厚 鋼 板 の 品 質 と 製 鋼 要 因

船 越 督 己*

1. ま え が き

厚板に要求される特性は構造物の主要強度部材として使用条件にたえることである。すなわち構造物にとってもっとも危険である破壊に対してどのような抵抗をもっているかが重要な品質となる。破壊の種類としては基本的な延性破壊、脆性破壊(粒界破壊を含む)、疲労破壊の外に、最近話題となっているラメラテア、水素脆性割れ(水素誘起割れを含む)を取上げた。

品質と生産性の両特性が要求される近代製鋼技術は設備の改革もあって画期的な発展を遂げている。たとえば溶銑脱硫、真空脱ガス、特殊溶解法は非金属介在物およびガスの減少に対して明らかな成果をあげ、また分塊圧延を必要としない連続鋳造法は製品コストの低減に寄与している。しかしながらこれらの新技術を採用しても製鋼操業において宿命的な課題である非金属介在物、偏析は高度な材質的要求に対しかならずしも十分な状態とはいえない。溶銑脱硫などによって0.00 X%のS含有量が量産態勢で達成される時代になったが、この低硫鋼でも特殊な条件下では水素誘起割れの原因になることがある。また耐火物の品質向上、溶鋼流を考慮した介在物の浮上促進、溶融フラックスによる介在物の凝集、注入流の空気酸化防止技術によって酸化物系、珪酸塩系介在物も微量に抑制できるようになったが、ラメラテアのような板厚に直角方向な応力の下では亀裂発生の起点として検知されることがある。

また、大型鋼塊、連铸スラブでは避け難いマクロ偏析、あるいは粒界などのマイクロ偏析は鋼塊形状の検討、自由晶の増加、バルジング防止、電磁攪拌あるいは不純物元素の減少によってかなり改善されてきたが、解決の域には達していない。

非金属介在物と機械的性質との関係については従来から介在物の組成、形態に関する事項を含め、多くの研究が行なわれている。しかし、これらの介在物は種類、大

きさ、形状が異なり、しかも不均一に分布している。したがって定量的評価は分析技術や統計的な計測技術の進歩によって、ある程度可能になってきたが、数多くの因子の中から破壊を律する因子を明確にし、さらに定量的な解析を行なうには一段の飛躍を必要とする。マクロ偏析については分析方法の問題はないが、非金属介在物との関係が分離できないし、マイクロ偏析においてはX線マイクロアナライザー、イオンマスマイクロアナライザー、オージェ電子分光分析など新しい測定機器の開発によって分析が可能になったが、測定精度はまだ不十分である。

このように非金属介在物、偏析と鋼材の特性との関係を明らかにしようとする試みは、実用上の必要性はもちろん、研究的にも興味ある現象として、できるかぎり、単純化された系の中で、相互関係を定量的に把握できる基本的な実験事実を積み上げ、これらの結果を基盤とした総合解析によって実用鋼材の品質評価を行なう方向に進むことが望ましい。

本資料では厚板に要求される品質と非金属介在物、マイクロ偏析の関係について最近の研究結果を主体にまとめた。なお最近の製鋼技術における問題点解決の具体例は紙面の都合で割愛した。

2. 延 性

構造物の延性破壊による大事故は特殊な条件下におけるガスパイプラインに生じた不安定延性破壊⁽¹⁾、あるいは不慮の事故によって応力状態が極端に変化した例を除くとほとんど起っていない。しかし後述の脆性破壊、疲労破壊においても割れの発生部近傍では塑性変形が先行しており、延性破壊の機構は基本的な現象として重要であり、とくに延性破壊発生に注目する必要がある。

鋼の引張試験では銅合金のようにボイドの合体によって割れを発生するのではなく、非金属介在物あるいは結晶粒界によって転位の移動が阻止され、障害物あるいはその近傍に割れを生じる。写真1⁽²⁾は非金属介在物中の割れ、あるいは介在物と基地間の剥離が基地に伝播した状態を示す。したがって微小割れにおよぼす介在物の影

* 川崎製鉄株式会社技術研究所水島研究室室長
Influence of Metallurgical Factors Associated with Steel Making Process on the Quality of Steel Plate; Tokushi Funakoshi(Mizushima Laboratory, Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., Kurashiki)
1977年3月14日受理

写真1 非金属介在物近傍から発生した割れ⁽²⁾.

