鋼の水素吸収、脆化および破壊(その3)*

A. E. Schuetz** & W. D. Robertson***

第4部 水素飽和Ni鋼のおくれ破壊

1. ま え が き

第1~3部の研究によって H_2S 液中における鋼の破壊は、腐食過程によって生ずる水素の吸収に関係していることが明らかになった。この最後の章では10% Ni フェライト鋼およびマルテンサイト鋼について一定応力の下において、各種の水素濃度で飽和された状態のおくれ破壊について述べる。

(1) クリープ限内、抗張力限度内で任意の応力を与えるため破壊試験は静荷重の状態で行なう必要がある。

(2) 水素が飽和するのに必要な時間が破壊までの所要時間の大部分を占めるので試験はあらかじめ水素を飽和した濃度勾配のない試験片で行なわなければならない。浸漬を始めてから計測した時間は、普通寸法の試験片では飽和が進行している間の時間が長いので正しい破壊時間と考えてはいけない。

(3) 水素は非常に高い有効圧力で供給され飽和濃度はこの圧力で決定されるので、破壊試験は水素供給状態で行なう必要がある。空中で試験を行なえば水素の濃度勾配ができるので試験状態を良く定義することができない。

(4) 飽和限度は電流密度と化学状態で定まるから、水素濃度と破壊の関係を評価することができる。水素が第三の成分である三元合金中の水素濃度と破壊の関係も良く研究できる。

(5) あらかじめ飽和した試験片の破壊応力はかなり明瞭な意義を持っている。これらの状態では塑性歪は小さく破壊時の応力は真の破壊応力に関係がある。

これらの諸条件に従って10% Ni フェライト鋼および10% Ni マルテンサイト鋼について水素の静的破壊に及ぼす影響を調査する試験を考案実施した。

2. 材料と実験方法

直径 0.04 in の 10.3% Ni, 0.08% C, 0.07% Mn, 0.11% Si, 0.01% S, 0.004% P の Ni 鋼線が INCO 社から供給された。清浄アルゴンを満したたて型管炉中で 1,000°C で熱処理を行なった。線は真直に伸した後炉中のハンガーに吊した。フェライト組織を得るときは 12~

16 hr 炉中で徐冷し、マルテンサイトにするには室温の水中に急冷した。熱処理した線は軸方向の荷重をかけるため短い鎖に取付けた掴みで挟み第36図に示した水素暴露装置中に保持した。

試験用線は H_2S 液の入口、出口および水素の出口を設けたガラス管の中を通る。ガラス管の上下端はゴム栓で閉鎖し試験片は上の栓ではグリースをつけた孔を、下の栓ではかた

第36図 おくれ破壊試験用
静荷重負荷装置

い孔を通る。敏感度の大きいマルテンサイトの H_2S 液中における予備試験の結果、1000°C で焼入れの際生じたわずかの彎曲のため、下部栓から出た付近で屈曲応力によって試験片が破壊するのを防止するために、線の末端を有機質の保護皮膜で保護する必要があることが判明した。ゆえにすべての試験片は掴みの間の長さを 9 in, ガラス管中の長さ 6 in, 液に浸漬する長さを 3 in とした。荷重は 4:1 のテコの端に鉛の重りを載せてかけた。荷重の大きさは試験片の位置に取付けたバネ秤で計測した。陰極通電のため試験片と平行に2本の白金線電極を装備した。電解液は4%硫酸でPをふくむ数滴の CS_2 を毒物として添加した場合としない場合とある。広範な予備試験によって決定した一般的試験方法は次の通りである。試験線は電流密度 2, 10, 100 mA/in² で 24 hr 荷重をかけない状態で水素を飽和させる。次いで重りの支えを取って荷重をかける。この時から時間の計測を始め破壊が起れば自動的にとまる電氣的計時器で計測する。

