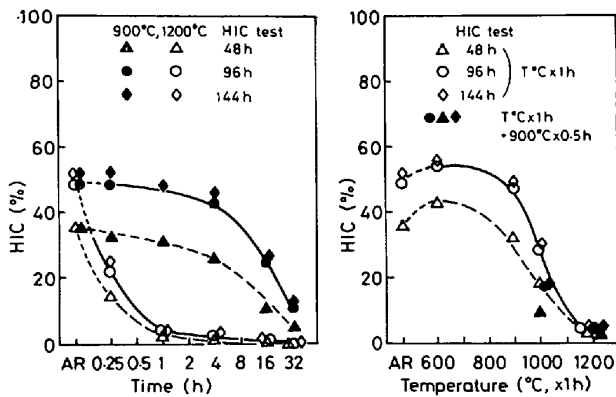


Fig. 4. Relation between areal ratio of hydrogen induced cracking and heat treatment. 48, 96 and 144 h in the figure indicated dipping times in H_2S -saturated artificial sea water.

行った。その代表例を Photo. 5~7 に示す。Photo. 5 は大きな HIC の部分であり、視野全体が水素脆性特有の破面を呈している。なお黒色または灰色の部分 MnS 介在物である。Photo. 6 は小さな HIC が MnS 介在物の周囲に存在していた場合の破面である。HIC は MnS を起点として発生しそれが放射状に広がっている

ことがわかる。Photo. 7 は MnS の周囲にも HIC がほとんどない場合である。破面の大部分は分離、球状化した微細な MnS を中心とする延性破面を呈し、これは Z 方向引張時に破壊したものである。しかし詳しく観察するとサイズの大きい MnS の周囲にはやはり水素脆性破面が観察され HIC が生じていることがわかる。

4. 考 察

4.1 MnS 介在物の球状化挙動

MURTY ら²⁵⁾は S を 0.1% 添加した AISI 4340 鋼の熱延板を $1310^\circ C$ に加熱して MnS の形態変化を調べ、表面拡散により長手方向にいくつかに分離して球状化すると報告している。本実験の場合も彼らと同様の検討を行ったが、表面拡散により形状変化が起こっているとの確証を得るには至らなかった。

また NICHOLS²⁶⁾ は有限長のロッド状粒子の表面拡散による球状化について計算を行い、(1) 軸比 $L/D < 7.19$ ではロッドの先端部が膨み中央部がくびれを生じ、いまにも 2 つに分離しそうになるが、さらに長時間では分離せずに球状化する、(2) $7.19 < L/D < 10.6$ では 2 個に

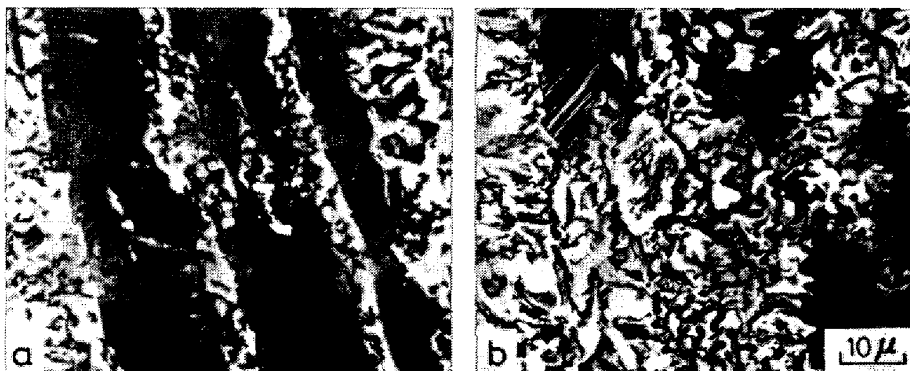


Photo. 5. Scanning electron micrographs of fractured surface after HIC test. All area are fractured by hydrogen induced cracking. (a) : as rolled and (b) : $1000^\circ C$ for 1 h.