響は複雑であり、(1)基地との密着度、(2)弾性的性質、(3)形状、(4)大きさ、(5)量の観点から検討されねばならない。

(1) 基地との密着度は基地と介在物の熱膨張率の差と熱間における相対的な変形能の相違によって変化する。とくに熱間加工による外部応力あるいは熱膨張率の差により生じた内部応力によって、介在物が高温でどの程度変形できるかが重要であるが、種々の介在物についての定量的な資料は少ない。図1⁽³⁾はベアリング鋼と各種介在物の熱膨張率の差を示し、これによればアルミナや珪酸塩の密着度は強く、硫化物は空隙を作り易いことになるが、珪酸塩やアルミナの周囲に空隙が観察されており⁽⁴⁾、前述の変形能の影響が大きいことを示唆している。

(2) 弾性率の影響については介在物が基地に密着しているとの仮定の下で楕円体介在物に引張応力が付加されたときの応力集中について計算された Edwards⁽⁵⁾ の結

図1 1% C-Cr ベアリング鋼における介在物の応力集中特性⁽³⁾.

果がある(図2参照)。応力集中は介在物の弾性係数が基地のそれより大きい場合には生じないことになるが、この条件を満足するアルミナ、珪酸塩が疲労亀裂の発生点に多く認められており、これは介在物が基地に密着しているとの仮定に問題点があることを意味している。

図2 楕円形の介在物の応力集中係数 α_k ⁽⁵⁾
E: 介在物の弾性係数, E_M: 基地の弾性係数

(3) 形状については楕円体介在物の偏平度が大きいほど応力集中が大きいことは図2からも明らかであるが、西岡ら⁽⁶⁾は介在物は基地から剥離しているとの仮定の下で形状の影響を計算し、図3の結果を得ている。楕円度の影響はより顕著となり、長く伸びた介在物の応力集中が大きく、硫化物、珪酸塩を含む鋼板は板厚方向の応力をうけると容易に割れを発生し易いことが推察できる。

(4) 大きさの影響については特定の非金属介在物に注目すると介在物が大きくなるとともに空隙の幅は増加することがわかる(図4)⁽⁷⁾。

(5) 量の効果に関する研究は多く^{(8)~(10)}、一例を図5⁽⁸⁾に示す。絞りは Al₂O₃ の形状、大きさに関係なく体積率に依存することがわかり、球形介在物の延性におよぼす影響は量の因子ではほとんど整理できる。

さて、このような非金属介在物の近傍に生じた微小亀裂は一部拡大し、それぞれが合体して延性破壊に至る。しかし、介在物の形、大きさ、方向性が異なるので、最終破断に達する過程は単純ではない。引張方向に平行な A 系介在物が内在する場合、A 系介在物の割れあるいは介在物と基地との界面の剥離割れは初期に生じるが、光学顕微鏡的なボイドあるいはそれらの合体による巨大割れは破壊寸前まで生じないことが観察されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。延性破壊に至るまでの吸収エネルギーを飽和衝撃値で表わすと、図6⁽¹²⁾にみられるように A 系介在物量によって整理でき、BC 系介在物の周辺では前述の

図3 変形した介在物形状と最大応力位置A点の応力集中度の関係⁽⁶⁾。

図4 鋳込みのままの試料のO型、OS型およびOSA型介在物が粒界に存在する時の空洞の大きさ(永久歪2.6%)⁽⁷⁾。

引張軸方向の微小割れが発生し難いことを示唆している。またある場合には破断した介在物の空隙を埋めようとして基地が流入することも観察されている⁽¹³⁾。

さらにA系介在物の伸長方向に対し直角方向に引張応力が付加されると剥離割れはより起り易く、実断面積は減少し、破断までに吸収するエネルギーの減少は大きい。その代表的な例が硫化物による延性の異方性である(図7)⁽¹⁴⁾。図8⁽¹⁵⁾はSM-50についてL、T、Z方向の飽和衝撃値と介在物の形状との関係を図示したもので、いずれも直線関係にあり、もちろんL方向の衝撃値が

図5 鉄中に種々の形状の Al_2O_3 を人工的に混入した場合の伸びと体積含有率の関係⁽⁸⁾。

図6 A系介在物量と飽和衝撃値の関係⁽¹²⁾。(JISポイントカウント法)

図7 H11A鋼の衝撃値とL/T圧延比の関係⁽¹⁴⁾。

もっとも大きく、次いでT方向、Z方向のそれは最小であり、A系介在物による異方性は明らかである。

このMnSを主体とした異方性を減少させるため、Sとの親和力がMnより強く、その硫化物の高温変形能がMnSより小さい元素が添加され、その代表的な元素として希土類元素(REM)⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾、Ti⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾、Zr^{(20)~(22)}、Ca⁽²³⁾があげられる。しかし一定量以上の添加ではかえってC系介在物が増加し、T方向の飽和衝撃値は減少する傾向を示す(図9)⁽¹⁷⁾。これらの添加元素の中どれ

