

る。破壊延性 (ε_f) は第二相粒子の体積比 (V_f) によってのみ決まるものではない。球状炭化物粒径 (d_p) が大きくなるほど、すなわち粒間距離 (L) が大きくなるほど、ポイドが発生するまでの歪量 (ε_I) は大きくなる。ことが実験結果から明らかである。ポイド発生までの過程 (第 1 段階) では、マトリックスの転位密度が臨界値 (ρ_c) に達したときポイドが発生すると伝定すると、 $\varepsilon_I = (\alpha \cdot \varepsilon_0 \cdot b \rho_c L)^{1/2}$ となる。ここで α は定数、 ε_0 は転位の tangling などがおこりはじめる歪量、 b はパーガース・ベクトルである。また、ポイドが成長し最終破断にいたるまでの過程 (第 2 段階) では、この間の歪量 ε_{II} は $\varepsilon_{II} = (C^* - d_p)/G$ であらわされる。ここで C^* は最終破断直前のポイドの大きさ、 G は歪の増大に伴うポイドの成長率である。このようなモデルによつて、種々な組織の場合の実験結果を定性的に説明することができる。

これに対して南雲道彦氏 (新日鉄基礎研) から、1) ポイド発生条件式の導出において、転位密度がすべり距離と転位密度に比例して増加するという仮定をおいているが、すべり距離が炭化物の間隔に比例するというのは自明ではない。 d_p の効果についてはポイド発生にマトリックス中の限界転位密度を仮定するよりも、炭化物の微細分散化によつてすべり帯が炭化物に衝突してひずみ集中をおこす機会が増加するためと考えた方がよいのではなからうか。2) 第 2 段階でポイドが引張方向と直角に成長するためには多軸応力の存在が必要である。または破断条件としては応力状態と歪量との両者が含まれるべきであつて、報告者のモデルはそれを裏付ける根拠があるであらうか、などの意見が述べられた。

次に、「炭素鋼のオーステナイト領域における変形機構と延性との関係」と題して、酒井拓氏 (電通大) の報告がおこなわれた。試験片を高温引張変形後水素ガスによつて瞬間急冷できる装置を用いてオーステナイト領域における変形機構と延性の関係をしらべた。応力-歪曲線に応力振動がみられるが、その初期極大応力が熱的活性化による単一の速度過程にしたがつて変化すると仮定して求めた活性化エネルギーは、Fe 原子の自己拡散エネルギーとほぼ等しい値を示した。一方、試験片の全伸びは、低ひずみ速度領域ではひずみ速度の増加とともに増加したが、高ひずみ速度域では逆の傾向を示した。高温変形では、主クラック近傍における動的再結晶による細粒化とそれによるクラックの弧立化、または新しく形成された結晶粒界に沿うクラックの伝播などがみられ、これらは材料の全伸びを増加させる原因になりうる。

この報告に対して両角不二雄氏 (鋼管技研) から、1) 高温ねじり試験においても同様な傾向がみられること。2) 初期極大応力は動的再結晶と密接な関係があつて、その位置は温度一定の場合には加工度に依存し、この加工度とオーステナイト再結晶の活性化エネルギーとの間には直線的な関係があること、などが述べられた。しかし、この活性化エネルギーの扱いについて酒井氏は容認せず、議論は後日にもちこされた。

最後の講演は木原諄二氏 (東大工) による「パーライトの変形能」である。ピアノ線の伸線性と強い関係にあるパーライトあるいはベイナイトの伸線性を、伸線に成功した最後のパスで得られた線径 (D_{min}) と最初の線

径 D_0 から限界伸線加工度 $2 \ln (D_0/D_{min})$ を定義して調べると、引張試験における絞り及び降伏比は、素材の場合もまたある程度伸線した場合でも、限界伸線加工度を予知する指標とはならないことがわかつた。組織との関係でみると、高い限界伸線加工度を与えるための臨界層間隔というものがあるように思われる。結論的にいえば、材料に固有な変形能というものは存在せず、加工時に応力をどのように control して全体の歪をますかということが問題であると思われる。

