

討26

制御圧延型低温用鋼の靱性に及ぼすS量の影響

日本鋼管(株)技術研究所 ○高坂洋司 山田 真

1. 緒言

構造用鋼の靱性に対する要求は年々厳しさを増しており、それに対処するために、成分や製造条件を厳しく制御した鋼板製造技術の開発、実用化が盛んに行なわれている。その中でも成分面では不純物元素の低減、製造面では制御圧延、制御冷却技術の導入が、氷海構造物を含めた低温構造用鋼で活発化している。制御圧延(あるいは制御冷却との組合せ)による鋼板製造技術は、従来、高靱性寒冷地向ラインパイプ素材を対象に適用されてきたが、低温靱性や溶接性の優位性を生かして、船体、氷海構造物やタンクにも適用されつつある。こうした新しい分野への制御圧延鋼板の適用での問題点のひとつは、制御圧延鋼板に特有な圧延集合組織の発達であり、材質の異方性の増大、板厚方向特性の劣化などが懸念されている。一方従来の焼準材や焼入れ焼戻し材では、これらの性質に及ぼす不純物の影響が調べられており、特にS量の低減が材質の異方性の軽減および板厚方向特性、主として板厚方向延性の改善に有効であることが知られている。

本研究では、S量の影響に加えて圧延集合組織の影響が重畳されると予想される制御圧延鋼板について、材質の異方性および板厚方向特性に及ぼすS量および制御圧延条件の影響を、特に靱性の観点から調査した結果について述べることにする。

2. 従来鋼での材質異方性および板厚方向特性に及ぼすS量の影響

従来の焼準材、焼入れ焼戻し材の靱性に及ぼすSの影響を論ずる場合、介在物として存在するMnSの形態および量を要因として考えなければならない。この場合、MnS自体の脆化作用とMnSとマトリックスの界面の剥離による脆化緩和作用の兼ね合いによって、シャルピー破面遷移温度が決定されるとする考え方が提案されている⁽¹⁾。これらのふたつの作用は、マトリックスの強度(マトリックスの変形能)や圧延条件(MnSの形態)に依存することが当然予想される。またシャルピーの破面遷移温度による靱性評価は、脆性破壊の発生と伝播停止性能が混在してなされており、MnSの靱性への影響を明確化する上でふたつの性能のそれぞれに及ぼす影響が明らかにされる必要がある。

Fig.1⁽²⁾に、SM50(焼準材)とHT80(焼入れ焼戻し材)のシェルフエネルギー(vEs)と破面遷移温度(vTs)の関係を示す。S量、クロス圧延比、試験方向に依らず、鋼種別に良い相関が認められており、vEsの上昇、換言すればS量の低減によってvTsが改善されることを示している。Fig.2は、Fig.1に示したvTsの改善効果を脆性破壊発生特性にのみ着目して、S量の影響を示したものである。低S化により発生特性が改善され、その効果が高強度材で著しいことを示している。NRL落重試験によって評価した脆性破壊伝播停止特性については、いずれの鋼種においてもS量依存性が認められないことから、Fig.1の結果はvEsの上昇すなわちS量の低減により発生特性が改善されたためである。これらの結果は、主とし

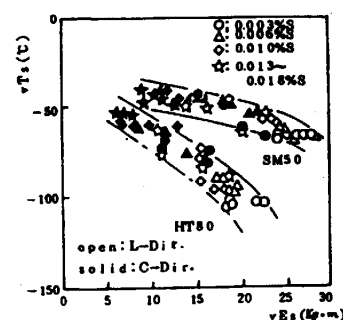


Fig.1. Correlation between vTs and vEs in SM50 and HT80 steels.

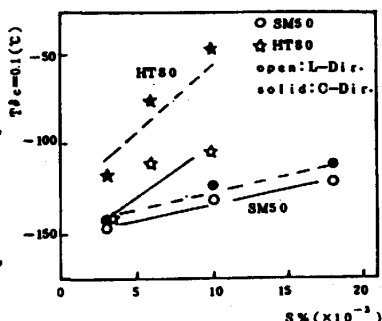


Fig.2. Effect of S content on SM50 and HT80 steels.