図8 飽和衝撃値と介在物変形率の関係⁽¹⁵⁾。 図9 Ce/S による A, C 系介在物の面積率と飽和衝撃値の変化⁽¹⁷⁾。

を選ぶかは介在物の分布(REM 系の鋼塊底部偏析), 歩留の安定, 炭化物, 窒化物の生成を考慮して決定されている。

3. 靱 性

脆性破壊はへき界破壊と粒界破壊に分けられ, 前者には非金属介在物, 後者には製鋼工程では除去し難い P, Sb, Sn などの不純物元素の偏析が影響をおよぼす。

(1) 低温靱性におよぼす非金属介在物の影響

鋼中の炭化物, 窒化物がへき界破壊の発生源になることはよく知られている⁽²⁴⁾。したがって非金属介在物は延性におよぼす効果と同様な機構から低温靱性を減少せしめることが考えられる。その代表例として酸化物系介在物量を変化させた低炭素鋼の U ノッチ衝撃試験結果を図 10 に示す。しかし脆性亀裂の進展方向によっては A 系介在物のように方向性と面積をもった混合物の存在は伝播してきた脆性亀裂の方向を変えたり, 停止させたりす

図10 SP1 シリーズ試料の U ノッチシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーと試験温度の関係⁽⁹⁾。

る。極端な例として表面ノッチを付けた多層接合材では, 接合部に達した割れは進展せず, 表面に平行な剥離となり, 遷移温度を低下させる⁽²⁵⁾。また表面に直角方向のノッチ(通常の切欠方向)を付けた多層接合材の衝撃試験では遷移温度領域において亀裂の進行方向に直角な剥離割れ(セパレーション)を生じ, 遷移温度は低下し, 飽和衝撃値は減少する⁽²⁶⁾。コントロールドローリングされたパイプ用鋼板のセパレーションの原因の一つは MnS を主体とした A 系介在物であると考えられているので, 上述の現象より S 含有量の増加は遷移温度を低下させる可能性がある。図 11⁽²⁷⁾はこの傾向を示した S 含有量のことなる Nb-V 系ラインパイプ用鋼板の遷移曲線を示し, 0.016% S 材の遷移温度は 0.006% 材にくらべむしろ低温である。同様の傾向は調質鋼についても観察されている⁽²⁸⁾。

このような非金属介在物によって相反した低温靱性を示す例はいずれも極端な場合であり, 実用鋼では中間の挙動, すなわち介在物によって遷移温度の変化は少ないとの報告も多い⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。

図11 コントロールドロー材(API×70)のシャルピー遷移曲線におよぼす S 含有量の影響⁽²⁷⁾。

(2) 粒界破壊と不純物元素の偏析

製鋼時の精錬によって除去し難いあるいは除去不可能な不純物元素, P, Sb, Sn は現象論として焼もどし脆性を促進することは古くから知られていた。最近オージェ電子分光分析のように表面薄層部の分析が可能となり, 粒界破壊の代表例である焼もどし脆性と粒界偏析との関係が明らかになりつつある⁽³¹⁾⁽³²⁾。図 12⁽³¹⁾は Ni-Cr-Mo-V 中炭素鋼の脆化材における粒界偏析量と遷移温度との密接な関係を示している。また Mo は約 0.50% の添加によってもっとも焼もどし脆性を抑制するが, このような最適添加量が存在することは P の粒界偏析で一応説明できることも明らかになった⁽³³⁾。

図 12 前オーステナイト粒界における P と Sn の濃度と破面遷移温度の関係⁽³¹⁾。

粒界破壊におよぼす非金属介在物の影響に関する研究は少ないが, 粒界に析出した MnS の周囲に P, N が偏析し, 延性粒界破壊を生じる⁽³⁴⁾, あるいは応力除去焼鈍割れと粒界の S 偏析との間に強い相関がある⁽³⁵⁾など興味深い報告がある。今後介在物と不純物元素の複合作用を含めた研究が必要となろう。

4. 疲れ特性

疲れ破壊は繰返し応力下での挙動であるが, 局部的に塑性変形を伴うので, 延性破壊におよぼす非金属介在物の形態因子は疲れ現象にも類似の効果をおよぼす。すなわち, 非金属介在物と基体は密着しているとの仮定より, 剥離していると考えた方が現象を解析し易い(図 2 の関係は成立しない^{(4)(36)~(38)})。さらに介在物を空洞とみなし, 形状, 大きさを考慮した式(1)で示される Fairey 介在物指数(n)を用いて疲労限を整理すると直線関係にあることが報告されている⁽³⁶⁾(図 13, 図 14)。

$$n = d^2/2 \cdot (1 + 2\sqrt{K/R}) \quad (1)$$

d : 介在物の幅, K : 切欠深さ, R : 切欠の先端半径

Fairey 介在物指数を示す図 13 より球状の B, C 系介在物(Al_2O_3 系)の影響は A 系介在物より大きいことがわかる(作用応力の方向は A 系介在物の長軸方向に平行と

