

談 話 室
 ≡≡≡≡≡≡

MnS 介在物のおいたち物語

松 原 嘉 市*

日本における粗鋼年産高は約1億tといわれ、それらは4万t以上の硫化物(大半はMnS系硫化物として)を介在した状態で鋼材として使用されている。これら普通鋼材の顕微鏡視野内には、満天の星とまではいえないが、都会の夜空の星程度に分布した非金属介在物が観察され、特にキルド鋼では非金属介在物中に占める硫化物の割合が圧倒的に多くなっている。

Henry Bessemer 時代の転炉鋼が赤熱ぜい性や低温じん性の劣悪のため、どれ程当時の人々が悩まされたか詳らかでないが、第一次大戦から第二次大戦に至る大艦巨砲時代並びにその後の産業における機器設備類の巨大化時代を通じて、鋼塊・鋳鋼品の大型化に伴うマクロ偏析あるいは熱処理工程における burning と overheating などの問題が発生し、これら諸現象の Mn/S 比パラメータによる整理・製鋼における脱硫反応の熱力学・Fe-Mn-S 系状態図などの研究が活発に行われ、その成果は現在の鋼中硫化物に関する情報の源泉となつている。

しかし大型鋼塊から大圧下率で製造される鋼板・型鋼などに対する品質要求は高度化し、力学的異方性の緩和・lamellar tear の防止・耐 H₂S 腐食性の増大など、常に新しい観点から鋼中硫化物の対応した挙動・起源などの見直しが行われている。これら最近の要求に対し、抜本的には低コストの極低硫黄鋼の製造であるが、現実的には制御圧延・連鋳法の活用による圧下率の低減あるいは Ca・希土類元素等の添加による非展延性硫化物の生成などの対策が講じられている。

しかしながら MnS 系介在物のおいたちに関する議論は百家斉鳴の状況であつて、上記の諸対策だけでなく鋼塊偏析・赤熱ぜい性・overheating・burning 等に対してもその基本的理解に統一性を欠くうらみがある。また鋳放し材中に検鏡される個々の MnS 系介在物の生因を推測して対策を講ずるためにも、そのおいたちに関する基本的理解を確立することが最も重要と考えられる。このような見地から、我々は Fe-Mn-S 系状態図及び Fe-Mn-S-C 系状態図の共晶共役関係・ $\delta \rightarrow \gamma$ 変態の影響・従来の硫化物に関する形態別分類と生因の関係などを研究してきたが、それらの結果と諸家の説を考慮しながら、基本となる低炭素アルミニウムキルド鋼中の MnS 系介在物のおいたちについてその概要を略述することにする。

MnS 系介在物の形状と分布に強く影響を与えるものは、鋼の組成中 Mn と S であることは当然であるが、C も硫化物の生成温度と生成組成範囲を著しく変化させ

る。従つて以下のおいたちに関する話は、商業的低炭素アルミニウムキルド鋼の組成として典型的な 0~0.2% C, 0~1.5%Mn, 0~0.05%S の範囲に限ることとする。さて、上記組成の鋼中に観察される MnS 系介在物のおいたちは、融液から固体として晶出したもの(以後晶出 MnS と呼ぶ)と、凝固鋼から固体として析出したもの(以後析出 MnS と呼ぶ)とに二大別される。比較的 low S と low Mn 含有量の鋼では後者の析出 MnS のみが生成され、他方 high Mn と high S 含有量の鋼では主として晶出 MnS が優勢となり析出 MnS の量は従となる。この傾向に対し鋼の C 含有量の増大は晶出 MnS の量的割合を増加させる方向に作用する。

