

薄鋳片-簡略熱延プロセスにおける 軟質冷延鋼板の析出制御

瀬沼 武秀*・佐柳 志郎*²・川崎 薫*³・赤松 聡*³・林田 輝樹*⁴・秋末 治*³

Precipitation Control of Cold Rolled Mild Steel Sheets in Thin Slab-Direct Hot Rolling Processes

Takehide SENUMA, Shiro SANAGI, Kaoru KAWASAKI, Satoshi AKAMATSU, Teruki HAYASHIDA and Osamu AKISUE

Synopsis : Although thin slab-direct hot rolling process is expected as a future process of steel sheet production, its metallurgy has not been investigated thoroughly. In this paper, the metallurgy of mild steel in thin slab-direct hot rolling process has been discussed with special attention to the precipitation behavior of MnS and its influence on the hot-cracking at the edge of hot bands and the mechanical properties of cold rolled low carbon steel sheets. The following results are obtained :

1. The hot-cracking resistance and mechanical properties of cold rolled sheets produced through thin slab-direct hot rolling process are not inferior to those produced through a conventional process, if S content is reduced and/or proper heat treatment prior hot rolling is carried out.

2. The experimental findings indicate that MnS precipitates under a condition of the local equilibrium at the MnS/ γ interface.

3. The hot-cracking is probably caused by the remelting reaction of austenite at grain boundaries occupied by sulfur. For explaining the experimental findings, not only the equilibrium but also the kinetics of the diffusional reaction must be considered for the remelting process.

Key words : low carbon steel ; precipitation ; thin slab-direct hot rolling process ; hot-cracking ; hot rolling ; cold rolled sheet ; MnS.

1. 緒言

約4半世紀の経緯を持つ連続鋳造-高速連続熱延プロセスは薄鋼板の効率的な製造プロセスとして確立し、現在の薄鋼板の製造技術を支えている。しかし、近年、その設備も部分的に老朽化し、新たな設備投資が必要となりつつあるが、ホットストリップ圧延機の新設だけでも1000億円を超える投資が必要となり経済的な負担が大きい。

一方、薄鋼板の製造設備の新設に際しては、さらなる消費エネルギーの削減ならびに生産コストの低減を可能にするプロセスを構築する必要があり、このことが現在のプロセス研究の大きな課題となっている。

このような現状を踏まえ、薄鋳片-簡略熱延プロセスがこのニーズに応える新プロセスの一つとして注目され、世界的に技術開発が進められている^{1)~5)}。

この技術の基本的な考え方は、鋳片板厚を薄くし、熱延の負荷を小さくすることにより、巨大な設備投資が必要な

従来のホットストリップミルに替わる小規模な熱間圧延設備による薄鋼板製造プロセスで、設備費だけでなく、ランニングコストの大幅な低減も狙っている。Fig. 1にその模式図を示す。

このような鋳造・圧延条件の大幅な変更は当然製品の材質に大きな影響を及ぼすので、この新プロセスにおけるメタラジを明確にしなければならない⁶⁾。このプロセスの特徴は従来の製造方法に比べてトータル圧下率が小さいことと鋳造から熱延終了までの時間が短いことである。

必要圧下率は熱延板の粒径により決まり、冷延前の粒径が大き過ぎると肌あれと称する表面欠陥が冷延鋼板で生じ、製品価値が著しく劣化する⁷⁾。熱延板の粒径と熱延条件の関係については材質予測制御技術の発展によりかなりの精度で予測が可能になり⁸⁾、必要圧下率も材質予測モデルの適用により求めることができる。

一方、鋳造から熱延終了までの時間が短いことが製品の材質にどのような影響を及ぼすかについてはCC-DRプロセ

平成4年6月1日受付 平成4年10月2日受理 (Received on June 1, 1992; Accepted on Oct. 2, 1992)

* 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所(現:八幡技術研究部)(Steel Research Laboratories, now Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1 Tobihata-cho Tobata-ku Kitakyushu 804)

* 2 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

* 3 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

* 4 新日本製鉄(株)八幡技術研究部(現:広畑技術研究部)(Yawata R & D Lab., now Hirohata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

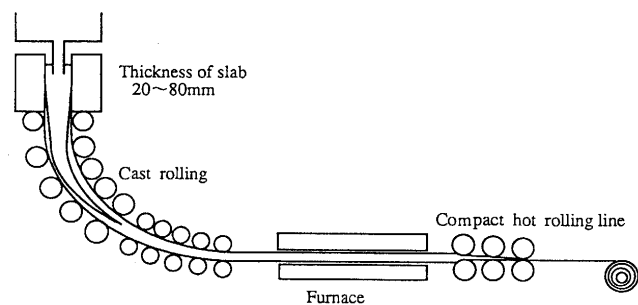


Fig.1. Schematic depiction of a thin slab-direct rolling process.