図 13 フェアリー介在物指数: 200 倍で観察した時の個々の介在物指数を示す代表的な介在物のチャート⁽³⁶⁾。(7/10 縮尺)

- A: くり返し平面曲げ疲労試験
- △ B: (鋼塊 A と B) くり返し平面曲げ疲労試験
- ⊗ B: (鋼塊 C) 回転曲げ疲労試験
- × C: くり返し平面曲げ疲労試験
- ⊗ C: 回転曲げ疲労試験
- ▽ D: くり返し平面曲げ疲労試験
- E: 回転曲げ疲労試験 (◇印を除外して直線を引いた)

図 14 125 tons/in² 強度を有する各種鋼材のフェアリー介在物指数と 50×10^6 回耐久限度比の関係⁽³⁶⁾。

図 15 介在物からの主き裂発生率と B, C 系介在物の清浄度⁽³⁷⁾。

する)。図 15⁽³⁷⁾は全介在物量を一定とすると B, C 系介在物量の増加は介在物から主亀裂を発生する比率を大きくすることを示し, 上述の形状効果を裏付けている。また焼結合金鉄を用い, 耐久限におよぼす Al_2O_3 の形状, 大きさの影響を図 16⁽³⁸⁾に示す。 Al_2O_3 が角形で大きくなるにともなって疲労限は減少する。

これまで示した非金属介在物の悪影響が明らかな実験例では, いずれも高炭素鋼, 滲炭材を熱処理した高強度

図 16 耐久限と Al_2O_3 面積率の関係⁽³⁸⁾.

鋼を用いており、母材の強度が低くなるとその影響は小さいことが知られている^{(39)~(41)}。図 17⁽⁴⁰⁾は引張強さと耐久限の関係であり、耐久限は引張強さの増加とともに強くなる。しかし非金属介在物の少ない真空溶解材(V系)と介在物量の多い大気溶解材(A系)を比較すると、純鉄系(81)、Si-Mn系(73)ともに溶解法の相違、すなわち介在物量による耐久限の差異は高強度になるほど著しいことがわかる。また引張強さ 50 kg/mm² 以下の通常の構造用鋼では平炉鋼、転炉鋼、あるいは製鉄所間の差はL方向の試験ではほとんどないとされている⁽⁴¹⁾。

図 17 耐久限 (σ_w) と引張強さ (UTS) の関係⁽⁴⁰⁾.

したがって疲れ特性におよぼす介在物の影響は熱処理を行なう機械構造用鋼あるいは HT-60 以上の高張力鋼について、あるいは T 方向、Z 方向のような異方性について検討すべきであろう。

5. ラメラテア

ラメラテアとは溶接部において板厚方向に付加された残留引張応力によって鋼板表面に平行な方向に進展した剥離状割れである。ラメラテアは写真 2⁽⁴⁴⁾示すように表面に平行なテラスとテラス間を斜めにつないだウォールからなり、テラスは一般に非金属介在物を含んでおり、介在物と基地との剥離割れが連なったものであり、

写真 2 ラメラテア (MnS 系)⁽⁴⁴⁾.

ウォールはテラス間をつなぐ剪断割れと解釈されていた。

ラメラテアを支配する因子はその後多くの研究者^{(42)~(45)}によって検討され、介在物の剥離割れのほか溶接条件による残留応力、水素含有量の影響が大きく、割れ連結過程に認められる脆化機構は水素脆性⁽⁴³⁾⁽⁴⁴⁾⁽⁴⁵⁾、青熱脆性⁽⁴³⁾、ひずみ時効⁽⁴²⁾⁽⁴³⁾の単独あるいは複合作用であると考えられている。

硫化物系介在物は実用的にはもっともラメラテアに影響をおよぼす非金属介在物である。S 含有量とラメラテア感受性に関する研究はもっとも多く^{(44)(46)~(48)}、実験方法も板厚方向の引張試験、3点曲げ試験、クランフィールド割れ試験、Z 方向窓枠割れ試験などが用いられている。図 18⁽⁴⁶⁾はクランフィールド割れ試験結果であり、割れ発生率は S 含有量が約 0.010% までは低いが、この限界値を越えると急激に増大することがわかる。この 0.010% の限界値は他の研究者⁽⁴⁷⁾によっても確認されている。

図 18 S 含有量とクランフィールド割れ率の関係⁽⁴⁶⁾.

表 1⁽⁴⁹⁾は構造物の組立時あるいは試験時に生じたラメラテア部に観察された非金属介在物の種類および形態を示す。大部分を占める介在物は延性の異方性を強める長く伸長した A 系介在物 (タイプ II の MnS、珪酸塩) であるが、連鎖状の Al_2O_3 群も含まれている。同様な現象は坪井ら⁽⁴⁴⁾も観察しており、S 含有量の多い鋼材では MnS が主体であるが、S 含有量が約 0.01% 以下になると Al_2O_3 などの酸化物系介在物も無視できなくなる。その外脱酸方式によってラメラテア感受性が異なるとの

表 1 ラメラテアを発生した鋼材の介在物形態と最大寸法の概要⁽⁴⁹⁾.

