鉄鋼材料の水素による粒界破壊

寺 崎 富久長* 大 森 靖 也**

1. 緒 言

鉄鋼材料が水素の存在によって材質劣化(hydrogen degradation)を示すことは古くから知られており、高強度材料の遅れ破壊、大型鍛鋼品における白点や置き割れ、溶接低温割れ、めっきや酸洗時に生ずるブリストー、湿潤硫化水素環境下での硫化物割れ(sulfide stress cracking: SSC もしくは sulfide stress corrosion cracking: SSCC)や階段状に発生する内部割れ(hydrogen induced cracking: HIC や hydrogen pressure cracking: HPC)など現象別に種々の名前がつけられている。しかも、水素による割れ機構についてもまだ不明な点が多いので表現的にも曖昧であり、水素による材質劣化とか水素脆性(hydrogen embrittlement)、水素助長割れ(hydrogen assisted cracking)など用語的にも統一されていない⁽¹⁾。

ところで本特集号のテーマは「粒界・相界面」であるので水素による粒界破壊の概要をまとめることにする。ただ、粒界破壊は破壊形態の1つであり、このような形態を示す要因は複雑であるが、本報では環境因子、応力状態、材料因子に分けて水素脆性の問題をとり上げてみたい。

2. 水素による粒界割れと環境条件・応力条件

鉄鋼材料中に存在する水素の源は大雑把に分けて次の2通りである。1つは鋼中に1次的に存在する場合で、溶鋼中に存在する多量の水素が鋼材中に残存する場合や溶接、酸洗、めっき、水素雰囲気での熱処理などの過程で侵入する水素などがその例である。他の1つは使用中の環境から侵入する水素の場合であり、海水や大気中の湿分との腐食反応、湿潤 H_2S との腐食反応、高压ガス雰囲気、陰極防食、異種金属との接触などである。水素

の存在という点では両者とも同じであるが、割れを議論する場合、前者の水素量は時間とともに低下するが、後者では環境からの補充が常に行われるので環境条件が異なる。したがって測定可能なマクロの水素量で両者を比較することは難しいが同一材料同一応力条件では割れ発生に必要な臨界水素量は当然前者の方が後者より大となる。

後にも述べるように水素脆性は強度に依存し高強度材料ほど割れ発生に必要な臨界水素量も低い。例えば侵入水素量の低い大気中や水中では材料の引張強さとして1175~1275 MPa(ロックウェルC硬さ 38~41)が割れ発生の境界となる⁽²⁾が湿潤 H_2S 環境におけるSSCCではロックウェル硬さ 20~22 位が境界とされている⁽³⁾⁽⁴⁾。

水素脆性による割れには粒界割れとともに粒内割れもあり、その形態は材料が同じ場合、応力条件や水素量によって変化するであろう。図1にBeachemによる模式図⁽⁵⁾を示す。すなわち、応力拡大係数(K_I)が一定の場合には低水素側で粒界破壊が生じ、同一水素量では K_I 値の小さいときに粒界割れが生じ易いことがわかる。図2は高压水素環境下での割れ形態の K_I 依存性を示したものである⁽⁶⁾。図1と同様に K_I の小さいところで粒界破壊が生じているがこの粒界破壊を生ずる K_I の領域は材料強度が高い場合ほど広い。

水素脆性の試験にはこのような破壊力学を応用した試験のほか種々の方法が用いられる。特に水素脆性は変

図1 き裂先端の応力拡大係数と固溶水素量による水素割れの形態変化の模式図。(Beachem⁽⁵⁾による)

* 住友金属工業株式会社中央技術研究所次長

** 住友金属工業株式会社中央技術研究所主任研究員
Hydrogen Intergranular Fracture of Steels; Fukunaga
Terasaki, Yasuya Ohmori (Central Research Labs.,
Sumitomo Metal Ind. Ltd., Amagasaki)
Keywords: steel, hydrogen embrittlement, grain boundary,
intergranular fracture, hydrogen degradation
1982年12月7日受理

図2 高圧水素ガス雰囲気中での割れ形態におよぼす引張強さと応力拡大係数の影響。水素ガス圧力：19.6 MPa(日野谷ら⁽⁶⁾による)