ス（ casting-熱延の直結化）の開発時にマイクロアロイ鋼で多くの研究が行なわれたが^{3)~16)}、軟質冷延鋼板についてはAlNの析出挙動に関連して若干の報告¹⁷⁾¹⁸⁾があるだけで、まだ十分な研究がなされておらず未知の点が多い。特に、薄鉄片-簡略熱延プロセスにおけるメタラジーに特定した報告は少なく⁷⁾¹⁹⁾、詳細についてはほとんど報告されていないのが現状である。

本報ではMnSの固溶・析出挙動に留意し、それが薄鉄片-簡略熱延プロセスにおいて軟質冷延鋼板の材質および製造面での問題点となる熱間加工性にどのような影響を及ぼすかについて検討する。

2. 実験条件

本研究では軟質鋼板として広く使用されており、薄鉄片-簡略熱延プロセスでも代表的な製造鋼種と考えられる低炭素アルミキルド鋼を研究対象とした。

Table 1. Chemical composition of steels used (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
A	0.025	0.01	0.20	0.010	0.004	0.045	0.0025
B	0.025	0.01	0.20	0.010	0.010	0.045	0.0024
C	0.025	0.01	0.20	0.010	0.016	0.045	0.0025
D	0.025	0.01	0.15	0.007	0.010	0.055	0.0023
E	0.025	0.01	0.30	0.007	0.010	0.050	0.0025
F	0.025	0.01	0.45	0.007	0.010	0.053	0.0022
G	0.012	0.01	0.10	0.004	0.005	0.050	0.0014
H	0.012	0.01	0.10	0.004	0.010	0.049	0.0014
I	0.012	0.01	0.20	0.004	0.005	0.052	0.0019
J	0.012	0.01	0.20	0.004	0.010	0.049	0.0023

実験条件としては、Table 1に示す組成の鋼を真空溶解炉で溶製し、Ar雰囲気下で15mm厚×200mm幅×250mm長の偏平割鋼型に注入し、凝固後、直ちに炉外に取り出し、型抜き後に熱延した。また、MnSの析出量を変える目的で、型抜き後に、一旦、所定の温度で保持し析出処理をした後、熱延した試料も作成した。熱延条件は4パスで4mmまで圧延した。仕上温度は約900℃である。熱延後、650℃までの平均冷速は約50℃/sで、650℃で1h保持した後、室温まで炉冷をすることにより巻取のシミュレーションを行なった。以上のプロセスで製造した試料を以後、簡熱材（薄鉄片-簡略熱延プロセス材）と称する。

通常プロセスの比較材として、95mm厚の冷塊を1250℃に再加熱し、熱延した試料も作製した。

熱延後の条件は、酸洗後、0.8mmまで80%の冷延を行ない、725℃×1min+400℃×3minの連続焼鈍の後1.5%の調質圧延を施した。

引張試験はJIS 5号試験片を用いて行なった。

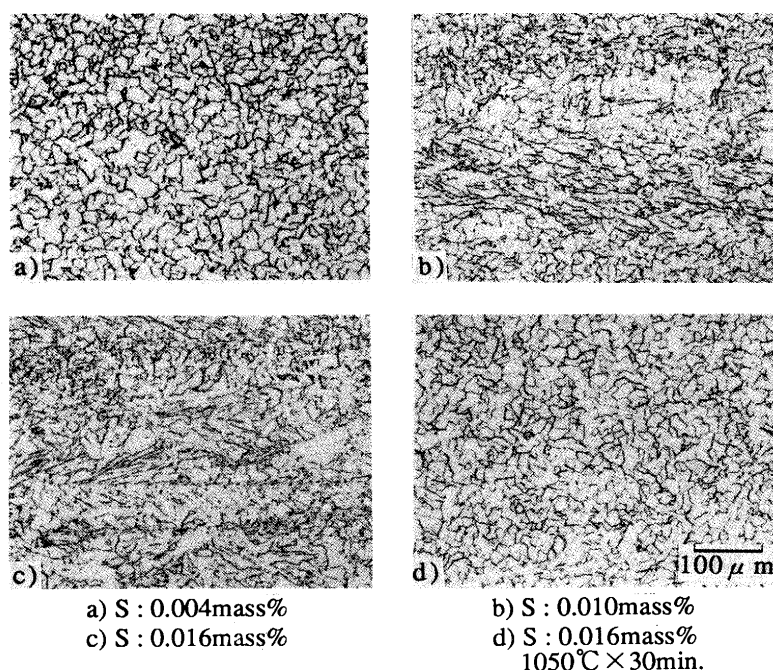


Photo.1. Microstructures of hot bands with different amount of S produced in a thin slab-direct hot rolling process with and without heat treatment prior to hot rolling.