記号	板厚 (mm)	脱酸法	材料履歴	介在物の 最大長さ μm	主要介在物形態	そ の 他
A	12	A1 完全脱酸	製造中破壊	700	大きく伸ばされた MnS(タイプ II)	こわれた珪酸塩と未変形 MnS 連鎖した珪酸塩、連鎖し た Al_2O_3 の粒子
B	15	A1 完全脱酸	製造中破壊	500	大きく伸ばされた MnS(タイプ II)	
C	57	A1 完全脱酸	試験中破壊	2000	伸ばされた珪酸塩と多相介在物	
D	32	A1 完全脱酸	—	250	伸ばされた MnS(タイプ II)	
F	12	A1 完全脱酸	製造中破壊	1000	大きく伸ばされた MnS(タイプ II)	幾つかの MnS
G	32	Nb セミキルド	不 明	700	変形を受けた珪酸塩	
H	51	真 空 脱 酸	不 明	150	僅かに変形を受け幾分伸ばされた MnS(タイプ II)	
J	51	セミキルド	不 明	1000	適度に変形を受けた珪酸塩硫化物と その多相介在物	こわれた介在物
L	32	A1 完全脱酸	—	750	伸ばされた MnS(タイプ II)	連鎖した Al_2O_3 の粒子
M	32	不 明	—	5000	大きく伸ばされた MnS(タイプ II)	
O	41	セミキルド	—	500	珪酸塩と MnS(タイプ II)	
P	44	完 全 脱 酸	不 明	600	伸ばされた珪酸塩	
Q	51	セミキルド	不 明	100	僅かに変形を受けた MnS(タイプ I)	

報告^{(50)~(52)}もあるが、実験結果は必ずしも統一した傾向を示していない。

非金属介在物の種類、形態とラメラテア感受性との関係を定量的にまとめた結果が図 19⁽⁴⁹⁾である。介在物の最大寸法が大きくなるにしたがってマイクロ方向引張試験の断面収縮率(RA%)は減少する。介在物の種類の影響をみると、RA%が15%以下の低い値を示す範囲には MnS(II型)と珪酸塩が存在し、前述の傾向が明らかである。MnS(I型)は30%以上のRA%を示し、ラメラテア感受性への悪影響は少ない。

以上の結果を総括するとラメラテアに対し、伸長したA系介在物が有害であることは一致した見解であるが、 Al_2O_3 あるいは希土類元素の酸化物、硫化物、Ca処理による複合介在物などの球状介在物に関する定量的な実験結果が少ない。また脆化機構として水素脆性が重要視されてきたが、非金属介在物の水素吸着性との関連から検討された報告は見られず今後の研究課題である。

図 19 介在物形状、寸法、分布と ST% RA の関係⁽⁴⁹⁾.

6. 水素脆性、水素誘起割れ

水素は大型鍛造品の白点の原因として古くから研究されていたが、真空処理技術の発達によって造塊時の水素含有量は2~3 ppmに減少し、鋼材製造上問題ないレベルに達していた。しかし貯蔵用圧力容器の硫化水素応力腐食割れ⁽⁵³⁾、ラインパイプの水素誘起割れ⁽⁵⁴⁾⁽⁵⁵⁾のように構造物として使用中に環境からの水素の浸入が原因である事故が発生し、問題が再燃してきた。硫化水素応力腐食割れは一種の水素脆性割れであり、水素誘起割れは基本的には水素脆性割れと同一機構によると考えられるが、外部応力の方向に対して直角に割れを発生する場合水素脆性割れと称し、外部から応力は付加されない状態で(残留応力、水素ガス圧については検討されていない)鋼板表面に平行に発生する割れを水素誘起割れという。

(1) 水素脆性

水素脆性は水素ガス圧説^{(56)~(58)}、水素吸着説⁽⁵⁹⁾、転位説⁽⁶⁰⁾⁽⁶¹⁾、水素化物説⁽⁶²⁾など各種の機構で説明されるが、現象的には潜伏期間の存在⁽⁶³⁾、階段的割れの⁽⁶⁴⁾進行など時間依存性が強いことが特徴であり、これらの現象より水素の拡散に関連していることが知られている。一方鉄中の水素拡散係数の温度依存性は200°C以下で小さくなり⁽⁶⁵⁾、この原因は何らかの欠陥が水素をトラップすると考えられ、この欠陥として格子欠陥、粒界、さらに微小空洞、内部界面などが対象となるので、非金属介在物と基地との界面は水素割れの原因になることが予想される。

