

大阪大学工学部

菊田米男

荒木孝雄

○黒田敏雄

## I 緒言

筆者らは前報までに、水素脆化破面に関する系統的な研究を行ない、水素脆化破面の特徴を明らかにしてきた。その中でも水素脆性特有の破面である水素擬へき開破壊 ( $Q_{CHE}$ ) が低温脆性破面と異なり、破面単位が微細で、しかも微細組織の不連続部である亜粒界(ラス境界)に沿って二次割れが顕著に認められ、形態的にもへき開破面と異なることを明らかにしている。さらに本研究では  $Q_{CHE}$  の結晶学的方位の測定を行ない、水素脆化機構について検討を行なった。

## II 実験方法

供試材料は、80キロ級高張力鋼、9%Ni鋼および3%Si鉄を用いた。実験はシャルピータイプの三稜曲げ試片およびD.C.B.試片を陰極電解法もしくは高温法にて水素添加後、インストロニ型引張試験機を用いて、破壊試験を行なった。得られた破面に、エッチピット法による腐食を行ない、破面の結晶学的方位を傾角顕微鏡にて測定した。さらにそのピットの形状を詳細に観察するため走査電顕ならびに二段しプリカ法によって拡大観察した。本実験に用いたチセソット腐食液では Fig. 1 に示すごとくピットの構成面は  $\{110\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{111\}$  である。

## III 実験結果および考察

Photo. 1 は HT80 鋼上部ベイナイト組織における水素脆化破面 ( $Q_{CHE}$ ) 上のピット形状を示す。ピット形状は六角形状を示し、この面の結晶学的方位は  $\{110\}$  面であることがわかる。水素を含まない試片の液体窒素温度での脆性破面の結晶学的方位は  $\{100\}$  面であることを確認した。Photo. 2 は単純材料として3%Si鉄の水素を含まない試片の常温破面のピット形状を示す。結晶粒が粗大化されたため、常温破壊においても脆性破面であり、ピット形状から  $\{100\}$  面である。3%Si鉄試片に水素添加後の常温破面は Photo. 3 に示すごとく  $\{110\}$  面を示すピットが支配的であった。つまり水素が添加されることにより、破壊面が  $\{100\}$  から  $\{110\}$  に遷移したことを示す。なお HT80 マルチサイト組織、9%Ni鋼の場合の水素脆化破面の結晶学的方位も  $\{110\}$  であった。

本研究から得られたフラクトグラフィおよび結晶学的解析から、 $Q_{CHE}$  は形態的にも結晶学的にも脆性破面とは異なることが明らかとなった。そこで我々は水素脆化機構として『水素がすべり面に集積し、その面の原子間結合エネルギーを低下させ、負荷応力と合まってその面のはく離が生ずる、いわゆるすべり面分離破壊 (Slide plane decohesion)』と提唱する。このすべり面に水素が集積し、藤田<sup>(1)</sup>の提唱する板状水素集合体が生じているのかも知られない。この考案方は Oriani<sup>(2)</sup> によっても提唱され Fig. 2-a に示すごとく粒内におけるすべり面間の結合エネルギーが水素の存在により低下する。Photo. 4 は HT80 マルチサイト組織 (粒径  $175\mu$ ) を陰極電解後、液体窒素温度中で破壊させた破面を示す。水素添加前の試

片の公称曲げ破壊応力は  $230 \text{ kg/mm}^2$ 、水素添加試片のそれは  $140 \text{ kg/mm}^2$  であつた。  
 水素添加により破壊強度は低下する。破面は photo. 4 に示すごとく左部が水素濃度の高い領域で水素濃度へま開破壊 (QCHE) を示し、電解による濃度勾配による水素濃度の低い領域でへま開破壊している。この写真から結合エネルギーと水素量との関係と模式図で示したものが Fig. 3 である。水素が存在しない場合は、結合エネルギーは  $\sigma_{110}$  に比して  $\sigma_{100}$  の方が低い。しかし水素含有量の増加につれて、 $\sigma_{110}$  は低下していき、ある限界水素量  $H_{crit}$  以上の水素濃度になれば、 $\sigma_{110}$  の方が  $\sigma_{100}$  に比してより低い値となる。従来水素脆性が液体窒素温度で生じにくいと言われていたが、これは  $H_{crit}$  以下の水素量のために、材料自身の低温脆性によるへま開破壊が優先したものと思われる。へま開破壊をおこなない材料、温度では  $\sigma_{110}$  の水素濃度依存性を考えればよい。次に多結晶体では水素脆化破面の特徴として、粒界破壊、マルテナサイトラス、フェライトラス等の境界に沿う二次割れがみとめられる。この二次割れが生じるのは、前述の水素のすべり面への集積現象と同様、組織的不連続部への水素の集積現象の結果 Fig. 2-b に示すその領域の結合エネルギーの低下により生じた破壊現象と説明される。