析出 MnS 生成の駆動力は、 δ -鉄と γ -鉄それぞれの S 溶解度が降温につれて減少することと、 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態による S 溶解度の急激な減少の両者に依存しているが、いずれも鋼中 Mn 含有量の減少とともに析出 MnS 量は著しく増加する。他方晶出 MnS の生成は、均一融液から鉄が初晶として晶出後、引き続き降温によつて(融液-鉄晶-MnS 晶)の三相共存領域である三角形パイプ内初期組成点(三元状態図上の)が高温より到達することによつて起こる。晶出 MnS のもう一つの生成法は、均一融液から MnS 晶が初晶として晶出することであるが、今問題にしている鋼ではこのような MnS の晶出は起こらず、さらに S 含有量あるいは C 含有量の高い鋼でのみ生じ、その際の初晶 MnS は自由に発達した形状を呈して明らかに識別することができる。

既に述べたように、話題としている鋼の鋳放し材には晶出 MnS と析出 MnS の両者共存が一般的であるが、これら両者の MnS 系介在物を形状や分布から識別することは、硫化物の生成挙動を理解する上で重要な基礎となる。高温から徐冷された鋳放し材中の MnS 系介在物は、生成後の成長のため識別には多少の熟練を要するが、代表的な形状・分布の特徴から判断することが可能である。すなわち晶出 MnS の形状と分布はいわゆる Sims の分類 II 型に該当し、network あるいは chain-like 分布をなし、個々の硫化物形状は棒状となつている。一方析出 MnS は分布と形状に関して複雑な様相を呈し、Sims の分類 III 型に該当する angular あるいは facet 形状の孤立分布したものから不定形のもの、または一見 II 型類似の分布を示す比較的小さなしかも angular な個々の硫化物群から構成されるものまでと広範にわたつている。なお、II 型類似の分布を示す析出 MnS は、冷却速度が比較的早くまた low Mn 含有量の場合に多く生成さ

* 北海道大学工学部教授 工博

れる。

最後に Sims の分類 I 型に該当する孤立分布の球状硫化物に言及すると、その生成挙動は II 型や III 型とは異なつて、最初酸化物として晶出後硫化物に変成したものと

想像されるが、今話題としているキルド鋼中に観察される例は希であり、酸素含有量の多い鋼に存在するとした従来の説は妥当なものといえよう。

抄録 2256 ページより

—加工—

研削割れと鋼の研削面の組織変化

(S. O. A. EL-HELIEBY and G. W. ROWE: Metals Technology, 8 (1981) 2, pp. 58~66)

研削加工は、焼入れされた鋼、浸炭鋼または超硬材などの加工に適用されるが、研削面に、割れなどの損傷が発生する場合がある。この原因は、研削加工中に工作物と砥石間に発生する熱により、研削面に残留応力を生じため、この応力が鋼の材力を越えると割れを生ずる。本研究では、En 31 軸受鋼を例にとり、研削割れ、顕微鏡組織の変化、ミクロ的な硬さの変化と研削条件との関係を明らかにした。

供試材は、熱間圧延材から採取し、850°C 油焼入れ 200°C 焼戻しで、HRC 60~62 とした。研削面は、残留応力の残らないように注意を払い 4×18×106 mm に加工した。研削は、Jones and Shipman 540AP 平研削盤で行つた。顕微鏡組織は、2% の硝酸溶液で行い、硬度はヌープ式硬度計 (50~100 gr) を用いた。

研削条件は、①砥石の切り込み深さ (12.5, 25, 50 μm/回)、②砥石速度 (10.2, 20.3, 30.5 ms⁻¹)、③砥石硬度 (L, K, H, O)、④ドレッシング速度 (250, 400, 700 mm/min) である。これらの条件を単独、または組み合わせて損傷程度が、激しい時、普通、軽いを代表する条件を選定した。機械的および金属工学的な損傷は、三つの形態で示される。すなわち、目視不可能な網状の割れ、組織的な変化および研削面直下の硬度の変化が起こる。これらは研削プロセスで熱が発生し、高い引張りの残留応力の発生原因となる。これらの観察された効果は、単純な熱の発生モデルと、En 31 鋼の焼戻し特性により説明され、以下のような結論を得た。