てLおよびC方向の靱性に関して検討されたものであり、板厚方向靱性に対しての検討は十分になされているとは言いがたい。

3. 制御圧延鋼の靱性とS量および製造条件

3-1. L, C方向の靱性

0.08% C - 1.45% Mn 鋼をベース成分とし、S量を変化させた(一部にCa, REM添加鋼を含む)実験室材(板厚: 16mm)について、S量とL, C方向のシャルピー特性との関係をFig.3に示した。vEsは低Sになるに伴い急激な上昇を示す。このような延性値の極低S化に伴う向上は、引張試験における伸び、絞りについても見られた。一方vTsについては、L, C方向共にS量の減少に伴ってわずかに上昇する傾向を示す。このことは、同一圧延条件においてもS量の低下に伴い $I_s \max$ (最大セパレーション指数)が低下することと対応し、セパレーションによる靱性の向上効果が、低S化により減少することを意味する。

Fig.4にはC方向のCOD試験の結果を示す。T δ_c は720°C仕上り材でより低い値を示す。低S化に伴いT δ_c が上昇する傾向を示しており、特に低温仕上り材ではその傾向が著しい。靱性評価の基準となる δ_c 値を幾つにするかによって靱性のS量依存性が若干変化するが、Fig.2の結果も考え併せると、制御圧延鋼における脆性破壊発生特性は、伸長したMnSの存在による劣化とセパレーションの発生による改善の両者のバランスにより決まると考えられる。脆性亀裂の伝播停止特性を小型試験で評価する目的で、本研究では脆化シャルピー試験を行なった。本試験はシャルピー試験片のノッチ部にTIG溶接により脆化ビードを盛り、溶着金属部にソーノッチを導入してからシャルピー試験と同様の試験を行なうものである。すなわち脆性亀裂の発生を容易にし、伝播停止特性を小型試験片で評価しようとするものである。Fig.5には落重試験におけるNDTTとの対応を示したが、広範囲な靱性レベルの鋼種について良好な相関が認められ、(1)式の関係が導びかれた。

$$NDTT (^\circ C) = -15 + 0.808 \times \tau Ts (^\circ C) \quad \dots(1)$$

Fig.6にはL方向におけるS量と τTs との関係を示した。焼準材においてはS量の依存性がほとんど見られないのに対し、CR材においてはS量の低下に伴い τTs が上昇する傾向を示す。一方、Fig.7は2mm Vノッチシャルピー試験における $I_s \max$ と τTs との関係を示したものであるが、圧延条件、S量によらず良好な相関があり、伝播停止特性に対してセパレーションが重要な役割を果していることが判る。

3-2. Z方向の靱性

Z方向の靱性に及ぼすS量と圧延条

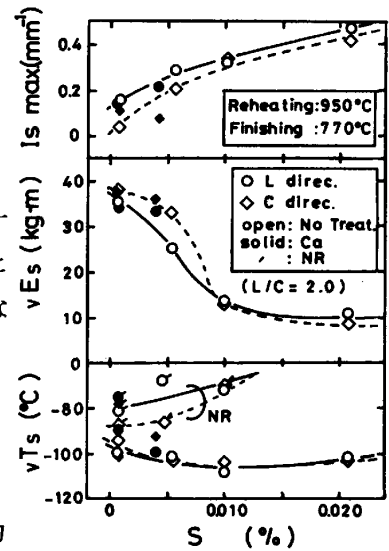


Fig.3. Effect of S content on Charpy impact property in L and C directions.

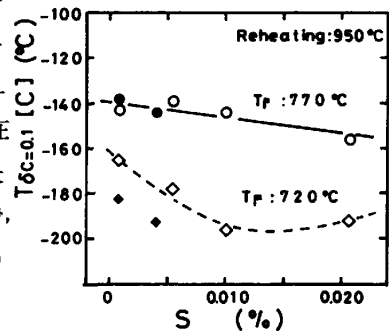


Fig.4. Relation between T δ_c and S content in C direction.