図3 AISI 4340 鋼の疲労破面における粒界破面率と ΔK の関係。(小林ら⁽¹¹⁾による)

形速度の小さい場合に顕著になるので低速引張試験，定荷重や定歪試験なども広く用いられる。これらの試験法の比較については別報を参照されたい⁽⁷⁾。先に粒界破壊は K_I の低い領域で生じ易いことを述べた。丸棒平滑試験片や円周切欠試験片を用いたき裂発生の実験では K_I 値が定義できないので粒界割れと応力状態の問題も論議し得ないが強度・材質などの定性的傾向は一致するものと思われる。

水素割れに限らず低応力割れ，すなわち， K_I の小さい領域での割れは全般に粒界破壊し易いようである。例えば疲労の場合には多くのデータがあり^{(8)~(11)}，き裂先端部での塑性域が結晶粒径のオーダーのところで粒界破面率は最大値を示す。図3にその一例⁽¹¹⁾を示す。この K_I の領域で粒内に比し粒界へのすべり変形が集中し易いのに対し K_I がより大になると均一変形に近づくためとの解釈もある⁽⁹⁾が水素脆性との関連はどうであろうか。

また K_I 値の高い領域での破壊においてはディンプルによる割れは一般的現象である。しかしながら，水素の存在下ではディンプルがより細くなる傾向がある⁽¹²⁾。

図4 き裂先端の応力拡大係数と水素割れ形態の関係を示す模式図。(Beachem の模式図⁽⁵⁾を修正)
(a) K_I 値大：マイクロボイドの合体によるディンプル破壊
(b) K_I 値中：擬劈開破壊
(c) K_I 値小：粒界破壊
(d) 水素ガス雰囲気での水素割れ

これは塑性変形が介在物とマトリックスの界面の水素集積部位としての役割をより容易にしディンプル破壊を生じ易くするためと考えられる。このような水素割れモードの模式図を図4に挙げておく。

3. 材料因子

(I) 強度の影響

水素脆性感受性に対する材料因子として最も大きいものは強度である⁽¹³⁾。すでに述べたように破壊力学試験による K_{Ic} の低い領域や低水素域で粒界割れが生じ易いということは同時に高強度材料で粒界が割れ易いことを意味している⁽¹⁴⁾。外部応力のない浸漬試験による内部割れ(HIC)試験においても同様な傾向がみられ，その一例を図5に示す⁽¹⁵⁾。降伏応力 685 MPa を境として粒内型から粒界型に変化している。したがって高強度材ほど低い応力で割れが生じ易いのは低応力でもき裂先端部で

図5 各種低合金鋼の水素誘起割れ長さ率におよぼす強度の影響。H₂S を飽和した3%NaCl 水溶液に 345.6 ks 浸漬。(池田⁽¹⁵⁾による)

の応力が十分に高くなり得ることのほかに、上述のように、粒界割れが生じ易くなることも一因であろう。

(2) 組織の影響

一般に水素脆性感受性は組織によっても異なる。湿潤 H_2S 環境下での SSCC に関して焼もどしマルテンサイト、フェライト・パーライト、変態のままのマルテンサイトの順に割れ感受性が低い⁽¹⁶⁾などとの報告もあるが、強度水準を揃えた厳密な比較は広範囲に行われていない。低温焼もどしを施した同一強度でのマルテンサイト組織とベイナイト組織の比較では同じ K_I 値でもき裂の伝播速度はベイナイトの方が低い⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。これらの結果はもとのオーステナイト粒界における炭化物の形態の差異⁽¹⁸⁾や水素原子のトラップ位置の差異⁽¹⁷⁾などで説明されている。破壊形態の点からは図 6 に示すようにマルテンサイトに比べベイナイト組織の場合に粒界破壊が著しく抑制されている。

図 6 同一強度に焼もどした超高張力鋼のマルテンサイトおよびベイナイトの応力拡大係数による破面の変化。(寺崎ら⁽¹⁸⁾による)