3. 実験結果

第37図には10% Ni フェライト鋼の試験成績を示す。第38図は10% Ni マルテンサイト鋼の成績である。破壊はフェライト組織では明らかに時間、応力、水素濃度の関数である。2, 10 mA/in² の場合の水素濃度では、それ以下では破壊の生じない耐久応力が明らかにあるようである。

しかしある限定された時間で得た成績であることに留意を要する。100 mA/in² では成績はバラツキが多く耐久応力は余り明瞭でないが、破壊応力と水素濃度との関係を上に定義した耐久応力の形で求めるのは有益である。

* 訳者：福谷英二 中川防蝕工業(株)

** Bridgeport Brass Co.

*** Hammond Metallurgical Laboratory, Yale Univ.
(原文) Hydrogen Absorption, Embrittlement and Fracture of Steel. *Corrosion*, Vol. 13, No. 7, 437t~458t (1957) July

このためフェライト中の水素濃度はマルテンサイト中の水素濃度と電流密度の関係すなわち $[H]=a+b\log I$ で求められるものと仮定する。電流密度 2 mA/in^2

第 37 図 10% Ni フェライト鋼の破壊応力と時間の関係

第 38 図 10% Ni マルテンサイト鋼の破壊応力と時間の関係

第 39 図 10% Ni フェライト鋼の水素濃度と耐久応力の関係

えるのが合理的である。見かけの耐久応力が比較的低いことは困ったことである。真の破壊応力に比較すればフェライトの荷重に耐える能力は水素吸収によって 75~80% 減じ、マルテンサイトの耐荷重力はほとんど完全に破壊されてしまう。10% Ni マルテンサイト鋼の破壊応力-時間曲線の概形は第 38 図に示すようにフェライトの場合と同じである。ただし応力値はフェライトの場

合より小さい。この組織では変態のための内部応力が残存しているのでフェライトの場合のように負荷応力と破壊応力とは直接関連していない。マルテンサイトの残留応力は負荷応力に加算される。CS₂ を添加した硫酸液中における 2 mA/in^2 の陰極通電でマルテンサイトとフェライトの水素含有量が同じであることから推定すればマルテンサイトの内部応力は約 60,000 psi に相当する。マルテンサイトとフェライトのデータは、以前には見出されていない別の現象を示しているが、これは以前は実験結果にバラツキが多いので見落されていたものであろう。第 37 図で点線で示したのは、実線で示した長い破壊時間のもと同じ応力で非常に短い時間内に破壊した成績である。これらは同じ材料同じ熱処理をした 3 試験片の試験から得たもので、その中の一つはほとんど瞬間的に破壊することが多い。これらは判然と 2 群に分れていて中間部分がないのは注目を要する点である。この分布はこのような現象の起るのは材料の性質によるもので、実験の因子によるものでないことを強く示唆している。ある試験片は際どい大さの欠陥を持っていたこれは瞬間的に破壊するのであろうが、顕微鏡検査しても確認し得るような組織の欠陥はなかった。

求めた水素濃度と耐久応力の関係は第 39 図に示すように直線関係である。あらかじめ飽和した線の破壊は計測し得ない程度の断面減少で起る。耐久応力の実験値は真の破壊応力すなわちフェライト鋼の場合約 275,000 psi と関係がある。第 39 図の直線を水素濃度 0 まで外挿すれば見かけの耐久応力は 150,000 psi となる。しかしこの関係は水素濃度が 0 に近い付近では直線関係でなく上方に彎曲してもっと高い応力で横軸に近づくと考

