鋼 材 から 放 出 さ れ る 水 素 の 観 察*

下田秀夫** 石塚 寛** 千葉隆一** 沢田 進** 大西敬三***

Observation of Hydrogen Evolution from the Steel Surface*

By Hideo Shimoda**, Hiroshi Ishizuka**, Ryuichi Chiba**,
Susumu Sawada** and Keizo Onishi***

1. ま え が き

鋼におよぼす水素の影響については、鋼材の水素脆化ならびに水素系欠陥の発生の問題と関係し、経験的に広く知られているが、これら諸現象の適確な解釈や説明はいまだになされていない。すなわちこれらの諸現象は水素によって起こることが確かめられているとは云え、現象の過程における水素の役割や水素の挙動についてはほとんど明らかでないからである。一般に水素は鋼材に inter-stitial に侵入し拡散することが認められているが、鋼材内部に存在する転位、原子空孔、粒界、析出物、介在物、微小空隙などの欠陥部における水素の挙動については明らかではなく、この点を追求することが脆化機構ならびに水素系欠陥の発生機構究明の糸口となるものと考えられる。

筆者らも過去幾度かこれらの諸問題に直面してきたが、現象の機構を追求するまでには到らなかった。結局、上述のように、鋼材の組織、欠陥と水素吸収、拡散ならびに水素割れの発生との関係を明らかにすることが肝要なのである。現在この点について広く研究を実施中であるが、将来この研究結果に基づいて水素脆化機構を追求する計画である。本資料では、鋼材表面から放出される水素の観察結果を紹介し、これと水素による諸現象との関連性についても若干検討を加えて述べることにする。

2. 水素の放出位置と顕微鏡組織との関係¹⁾

鋼材内部に侵入した原子状水素は、鋼材表面において分子化し水素ガスとなって逃散したり、欠陥の内部に集積して高圧を形成する。鋼材内部の原子状水素が再結合してガス化する位置は組織や欠陥と密接な関係があるこ

第1図 水素透過装置と透過面から放出する水素の観察方法

70分間水素添加後

120分間水素添加後

写真1 水素透過試験における透過面からの水素の放出¹⁾
(水素気泡は硫化物系介在物から発生)
(試料: SS 41)

* 原稿受付 昭和41年9月9日

** 正 員 (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 Member, Research Laboratory of Muroran Plant, the Japan Steel Works Ltd.,

*** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 Research Laboratory of Muroran Plant, the Japan Steel Works Ltd.,

とを実験によって確かめた¹⁾。本節では第1図に示した水素透過装置を用い、試料の透過面から放出する水素を顕微鏡によって観察した結果を述べる。

(1) 鋼板における水素の放出状態

写真1はSS41(一般構造用鋼板)から採取した試料の透過面における水素の放出状態の一例である。この材質の組織はフェライトとパーライトの混合組織であり、その中には線状に分布した Al_2O_3 系介在物、粘性変形した硫化物系介在物などが存在している。水素が透過面に拡散して気泡が最初に形成した位置は非金属介在物の所である。その後時間の経過とともに水素気泡の数はしだいに増加するが、気泡の形成は最初と同じ所からほぼ一定間隔で連続的に起こり、フェライトやパーライトの部分からの気泡の形成は認められなかった。写真中の気泡のつながりは、介在物の同じ位置から発生した気泡が透過面に塗装した油膜中を上昇し移動している状態を示すもので、基地面から発生したものではない。なお写真1は透過面を腐食せず研磨のままの状態を観察した例であるが、透過面をピクリン酸で腐食した状態で観察した場合も、上述の結果と変るところはなかった。

非金属介在物から放出する水素をさらに高倍率に拡大して観察した結果、水素の気泡は非金属介在物と鋼基地との界面で発生することがわかった。このように水素の放出は非金属介在物と密接な関係があるが、介在物すべてが水素の放出に関与するとは限らず、大型の介在物でも水素の放出が認められない場合がある。それは水素の放出が非金属介在物と鋼基地との界面に存在する欠陥から起こるからであり、欠陥の形状や大きさによって気泡の発生状態が異なることを推察させるものである。たとえば写真2のように、一個の非金属介在物の中でも場所によって気泡の形成状態に明らかな相違がみられ、小さく非常に活発に発生する所と大きく緩慢に生ずる所とがある。この場合などは明らかに欠陥の形状による相違を示しているといえよう。