(3) 粒界偏析

組織の影響を論ずる際に熱処理過程で生ずる不純物元素の粒界偏析も考慮する必要がある。P などの粒界偏析と水素脆性の関連は比較的高強度の商用材料で注目をあつめており低温焼もどし脆性⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾や高温焼もどし脆性^{(21)~(27)}との重畳効果として種々議論されている。たとえば低温焼もどし脆化した材料の水素き裂の伝播速度は極低 P 化とともに低 Si, 低 Mn 化することによってはじめて抑制される⁽¹⁹⁾との指摘は実用的に重要であるし、高温焼もどしの場合には不純物元素の粒界偏析を促進させるステップ・クーリング処理⁽²⁸⁾によって水素き裂の発生に必要な K_{ISCC} 値が著しく低下するようである^{(23)~(27)}。Viswanathan ら⁽²⁵⁾はこのような不純物元素の粒界偏析の K_{ISCC} 値への影響が強度水準によって異なることを指摘している。図 7 は H_2S ガス雰囲気下での結果である。 K_{ISCC} は降伏応力の上昇につれて低下するものの、不純物の粒界偏析の効果は逆に小さくなっている。ただ、不純物元素や合金元素の粒界偏析の効果を論

図 7 高純度および不純物元素を含む AISI 4340 鋼の強度と K_{ISCC} の関係。(Viswanathan ら⁽²⁵⁾による)
(a) 15P-2Sb-7Sn (ppm)
(b) 310P-320Sb-230Sn (ppm)
(c) 310P-320Sb-230Sn (ppm) ... ステップクーリング

ずるにはその他の因子、たとえば、組織などが同じ条件で実験されねばならないのは言うまでもない。

一方、純鉄などの軟かい材料でもフェライト粒界で割れが生じることがある。鉄中の C 量が低くなれば粒界割れが生じ易くなる現象は水素の存在とは無関係によく知られており^{(29)~(34)}、粒界への C, O, S などの偏析で論じられている。水素の存在下ではこのような現象はより著しくなる。図 8 にその一例を示す⁽³⁵⁾。Bernstein⁽³⁶⁾は熱履歴により粒界割れと粒内割れが可逆的に変化し、その活性化エネルギーが C, N のフェライト中での拡散のそれと同程度であることなどから C, N の粒界への偏析が割れ防止につながっていることを報告している。

(4) 結晶粒度

上述したように水素割れが粒内を伝播するか粒界を伝播するかは、他の条件が同一であればき裂先端の塑性域の大きさと結晶粒径の相対的關係によるであろう⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾。したがって結晶粒径を大きくしても粒内割れから粒界割れへの遷移を生ずるはずであり焼もどしマルテンサイト鋼におけるもとのオーステナイト粒径の水素割れへの影響は実用的にも重要な問題である。しかしながら、このような効果を十分に考慮した研究はあまりないようで結果も必ずしも一致していない。たとえば、破断寿命についてみると細粒鋼ほど寿命が長くなるという報告⁽³⁹⁾、中間領域で寿命が最大となるという報告⁽⁴⁰⁾、粒径の影響はないとする報告⁽⁴¹⁾などがある。 K_{ISCC} についても粒径の影響が全くないという報告がある⁽³⁹⁾⁽⁴²⁾のに対し、 K 減少型の DCB (Double Cantilever Beam) 試験片を用

図8 純鉄のC含有量による水素脆化破面の変化(550×4倍).

陰極チャージ引張りの条件

電解液: 1 規定 H_2SO_4 + チオ尿素, 電流: $10 \text{ A} \cdot \text{m}^{-2}$

歪速度: $4 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

(a) C量: 30 ppm, (b) C量: 110 ppm

いて決定された水素き裂伝播停止の限界 K 値— K_{TH} —は粒径とともに複雑に変化する⁽³⁸⁾などである. さらにデータの蓄積が望まれる.

(5) 合金元素

各種の合金元素と水素による割れ感受性の関係については多くの研究がある^{(20)~(22) (43) (44)}. しかしながら本報では合金元素の影響を論ずるための問題点を挙げるにとどめる. すなわち, 合金元素を変化させると組織や強度水準が変化すること, それらを揃えるためには熱処理などを変化させる必要があること, また当然ながら試験条件によって腐食要因が異なり合金元素の影響も変化することなどである. 例として Si と Mn をみると, いずれも水素脆化を助長する元素とされており, P の粒界偏析の促進や組織変化を通じた効果が予想される. しかし, Si は焼もどしの第3段階を遅延し図9に示すように水素脆化感受性を抑制する⁽⁴³⁾などそれらの効果は一義的にきまらず, 直接的な役割のほか組織変化を通じた効果など間接的なものが含まれることである.