えよう。この組織では変態のための内部応力が残存しているのでフェライトの場合のように負荷応力と破壊応力とは直接関連していない。マルテンサイトの残留応力は負荷応力に加算される。CS₂ を添加した硫酸液中における 2 mA/in^2 の陰極通電でマルテンサイトとフェライトの水素含有量が同じであることから推定すればマルテンサイトの内部応力は約 60,000 psi に相当する。マルテンサイトとフェライトのデータは、以前には見出されていない別の現象を示しているが、これは以前は実験結果にバラツキが多いので見落されていたものであろう。第 37 図で点線で示したのは、実線で示した長い破壊時間のもと同じ応力で非常に短い時間内に破壊した成績である。これらは同じ材料同じ熱処理をした 3 試験片の試験から得たもので、その中の一つはほとんど瞬間的に破壊することが多い。これらは判然と 2 群に分れていて中間部分がないのは注目を要する点である。この分布はこのような現象の起るのは材料の性質によるもので、実験の因子によるものでないことを強く示唆している。ある試験片は際どい大さの欠陥を持っていたこれは瞬間的に破壊するのであろうが、顕微鏡検査しても確認し得るような組織の欠陥はなかった。

3. おくれ破壊検討の概要

水素飽和のマルテンサイトの試験結果は、明らかに破壊は応力、時間および水素濃度の関数であることを示している。ある下限の応力よりわずかも高い応力では、“強度”の概念は時間によって変化するので余り明瞭でない。また一定歪率と変化する応力とによる引張り試験で得られた靱性の基準によって測られたありきたりの靱性の定義は、各応力ごとの累計時間に関連して再解釈を行なう必要がある。組織について考えて見れば完全に焼鈍したフェライトでも十分な応力が維持されるか、あるいは水素濃度が十分に高ければ破壊を生ずる。定変形試験の結果は、この種フェライト組織は破壊を生じないという全く誤った結論を導くであろう。マルテンサイトの破壊と時間との関連性は同じ組成のフェライトの場合に類似している。破壊はフェライトより低い応力で起るが、これはマルテンサイト組織に伴う残留応力の状態から予期されることである。現在の実験結果から見れば破壊過程は鉄-水素系の性質であって、特定の組織あるいは残留オーステナイトの変態に主因はないようである。明らかにマルテンサイトの存在は低い見かけの応力で破壊を生ずるが、組織そのものは破壊の必要条件ではない。完全なオーステナイト組織は研究されなかったが、オーステナイト鋼の見かけの免疫性には疑問がある。第一に第 2 部で示された常温における水素吸収量は比較的小さい。第二に常温における透過度は小さく無視し得る程度である。これは 10^{-10} 程度の大変小さい拡散係数のため

である。ゆえに常温において破壊を生じないのは、低い水素濃度と、普通の変形試験で負荷される応力が比較的低いためであろう。しかし熱処理や組成に関係のない貫粒破壊が 42% 沸騰塩化マグネシウム液 (154°C) および高温の他の媒液中でオーステナイト・ステンレス鋼に起った (Edeleanu³⁵⁾ の例参照)。著者らは温度上昇のためフェライトやマルテンサイトに見られたのと同様に腐食作用によって表面水素濃度が破壊の起るのに十分に高くなったものと考えている。拡散係数の同じように低い Ni が高温状態で破壊するのも同じ理由であろう。確かにこれらの可能性については研究を必要とする。応力腐食亀裂機構による破壊の原因としての腐食反応の意義については、現在の実験結果では腐食亀裂は破壊機構の必要な要素ではないように見える。ある大さの応力に対し破壊時間は陰極電流密度が増すにつれて減少する。このことは陰極防食²⁹⁾によって応力腐食亀裂を抑止するはずの腐食過程から予想される結果とは全く逆である。試験に適用した範囲の電流密度では腐食は完全に抑止されなかったと論じられるかも知れないが、電流密度による変化の方向は腐食過程と一致しない。その上現在の実験では腐食亀裂の組織的証拠は見出し得なかった。