3. 実験結果

S量の異なる材料A, B, Cの簡熱材の熱延板の組織をPhoto.1に示す。この写真が示すようにS量の低い材料は平均粒径が15 μ mの整粒フェライト組織になるが、S量が多くなると、低S量の材料と同様の微細な整粒フェライト粒と共に偏平率の大きい比較的粗粒なフェライト粒が混在した混粒組織となる。本試料は低炭素鋼のため旧オーステナイト粒径をエッチング技術により現出することができないので、直接的な証明はできないが、 γ 組織を現出できる高張力鋼の結果²⁰⁾から推定すると、上記の粗粒部は熱延で十分に再結晶しなかった粗大オーステナイト粒から変態したものと考えられる。

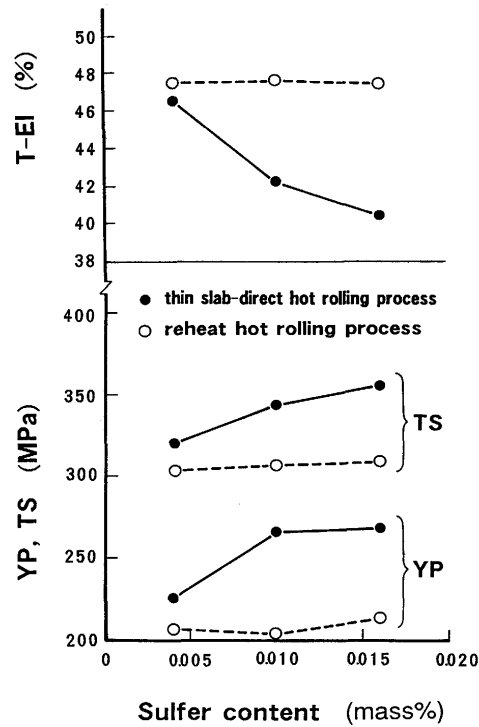


Fig.2. Mechanical properties of cold rolled sheets produced in a thin slab-direct hot rolling process and conventional process.

Fig. 2は簡熱材と通常プロセスの比較材の冷延鋼板の材質を横軸にS量をとって示したものである。簡熱材は通常プロセス材に比較すると全体に硬質で加工性が劣る。特に、S量が多くなると降伏点、引張強度が高く、伸びが低くなり、従来材との差が大きくなる。

Photo.2は簡熱材の熱延板の幅端面部の写真を示すが、S量が0.004mass%と少ないと、熱延での耳割れは生じないが、S量が多くなると耳割れが生じ、熱間加工性が問題になる。

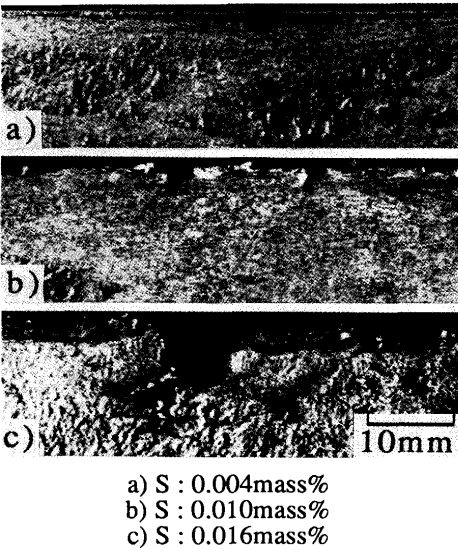


Photo.2. Hot cracking at the edge of hot bands containing different amount of S.

Table 2. Influence of Mn content, hot rolling temperature and heat treatment on the occurrence of the hot cracking at the edge of hot bands.

	Mn: 0.06%, S: 0.010%	Mn: 0.20%, S=0.010%
Directly hot rolled at 1400°C	○	○
Directly hot rolled at 1200°C	×	×
1250°C×1hr. holding	×	○
Hot rolled at 1200°C		

×: crack was observed at the edge of the hot band
○: no crack was observed at the edge