図9 AISI 4340 鋼の 3.5%NaCl 溶液中の破断時間におよぼすS量の影響. (Carter⁽⁴³⁾による)

(6) 粒界構造

水素脆化感受性と粒界構造の関係についての報告は筆者の知るかぎり Rath ら⁽⁴⁵⁾のそれのみのようである. 結果の一例を図10に示す. 水素による粒界割れは必ずしもランダムでなく粒界の種類によって異なり小傾角粒界では割れが生じないことなど粒界の性質の重要性を示唆している.

図10 純鉄の水素による粒界割れと粒界構造の関係を示す一例. $\langle 100 \rangle$ を回転軸とする場合で, その軸のまわりの回転角 θ と傾斜角 ω の影響を示す. (Rath ら⁽⁴⁵⁾による)

4. 水素割れ機構

すでに述べたように水素による割れの様式は粒内割れと粒界割れがあり, 粒内割れは擬劈開状の割れとディンブル破面である. このような破壊形態は他の破壊にも見られ水素による脆化を特徴づけるためにはかなり詳細な議論が必要となる. とくに粒界割れについては各種の水素脆化要因も水素脆化に固有のものだけでなく粒界脆化全般に通ずる現象である. ただ水素の存在により温度・歪速

度など水素脆化特有の条件下でこれらの脆化が一層促進されるに過ぎないと言えよう。

周知のように水素脆性の機構については古くから議論され内圧説⁽⁴⁶⁾⁽⁴⁷⁾、表面張力低下説⁽⁴⁸⁾⁽⁴⁹⁾、格子脆化説⁽⁵⁰⁾⁽⁵¹⁾、すべり軟化説⁽⁵⁾^{(52)~(54)}、すべり硬化説⁽⁵⁵⁾、集合欠陥生成説⁽⁵⁶⁾、等々種々の提案がある。これらは主として粒内割れの機構であり粒界割れを直接説明するものではない。破壊力学を用いた評価方法とくにき裂伝播速度に関しても種々の計算が試みられ K_{Ic} 値との関係、強度との関係などを説明するに至っている⁽⁵⁷⁾⁽⁵⁸⁾。しかしながら、これらの計算では割れは一定水素濃度に達すると生ずるとの前提があり機構そのものとは異なる。

これらの脆化機構の中のいくつかは劈開破壊機構の延長として水素の影響をとり入れている。最近、水素割れに関する実験も多く、き裂の発生や伝播がかなり詳しく調べられつつある。これらのデータは劈開破壊機構以上にすべり変形との関係が重要であることを示すものが多い⁽⁵⁹⁾⁽⁶⁰⁾。種々の条件下でさらに詳細な事実を積み重ねることにより機構も明らかにされるものと考えられる。

粒界破壊機構については余り多くの議論が行われていない。粒界偏析の関係では図 11 に示すように結合力の低下を粒界に横すべりさせた考え⁽²³⁾が用いられている程度である。粒界割れが生じ易いのは粒界近傍での塑性変形の集中や析出物の存在、粒界の整合度の悪さなどのためであり、これらは欠陥の集合部に水素が侵入し適切な応力の存在下で割れを生じること示している。このような点からは本質的には粒内破壊機構とも差はないように思われる。水素脆性に与る要因の多様さ故に種々の解釈を生んでいるがより単純でより明確な実験事実の集積が望まれる。

図 11 粒界結合力と粒界分離の距離の関係におよぼす不純物と水素の影響の模式図。(Yoshino⁽²³⁾による)

5. 結 言

水素脆性とくに粒界割れについて簡単な報文を試みた。水素割れ関連のデータは最近急速に増加しているが、粒界割れに関するものは必ずしも多くない。近年、

ますます、材料は高強度化し使用環境も厳しくなりつつある。このような背景では粒界割れが重要な問題となり、水素による粒界割れの改善が進めば材料の高強度化も一層進展するものと思われる。不純物元素の制御など製造プロセスの進歩も著しいので粒界割れの研究が進めば実用上の解決も不可能ではない。今後の研究に待たれるところ大の分野であらう。