68分間水素添加後

写真2 硫化物系介在物からの水素の放出¹⁾

「一本の介在物でも場所によって水素の放出状態が異なる」
試料: SS41

28分間水素添加後

写真3 Al_2O_3 系介在物からの水素の放出¹⁾

水素の放出は写真1および2に示した硫化物系介在物だけではなく、他の酸化物系介在物からも起こる。写真3は Al_2O_3 系介在物から気泡が発生した例であるが、この場合も気泡は介在物と鋼基地との境界から発生している。

また溶接構造用高張力鋼板 HT 60, 70 および 80 について同様の観察を行なった。高張力鋼は調質組織(ソルバイト)であるが、水素気泡の発生した位置はSS41の場合と同じように非金属介在物周辺であった。したがって気泡の形成は基地中の組織よりも非金属介在物による影響のほうが強いといえる。

以上のように介在物は水素の放出と密接な関係をもっていることが明らかであるが、水素の放出に対しては、介在物そのものが影響をおよぼしているのではなく、介在物と基地との界面やその近くの欠陥の存在状態が重要な役割を演じているものと思われる。このように介在物周辺は明らかに欠陥があり、この部分に水素が拡散して集積しやすいことを物語っている。

試料: SM41

腐食液: 0.5% HAc + 2,000 ppm H_2S

浸漬期間: 14日間

写真4 硫化物腐食によって発生した水素割れ²⁾
(割れは非金属介在物から発生している)

なお以上は、いずれも透過面に存在する非金属介在物についての観察結果である。しかし透過面以外の内部にも介在物や欠陥が必ず存在し、また実際の鋼材内部に発生した水素割れが、写真-4のごとく、非金属介在物と密接なつながりをもっていることから²⁾、鋼材内部に存在する非金属介在物の周辺にも水素が集積するものと予想される。この場合の水素の集積状態を知ることは現在の段階では不可能である。しかし非金属介在物が鋼材の表面（透過面）近くに存在する場合には、その集積状態をある程度察知できる。すなわち、鋼材表面近くに非金属介在物のような欠陥が存在する場合、第2図に示すように、介在物周辺に水素が集積し、そのガス圧によって表面が隆起し、いわゆるブリストーを生ずる。この隆起

第2図 水素ブリストー発生の様式図¹⁾

がさらに進むと隆起面の一部に亀裂を生じ、そこから水素ガスが放出されるようになるので、この水素の放出状態からブリストー内部への水素の集積状態をある程度推察できる。写真-5は軟鋼板（0.06% C, 帯鋼）におけるブリストーの生長過程と水素気泡の発生状態を示したものである。水素添加前は平坦であったこの面が、添加後約2時間を経過した頃からブリストーがみられるようになり、その後時間の経過とともにしだいにその隆起が進み、172分後にはブリストー頂部から水素気泡が発生した（矢印）。そして水素気泡が発生した後はブリストーの生長はみられなかった。またブリストーからの水素気泡の発生状態は規則的である。すなわち、気泡が一時に数個連続して放出した後は一定期間放出がなく休止し、再び気泡が活発に放出する。このようにブリストーからの水素の放出は周期的におこるものであるが、これはブリストー内の空孔に水素が集積し、一定圧力を形成する

160 分間添加後

170 分間添加後

172 分間添加後

写真5 透過面のブリストーの形成とブリストーから発生した水素気泡¹⁾
(試料; 帯鋼, 0.06% C, 0.02% Si, 0.29% Mn, 0.014% P, 0.020% S)

までには時間を要するからであろう。

(2) 真空溶解材における水素の放出状態

非金属介在物は水素の透過放出に、また水素割れやブリストーの発生などに重要な役割をもっている。しかしながら非金属介在物の少ない真空溶解材では、水素の放出は鋼材の組織と関係がある。

純鉄では結晶粒界から水素が放出する。写真-6は純鉄の表面からの水素の放出状態であるが、真空溶解した材料でも非金属介在物は存在するので、同写真(a)のように透過面に介在物が存在すればもちろんこの部分が