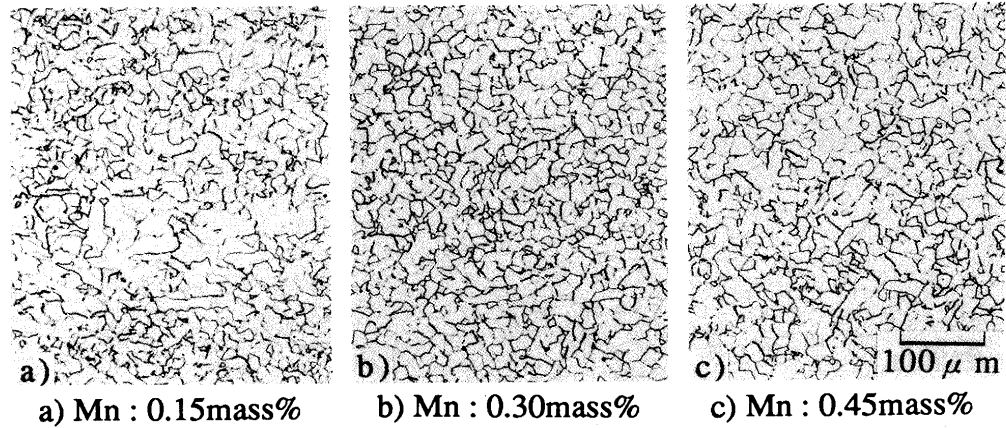


Photo.3. Microstructures of hot bands with different amount of Mn produced in a thin slab-direct hot rolling process.

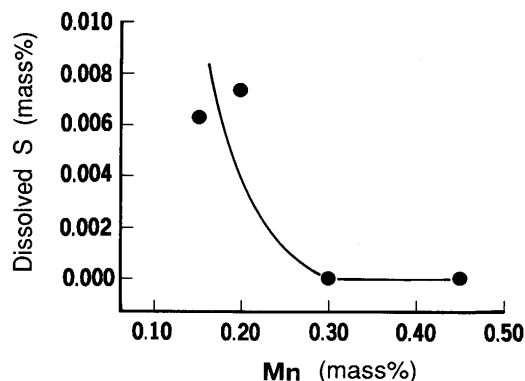


Fig.3. Dissolved S existing in hot bands with different amount of Mn produced in a thin slab-direct hot rolling process.

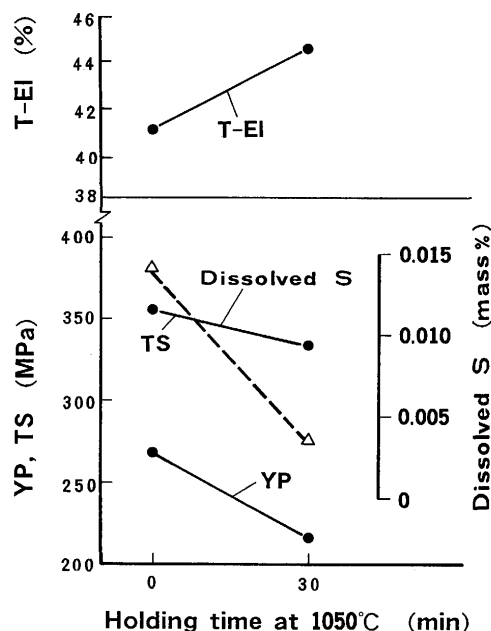


Fig.4. Influence of the heat treatment prior to hot rolling on the amount of dissolved S and mechanical properties of cold rolled sheets produced in a thin slab-direct hot rolling process.

Sを含んだ鋼の熱間脆性はMnの添加量によっても大きく影響されることが知られているので、耳割れの発生の有無とMn, Sの添加量の関係をより詳細に調べた。Table 2にその結果を示す。Sを0.01mass%, Mnを0.06mass%及び0.20 mass%含む2種類の材料を連続ミル²¹⁾を用いて2パスで60%の圧延をする際、 casting後すぐに1400°Cで圧延した場合は両材料共に、耳割れは発生しないが、1200°Cまで放冷してから圧延すると耳割れを生じる。また、1200°Cで圧延する前に1250°Cで1h保持すると、Mn量の多い材料では耳割れは生じなくなるが、Mn量が少ない材料では耳割れの発生は防止できない。

次にMn量を変化した材料D, E, Fの簡熱材の熱延板の組織をPhoto.3に示す。この場合、Photo.1でS量が多い時に見られた混粒組織が、低Mn鋼で観察される。また、Fig. 3に