この報告に対して南雲道彦氏から、パーライトを若干のコロニーの集りからなるドメンの集合体と考えた場合、ドメンが小さいほど伸びが大きいう結果が出ており、ドメンの概念を用いると説明が容易になるかもしれない。と言う意見が出された。また須藤一氏 (東北大工) から、伸線の場合には絞りは指標にならないかもしれないが、変形能のめやすとしての絞りを否定できるほど絞り自体についての研究がおこなわれていないのではないか、などの疑問が提出された。

この討論会全体を通じて言えることの一つは、「変形能について材料屋さんがこんな風に考えているとは知らなかつた」と言う吉田清太氏の発言にみられるように、材料学専攻と加工学専攻、微視的アプローチと巨視的アプローチ、あるいは学校と生産部門との間にある。問題についての理解の差異がある程度あきらかになつたことである。変形能と言うすぐれて工学的な概念について、異つた立場の人々のコンセンサスを求める試みとしてはまずまず成功であつたように思われる。席上、国際的な研究の動向として、近く冷間鍛造分科会で survey をまとめることになつていること、及び formability test について情報を集めていること (いずれも主査は工藤英明氏) について戸沢氏から紹介があつたことも付記したい。企画のミスで十分な討論時間を確保できず、多分に欲求不満を感じて帰られた方も多いと思われる。この点深くお詫したい。なお、今後のことになるが、討論に参加して戴いた方々はいずれも、変形能についてある程度独自の体系的な考えをおもちのようで、次の機会にでも御高説を充分に展開して戴きたいと思う。最後に、講演討論の内容を勝手にまとめさせて戴きましたが、筆者の聞き違いや誤解など何卒御容謝下さい。

II. オーステナイト系ステンレス鋼の 応力腐食割れの機構

九州大学工学部鉄鋼冶金学科 工博

座長 大谷 南海男

昭和 49 年 11 月 5 日本会第 88 回講演大会において、標記の討論会が開かれた。これは最近特に注目されている鉄鋼の環境ぜい化の中心課題として計画されたものであるが、参加者数は 160 名を越す盛況であつた。

本討論会では応力腐食割れ (SCC) の対象をオーステナイト系ステンレス鋼に絞り、主として割れの機構に関する討論を目的として、大谷南海男座長 (九大) の司会で、つぎの講演が行なわれた。

(1) ステンレス鋼の応力腐食割れと機構因子

一組成、構造などとの関係について—

東北大金研 下 平 三 郎

(2) ステンレス鋼の塑性変形とアノード活性

北大工 ○柴 田 俊 夫

小 林 実

竹 山 太 郎

(3) $MgCl_2$ 試験液の諸性質とその腐食性

近畿大 木 島 茂

(4) オーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れにおよぼす環境因子の影響

住金中研 小 若 正 倫

○工 藤 赴 夫

(5) ポリチオン酸応力腐食割れの機構

鋼管技研 松 島 巖

すなわち講演 (1), (2) は SCC に対する金属側因子, (3), (4) は環境側因子をテーマとしており, (5) はやや特殊な事例として取りあげられた。

まず講演 (1) の下平講師は SCC を主として応力の大小によつて, 活性経路腐食 (APC) と水素ぜい化 (HE) とに分類した。APC の発生原因として析出, 偏析, 変態, 粗大すべり, 粒界での応力集中, 表面皮膜の回復速度の大小, トンネル孔食などをあげた。さらに, すべり過程と表面皮膜に対する合金元素の効果を論じた。すなわち転位分布を planar にする元素や, repassivator は SCC を起こしやすくし, depassivator は起こしにくくするとした。その他, 粒界析出, 金属組織, 粒度と Stroh-Petch の式の関係に触れ, 最後に SCC の防止のための研究方針を示唆した。