(a) 87分間水素添加後

(b) 70分間水素添加後

写真6 真空溶解した純鉄の水素の放出状態¹⁾

- (a) 水素はフェライト粒界から放出するが、介在物があればそこから活発に放出する
(b) フェライト粒界の3重点から放出

らも水素は放出する。水素の放出状態を介在物と粒界とで比較してみると、介在物のほうが水素気泡を発生し始めるまでの時間が短かく気泡の発生も活発である。また粒界からの水素の放出状態は粒界の形状ともやや関係があり、粒界の3重点(写真-6(b))や粒界の角張った部分などから活発に放出する。このほかに純鉄にブリストアが発生して、そこから水素が活発に放出したり、加工によって生じたノイマンバンドと粒界とが交わる所から放出するのが観察された。

亜共析鋼(0.35% C)においては、フェライトパーライトの境界から水素の放出が認められたが、この境界からの放出状態は気泡が小さくしかもきわめて不活発であった。

共析鋼については、組織との関係を明らかに確認できなかった。しかし透過面の非金属介在物、マイクロキャビティ、ブリストアなどからは活発に放出するのが観察された。

また過共析鋼(1.21% C)では、写真-7に示したように、初析セメンタイトから気泡が発生した。この材料は初析セメンタイトとパーライトの混合組織であるが、気泡の発生する位置はいずれも初析セメンタイトの周辺

483分間水素添加後

写真7 真空溶解した超共析鋼(1.21% C)の水素の放出状態¹⁾(水素は初析セメンタイトから放出)

である。

純鉄、亜共析鋼、共析鋼および過共析鋼について、水素気泡が現われ始めるまでの時間ならびに気泡の発生間隔を比較すると、C含有量の多い材料ほど気泡発生までの時間は長く、気泡の発生間隔も長い傾向がある。この結果から、欠陥部に水素が集積するまでの過程は格子拡散によるもので、欠陥や粒界を縫って集積する欠陥拡散によるものではないと思われる。

3. 鋼塊の水素放出と凝固組織との関係⁷⁾

上述のように、水素は非金属介在物周辺に集積しやすい、この部分から水割れを生ずる。しかしながら、水素はすべての非金属介在物に集積するのではなく、ある特定の介在物に集積する傾向があり、したがって水素割れ

試 料: SM 41

腐食液: 0.5% HAc + 2,000 ppm H₂S

腐食時間: 14日間

写真8 硫化物腐食によって発生した水素割れ²⁾

割れは非金属介在物と結びついて発生しているが、すべての介在物から割れが発生しているのではなく、特定の介在物に沿って発生している

においても、写真—8に示したように、非金属介在物すべてに割れを生ずるのではなく、特定の介在物からのみ発生している。このことは鋼材内部には水素の“たまり”となりやすい介在物と“たまり”となり難い介在物があることを意味し、それは鋼塊の凝固組織や偏析、欠陥などに由来するためと考えられる。この点に着目して、鋼塊の凝固組織と水素放出との関係を調べた。

(1) 鋼塊内部の水素の残留状態

鋼塊内部の水素は、鋼材の溶解、精錬過程中に侵入したものである。侵入した水素の多くは鋼材の凝固ならびに冷却過程に逸脱するが、一部は鋼材内部に残留する。鋼塊内部の水素の残留状態については、すでにある程度調べられており³⁻⁶⁾、鋼塊頂部は少なく、底部は多いことが知られている。筆者らの観察⁷⁾においてもこれとはほぼ同様の結果が得られているが、さらにこの観察から鋼塊内部の水素の残留は、鋼塊の形状、冷却速度、凝固組織などによっても異なることが分かった。

まず 380 kg 砂型鋼塊の縦断面からの水素の放出状態とマクロ組織を写真—9に示した。放出状態の写真(a)の中で白く見えるのは水素気泡群で、黒い部分は水素気泡が存在しないことを示す。この写真から、鋼塊内部の水素の残留状態を知ることができる。すなわち、鋼塊頂部ならびに外周部には水素は少なく、沈澱晶領域がもっとも多く残留している。また同写真(b)のマクロ組織との対比から、逆V偏析部には気泡の発生は認められなかった。

450 kg の金型鋼塊の縦断面における水素の放出状態を写真—10に示した。水素は鋼塊外周部ならびに軸芯部にはほとんど残留していないが、両者の中間部分には非常

に多く残留していた。鋼塊外周部に水素が残留していなかったのは、鋼塊の外表面から拡散によって逃散したためであり、軸芯部に残留していなかったのは、この鋼塊の鑄型材質、鋼塊の形状と関係し、この部分の凝固速度が非常に遅いため凝固過程に水素が放出されてしまったためと考えられる。