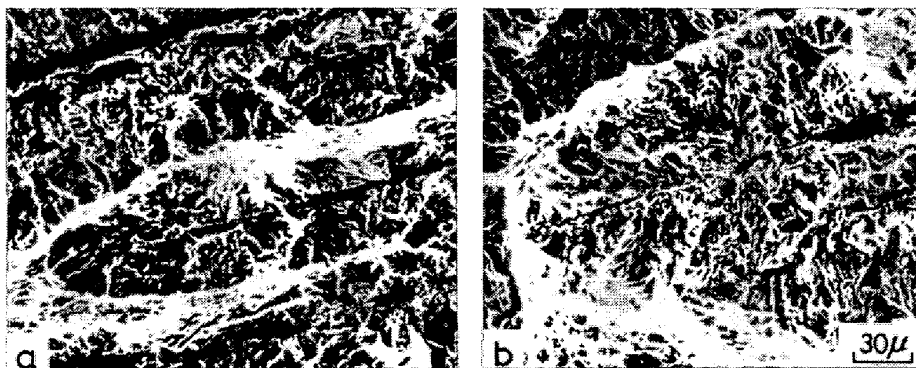


Photo. 6. Scanning electron micrographs of fractured surface in through-thickness direction after HIC test. Hydrogen induced cracking are observed in vicinity of MnS inclusions. Cracks are bounded by shear fracture caused by tension test in through-thickness direction. (a) : $900^\circ C$ for 4 h and (b) : $900^\circ C$ for 16 h.

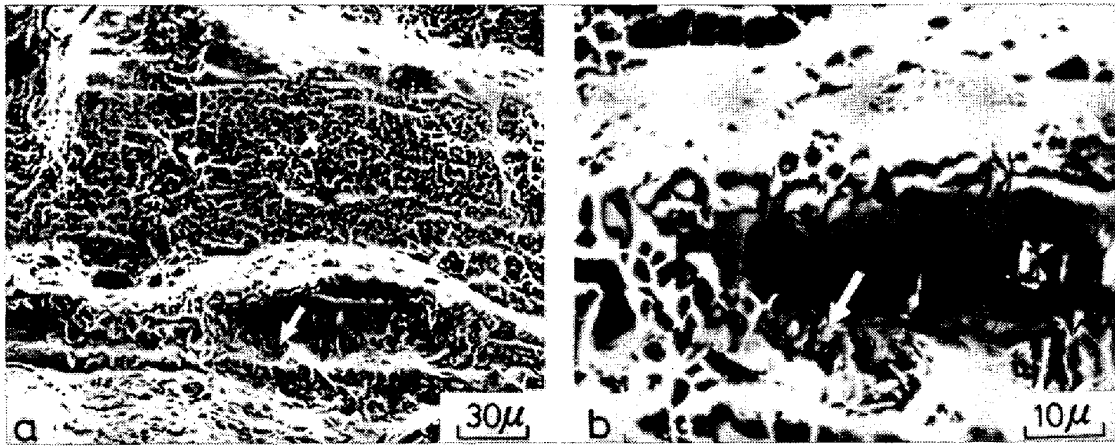


Photo. 7. Scanning electron micrographs of fractured surface in through-thickness direction after HIC test. Very small hydrogen induced cracking (shown by arrow) are observed only in vicinity of large size MnS inclusions. (a) and (b) : both heated for 1 h at 1200°C.

分離し球状化する, (3) $10.6 < L/D < 35$ では3個に分離し球状化することを報告している. 本実験の MnS の球状化は Photo. 2,3 に示したように, これらの結果と定性的にはよく一致する.

4.2 水素誘起割れにおよぼす MnS 球状化の影響

HIC は 1000°C 以上の加熱を行ったときに大幅に減少するが, 900°C では 16 h 以上保持しないと HIC の顕著な減少は見込めない. すなわち MnS の球状化がかなり進行して初めて HIC の減少に寄与することが示唆される. MnS の最大長さ最大幅の熱処理による変化を調べたが, 統計的処理を行うには測定数が少ないこともありこれらの値は大きくばらつき, 熱処理による MnS 介在物の寸法変化と HIC の関係を明瞭にできなかった. そこでばらつきを少なくするため MnS の総個数に対する割合が寸法の小さいものから数えて約 90% に相当する MnS 介在物群の平均の長さ幅を用いて長さ幅の最大値の代用とした. ここで 90% の平均値を採用したことに特別な意味はないが, MnS 介在物のサイズが大きいほど HIC に敏感と考えられることから, できるだけサイズの大きな MnS で, かつ熱処理による変化をばらつき少なく表現する値として便宜的に使用したのである. これらの値の熱処理による変化を Fig. 5 に示す. この図から明らかなように, これらの値の熱処理による変化はばらつきも少なく, Fig. 2 で示した平均軸比の変化傾向と同様である. したがってこのような便宜的な評価は妥当性を有すると考えてよい. つぎにこのような MnS の大きさを表す値と 96 h 浸漬したときの HIC 発生率との関係を Fig. 6 に示す. この図から, HIC は MnS の長さ L が大きいほど発生しやすい傾向にあるもののばらつきが大きいのにに対して, MnS の幅 W との間にはさらに密接な関係が認められる.