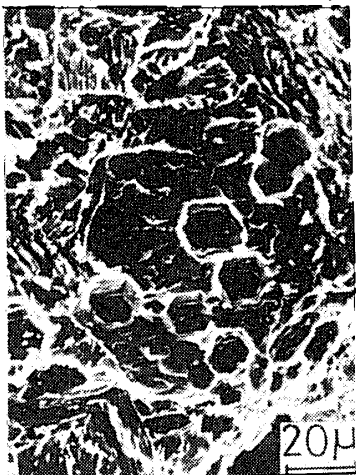


Photo.1 Fractograph of hydrogen embrittlement observed facet pits showing {110} plane (Testing temp 25°C, HT80 steel, upper bainite)



Photo.2 Fractograph of hydrogen free specimen observed facet pits showing {100} plane (3%Si-Iron, testing temperature 25°C)

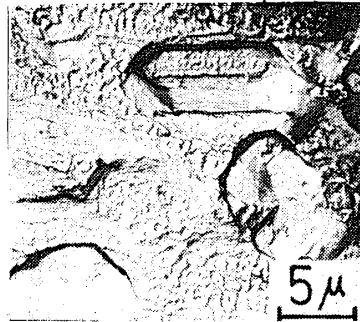
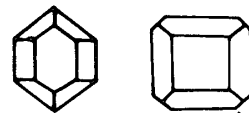


Photo.3 Fractograph with facet pits showing {110} plane (Hydrogen charging 3 hrs. Testing temp. 25°C)



{110} Plane {100} Plane  
 Fig.1 Schematic representation of facet pits

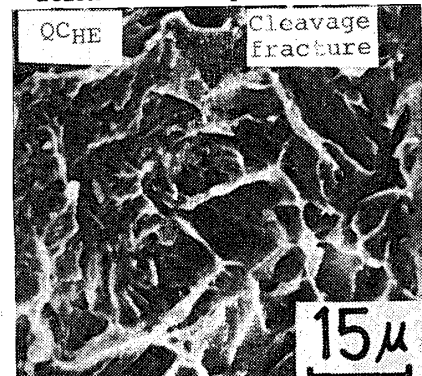


Photo.4 Transition area from hydrogen embrittlement fracture to cleavage fracture for martensite structure of HT80 steel (Testing temp. -196°C)

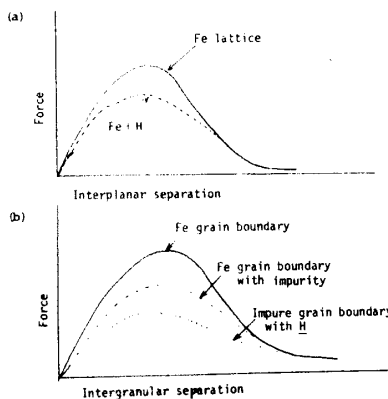


Fig.2 (a) Schematic plot of cohesive force vs separation of atomic planes in an iron lattice in the absence of hydrogen (solid curve) and with a certain concentration of hydrogen present in the vicinity of the crack tip (dashed curve); (b) Similar plot to (a) showing the proposed additive effect from the superposition of the impurity effect and the hydrogen effect

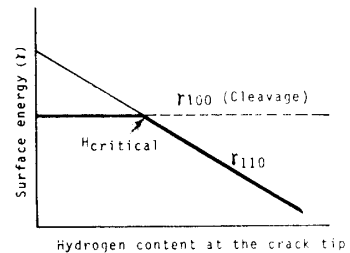


Fig.3 Relationship between surface energy (Fracture stress) and hydrogen content

参考文献 (1) 藤田英一; 金属学会 1974 春季大会講演要旨 (2) Oriani; Phys. Chem. 1971