なお写真—9および10は砂型、金型各鋼塊の鑄造のままでの水素の残留状態を示したものである。しかし、鋼塊を焼鈍したり熱間加工を施した場合では、水素の分布状態はまた異なる。鑄造のままの状態では外周部や軸芯部は水素が少なく、両者の中間部分に多く残留している

(a) 257時間観察後 (b) マクロ腐食組織

×1/6

写真10 450 kg 金型鋼塊縦断面からの水素の放出状態ならびにマクロ腐食組織⁷⁾ (0.08% C, 0.15% Si, 0.40% Mn, 0.047% P, 0.074% S)

(a) 115時間観察後 (b) マクロ腐食組織

×1/6

写真9 380 kg 砂型鋼塊縦断面からの水素の放出状態ならびにマクロ腐食組織⁷⁾ [0.09% C, 0.18% Si, 0.42% Mn, 0.036% P, 0.075% S]

×1/2.5

写真11 0.35% C 鋼鍛造材切断面からの水素の放出⁷⁾ (水素気泡は軸芯部の特定の所から活発に現われる)

が, これを加熱すると, 中間部分に残留していた水素は拡散し, 表層部から放散するいっぽう, 軸芯部に集積するようになる。したがって, この場合の水素の分布状態は表層部が少なく中心部に近くなるにしたがって多くなる。とくに中心部の近くに存在する欠陥には水素が多く集積する。写真-11に 0.35% C 鋼の鍛造材における水素の放出状態を示した。この場合, 水素は鋼材の中心部の特定の部分から活発に放出された。

(2) 鋼塊各部の水素の放出状態について

鋼塊の各部分から厚さ 1 mm の水素透過試験片を採取し, 第 1 図に示した要領で, 透過面から放出する水素を観察した。

まず樹枝状晶について観察した結果を述べる。鋼塊内の樹枝状晶は, 柱状晶領域において方向性を有し, 鋼塊表層部から軸芯部に向かって発達した形で存在するが, これより内部の等軸晶領域では樹枝状晶の方向性はなく, 相互に交錯した形で存在する。これらの樹枝状晶について観察した結果, 透過面における水素の放出状態は樹枝状晶の分布とよく一致していた。

水素の透過放出は鋼塊の凝固組織のほかに, 逆 V 偏析などの欠陥によっても影響を受ける。逆 V 偏析部における水素の放出状態は写真-12に示したように, 周囲の樹枝状晶領域に比べ, 逆 V 偏析部からは著しい水素の放出が認められる。逆 V 偏析部は C, P および S が濃化した部分であり, ソルバイトあるいはパーライト組織中に, P を固溶したフェライトが網目状に分布し, さらにフェライト中に共晶硫化物系介在物が密集した組織である。また逆 V 偏析部にはマイクロキャビティのような微小欠陥が多く認められる。写真-13および14はそれぞれ逆

水素添加前

25分間水素添加後

写真12 水素透過試験における V 逆偏析部からの水素の放出⁷⁾

20分間水素添加後

写真13 75 T 金型鋼塊, 逆 V 偏析部の水素透過状態⁷⁾
(水素は逆 V 偏析内の共晶硫化物から発生している)
(試料: 3% Ni-Mo-V 鋼)

97分間水素添加後

98分間水素添加後

写真14 逆 V 偏析中のマイクロ・キャビティから放出した水素⁷⁾ (試料は写真 9 に示したものと同一)

V 偏析中の共晶硫化物系介在物やマイクロキャビティから水素が放出した状態を示したものである。逆 V 偏析部から水素が放出されやすいのは, この部分に存在する非金属介在物やマイクロキャビティが水素の放出を促進するからである。

4. 溶接部における水素の放出状態

溶接部には溶接の際に被覆剤や雰囲気などから水素が侵入し, 白点の形成や溶接割れなどの溶接欠陥の原因となることがしばしばある。溶接部に残留した水素の多くは, ビード表面から放散したり, あるいは鋼材内部への拡散によって減少するが, この場合の水素の拡散経路や集積状態はよく分かっていない。