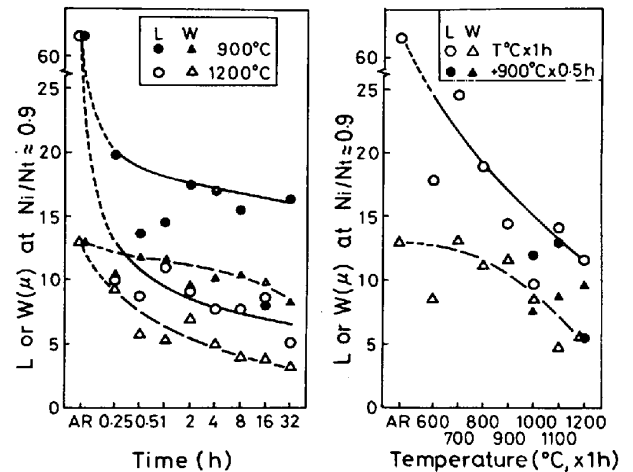


Fig. 5. Effect of heat treating condition on effective MnS size, which is measured for MnS 10% from the largest end in the size order.

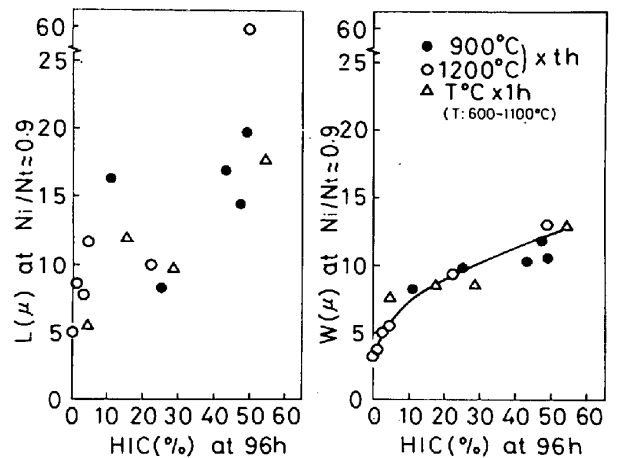


Fig. 6. Relation between average length and width of MnS inclusions at Ni/Nt ≈ 0.9 and areal ratio HIC (dipped for 96 h).

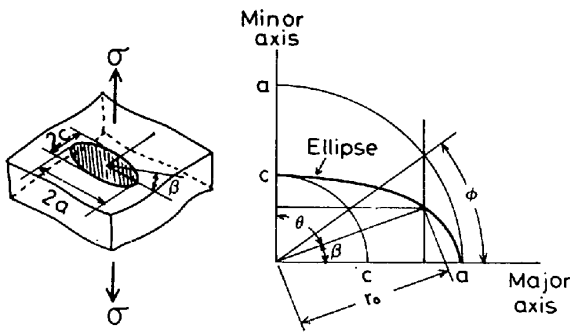


Fig. 7. Elliptical penny-shaped crack within infinite solid.