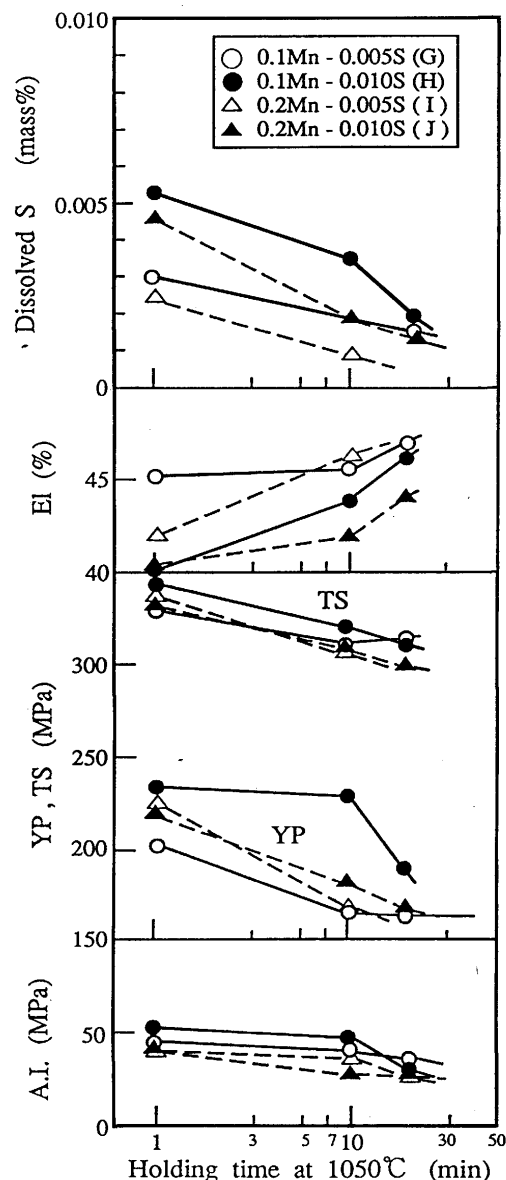


Fig.5. Influence of the heat treatment prior to hot rolling on the amount of dissolved S and mechanical properties of cold rolled low carbon steel sheets produced in a thin slab-direct hot rolling process.

抽出残渣で捕えられなかったS量であるDissolved Sと添加Mnの関係を示す。この結果は固溶Sおよび抽出残渣で捕えられなかった微細なMnSが混合組織の発生に関与していることを示唆する。

上記の推定を確認するために、型抜き後、付加的に一旦1050°Cの加熱炉に30min保持した材料の組織を観察した。その結果をPhoto.1(d)に示す。また、Fig. 4に冷延鋼板の材質及び熱延板中のDissolved S量を1050°Cで保持しなかった材料と比較して示す。これら結果より明らかなように、析出処理により混粒組織の生成は阻止でき、加工性も顕著に向上することがわかる。

材料G, H, I, Jを用いて、より系統的に析出処理による簡熱材の材質の変化を調べた。Fig. 5にその結果を示す。但し、この材料は800°Cで1min焼鈍した後、フェライト中の

C量を調整するため680℃まで5℃/sで冷却し、その後、セメントタイトの析出核を効率良く生成させるために100℃/sで235℃まで急冷し、即座に350℃まで10℃/sで加熱し、5 minで260℃まで傾斜過時効処理を行なった。この図より明らかなように1050℃で恒温処理した場合、10min程度の比較的短時間で材質は軟化し、Dissolved S量が減少するに伴い、降伏点、引張強度、時効指数AIが減少し、延性が向上する。

4. 考察

4・1 MnSの析出挙動

以上の実験結果よりMnSの固溶・析出挙動が組織及び材質に大きく影響を与えることが明らかになった。そこで、MnSの析出挙動をより詳細に検討することにする。

本実験で用いた鋼のうち、添加Mn、S量の積が等しい材料H、IについてFig.5の析出挙動のデータをFig.6に再整理した。ここで縦軸は添加S量の異なる二つの材料の析出挙動を比較するために実験から得られた析出S量を各鋼の添加S量で割

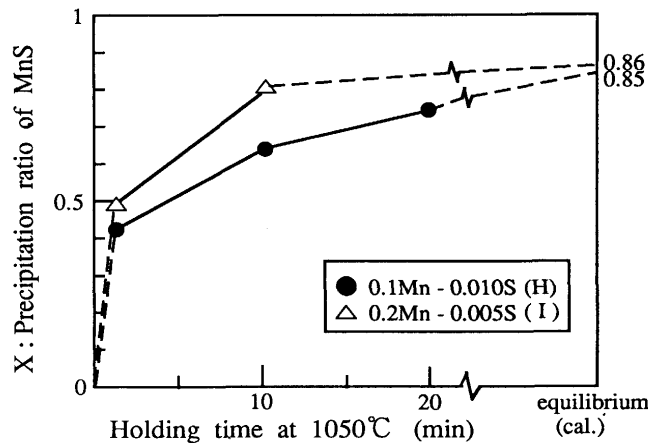


Fig.6. Difference in the precipitation behavior of MnS in low carbon steels between Materials H and I.