まずイルミナイト系溶接棒 (JIS D 4301) および低水素系溶接棒 (JIS D 5016) を用い, 溶接構造用鋼板 (SM 41) にそれぞれ単層肉盛り, その後直ちに溶接部

表面をグリセリンにて塗装し、溶接部からの水素の放出状態を観察した*。その結果、水素はビード表面ならびに溶接二番近くの母材表面から放出され、観察時間が長くなるにしたがって水素量を増すが、低水素系はイルミナイト系よりその量は少なかった。しかしビードを切断しその断面から放出する水素を観察すると、写真-15に示すように、イルミナイト系と低水素系とでは放出量に大きな相違は認められなかった。このように低水素系溶接棒による溶接部の水素はビード表面からの放出が少なかったのにもかかわらず、ビード内部にはイルミナイト系とほぼ同程度に残留していたことは注目すべきことである。またビード断面の観察において、水素の放出が最初に認められた位置は鋼板の熱影響部で、その後溶接金属部からも放出が認められた。この観察結果から、溶接金属に侵入した水素は溶接から冷却過程中にかなり母材側に拡散していることが推察される。

つぎに低水素系溶接棒を用い溶接構造用高張力鋼 (HT 80) に多層溶接した場合の水素の放出状態を観察したところ、水素は溶接層間から活発に放出されるのが認められた。

また溶接部から水素透過試験片を採取し、この部分の水素の透過放出状態を調べた。方法は前述 (第 1 図) と

イルミナイト系

低水素系
5 時間45分後写真15 ビード断面からの水素の放出状態⁷⁾
(母材: SM 41) 写真16 溶接部の水素の透過放出状態⁷⁾

* 溶接に際し、低水素系溶接棒はあらかじめ $300^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ の予熱乾燥を行なったが、イルミナイト系は乾燥しなかつた。

同様である。その結果、写真-16に示すように、水素は溶接熱影響部からもっとも活発に放出され、ついで母材からも放出が観察されたが、溶接金属部からの水素の放出は顕著でなかった。溶接金属部が母材より水素の放出が顕著でなかったことに対しては、いろいろの原因が考えられるが、急冷により溶接金属部には非金属介在物が少ないことも関係があろう。

5. 観察結果と水素による諸現象との関連性について

(1) 鋼材の水素吸収と拡散について

水素は鋼材の製造過程あるいは酸洗、電解、腐食、高温水素ガス処理などによって鋼材内に侵入する。侵入した水素は格子中に固溶して原子状態で存在するか、または欠陥内に集積して分子状態で存在する。しかし水素が常温において格子中に固溶する割合は非常に小さく、大部分の水素は欠陥部に集積すると考えられる。欠陥部としては転位をはじめ原子空孔、粒界、析出物、介在物、voidなどが考えられるが、鋼材の水素吸収や脆化とも関係深い欠陥とはいずれを指すのか明らかではない。

筆者らは鋼板の水素吸収について検討を加え、その結果、鋼板の水素吸収は圧延方向によって著しく異なることを明らかにした²⁾。第 3 図に結果の一例を示したが、鋼板の厚さ方向から採取した試料は吸収水素量が少なかったのに比べ、圧延面と平行に採取した試料でははるかに多かった。なおこの傾向は焼鈍した鋼板においても変わらず、また水素の添加方法が H_2S 腐食によったものでも、電解添加によったものでも同様の結果が得られた。このような水素吸収の差異は熱間圧延によって鋼板内部の欠陥の分布に方向性があるためで、水素吸収をもっとも大きく左右する欠陥とは非金属介在物である。すなわち、鋼板を焼鈍した状態では転位や原子空孔、粒界

第 3 図 鋼板の硫化物腐食に伴う水素吸収の方向性²⁾

(試 材: HT 80
試験片: $4 \times 20 \times 40 \text{ mm}$)

第4図 HT 80 鋼板における水素の拡散速度の異方性⁸⁾

などの分布に方向性がないと考えられるのにもかかわらず、水素吸収には方向性があったことは非金属介在物の分布が水素吸収に大きな影響を与えていることを示すものである。

このように非金属介在物が水素吸収に影響を与えるのは、上述の観察結果から明らかなように、非金属介在物周辺には欠陥が存在し、その部分に水素が集積しやすいためである。

鋼中の非金属介在物周辺が一種の“たまり”である以上、水素の拡散速度は“たまり”の分布状態によって異なることは明かである。第4図は前述の第3図と同じ鋼板について各方向の水素の拡散速度を調べた結果である⁸⁾。この図から明らかなように、拡散速度はX方向（圧延方向）がもっとも速く、Y方向（圧延方向と直角）、Z方向（厚さ方向）の順に遅くなる傾向にある。すなわち、“たまり”の存在は拡散速度を遅くするといえる。