1) 工作物の熱影響は、表面直下の組織変化と硬度分布で示される。2) 研削中の工作物に流入する熱は、主に発生した高い表面温度と工作物と砥粒との接触時間に依存する。3) 切り込み深さが深く、単位砥石面積当たりの砥粒が多い時には熱の発生が高く、温度低下が遅い。一方砥石速度が遅く、化学的に活性な油を用いると表面温度が低い。4) 研削表面直下の温度分布を知り、損傷の恐れのない最大許容応力を推定できる。5) 時間と温度の影響は、研削条件から損傷の説明・予測ができる。

(広松秀則)

—性質—

α鉄の高温クリープに関する有効応力と転位の運動論

(R. H. GEORGY and J. CADEK: Met. Trans., 12A (1981) 2, pp. 147~153)

純度約 99.5% の α 鉄を用いて、温度 773~923 K、応力 24.5~220.5 MPa の範囲内で遷移及び定常クリープに関する転位の運動論を研究した。可動転位密度は有

効応力にだけ依存するという仮定の下に、歪み緩和試験結果を PAHUTOVÁ らの手法により解析した。σ=24.5~196 MPa の範囲では定常クリープ速度の応力指数 m' は負荷応力の増加と共に増した。一方、定常クリープ速度に関する見かけの活性化エネルギーは応力と共に直線的に減少し、σ=98 MPa で Q=89 kcal/mol から σ=147 MPa で Q=81 kcal/mol へ変化した。

歪み緩和試験法により決められた有効応力 σ* は、比 σ*/σ が負荷応力に対して依存性を持つという、非線型性を示した。有効応力に関する応力指数 m'* は m' より小さかつた。しかし、見かけの活性化エネルギーについては、Q*=Q であつた。色々な温度・応力に対応する有効応力と遷移クリープ速度との関係を応力変化法により求めたが、定常クリープの場合と同様にクリープ速度の応力指数は直線的に増加した。しかし、一定の温度及び内部応力に対応する遷移クリープ速度の応力指数 m'* は定常クリープの場合より小さくなつた。遷移クリープ域での変形は、転位の運動速度と可動転位密度の両方に依存し、従つて、有効応力に関係するパラメータも変化する。定常クリープの場合とは、かなり違つた全転位密度と可動転位密度の関係を仮定しなければならないと思われる。(門馬義雄)

空泡による損傷とクリープ割れの成長

(R. PILKINGTON, et al.: Met. Trans., 12A (1981) 2, pp. 173~181)

1/2Cr-1/2Mo-1/4V 鋼の 823K (550°C) におけるクリープ割れの伝播を破壊力学により解析した。939K で 0.26 及び 0.58% の塑性歪みと疲労クラックを与えた試験材を切り欠き試験片に加工し真空中で 3 点曲げ試験により、COD を測定した。修正 J 分積 C*(J) と応力拡大係数 K をクラック伝播速度 da/dt と関係づけるために、これまでに提案された微視的モデルの中から 5 種類を選び検討した。

予歪みにより損傷を与えた試験片では処女材と比べて 60% も破断寿命が減少した。巨視的には、空泡による損傷は表面拡散や粒界拡散というよりむしろ割れ先端の変形によつて支配される。クリープ割れの成長速度 da/dt は K よりも C* とより良い関連づけが可能であつた。すなわち da/dt ∝ Kⁿ において 3 > n > 14 であり、n を一定とするモデルは明らかに実験事実と合わない。実験結果の K 値は実用域 (多分 K ≈ 4 MPa) と比べて、かなり高い範囲にあり、従つて実機での空泡成長速度はずつと遅いとも考えられる。本実験での供試材は脆化の著しい領域で、しかも予歪みを与えてあるので、長時間使用後の実用材を支配的な機構とみなされる。割れ成長の初期には拡散過程が支配的であろうが、本研究で明らかのように、損傷を含むコンポーネントの破断寿命はかなり短くなり得るということを強調したい。(門馬義雄)