ここで割れの先端の応力場について考えてみる。

- (1) まず無限板の中に全長が $2c$ の貫通き裂があり、き裂面に垂直な (y 方向) 引張外応力 σ が無限遠方で加えられている場合の y 方向への引張集中応力 α_y は

$$\sigma_y = \sigma\sqrt{c/2x} = K_I/\sqrt{2\pi x} \dots\dots\dots (1)$$

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi c} \dots\dots\dots (2)$$

である²⁷⁾。(K_I は応力拡大係数である)

- (2) つぎに Fig. 7 に示すように、無限体の中に埋没した長軸の全長が $2a$ 、短軸の全長が $2c$ なる楕円形硬貨の形状を有するき裂があり、き裂面に垂直な引張応力 σ が無限遠方で加えられている場合、

$$K_I = \frac{F(\theta)}{\Phi} \cdot \sigma\sqrt{\pi c} \dots\dots\dots (3)$$

$$\Phi = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \frac{a^2 - c^2}{a^2} \sin^2 \phi} d\phi$$

$$F(\theta) = [\sin^2 \phi + (c/a)^2 \cos^2 \phi]^{1/4}$$

$$= [(r_0/c)^2 \cos^2 \theta + (r_0/a)^2 \cdot (c/a)^2 \sin^2 \theta]^{1/4}$$

である²⁷⁾。

いま、短軸端 ($\theta=0$) と長軸端 ($\theta=\pi/2$) における応力拡大係数を求めると、短軸端 ($\theta=0$) では $F(\theta)=1$ となり、

$$K_I = (1/\Phi) \cdot \sigma\sqrt{\pi c} \dots\dots\dots (4)$$

長軸端 ($\theta=\pi/2$) では $F(\theta)=\sqrt{c/a}$ となり、

$$K_I = \frac{\sqrt{c/a}}{\Phi} \cdot \sigma\sqrt{\pi c} \dots\dots\dots (5)$$

で与えられる。

$c < a$ であるから、短軸端での K_I がもつとも大きいことになる。

水素誘起割れはポイド中の H_2 ガス圧により発生するものであり、HIC 試験の際にはポイド中の H_2 ガス圧は $500 \sim 1000 \text{ atm}$ にも達することがあるとされている⁸⁾¹²⁾。一方 MnS 介在物はマトリックスの鋼よりも熱膨張係数が大きいため常温では MnS の周囲にポイドが形

成しやすい²⁸⁾。したがって MnS 周囲のポイドには HIC 試験により高圧の H_2 ガスが存在することになる。この内圧は近似的には上記の引張外応力の場合と同様に作用すると考えられる。したがって HIC は MnS の長軸方向より短軸方向に成長しやすいことになる。これは Fig. 6 の結果とよく一致する。このことから、厚板ミルやホットストリップミルによる板圧延材よりせん孔圧延による継目無し鋼管の方が鋼中 MnS 介在物の幅が狭く²⁹⁾ このため HIC が発生しにくいことが推定でき、かつこのことは実際にも確かめられている¹⁵⁾²³⁾。

また MnS は再加熱によりその長さや幅が減少するだけでなく、球状化にともない先端の形状も Photo. 2 に示したように鈍化する。いま先端の曲率半径を ρ とすると、割れ先端に作用する最大応力 α_m は

$$\sigma_m = 2\sigma\sqrt{c/\rho} \dots\dots\dots (6)$$

となる³⁰⁾。 ρ は MnS 先端形状の鈍化とともに大きくなるから HIC は再加熱による MnS 先端部の膨みによっても抑制されることになる。

以上のように、 1000°C 以上の高温再加熱では MnS 介在物の分断、球状化が顕著であり、このため HIC の発生が大きく抑制されることが明らかとなった。しかし焼準処理や焼入温度に相当する 900°C では MnS の球状化現象は認められるものの HIC の抑制効果は顕著ではない。この温度では、熱延によりリボン状に薄く伸長した MnS 介在物のとくに厚みの薄い周縁部が分断、球状化するものの、介在物の中央部の厚い部分は分断、球状化に至らず大きなサイズのまま存在している。このため HIC の効果的な減少が進まなかつたと考えることができる。

5. ま と め

9.4 mm 厚に熱延した APIX 60 グレード現場製コイルを供試材として、再加熱による MnS 介在物の球状化挙動と HIC の発生程度の変化を調査した。その結果次のことが明らかとなった。

- (1) 熱間圧延によりリボン状に伸長した MnS は 600°C でも軸比 L/T , W/T が減少しはじめ 900°C 以上で顕著となる。
- (2) このような MnS の形状変化はその厚み T が小さい介在物縁部ほど低温かつ短時間の加熱で小片に分離しやすく、 T の大きな部分を中心として周囲に多数の球状 MnS が存在するようになる。
- (3) MnS が小片に分断する際にはその先端が丸く膨らみドッグボーン状の断面形状となつたのち分断し、加熱温度と時間の増加にともない MnS 端部の曲率半径