文 献

- (1) 寺崎富久長：日本金属学会会報，**16**(1977)，789.
- (2) 日本鋼構造協会ボルト強度班：JSSC，**15**(1979)，1.
- (3) F.A.Frange: 8th Annual Conf. NACE, Galveston, Texas, (1952).
- (4) T.M.Swanson and J.P.Tralmer: Materials Protections and Performance, **14**(1975)，33.
- (5) C.D.Beachem: Met. Trans., **3**(1972)，437.
- (6) 日野谷重晴，寺崎富久長，高橋啓三：鉄と鋼，**64**(1978)，899.
- (7) 寺崎富久長：第30回腐食防食シンポジウム資料，腐食防食協会，(1980)，p.11.
- (8) R.J.Cooke, P.E.Irving, G.S.Booth and C.J.Beeveers: Eng. Fracture Mech., **7**(1975)，69.
- (9) 小林英男，杉浦正規，村上理一，中沢一，片桐利朗，岩佐一良：日本機械学会論文集，**43**(1977)，416.
- (10) 増田千利，西島敏：材料，**27**(1978)，59.
- (11) 小林英男，藤田健太郎，小峰厚友，中沢一：材料，**29**(1980)，580.
- (12) 黒田敏夫：大阪大学学位論文，(1976)，および R.J.Coyle, Jr., J.A.Kargol and N.F.Fiore: Scripta Met., **14**(1980)，939.
- (13) E.H.Phelps: Proc. Conf. on Fund. Aspects of Stress Corrosion Cracking, The Ohio State University, (1967)，398.
- (14) 例えば，J.P.Hirth: Met. Trans. A, **11A**(1980)，861.
- (15) 池田昭夫：京都大学学位論文，(1981)，128.
- (16) A.W.Thompson and I.M.Bernstein: Adv. Corros. Sci. Tech., **7**(1979)，53.
- (17) M.T.Wang and R.W.Stahle: Hydrogen in Metals, International Conf. in Paris, (1972)，342.
- (18) 中里福和，寺崎富久長：鉄と鋼，**61**(1975)，856. および，寺崎富久長，中里福和：水素による遅れ破壊の機構，鉄鋼基礎共同研究会，遅れ破壊部会，(1975)，165.
- (19) S.K.Banerji, C.J.McMahon, Jr. and H.C.Feng: Met. Trans. A, **9A**(1978)，237.
- (20) J.Kameda, N.Bandyopadhyay and C.J.McMahon, Jr.: Proc. of 2nd JIM Int. Sym. on Hydrogen in Metals, Suppl. to Trans. JIM, Vol. 21(1980)，437.
- (21) G.Sandoz: Met. Trans., **2**(1971)，1055.
- (22) G.Sandoz: Met. Trans., **3**(1972)，1169.
- (23) K.Yoshino and C.J.McMahon, Jr.: Met. Trans., **5**(1974)，363.
- (24) R.A.Mulford, C.J.McMahon, Jr., D.P.Pope and H.C.Feng: Met. Trans. A, **7A**(1976)，1183.
- (25) R.Viswanathan and S.J.Hudak, Jr.: Met. Trans. A, **8A**(1977)，1663.
- (26) C.L.Briant, H.C.Feng and C.J.McMahon, Jr.: Met. Trans. A, **9A**(1978)，625.