(2) 水素割れの発生との関係について

鋼材内部に侵入した水素は欠陥の内面で分子化して集積し高圧を形成する。欠陥内部の圧力については、さまざまな値が示され⁹⁻¹³⁾、一定してないが、欠陥を拡大したり、鋼材全体の破壊応力を低下させるのにじゅう分な圧力を形成することは確かである。この高圧によって鋼材内部に水素割れを生ずることがしばしばある。したがって、鋼材内部の水素割れの発生位置を観察することにより、水素の欠陥部への集積を推定することができる。

筆者らが観察した水素割れやブリスター（ふくれ）は、写真-4にみられるように非金属介在物から発達した形のものが多い。このことは上述の観察結果とよく関係づけられる。

非金属介在物が水素系欠陥発生の原因となることは、以上に述べた筆者らの観察のほかに、白点の観察¹⁴⁾や水素割れの観察¹⁵⁾においても認められており、また溶接部の水素割れにも非金属介在物の存在を認めた報告がある¹⁶⁾。さらに最近の報告で^{17,18)}、水素脆化は非金属介在物と密接な関係があると述べているものもある。

(3) 水素脆化機構追求への期待

従来研究者達は鋼の水素脆化現象の

i) 低温や高温では脆化は起こらない。つまり脆化を起こす温度範囲がある。

ii) 水素脆化は歪速度とも密接な関係がある。

という大きな特徴を基礎に、水素脆化理論を提示している。脆化理論は Zapffe の面圧説¹⁹⁾、Petch らの吸着説²⁰⁾をはじめ、Bastien ら²¹⁾、Kazinczy²²⁾、Troiano ら²³⁾の諸説が歴史的に有名である。またこのほかに Frank²⁴⁾、Vaughan ら²⁵⁾、Toh と Baldwin²⁶⁾らの説なども広く知られている。

これらの諸説では、いずれも格子中に含まれる欠陥、すなわち void, lattice rift, Griffith crack, piled-up dislocationなどを仮定し、変形過程の欠陥部とその周辺の水素の挙動を、脆化試験の結果と照合して検討を加え、水素脆化の理論を提唱している。しかしながら、これらの諸説には必ずいくつかの矛盾を含んでおり、水素脆化の現象全般にわたって説明され得るものはない。このことは脆化の理論の根本であ格子中の欠陥とは仮定されたものであり、また欠陥部とその周辺の水素の挙動についても考察の範囲を脱していないからである。したがって脆化を起こさせる欠陥とは何を指すのか、またその欠陥部周辺における水素の挙動はどうか、などを知ることが肝要である。

筆者らもこの点に焦点をしばって今後研究を進める計画である。筆者らのこれまでの実験結果からでは水素脆化機構を追求するまでには到らないが、水素添加した材料の延性の低下は介在物周辺の劈開破壊によること^{17,18)}、水素は介在物周辺に集積しやすく、水素割れも介在物から発生したものが多いという筆者らの観察事実^{1,2)}、などから非金属介在物は鋼材の水素脆性と密接な関係があるものと考えている。また水素脆性は通常 150°C 以下の温度において現われる。このことは、この温度範囲で水素が欠陥部に偏析し、欠陥部からの水素の拡散を著しく困難にすることを意味するものであり、この場合の欠陥とはこれまでの観察事実から当然非金属介在物を指すものである。この点からみても、非金属介在物周辺の水素の偏析は水素脆性ときわめて深い関係があるといえる。さらに非金属介在物の存在しない高純度の材料では、常温において水素の吸収が非常に少なく¹⁸⁾、水素が侵入した場合でもその後の放置によってほとんど完全に放出され、水素の偏析、残留は起こらないこと²⁷⁾などから高純度の材料では脆化が起こり難いことを示すものである。これは筆者らの見解をよく裏付けしている。