って析出率Xとして表記したものであり、右側縦軸にはMnSの溶解度積²²⁾より計算される計算平衡析出量から算出した平衡析出率を示してある。この図から材料H、Iは共に最終的にはほとんど等しい析出率を示すにもかかわらず、析出途上の経時変化に違いがみられる。この違いの現われた原因を考察することによりMnSの析出挙動の本質を明確にする。

γ 中でのSの拡散性はMnと比較して十分に高いことから、MnS析出のkineticsはMnの拡散により律速されると仮定すると、析出途上での γ 中のSの活量は析出物近傍や遠方にかかわらずほぼ一定と考えることができる。更に γ /MnS界面が分配局所平衡条件を満たしていると仮定すれば、 γ 中の平均組成が aX_j ($j = \text{Mn, S}$)の時の析出物界面の組成 bX_j はFig. 7a)に示すように aX_j を含むSの γ 中の等活量線と固溶度線の交点組成として近似的に求めることができる。ところで平均組成が aX_j の γ 中に存在する半径RのMnSの成長速度 v は、界面を挟むMnのマスバランスと γ 中のFickの法則及びZenerの定常下での近似解²³⁾から次式で近似的に表される。

$$v \sim (D/R) \{ (^aX_{\text{Mn}}/V_\gamma - ^bX_{\text{Mn}}/V_\gamma) / (^0X_{\text{Mn}}/V_{\text{MnS}} - ^bX_{\text{Mn}}/V_\gamma) \} \dots (1)$$

ここでDは γ 中のMnの拡散係数、 $^0X_{\text{Mn}}$ はMnS中のMn濃度、 V_γ 、 V_{MnS} はそれぞれ γ 相、MnS相のモル容積である。(1)式から界面組成が γ 中の平均組成から偏奇しているほど、即ち $^aX_{\text{Mn}} - ^bX_{\text{Mn}}$ の値が大きくなほどMnSの成長は速いことが分かる。Fig.7 b) は材料H、Iの成分系での初期 γ 中Mn濃度 $^iX_{\text{Mn}}$ 、平均濃度 $^aX_{\text{Mn}}$ 、界面濃度 $^bX_{\text{Mn}}$ 、平衡濃度 $^0X_{\text{Mn}}$ の関係を模式的に比較したものである。この図がより明瞭に示すように、析出量は材料Hの方が約2倍もあるにもかかわらず、析出途上での $^aX_{\text{Mn}} - ^bX_{\text{Mn}}$ の値は材料Iの方がHよりも大きくなり、(1)式を考慮すれば、Fig.6に示す両鋼の析出の経時変化の差異が理解できる。

MnSの析出はFig.7に想定したように分配局所平衡下で進行するという考え方に基くと $^aX_{\text{Mn}} - ^bX_{\text{Mn}}$ の値は析出物構

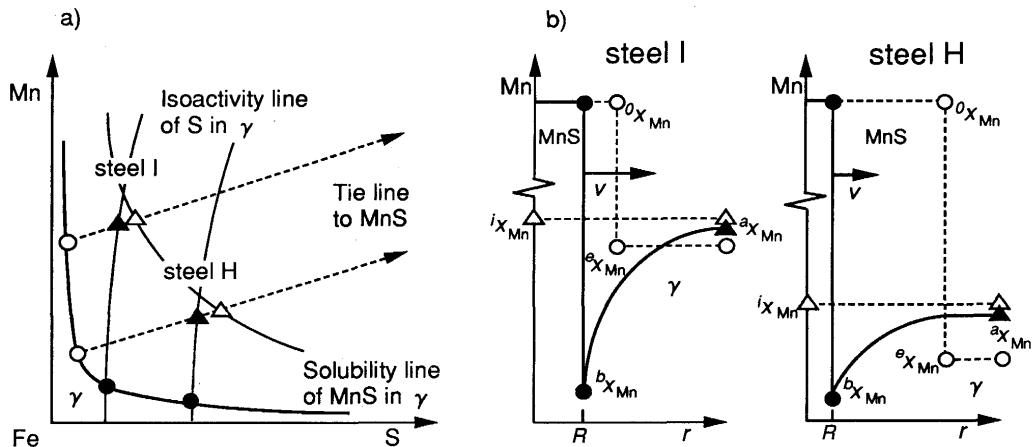


Fig.7. Schematic composition changes during precipitation of MnS in austenite. a) Isothermal phase diagram of Fe-Mn-S ternary system b) Mn concentration profile from the austenite/MnS interface (R: radius of the precipite, r: radial distance from the center of the precipite)