- (27) 村上賀国, 野村 徹, 大西敬三: 圧力技術, **19** (1981), 132.
- (28) J.R.Low, D.F.Stein, A.M.Turkals and R.P.Laforce : Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 14.
- (29) B.E.Hopkins and H.R.Tipler : J.Iron Steel Inst., **177** (1954), 110.
- (30) C.J.McMahon : Acta Met., **14** (1966), 839.
- (31) J.R.Low, Jr. : Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), 2481.
- (32) R.Honda and H.Tagu : Met. Sci. J., **2** (1968), 172.
- (33) A.Jolly : Met. Trans., **2** (1971), 341.
- (34) P.V.Ramasubramanian and D.F.Stein : Met Trans., **4** (1973), 1735.
- (35) 寺崎富久長, 日野谷重晴: 未公表データ.
- (36) I.M.Bernstein : Met. Trans., **1** (1970), 3143.
- (37) W.W.Gerberich, Y.T.Chen and C.St.John : Met. Trans. A, **6A** (1975), 1485.
- (38) J.F.Lesser and W.W.Gerberich : Met. Trans. A, **7A** (1976), 953.
- (39) R.P.M.Proctor and H.W.Paxton : Trans. ASM, **62** (1962), 989.
- (40) 松山晋作: 鈴と鋼, **58** (1972), 395.
- (41) 山本俊二, 藤田 達: 鉄と鋼, **51** (1965), 2098.
- (42) D.S.McDermid : Metals Tech., **5** (1978), 7.
- (43) C.S.Carter : Corrosion, **25** (1969), 423.
- (44) T.Fujita and Y.Yamada : *Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys*, NACE-5, NACE, Houston, (1977), 736.
- (45) B.B.Rath and I.M.Bernstein : Met. Trans., **2** (1972), 2845.
- (46) C.Zapffe and C.Sims : Trans. Met. Soc. AIME, **145** (1941), 225.
- (47) A.S.Tetelman and W.D.Robertson : Trans. Met. Soc. AIME, **224** (1962), 775.
- (48) N.J.Petch and P. Stables : Nature, **169** (1952), 842.
- (49) N.J.Petch : Phil. Mag., **1** (1956), 331.
- (50) A.R.Troiano : Trans. ASM, **52** (1960), 54.
- (51) R.A.Oriani : Ann. Rev. Mater. Sci., **8** (1978), 327.
- (52) H.Kimura and H.Matsui : Scr.Met., **13** (1979), 221.
- (53) I.M.Bernstein and A.W.Thompson : Int. Met. Rev., **21** (1976), 269.
- (54) S.P.Lynch : Metals Forum, **2** (1979), 189.
- (55) A.M.Adair and R.E.Hook : Acta Met., **10** (1962), 741.
- (56) 藤田英一: 水素による遅れ破壊の機構, 鉄鋼基礎共同研究会, 遅れ破壊部会, (1975), 17.
- (57) H.P.Van Leeuwen : Eng. Frac. Mech., **6** (1974), 141.
- (58) H.P.Van Leeuwen : Corrosion-NACE, **29** (1973), No. 5, 197.
- (59) 高橋平七郎, 竹山太郎, 原 敬道: 日本金属学会誌, **43** (1979), 492.
- (60) 南雲道彦, 宮本勝良: 日本金属学会誌, **45** (1981), 1309.

日本金属学会誌 第 47 卷 第 2 号 目次

2 次元正方格子におけるクラスター形成過程 の計算機シミュレーション実験 池田英幸 松田日出彦…	91
β_1 -AgZn 合金の弾性的挙動に対する添加元素 の影響 松尾欣枝 高橋 薫 永沢 耿…	99
In- (30~40 at%) Pb 合金の時効過程における 相変化 小山泰正 入戸野 修…	104
黒鉛のつぼ中で溶融した CaO-SiO ₂ -MgO ス ラグからの Mg および SiO 発生速度につ いて 下尾聰夫 安藤 繁 木村 弘…	114
遷移金属または貴金属を含む溶融 2 元系合金 の陽電子消滅 喜多善史 上田 満 森田善一郎 辻 和彦 遠藤裕久…	120
2 元系フェライト融体の密度と表面張力 角田成夫 森永健次 柳ヶ瀬 勉…	127

PbO-SiO ₂ 系ガラスおよび融体の X 線構造解析 大野英雄 五十嵐一男 高木喜樹 虎溪久良 古川和男 持永純一 中村哲朗 泉谷徹郎…	132
2FeO-SiO ₂ , Mg ₂ SiO ₄ -2FeO および Ni ₂ SiO ₄ - 2FeO 系の固体反応 河原正泰 光根 裕 白根義則…	142
Al-Zn-Mg 合金の応力腐食処理後の時効脆化 挙動 長岡邦夫 砂野豊治朗…	147
弱酸性地熱水中における地熱バイナリー発電 機器用各種ステンレス鋼の全面腐食および 孔食特性 福島英二 小島貞男 有馬逸男 森田幹郎…	153
炭化ケイ素繊維と Al 合金の反応 砥綿真一 山田鉄一…	159
<001>Cu-Al ₂ O ₃ 合金単結晶の高温変形 高田 潤 宮脇新也 鎌田策雄 足立正雄…	166