水素を飽和した鉄の破壊機構の詳細について種々の提案がされている。最近の総説²⁹⁻³¹⁾は各種の提案の批判的解析をしている。ガラスの破壊もこれに似て時間に依存することがしばしば強調されている。Frohberg, Barnett, Troiano³⁰⁾は彼らの行なった焼入焼戻した SAE 4340 鋼のおくれ破壊結果と, Gurney と Pearson³²⁾のデータとを比較している。しかし 4340 鋼の破壊応力と時間の対数との曲線は S 字形であるのに、ガラスのそれは単純な指数関数である。4340 鋼で見られた複雑な曲線は、破壊試験が不飽和の試験片で空中で行なわれ、試験状態が試験期間中一定でなかったためであろう。現実験では破壊応力と時間の対数との関係は全試験期間を通じて第 40 図に示すように直線で表わされる。Baker と Preston³³⁾によって 10^7 min にわたって得られた各

種のガラスについてのデータは、破壊応力の逆数 (“弱さ”) と時間の対数をとれば一層よく表わすことができることを示している。鋼に対する現試験は二つの表現を区別するに十分ほど正確でもなく試験期間も十分ではない。データを破壊応力の逆数 (実際には Taylor³⁴⁾ の示唆によるディメンションのない値 E/F) について図示すれば、湿った搔傷をつけたパイレックス、乾いたパイレックスと 10% Ni マルテンサイト鋼、フェライト鋼との対応は第 41 図に示すように顕著である。均一な弾性歪であると仮定すれば破壊時の歪はガラスも金属もほぼ等しく、フェライトとマルテンサイトに対してそれぞれ 0.2, 0.1% である。この歪は特別な環境のときには急に成長して亀裂の核となるに必要な局部的塑性変形の値と関係がある。同じ応力で瞬間的に破壊する試験片には亀裂が始めから存在しているのであろう。

第 41 図 ガラスと Ni 鋼のおくれ破壊の比較

ガラスと金属のおくれ破壊には関連した 2 問題がある。(1) 破壊核の位置および起源, (2) おくれ時間を定める律速過程の決定, である。ガラスのおくれ破壊の機構はまだ明らかになっていない上、金属とガラスの破壊のみかけの類似も同じ原因であるか否かもわかっていないので、これ以上類似点を深く追求することは早計であり誤解を生むおそれもある。特に環境の影響からみてガラスの破壊は表面で始まり、水素を含む金属の破壊は内部から始まることははっきりしている。現在の結果によるとある一定の応力に対し破壊は水素濃度の関数である。ゆえに破壊の位置は水素分布に関係があることが予想される。残留水素を含んでいる鋼では破壊は内部から起る。表面から水素を供給した後空中で試験した鋼は部分的に水素を飽和していて、時間や条件によってきまる最大水素の点である表面から少し離れた点で亀裂が起り始めるであろう。最大の水素濃度の位置は時間と条件に左右される。事実 Toh と Baldwin³⁵⁾, Frohberg, Barnett と Troiano³⁰⁾は水素が外表面だけに集中している

第 40 図 Ni 鋼のおくれ破壊状況

試験片では破壊は表面から内部に伝わって行くことを示している。現試験のように飽和していて濃度勾配がない試験片では破壊は表面でも内部でも応力が集中した部分に発生するであろう。マルテンサイト組織の鋼線試験片では破壊は元のオーステナイトの粒界に発生し破壊亀裂は表面にも内部にも現われている。焼鈍したフェライト組織で水素濃度や応力分布が均一なときは亀裂は局部応力の集中した表面で起る可能性がある。ゆえに現試験の破壊はほとんど単一の破壊亀裂のみを示している。マルテンサイト組織中では破壊は明らかに元のオーステナイト結晶粒界に発生し伝わって行く。焼鈍したフェライト中では破壊核ははっきりわからない。Fisher³⁰⁾ の示唆したように破壊核は塑性変形中にラセン形転位とすべり面の交点で発生する可能性がある。そのような核は普通は不安定で生長するよりむしろ閉鎖する傾向が強い。しかし水素が満されている場合には、そのための圧力によって閉鎖が妨げられ、空隙は加えられた応力によって大きくなって行くであろう。鋼中における水素の平衡圧力は、それがどのように計算されようと (たとえば De Kazinczy⁴⁰⁾ および Darken と Smith¹⁸⁾ 参照) 非常に高い。