図 20⁽⁶⁶⁾は SM 41 を 2000 ppm H_2S を溶解した 0.5% 酢酸水溶液に浸漬し、浸漬前後の引張試験における伸びの減少率を水素脆化度とし、水素吸収量に対して図示したものである。なお浸漬にあたって図中に示す特定面のみを露出させて異方性を調査している。水素吸収量は非金属介在物が表面にほとんど露出していない X-Y 面では多く、露出度が大きい X-Z, Y-Z 面では少ないが、水素脆化度で整理すると折線で表わすことができる。すなわち非金属介在物は水素脆性に対して水素吸収量を通じて影響をおよぼすことが明瞭である。

図 20 水素吸収量と水素脆化度の関係⁽⁶⁶⁾。

次の問題は水素吸収は非金属介在物の種類によって異なるかどうかの点である。Evans ら⁽⁶⁷⁾は純鉄、 $MnO\cdot SiO_2$, MnS を含有する鋼材を用い、そのままあるいは一部冷間加工した後、1000°C 加熱急冷によって水素を添加し、常温放出により拡散係数を求め、同時に密度を測定した。図 21 は拡散係数と密度減少率の関係を示し、拡散係数は受入れのままの状態では鋼材の種類によってかなり異なるが、加工後の値を密度減少率に対して図示すると、純鉄を除きほぼ一定の曲線上にのることがわかる。彼らはこの結果と各種鋼材の拡散係数の温度依存性から求めた見掛けの活性化エネルギーが一定であ

図 21 拡散係数 D と密度減少率の関係⁽⁶⁷⁾。

ることを考慮して、受入れ時の非金属介在物の種類による拡散係数の相違は試験片調整までの加工過程において非金属介在物によって生成されたマイクロボイド量が異なることによると解釈した。すなわち非金属介在物は直接水素拡散には影響せず、加工中に生成されるマイクロボイドを介して異なった効果をおよぼすと考えている。しかし Schenk と Taxhet⁽⁶⁸⁾ は水素の非金属介在物への吸着、放出に関して MnS は影響をおよぼすが FeO あるいは Al_2O_3 は影響しないと述べている。このように水素脆性に関連深い拡散係数におよぼす非金属介在物の影響に関し、その機構が明確ではなく、前述のように空隙の観点ばかりではなく、化学吸着なども考慮した研究が必要であろう。

(2) 水素誘起割れ

水素誘起割れに関する研究^{(69)~(75)}はラインパイプの事故以来割れの機構、実用上の評価、対策などについて活発に行われてきた。水素誘起割れは硫化水素飽和液に浸漬するなど強制的な水素吸収によって促進されるが、外観はラメラテアに類似しており、テラスに相当するストレート割れ、ウォールに相当するステップ割れからなる。したがって水素誘起割れ感受性は水素脆性の主要因子である水素吸収能、あるいはラメラテア感受性を増大せしめる伸長した A 系介在物量の増加にともなって大きくなる。

図 22⁽⁷⁰⁾は API ラインパイプ用鋼 (S 0.004~0.014%) を用い、硫化水素飽和人工海水に 96 時間浸漬した後、断面に認められる割れ長さの総計と板厚方向の拡散係数より求めた水素吸蔵能との関係を示す。全割れ長さは水素吸蔵能の増加とともに直線的に増加し、水素吸蔵能はほぼ S 含有量に比例している。この外水素誘起割れと S 含有量との関係については多くの研究^{(69)~(72) (74)~(76)}が

図 22 全割れ長さ Σl と鋼材の水素吸蔵能の相関性⁽⁷⁰⁾。

報告されている。パイプの破壊事故はストレート割れが連結し、板厚方向に貫通して発生する。したがってステップ割れを生じるかどうかが重要である。図 23⁽⁷⁰⁾はこの観点から纏められたものであり、割れの連結は割れ長さよりストレート割れの間隔に強く支配される。ストレート割れの大部分は非金属介在物に沿っているから、介在物の板厚方向の分布に注目する必要がある。なお水素誘起割れの発生部に観察される介在物の大部分は MnS であるが、一部密集した希土類元素の酸化物、硫化物⁽⁷⁵⁾も観察されている。

図 23 相隣る 2 つのストレート割れ間隔とその連結度⁽⁷⁰⁾。(C: 割れ長さ)

水素誘起割れは上述の介在物以外に偏析に起因する層状の異状組織(マルテンサイトあるいはベイナイト組織)に沿って生じることもある⁽⁷²⁾。

7. あとがき

厚板に要求される品質の中、延性、靱性、疲れ特性、ラメラテア感受性、水素脆性におよぼす製鋼要因主として非金属介在物、偏析の影響に関する現象を記述した。

これらの特性におよぼす非金属介在物の影響に関する研究は数知れないが、一般性をもつ定量的な関係は得られていない。介在物は基地に密着していないとの立場からの解析が一般に現象を説明するに好都合であるが、もちろん例外も多い。また介在物の種類の相違は形状的な見地から整理されることが多いが、球状介在物のクラスターなど連続した介在物群の取扱いについては明らかでない。水素と介在物との関係も未解決なことが多い。

偏析については偏析度、その分布の定量化が困難であり、その取扱いは介在物以上に難しく、一層の研究を要する。

文 献

(1) W.A. Maxey, J.F. Kiefner, R.J. Eiber and A. R. Dutty : *Fracture Toughness*, Proc. of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II ASTM.STP 514, (1972), 70.