6. む す び

鋼材表面から放出される水素を観察し、その結果に基づいて水素は鋼材内の非金属介在物周辺に集積しやすいことを明らかにした。この観察事実は水素に関係のある諸問題、たとえば常温における水素拡散速度の異常なバラツキの問題、水素系欠陥の発生の問題、さらに脆化現象の説明の問題などに役立つものと予想される。現在はこれらの問題と関係して、非金属介在物周辺の欠陥の大きさの決定や変形過程での欠陥部周辺の水素の拡散などについて検討を行なっているが、この点についての報告は別の機会に譲りたい。

文 献

- 1) 下田、石塚、大西、千葉、沢田：昭和41年4月、日本金属学会春期大会にて発表(投稿中)。—日本金属学会誌、第31巻(1967)1号—
- 2) 石塚、大西：昭和40年4月、日本金属学会春期大会にて発表(投稿中)。—日本金属学会誌、第30巻(1966)12号—
- 3) 矢島：鉄と鋼、22巻(1937)、40
- 4) 小林：鉄と鋼、29巻(1943)、649
- 5) J.D. Hobson and C. Sykes : J. Iron & Steel Inst. Vol. 170 (1952), 118
- 6) G. Derge and E.E. Duncan : Trans. AIMME, Vol. 188 (1950), 884
- 7) 下田、石塚、大西、千葉、沢田：昭和41年4月、日本金属学会春期大会にて発表。文献(1)の続報。
- 8) 下田、石塚、大西、沢田：昭和41年4月、日本金属学会春期大会

にて発表。

- 9) 本多、広根：金属の研究、(1963)、121.
- 10) J. H. Keeler and H.M. Davis : Trans. AIME Jan. (1953), 44
- 11) F.K. Nauman und W. Carius : Archiv für Eisenhütt, Jahr 30 (1959), 283
- 12) L.S. Darken and R.P. Smith : Corrosion, Vol. 5 (1949), 1
- 13) G. Lange und W. Hofmann : Archiv für Eisenhütt, Jahr 37 (1966), 391
- 14) M. Lefevre : W.J. Vol. 26 Jan. (1947), 57 S
- 15) K. Kornfeld : J. Iron & Steel Inst. Vol. 194 (1960), 474
- 16) T. Boniszewski and E.D. Brown : British W.J. Vol. 13 (1966), 18
- 17) K. Farrell and A.G. Quarrell : J. Iron & Steel Inst. Vol. 202 (1964), 1002
- 18) K. Farrell : ibid, Vol. 203 (1965), 457
- 19) C.A. Zapffe : ASM Vol. 39 (1947), 191
- 20) N.J. Petch and P. Stable : Nature, Vol. 169 (2952), 842
- 21) P.G. Bastien : Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, Met. Soc. Conf. No. 4 (1959), 311
- 22) F. de Kazinczy : J. Iron & Steel Inst. Vol. 177 (1954), 85
- 23) J.G. Morlet, H.H. Johnson, and A.R. Troiano : ibid Vol. 186 (1958), 37
- 24) R.C. Frank : Internal Stress and Fatigue in Metals, Elsevier Publishing Co. (1958), 411
- 25) H.G. Vauhhann and M.E. de Morton : British. W.J. Vol. 4 (1957), 486
- 26) T. Toh and W.M. Baldwin : Stress Corrosion Cracking and Embrittlement Published by John Wiley (1956), 163
- 27) 岩瀬：日本金属学会誌、Vol. 4 (1940), No. 4

材 料 破 壊 国 際 学 会 (ICF) に つ い て

昨秋仙台市にて開催、好評を拍した材料破壊国際会議の Proceedings of the First International Conference on Fracture がこのたび刊行になった。全3巻、論文127篇、約2200頁、¥9,000 広く一般に頒布されているが限定版にて外国からの注文も殺到し残部僅少なので国内からの購入申込みは早目をお願いします。

なおこの際材料の強度および破壊に関する常置の国際学会 International Congress on Fracture (ICF) が設立され、会長には東北大学、横堀武夫教授が選任された。そして仙台への会議が第1回と命名され、第2回会議はロンドンにおいて1969年に開催される事に決定した。

第1回 プロシーディング申込：

昭和42年2月28日まで

仙台市荒巻字青葉

東北大学工学部 材料強度研究施設内

日本材料強度学会宛