このような半顕微鏡的小空隙中で高圧を生ずるに必要な水素量は非常に小さい。一定応力での破壊時間を決定する律速過程の鑑定はまだなされていない。生長する亀裂の表面エネルギーはガスの吸着によって低下し、Orowan によれば脆い物質 (ガラス、雲母) の破壊のおくれ時間は吸着物質が亀裂の進行して行く尖端に到着する時間に左右されるとしている。Gurney³⁷⁾ は亀裂尖端における化学反応の時間は吸着よりも破壊時間に関係が深いと述べている。Taylor³⁹⁾ は破壊場所において時間と共に結合が再配列 (ガラス中で) されることを提唱している。Petch と Stables³⁸⁾ は水素が生長する亀裂の表面に吸着され亀裂伝搬に必要なエネルギーを低下させると提唱した。たぶん破壊の時間依存性は溶液からの水素拡散の時間依存性に基づくもので、拡散の駆動力は歪エネルギーの助けによるものとしている。しかし水素による金属格子の膨張の確証はないので、移動は他の原因に帰する必要があるかも知れない。

現在の試験のように金属が水素で飽和され、それが維持されるときは、破壊核中の水素は溶液中の水素および外表面の水素と平衡している。与えられた耐久応力では破壊に必要な一定の濃度があり、耐久応力以上の応力で破壊に要する時間もまた濃度に影響される。水素の最小濃度はある特定の負荷応力下で破壊核の閉鎖を妨げるに必要な圧力に関係がある。破壊核の拡張は圧力低下をきたすので平衡を保つため水素の拡散を必要とする。この模型では破壊に要する時間は一定の外応力下での時間に

依存する塑性変形 (流れ) と水素拡散とのいずれかより早い方と関係する。変形仮説を量的に評価するに必要な歪のデータはない。同様に拡散仮説を評価するに必要な一定水素濃度における破壊率の温度依存性もわかっていないし、これを求めることも困難である。しかし破壊時間は応力の指数関数であり、低温におけるクリープ速さもまた応力^{42~43)} の指数関数である。これらのことから一定負荷応力および一定水素飽和の下での律速過程は水素拡散よりむしろ破壊核の変形による拡大と考えた方がよいようである。

概要および結論

硫化物亀裂に対しては幾多の機構が提案されていて、いずれも多少とも理論的あるいは実際の経験の根拠をもっている。防止方法は機構の正確な定義と種々の因子の重要度に依存するので、今回の実験は各種の提案された機構の評価と重要性の高い因子の研究に重点が置かれた。本研究の結果、硫化物環境における破壊の根本原因は水素の吸収に関係していることが決定的になったと思う。他の諸因子も補足的な影響を与えるかも知れないが、使用中の破壊を決定する主要な因子は内部応力、負荷応力の大きさおよび水素含有量である。

1. 組 織

応力水準および水素含有量が十分高い場合にはマルテンサイトでもフェライト組織でもいずれも破壊する。冷間加工はフェライトの破壊感度を増加する。オーステナイトでは破壊を生じなかったが、決定的な結論を出すには相当な拡散度で水素が拡散できる温度で一定の静荷重応力状態で試験を行なう必要がある。残留オーステナイトが破壊機構の必要部分である証拠はないが、もしそれがあるとすればその変態によって焼鈍されないマルテンサイトをいくぶんか生じ、炭素量に応じて多少破壊を生じ易くなることもあり得る。最近の実験結果⁴¹⁾ によれば破壊作用に顕著に影響を与えるには相当量のマルテンサイトの存在が必要であることを示唆している。H₂S からの水素吸収は組成が同一であれば組織には無関係である。飽和限度は2種の炭素鋼におけるフェライト-パーライト組織とマルテンサイト、10% Ni フェライト鋼と10% Ni マルテンサイト鋼、30% Ni オーステナイト鋼と30% Ni マルテンサイト鋼では同一の組成のものはそれぞれ同一である。陰極通電によって水素を供給する場合には、組織がちがっても水素飽和濃度が等しいという性質は、30% Ni のオーステナイト鋼とマルテンサイト鋼の場合を除いてすべてについて見られた。30% Ni マルテンサイト鋼はオーステナイトの約3倍の水素を吸収する。水素透過度は組織に左右される。それはオーステナイトと焼鈍したアームコフェライトにおいて最小で、10% Ni および30% Ni マルテンサイトならびに冷