(2) V.F. Zackay and W.W. Gerberich : *Fracture*, Ed. by Liebowitz 1, (1968), 396.
 (3) D. Brookbank and K.W. Andrews : *Production and Application of Clean Steels*, Iron Steel Inst., London, (1972), 186.
 (4) P.H. Frith : *J. Iron Steel Inst.*, **180** (1955), 26.
 (5) P.H. Edwards : *J. Appl. Mech.*, **18** (1951), 19.
 (6) 西岡邦夫 : 金属材料, **5** (1965), 6, 26.
 (7) 浜野隆一, 内山 郁 : 金属材料技術研究所研究報告, **12** (1969), 458.
 (8) L. Roesch : *Mem. Sci. Rev. Met.*, **66** (1969), 29.
 (9) 斎藤鉄哉, 内山 郁 : 鉄と鋼, **57** (1971), 942.
 (10) C.E. Sims and F.B. Dahl : *Trans. Am. Foundrymens Assoc.*, **46** (1938), 65.
 (11) D.P. Clausing : *Trans. ASM*, **60** (1967), 504.
 (12) 小指軍夫, 清水輝彦, 久保田広行 : 鉄と鋼, **57** (1971), 2029.
 (13) 岡田厚正, 山本恭永, 藤森拍雄 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 282.
 (14) H.A. Vogels, W. Dahl, H. Hengstenberg and F. Brüning : *Arch. Eisenhüttenw.*, **33** (1962), 649.
 (15) 井上 毅, 金子晃司, 木下修司 : 鉄と鋼, **60** (1974), S 185.
 (16) L. Luyckx, J. B. Bell, A. Mclean and M. Korchynsky : *Met. Trans.*, **1** (1970), 3341.
 (17) 江島彬夫, 田中智夫, 鈴木健一郎, 原田信男, 田畑緯久 : 鉄と鋼, **59** (1973), S 144.
 (18) 小指軍夫 : 第 24, 26 回西山記念技術講座, 構造用鋼の非金属介在物に関する諸問題, (1973), 127.
 (19) L. Meyer, F. Heisterkamp and D. Lanterborn : *Processing and Properties of Low Carbon Steel*, (1973), 297 [AIME].
 (20) 山口重裕, 村松輝久, 南雲道彦, 速水哲博 : 鉄と鋼, **58** (1972), S 446.
 (21) 小指軍夫, 今井甲一 : 鉄と鋼, **58** (1972), S 484.
 (22) J.H. Little and W.J. Henderson : *Proc. Effect of 2nd Phase Particle on the Mech. prop. of steel*, (1971), 182.
 (23) 宮下芳雄, 西川勝彦 : 鉄と鋼, **58** (1972), 1456.
 (24) G.J. McMahon, Jr. and M. Cohen : *Acta Met.*, **13** (1965), 591.
 (25) 大塚誠之, 大谷利勝, 片桐俊幸, 近藤 暉 : 鉄と鋼, **58** (1972), S 430.
 (26) 三好栄次, 福田 実, 岩永 寛, 岡沢 亨 : 鉄と鋼, **60** (1974), S 217.
 (27) 志賀千晃, 田中智夫 : 未発表.
 (28) 田中淳一, 谷 三郎, 小指軍夫 : 鉄と鋼, **60** (1974), S 301.
 (29) A.G. Franklin and W.J.M. Tegart : *J. Iron Steel Inst.*, **202** (1964), 588.
 (30) J.M. Hodge, R.H. Frazier and F.W. Boulgar : *Trans. Met. Soc. AIME*, **215** (1959), 745.
 (31) R. Viswanathan and T.P. Sherlock : *Met. Trans.*, **3** (1972), 459.
 (32) A. Johi and D.F. Stein : *Testing and Evaluation*, **1** (1973), 202.
 (33) 日本鉄鋼協会材料研究委員会 : 鋼の焼もどし脆性に関する研究, (1975).
 (34) 井上 泰, 関口昭一, 山本広一, 鈴木洋夫 : 鉄と鋼, **60** (1974), S 212.
 (35) 渡辺利光, 山本広一, 南雲道彦, 上野正勝 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 730.
 (36) M. Atkinson : *J. Iron Steel Inst.*, **195** (1960), 64.