成元素の添加比Mn/S(一般的には析出を律速する拡散性の小さい元素Mの量とそれの大きい元素Cの量との比M/C)が大きいものほど大きくなる。本実験のMnSの析出が同程度の過飽和度を有するがM/Cの比が小さいHSLA鋼中のNbCの析出²⁴⁾に比較し、かなり速いこともこの考察より理解できる。

4・2 熱間加工性に及ぼす液相晶出とMnS析出の競合

Photo. 2に見られる鋼中S量の増加による熱間加工性の劣化は以前から報告されており^{25)~27)}, γ 域でのS richな液相の再融反応が熱間加工性の劣化の有力な原因の一つとして考えられ、大谷ら²⁸⁾によって熱力学的な裏付けもなされつつある。しかし、鋼中にMnが存在する本実験鋼のような系での液相の再融反応についての報告は少ない²⁹⁾。そこで熱力学計算ツールであるTHERMO-CALC³⁰⁾を用いて、データベース(SSOL)中で不備であったSに関する液相、 γ 相、 $\alpha(\delta)$ 相、Q相=(Mn, Fe) S相(結晶構造はMnSと同じであるが、Mnの位置にFeを含んだ相で状態図上では慣習によりQ相と記すが、本文では今まで述べてきたMnSと同じ意味で用いる)の熱力学パラメータ³¹⁾を整備した上で、Fe-Mn-S三元系計算状態図を作成し、液相晶出とQ相の析出の競合について考察し、S起因の熱間加工性の劣化に関する実験結果を検討した。

Fig. 8は計算より求めたMn=0.2mass%添加時のFe-Mn-S三元系等濃度断面状態図である。また、比較のためにFig. 9にFe-S二元系状態図を示す。Table 2で見られたように、薄鉄片-直接熱延プロセスでは1400°Cで加工した場合耳割れは生じない。これは、この温度での組織は δ 単相になり液相が存在しなかったためと考えられる。それが1200°Cまで放冷してから加工すると割れが生じる。これは δ/γ 変態の進行に伴い、 δ 中のSが濃化し、変態後の γ 粒界近傍でS濃度が高くなることと、温度の低下に伴いSの固溶度が小さくなり、吐き出されたSが γ 粒界に濃化することにより、粒界で液相が再融反応により生じたためと考えられる。また、Fig. 8の平衡状態図ではQ相の生成により液相が生じないはずのMn

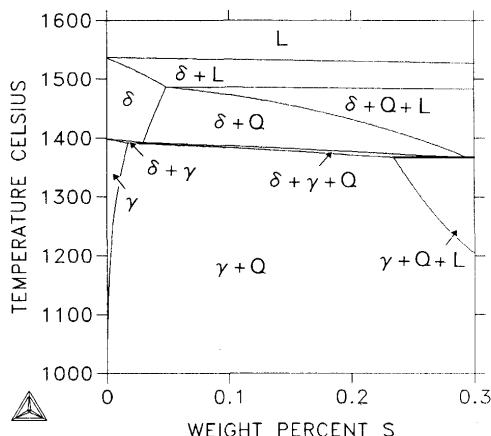


Fig.8. Computed vertical section diagram of Fe-Mn-S ternary system at 0.2mass% Mn.

添加量が0.2%と多い鋼でも割れが発生したのは、Q相の生成にはMnの γ 中の長距離拡散を要する一方、液相晶出には拡散の速いSの拡散のみで起こりうるということが原因と考えられる。すなわち、本実験のような凝固後短時間で1200°C近傍に冷却された場合にはMnの分配が遅れるためFe-Mn-S系のパラ平衡条件に近いFig. 9に見られるFe-S系の状態が与えられると考えることができ、この場合エネルギー的には不安定であるが、速度論的な観点から液相が晶出することは可能と思われる。Table 2の1250°Cで1h保持し平衡処理をした後1200°Cで加工したとき、Mnの多い材料では割れが観察されず、少ない材料では割れたことは本推論を支持する結果と考えられる。

また、従来、Sに起因する γ 域での熱間脆化をQ相の析出を通じて回避するために添加されるMn量はSの等量よりはるかに多いことも²⁶⁾、上記の液相晶出とMnS析出の速度論的な差異を考慮してのものと考えられる。

以上のように、薄鉄片-直接熱延プロセスにおける耳割れにみられる γ 域圧延での熱間脆性は再融反応による液相の出現が原因であることを示唆する。

4・3 MnSの析出と熱延組織の関係

熱延板の混粒組織の出現は熱延時の再結晶の遅れに基づく変態前の γ 組織の不均質が原因と考えられる。本実験で混粒組織が見られた材料は熱延前に固溶Sが多く存在するもので、熱延中に微細に析出したMnSによるpinningおよび粒界偏析傾向が強い固溶Sのsolute dragにより再結晶が著しく抑制されたものと思われる。また、割れが生じた材料と混粒組織の出現が良く対応するのは熱延前に固溶Sが存在し、かつ液相が現われるほどSが粒界に偏析しているためと考えられる。