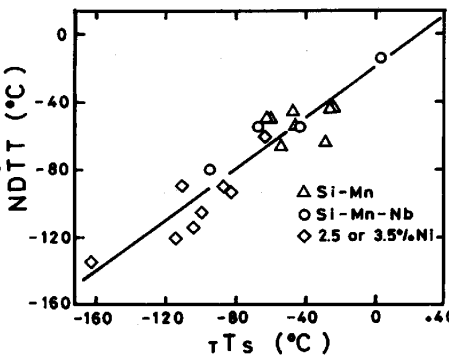


Fig.5. Correlation between NDTT and τTs .

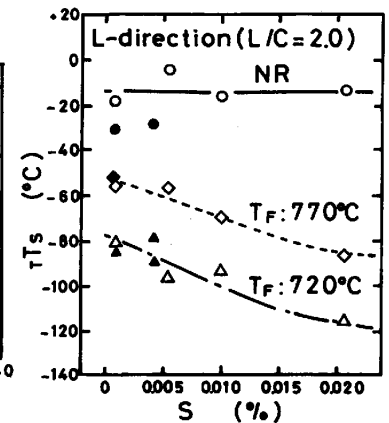


Fig.6. Effect of S content on τTs in L direction.

件の影響を調べる目的で、電子ビーム溶接により補助板を溶接してから試験片を採取し、シャルピー、COD試験を行なった。Fig.8はシャルピー試験の結果を示したものであるが、低S化に伴いvEsとvTsの大幅な向上が認められる。特にvTsの向上は極低S域で著しく、0.01%S以下の範囲内において100°C以上ものvTsの改善が認められる。Fig.9はCOD試験の結果を示したものであるが、シャルピー試験の結果と同様に、S量の低下と共にT_{δc}の低下が見られる。圧延条件で比較すると、CR条件の厳しさに比例してT_{δc}が高くなるが、強CR条件において、より強いS量の依存性が存在する。またCa, REM添加は、やや高S側(≈0.005%S)において効果が認められる⁽³⁾。

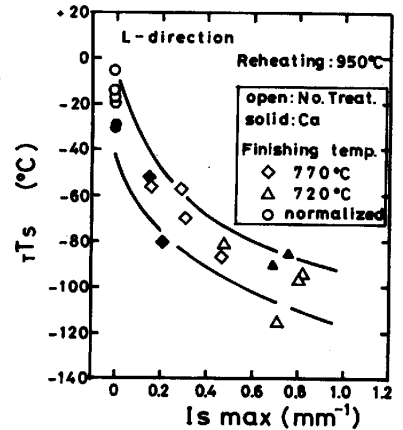


Fig.7. Relation between vTs and Is max..

4. 制御圧延鋼の板厚方向靱性の支配要因

制御圧延鋼の板厚方向の靱性(シャルピーおよびCOD特性)は、極低S化により著しく向上することを示した。板厚方向の靱性の支配要因については、①伸長したMnSの存在と②(100)<011>圧延集合組織の発達が考えられる。Z方向靱性がS量に強く依存し、かつCR条件にも強く支配される事を示す結果は、両者の影響が重畳していることを示す。Fig.10は種々の制御圧延条件の鋼板に対し焼準を行ない、Z方向のvTsとS量との関係を示したものである。圧延条件の違いにかかわらず、いずれもS量の増加に伴いvTsは上昇する傾向を示す。ただし、圧延仕上り温度が低下するに従い、特に低S側においてより強いS量の依存性が存在し、このことは圧延仕上り温度の低下によりMnSの伸長度が増し、Z方向の靱性に対する影響がより強く現われたものと考えられる。

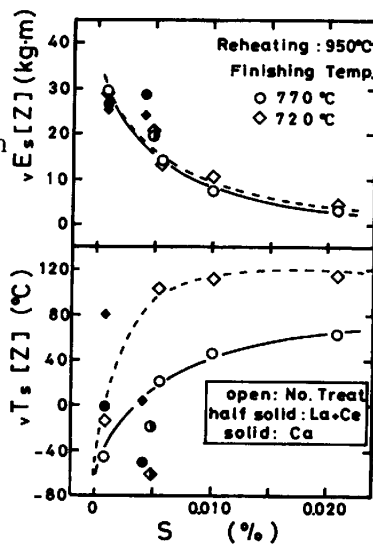


Fig.8. Effect of S content on vTs and vEs in Z direction.