- (37) 荒木 透, 石 滋宣, 佐川竜平 : 鉄と鋼, **57** (1971), 2042.
- (38) 横堀武夫, 前川一郎, 是川誠一 : 材料, **12** (1963), 434.
- (39) 角田方衛, 内山 郁, 荒木 透 : 鉄と鋼, **57** (1971), 335.
- (40) 角田方衛, 内山 郁, 荒木 透 : 鉄と鋼, **57** (1971), 298.
- (41) M. Henple : Arch. Eisenhüttenw., **43** (1972), 439.
- (42) D. M. Nicholls : Brit. Weld. J., **15** (1968), 103.
- (43) 金沢正午, 山戸一成, 井上尚志, 武田鉄治郎, 橋本勝邦 : 鉄と鋼, **58** (1972), S 442.
- (44) 坪井潤一郎, 平井征夫 : 溶接協会 CSW 委員会資料, CSW 147-75, 148-75.
- (45) 菊田米男, 荒木孝雄, 黒田敏雄, 瀬田一郎 : 鉄と鋼, **62** (1976), S 244, S 245.
- (46) 井関祥浩, 中村昌明, 別所 清, 浅井弥寿宏 : 鉄と鋼, **59** (1973), S 639.
- (47) C. S. W. Committee, JWES : Japanese Report on Lamellar Tearing for subcomm. IX-F, IIW Doc. IX-832-73.
- (48) 小林邦彦, 成本朝雄, 佐野謙一, 田中康浩, 船越督己 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 685.
- (49) J. C. M. Farrar : Welding J., (1974), 321 S.
- (50) 笠松 裕, 杉田屋 卓, 原田一良 : 溶接学会講演概要, **10** (1972), 121.
- (51) 守田貞義, 合田 進, 岡本淳二郎, 熊谷守浩 : 溶接学会誌, **27** (1958), 11.
- (52) R. P. Oates and R. D. Stout : Welding J., **52** (1973), 481 S.
- (53) たとえば湯川憲一, 榎本弘毅 : 金属材料, **13** (1973), 11, 67.
- (54) T. Skei, A. Wachter, W. A. Bonner and H. D. Burnham : Corrosion, **9** (1953), 163.
- (55) R. R. Irving : Iron Age, (1974), June 24, 43.
- (56) C. A. Zapffe and C. E. Sims : Metals and Alloys, **11** (1940), 145, 177.
- (57) F. de Kazincy : J. Iron Steel Inst., **177** (1954), 85.
- (58) A. S. Tetelman : *Fracture of Solids*, Interscience, New York, (1963), 671.
- (59) N. J. Petch and P. Stables : Nature, **169** (1952), 842.
- (60) P. A. Blanch and A. R. Troiano : *Hydrogen Embrittlement in Terms of Modern Theory of Fracture*, WADC Tech. Rep., Aug., (1959), 1.
- (61) Y. Kikuta, K. Sugimoto, S. Ochiai and K. Iwata : Trans. ISIJ, **15** (1975), 87.
- (62) 藤田英一 : 鉄鋼基礎共同研究会遅れ破壊部会報告書, (1975), 10, 17.
- (63) J. H. Andrew, A. K. Bose, H. Lee and A. G. Quarrell : J. Iron Steel Inst., **146** (1942-II), 203, 193.
- (64) E. A. Steigerwald, F. W. Schaller and A. R. Troiano : Trans. Met. Soc. AIME, **215** (1959), 1048.
- (65) 飯島嘉明, 平野賢一 : 金属学会会報, **14** (1975), 599.
- (66) 徳田 昭, 大西敬三 : *Toward Improved Ductility and Toughness*, Climax Mo Devel. Co., (1971), 257.
- (67) G. M. Evans and E. C. Rollason : J. Iron Steel Inst., **207** (1969), 1484.
- (68) H. Schenk and H. Taxhet : Arch. Eisenhüttenw., **30** (1959), 661.
- (69) 村田朋美, 湯川憲一, 田村秀夫, 佐藤栄次, 岡田秀弥 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 235.
- (70) 村田朋美, 佐藤栄次, 松尾宗次, 岡田秀弥 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 236.
- (71) 池田昭夫, 岡本節男, 永田三郎, 寺崎富久長, 小若正倫 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 237.
- (72) 池田昭夫, 永田三郎, 寺崎富久長, 三好栄次 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 238.
- (73) 中井揚一, 元田邦昭, 山口繁之 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 240.
- (74) 谷村昌幸, 西村隆行 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 241.
- (75) 池田昭夫, 岡本節男, 永田三郎, 寺崎富久長, 竹山宗芳 : 鉄と鋼, **61** (1975), S 739.
- (76) 谷村昌幸, 稲垣裕輔, 西村隆行 : 鉄と鋼, **62** (1976), S 246.