これに対して木島茂氏は (1) APC と HE を応力の大小よりも, 材料の「ぜい延性」の立場から分類することを主張し, (2) 析出, 偏析は粒界よりも粒内が優先されることや, 溶質原子の欠陥への偏析の重要性を指摘した。また (3) 表面皮膜の破壊個所と残存個所の相違, (4) 割れの進行とトンネル食孔の大きさの関係, (5) 破壊時間 t_f と応力 σ に関する実験式 $\ln t_f = a - b\sigma$ で, $kb = V^*$ (V^* : 活性化体積) となり, b 値は $\sigma_{0.1} \sim \sigma_{0.01}$ 付近で変化する理由, (6) 割れと表面エネルギー (γ) 低下の問題などについて質問した。

これに対して下平講師から, (3) に関しては, SCC はすべり速度, 溶解速度と皮膜の回復速度とのかね合いで決まること, 皮膜の残存と破壊は変形速度と皮膜回復速度の大小関係による旨の意見が述べられた。(4) は試験条件により, (5) については, 変形程度によつて SCC の機構も変化しうること, (6) に関しては, 吸着に伴う γ 値の低下を具体的に検証する必要があることを指摘した。

続いて遅沢浩一郎氏 (日冶金) から γ/α 二相合金の耐 SCC 性の原因として, α 相内に存在する圧縮応力をあげたが, 下平講師はこれに同意した。

講演 (2) の柴田講師は SCC の基礎的過程である塑性変形とアノード活性の関係を, ひずみ電極法を用いて解析した。すなわち 304 ステンレス鋼の $25^\circ C$, $1NH_2SO_4$ 水溶液中では, $\log i = k \log \dot{\epsilon} + c$ である。 $\dot{\epsilon}$: ひずみ速度, $10^{-3}/sec < \dot{\epsilon} < 10^4/sec$ 。この i に対する Ni, Mo の効果, 表面構造との関係などを論じて, アノード活性は

ϵ , $\dot{\epsilon}$ に依存し, 鋼種によつても異なるが, ステンレス鋼では, ϵ の増大とともに活性が低下することを示した。

これに対して村田朋美氏 (新日鉄) は i の式に時間依存性のない点や, Ni, Mo の i に対する影響を論ずるためには, 結晶系の相違などを考慮すべきことを指摘した。

さらに春山志郎氏 (東工大) はつぎの諸点を質した:

(1) di の $\dot{\epsilon}$ 依存性について, 特に変形速度が遅い場合, $(di/d\epsilon)_{\dot{\epsilon} \rightarrow 0}$ には $\dot{\epsilon}$ 依存性がなくなる可能性の有無, (2) di の $\dot{\epsilon}$ 依存性の具体的内容など。

これに対して, 柴田講師から (1) 活性の低下が形式的に指数関数形であれば $\dot{\epsilon}$ 依存性はないが, $i = i_0 t^{-m}$ 形ならば $(di/d\epsilon)_{\dot{\epsilon} \rightarrow 0}$ に m が入ってくることになる。しかし (2) については転位の増殖などが考えられるが, 十分明確ではない旨の発言があつた。

続いて下平三郎氏は, SCC が $\dot{\epsilon}$ の小さい場合に起こり, $\dot{\epsilon}$ の大きい急速変形では変形, 溶解機構が SCC の場合と異なる可能性があることを指摘した。これに対して柴田氏は $\dot{\epsilon}$ の大小にかかわらず, すべりによつて新表面を生ずる点と同じであることを強調した。

講演 (3) の木島講師は SCC 試験液としての $MgCl_2$ 性質について, 広汎な問題点を詳論した。すなわち, (1) 濃度と沸点, (2) 濃度—温度—比抵抗, (3) 濃度—温度—pH, (4) 初留成分—濃度, (5) Scheil 液中で Fe の腐食時に発生するガスの分析結果, (6) Scheil 液中における Fe, Ni, Cr, Mn およびその合金の腐食挙動など。線論として, Scheil 液は酸性で, 発生するガスはすべての金属について水素であることから, SCC に対する水素の影響を重視した。

これに対して牟田徹氏 (新日鉄八幡技研) は付図データの若干の食違いを指摘した後, 応力下での平均腐食速度 (JW) の小さな鋼種が耐 SCC 性の大きい実測例を示して, 木島氏の付図中で, 無応力下ではあるが, 20Cr-10Ni 鋼の JW は小さいにも拘らず SCC 感受性の大きい点を質問した。