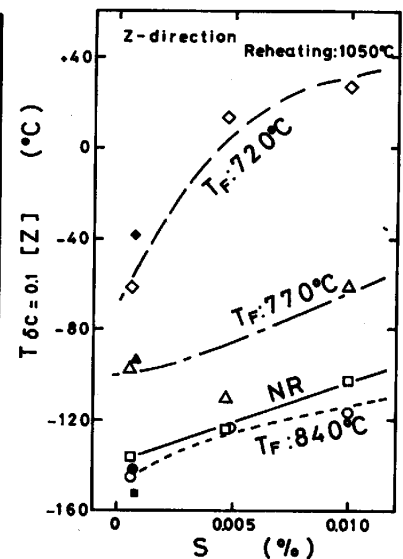


Fig.9. Effect of S content on T_{δc} in Z direction.

焼準材のZ方向の靱性は、MnSに主として支配されていると考えられることから、制御圧延材のT_{δc}から焼準材のT_{δc}を差し引いたものをT_{δc}^{*}とし、伸長したMnSの影響を取り除いてからS量との関係で示したのがFig.11である。各圧延条件間に存在するT_{δc}^{*}の差は、圧延集合組織の発達の度合に基づくものであるが、MnSの影響をとり除いても、強度の制御圧延を行なったも

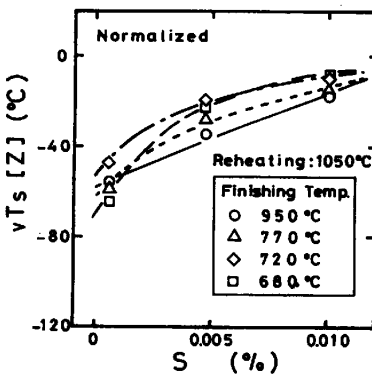


Fig.10. Effect of S content on vTs(Z) in normalized plates.

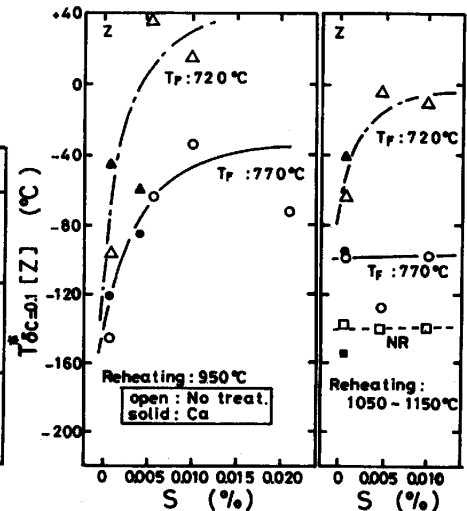


Fig.11. Change of T_{δc}^{*} with S content in various hot-rolling conditions.

のは、なおS量の依存性が存在している。Fig.12は、S量の異なる二相域圧延材について、(200)極点図とS量との関係を示したものである。S量が増加するにつれ、(100)<011>集合組織が、徐々に発達している傾向が認められる。同様のことは、770°C仕上り材についても得られた。この原因については必ずしも明らかではないが、伸長したMnSが集合組織の形成に、何らかの影響を及ぼしている可能性を示している。

制御圧延材のZ方向の靱性支配要因は、以上のように、伸長したMnS介在物と圧延集合組織の形成の両者であることが明らかである。両者の、靱性に対する影響の割合については必ずしも明確ではないが、Fig.13に模式的に示すように、一定の圧延条件のもとでも集合組織の発達にS量の依存性が、また一定S量のもとにおいても制御圧延により、MnS介在物の伸長度が増加し、S量の依存性が生じたものと考えられる。