が増す。

(4) HIC は 1 h の加熱の場合には 900°C 以下ではほとんど減少しないが、1000°C 以上では急激に減少する。

(5) 1200°C 等温加熱の場合、15 min で HIC は熱延ままの約半分に減少し 1 h 以上では 5% 以下、32 h ではまったく発生しなくなる。900°C では 16 h の加熱で HIC の発生程度が 1200°C—15 min の場合と同じレベルとなる。

(6) HIC は MnS を起点として発生し、MnS のサイズが大きいほど著しい。しかし HIC は MnS の長さよりも幅と密接な関係があり、幅が大きいほど発生しやすい傾向がある。

文 献

- 1) 池田昭夫, 岡本節男, 永田三郎, 寺崎富久長, 小若正倫: 鉄と鋼, 61 (1975), S 237
- 2) 谷村昌幸, 松島 巖, 稲垣裕輔, 西村隆行, 小玉光興, 正村克身: 鉄と鋼, 62 (1976), S 247
- 3) 谷村昌幸, 西村隆行: 鉄と鋼, 62 (1976), S 774
- 4) E. MIYOSHI, T. TERASAKI, and A. IKEDA: Trans. ASME Ser. B, 98 (1976), p. 1221
- 5) H. INAGAKI, M. TANIMURA, I. MATSUSHIMA, and T. NISHIMURA: Trans. ISIJ, 18 (1978), p. 149
- 6) S. P. EWING: Corrosion, 11 (1955), p. 497
- 7) E. M. MOORE and J. J. WARGA: Corrosion/76, NACE Paper No. 144 (1976)
- 8) 寺崎富久長, 池田昭夫, 金子輝雄: 鉄と鋼, 65 (1979) 2, A61
- 9) 飯野牧夫, 野村亘史, 竹沢 博, 榎藤 永: 同上, A65
- 10) 稲垣裕輔, 谷村昌幸: 同上, A69
- 11) 村田朋美: 金属, 46 (1976), p. 9
- 12) 村田朋美, 佐藤栄次, 松尾宗次, 岡田秀弥: 鉄と鋼, 61 (1975), S 236
- 13) 谷村昌幸, 西村隆行: 同上, S 241
- 14) 谷村昌幸, 稲垣裕輔, 西村隆行: 鉄と鋼, 62 (1976), S 246
- 15) 池田昭夫, 岡本節男, 竹山宗芳, 寺崎富久長: 同上, S 249
- 16) 飯野牧夫, 田辺客並, 野村亘史, 柴田政明, 山下康彦: 鉄と鋼, 63 (1977), S 378
- 17) 中井揚一, 拜田 治, 江見俊彦, 藤原昭敏, 白石利明: 鉄と鋼, 65 (1979) 2, A73
- 18) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 211 (1973), p. 187
- 19) 谷村昌幸, 稲垣裕輔, 西村隆行: 鉄と鋼, 61 (1975), S 741
- 20) 池田昭夫, 永田三郎, 寺崎富久長, 三好栄次: 同上, S 238
- 21) 稲垣裕輔, 小玉光興, 谷村昌幸, 西村隆行: 鉄と鋼, 63 (1977), S 379
- 22) 池田昭夫, 岡本節男, 金子輝雄, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 61 (1975), S 740
- 23) 寺崎富久長, 池田昭夫, 竹山宗芳, 岡本節男: 住友金属, 30 (1977) 1, p. 40
- 24) E. HORNBÖGEN and K. D. BECKMANN: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976), p. 553
- 25) Y. V. MURTY, J. E. MORRAL, T. Z. KATTAMIS and R. MEHRABIAN: Met. Trans, 6A (1975), p. 2031
- 26) F. A. NICHOLS: J. Mat. Sci., 11 (1976), p. 1077
- 27) 小林英男: 非破壊検査, 24 (1974), p. 602
- 28) D. B. BROOKSBANK and K. W. ANDREWS: JISI, 210 (1972), p. 246
- 29) W. DAHL: Stahl u. Eisen, 97 (1977), p. 402
- 30) 小林英男: 非破壊検査, 24 (1975), p. 17