間加工したアームコ鉄ではこれより高くそれぞれほぼ同様の大きさである。10% Ni フェライト鋼では非常に高い。

2. 合金組成

10% Ni 鋼中の微量成分である C, O, N 等は約 0.002 % までは破壊に検知し得るような影響を与えない。鉄に Ni を加えたときの最も顕著な影響は水素透過性の大幅な増加である。H₂S 浸漬の場合も陰極通電の場合もアームコフェライトが最大の吸収量を示した。Ni または C を添加すれば、30% Ni マルテンサイト鋼以外はすべて飽和水素濃度が減少する。H₂S 液中では水素吸収量は組成によって決まる腐食度に非常に支配される。しかし陰極通電の結果は C と Ni が水素吸収量に決定的影響を持っていることを示している。

3. 破壊の応力依存性

一定の応力および水素濃度の状態で行なった試験はフェライトあるいはマルテンサイトの破壊は応力、水素濃度および時間に関係することを決定的に示している。見かけの耐久応力以上の応力における破壊はガラスやその他の脆い材料の静的疲労と同様に時間に支配される。耐久応力は実験範囲内では水素濃度に反比例する。一定の応力および水素濃度下における破壊機構のモデルが提案された。このモデルでは破壊過程の動力学は応力と破壊核の拡張の時間依存性に関係を持っている。

4. 機械的性質

定変形試験でそれ以下では破壊を生じない限界応力あるいは硬度の意味は、定応力試験で得た耐久応力と明らかに関係がある。冷間加工は水素飽和濃度と内部応力を増加するから定変形試験では破壊が促進される。定変形試験の結果によって使用寿命を予知することは特に注意を要する。実際使用状態における負荷状況は局部過剰応力を生ずることがあり定変形試験では予期し得ない破壊を生ずることがあるからである。

5. 化学的環境

水溶液中の痕跡の硫黄イオンが Ni 鋼によって吸収される水素の飽和限度を 15 倍も増加させることがわかった。この水素量は比較的低い応力でも破壊を瞬間的に生じさせるに十分なほどであるから、H₂S 液中における局部的破壊の原因が硫黄イオンの水素吸収を増進させる特性に関係があることはほとんど確実である。同様に環境中の水素イオン濃度を増加すれば鋼によって吸収される水素を増加し破壊を促進する。水素が吸収される環境中で行なった試験結果はこのような環境以外で行なった同様の試験結果とは相当に異なる。

動 告

鋼の破壊が水素、応力、時間に関係していることがわかったので、水素吸収が予想され、また高応力が作用す

る状態で使用される場合に、破壊を確実に防止し得る直ちに適用可能な明瞭な救済手段は見出し得ない。応力を耐久応力限度から著しく下げることは実用的でないから残る可能性は鋼中の水素濃度を低下することである。現在直ちに使用を要し入手可能な材料の破壊敏感度の実験的評価に関しては、環境中において静的荷重試験を行わなければならない安全な使用限度を決定できないことがこの実験結果から断定できる。