制御圧延材におけるZ方向の靱性は、L、C方向におけるセパレーションの発生難易との関連が強い。Fig.14は、L方向のシャルピー試験における $I_s \max.$ とZ方向の vTs との関係を示したものである。 $I_s \max.$ が増加するとZ方向の vTs は上昇する関係にあるが、中、高S材と極低S材との間で層別できる。すなわち一定の $I_s \max.$ において、換言すればL、C方向の靱性が一定のもとでは、極低S材ではより優れたZ方向の靱性が得られる。Ca処理材については、S量のレベルによりその効果も必ずしも一定ではなく、比較的高S材(≈0.005%S)ではZ方向の靱性を確実に向上させるのに対し、極低S材においてはむしろ劣化する場合も認められる。

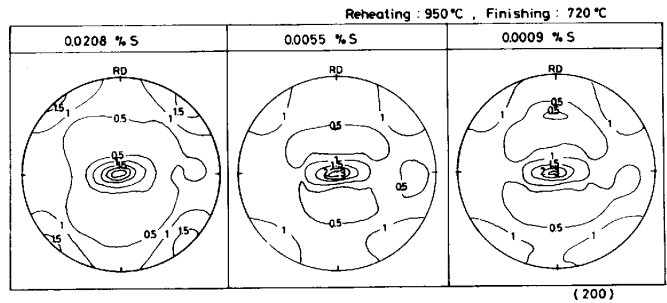


Fig.12. Change of texture measured by (200) pole figure with varying S content.

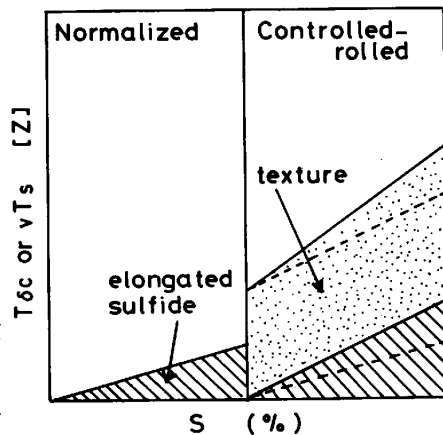


Fig.13. Comparison of S dependency of T_{6c} or vTs in Z direction between NR and CR plates.

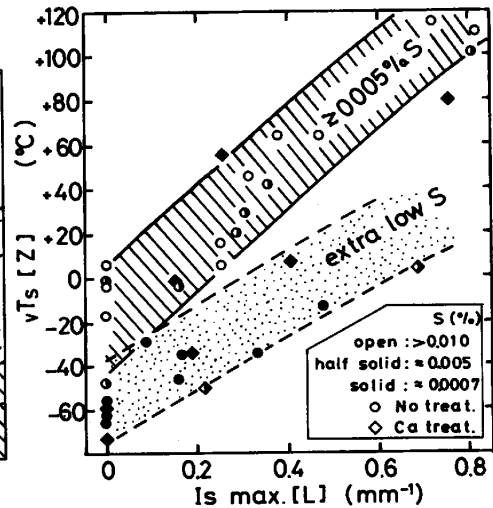


Fig.14. Relation between vTs in Z direction and $I_s \max.$ in L direction.

5. まとめ

制御圧延鋼の靱性の異方性に及ぼすS量と、圧延条件との影響を中心に検討した。その結果、L、C方向の脆性亀裂の発生特性は、S量の影響のほかに、セパレーションの発生度合に強く支配され、停止特性は、主としてセパレーションの発生に支配されることが判った。一方、Z方向の靱性は、伸長したMnSと圧延集合組織の発達度合に支配され、極低S化により大幅な改善が認められた。実際上は伝播停止性能とZ方向靱性の重視度により、不純物と圧延条件を適切に制御することが必要であろう。

(参考文献)

- (1)小指軍夫, 田中淳一; 鉄の強化組織と延性靱性(鉄鋼基礎共研), (1975), 159
- (2)沢田知行, 鈴木治雄, 山田真, 田中淳一; 鉄と鋼, 65(1979), S868
- (3)高坂洋司, 山田真; 鉄と鋼, 69(1983), S662