これに対して, 木島氏は測定条件の相違をあげた。

また小若正倫氏は, 42% $MgCl_2$ ($143^\circ C$) と 45% $MgCl_2$ ($154^\circ C$) とのどちらを SCC 試験液とすべきかについて質問したが, 木島氏からは後者がよい旨の発言があつた。さらに, この種の試験液での SCC 感受性と実際環境における感受性との関係の不一致についての質問に対しては, 木島氏から実際環境に存在する複雑な未知因子のために, 一定試験法による結果と一致しないことは止むを得ないとの答弁があつた。

講演 (4) の工藤講師は沸騰 42% $MgCl_2$ 水溶液と実際に問題になる中性水溶液における SCC の挙動の相違点に注目した。このために $MgCl_2$ 濃度と溶存酸素の影響を検討した。すなわち溶存酸素は自然電位を高めて, 鋼の電位を SCC 発生電位領域へ移す作用があることを指摘した。また $MgCl_2$ 水溶液では $MgCl_2$ 濃度が低下して中性になるほど, SCC を起こすためには溶存酸素を必要とすることや, 食孔から割れを発生しやすいことを述べた。

この結論に対して石原只雄氏 (金材技研) は賛意を表

し、岡田秀弥氏（新日鉄基礎研）も酸素の役割については同意見であつた。さらに岡田氏から、 pH の影響をみるためには、 $MgCl_2$ 濃度一定で、 pH -電位-SCC(pitting) diagram の作成、検討や分極曲線、 E_{Corr} などの経時変化を測定してはどうかという提案があつた。

最後に講演(5)の松島講師から、つぎのような説明があつた。すなわちポリチオン酸中における SCC は鋭敏化したオーステナイト系ステンレス鋼に生じやすいが、これは H_2SO_4 - $CuSO_4$ 水溶液中における粒界腐食(IG)に類似しており、応力の影響がきわめて大きい SCC であると考えられる。さらに同講師は、カソード反応による割れ開口部外表面での S の材出、割れ進行時のひずみの経時変化などから、割れの機構を論じた。

これに対して工藤赴夫氏は、この SCC が IG に類似する点には同意したが、ポリチオン酸と H_2SO_4 - $CuSO_4$ 水溶液の作用の相違点について質した。これに答えて、松島講師は IG が起こるためには、ポリチオン酸中では応力が不可欠であるが、 H_2SO_4 - $CuSO_4$ 水溶液中では不必要であることから、前者では SCC 的性格が強いと述べた。

さらに山本勝美氏（日本揮発油）は硫化物割れを生じやすい二硫化炭素や重油脱硫装置などでも、同様に S の析出が認められることを指摘した。この事実から、同氏は硫化物割れとポリチオン酸 SCC との機構上の相違の有無について質したが、松島講師から本質的には同一機構と思われる旨の答弁があつた。

以上、複雑、多岐にわたる問題だけに、各講演に対する質疑応答は活発に続いたが、予定の時刻を過ぎたので、次の機会に期待して、ひとまず本討論会を終了した。

III. 鉄鋼の靱性と転位論 その基礎と応用

東京大学工学部金属工学科 工博

座長 橋 口 隆 吉

東京大学工学部金属工学科 工博

座長 荒 木 透

本討論会は鉄鋼材料の学術的基礎としての転位論に関する討論会シリーズの1つとして、その応用分野を加え鋼の延性、靱性の現象論的解釈とその応用に焦点を合わせて企画されたものである。今回は主として、引張り時の塑性挙動と延性をミクロ組織、硬化一強化機構との関連で論じた論説を中心として企画した。以下、つぎの3つのテーマについての各々の講演発表と討論を要約紹介する。