文 献

- 1) A. Splittgerber: *Vom Wasser*, 17, 140~5 (1949)
- 2) J.E. Truman: *Metallurgia*, 43, 8~10 (1951)
- 3) W.P. Rees: *J. Institute Metals* 333 (1948)
- 4) P. Bastien et al: *Compt. rend.*, 235, 1031 (1952)
- 5) Symposium on Sulfide Stress Corrosion: *Corrosion*, 8, 326~360 (1952)
- 6) H.H. Uhlig: *Am. Soc. for Metals*, p. 189. (1954)
- 7) F.A. Owen & Y.H. Liu: *J. Iron & Steel Institute.*, 163, 132 (1949)
- 8) L. Kaufman & M. Cohen: *Trans. AIME*, 206, 1393 (1956); *J. Metals*, 1393 (1956) Oct.
- 9) F. Koerber & H. Ploum: *Mitteilungen Kaiser-Wilhelm Institute für Eisenforschung*, 14, 229 (1932)
- 10) J.B. Seabrook et al: *Trans. AIME*, 188, 1317 (1950)
- 11) A. Cracknell & N.J. Petch: *Acta Met.*, 3, 200 (1955)
- 12) A.H. Cottrell: Oxford (1953)
- 13) H.C. Rogers: *Acta Met.*, 2, 167 (1954)
- 14) W.R. Heller: *Hydrogen in Iron and Its Alloys. Stress Corrosion Cracking and Embrittlement*. John Wiley & Sons. (1956)
- 15) A.N. Holden: *Trans AIME*, 190, 182 (1952)
- 16) H.C. Rogers: *Acta Met.*, 4, 114 (1956)
- 17) R.W. Buzzard et al: *NBS Circular* 511 (1951)
- 18) L.S. Darken & R.P. Smith: *Corrosion*, 5, 1 (1949)
- 19) W. Geller et al: *Archiv Eisenhüttenw.*, 21, 423 (1950)
- 20) J. Duflo: *Rev. Met.*, 49, 35 (1952)
- 21) L.S. Darken & R.W. Gurry: *Physical Chemistry of Metals*, p. 445, McGraw-Hill, New York, 1953
- 22) P. Bastien: *Compt. rend.*, 212, 788 (1941)
- 23) F. Eisenkolb et al: *Arch. Eisenhüttenw.*, 25, 187 (1954)
- 24) J.M. Barrer: Cambridge (1941)
- 25) M.L. Hill & E.W. Johnson: *Acta Met.*, 3, 566 (1955)
- 26) M.L. Hill & E.W. Johnson: *AIME*, Feb. (1956)
- 27) S.S. Nosyreva: *Stal*, 8, 542 (1948)
- 28) R.N. Parkins: *Stress Corrosion Cracking and Embrittlement*. Chapter 10, John Wiley, New York (1956)
- 29) N.J. Petch: *Fracture of Metals. Progress in Metal Physics*, Vol. 5, Inters New York (1954)
- 30) R.P. Frohmberg et al: *Trans. Am. Soc. Metals*, 47, 892 (1955)
- 31) W.R. Heller: Chapter 12 and T. Toh. W.M. Baldwin, Chapter 13, *Stress Corrosion Cracking and Embrittlement*. John Wiley & Sons, Inc., (1956)
- 32) C. Gurney et al: *Proc. Physical Soc.*, 62, 469 (1949)
- 33) T.C. Baker et al: *J. Appl. Phys.*, 17, 170 (1946)
- 34) N.W. Taylor: *J. Appl. Phys.*, 18, 943 (1947)
- 35) C. Edeleanu: *The Phenomena of Stress Corrosion Cracking and Embrittlement*. John Wiley (1956)
- 36) E. Orowan: *Nature*, 154, 341 (1944)
- 37) C. Gurney: *Proc. Phys. Soc.*, 50, 169 (1947)
- 38) N.J. Petch & P. Stables: *Nature*, 169, 842 (1952)
- 39) J.C. Fisher: *Acta Met.*, 3, 110 (1955)
- 40) F. de Kazinczy: *Jernkontorets Ann*, 139, 466 (1955)
- 41) M.F. Baldy & R.C. Bowden: *Corrosion*, 11, 19 (1955)
- 42) W. Rauzman: *Trans. AIME*, 143, 57 (1941)
- 43) J.E. Dorn: *J. Mech. Phys. Solids*, 3, 85 (1954)