(討21) 「鉄鋼の照射脆化に関する転位現象論」は鉄の照射にもとづく延性、加工硬化指数の変化の解釈に関するもので東大工井形直弘氏によつて講演発表された。加工硬化指数 n 値の転位増殖機構と対応させた現象論的解釈を紹介、 n と均一伸び ϵ_u との関係を論じ、 $n > \epsilon_u$ となる場合は転位密度がある限界値 ρ_l を越えてミクロクラックを発生することによるとする考え方を示した。照射などにより粒内に obstacle が分布すると、 ρ_l を下げ、 ϵ_u を n と関係なく下げる結果となる。この議論を、

中性子照射あるいは時効析出により硬化した純鉄合金などについて得たデータによつて吟味し、 ϵ_u の低下は n の低下および臨界転位密度の低下によることを結論している。

これに対して、東北大金研諸住正太郎氏が質問に立ち、(1) n 値と ϵ_u が等しいという条件は荷重-伸び曲線の極大条件から学的に導かれるもので、 $n > \epsilon_u$ による場合を数式的にどう修正表現するか、(2) 金属組織的要因によりくびれの起る条件はどのようなものか、(3) 臨界転位密度の微視組織的意義は何か、例えば集積転位群の効果と対比解釈されるか、(4) 照射による脆化現象は微視組織的な障害物の増加により起こされ、臨界転位密度の減ずるのはむしろ結果ではないか、微視的クラック発生の機構はいかに考えるか、などの点をただした。これに対し答えて、(1) $n = \epsilon_u$ の関係式は体積一定を条件としている。もし微視的クラックを生じ、拡大したときは条件がくずれ $n > \epsilon_u$ となりうる。また、(2) 断面積とひずみ速度の関係式でもくびれの発生が規定されるが、組織内部のクラックの発生により条件がくずれ、断面減少が加速されてくびれが早期に生じうる。(3) 今の臨界転位密度の概念は現象論としての試みであり、照射により転位の増殖が変化(増大)するとともに臨界位密度が減少し、早期のくびれ発生につながると考えた。集積転位の応力集中によるクラックの発生機構の考え方との対比解釈は今後検討したい。と述べた。つづいて、コメントとして、鉄-窒素合金の照射損傷について、東北大金研の茅野秀夫氏(吉永日出男、阿部勝憲両氏連名)よりつぎの発表があつた；150ppm の窒素(14ppm の炭素)を含む鉄窒素合金を $670^\circ C$ で 1 hr 熱処理後 2 年間室温時効した試料を JMTR で照射した。照射条件は $5 \times 10^{19} n/cm^2 (> 1 MeV)$ 、 $73^\circ C$ であつた。

この試料を室温から $600^\circ C$ の間で各 30 min づつ照射後焼なましした場合 $200^\circ C \sim 300^\circ C$ の加熱温度の場合、照射後焼なまし硬化 RAH(Radiation Anneal Hardening) がみとめられた。 $300^\circ C$ 30 min 加熱したものは電顕で Fe_4N 、 $Fe_{16}N_2$ がみとめられず、照射前析出物のあつた後に転位ループがみとめられた。これは更に同温度長時間加熱で成長した。これらループはほとんど空孔型であり格子間原子型もみとめられた。 $350^\circ C$ 加熱ではほとんどループは消滅し Fe_4N のあとのループは広範囲に散分しており、 $600^\circ C$ 加熱ではループはみとめられなかつた。析出物の場所での転位ループ形成が RAH に関連のあることが示唆される。これに対して井形氏より、窒素の多い場合についての新しい知見であるがこれまでの“複合点欠陥の形成”による照射硬化機構とは矛盾しないと考える。との応答があつた。

(討22) 「鋼の焼もどしによる acoustic emission 特性の変化」は川鉄技研佐野謙一氏により述べられた。AE(acoustic emission の略)の検出を鋼材料の塑性変形挙動や破壊の発生に関する研究へ応用しようという試みは、AE の発生特性が鋼の内部構造や塑性変形の様式にきわめて敏感であるため複雑さと解釈さと解釈の困難さがある。本発表は材質や熱処理履歴を明確にした鋼試片の引張試験のさいに観察される AE 発生特性を調べたもので、 $C=0.3\%$ の炭素鋼、同じ炭素量の $1\% V$ 鋼、