4・4 MnSの析出と冷延板の材質の関係

MnSの析出と冷延板の材質の関係を明確にするために、材料Jの析出物の恒温処理に伴う形態変化を抽出レプリカによる電顕観察で詳細に調べた。Fig.10はその結果で、恒温処理によって0.05 μ m以下の析出物が減り、それ以上の大きさの析出物が増え、全体として析出物の数は減少している。

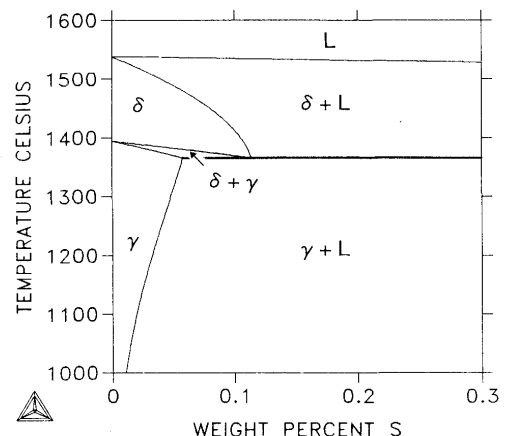


Fig.9. Computed Fe-S binary phase diagram.

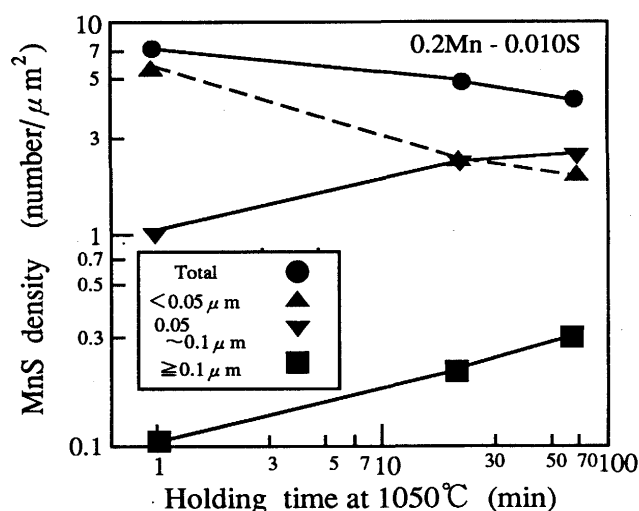


Fig.10. Changes in the density of MnS in different size ranges during isothermal holding at 1050°C.

0.05μm以下の微細なMnSは主に熱延中に析出したものと考えられる³²⁾。この結果とFig. 5の対比より、0.05μm以下のMnSの量が少ないほど冷延板の加工性は良好になることが分かる。この結果は著者らの一部³³⁾が以前、連続製造-熱間圧延直結プロセスでのMnSの析出挙動で明らかにした結果と良く一致する。また、Fig. 5で示した恒温処理によるA.I. (時効指数)の減少0.05μm以上の大きさのMnS³²⁾の数が増えたことにより、過時効処理後の固溶Cが減少したためと考えられる。

5. 結言

本報では薄鉄片-簡略熱延プロセス材の熱間加工性及び冷延鋼板の材質に及ぼす添加S量およびMnSの析出状態の影響を検討し、以下の結果を得た。

1) 薄鉄片-簡略熱延プロセス材は通常プロセス材に比較すると全体に硬質で加工性が劣る。特に、S量が多くなると、熱延での耳割れが生じるばかりでなく、熱延板が混粒組織になると共に、冷延板の降伏点、引張強度が高く、伸びが低くなり、従来材との差が大きくなる。

2) この傾向はMn添加量の増加ならびに熱延前のMnSの析出処理により緩和される。

3) 熱延前析出処理によるMnSの析出は比較的短時間で進み、かつ、添加S量とMn量の積が同じでも、その比が違っていると析出速度が異なることが明らかになり、その原因を熱力学的に考察し、MnSの析出が分配局所平衡条件で進行している可能性を示した。

4) Sの存在による熱間加工性の劣化はオーステナイトの再融反応による液相の出現が原因であると考えられる。その際、現象を理解するには状態図による平衡論だけでなく、速度論的考察が必須である。

5) 薄鉄片-簡略熱延プロセスでアルミキルド軟質冷延鋼板を製造するには材質の確保及び熱間加工性の観点より添加S量を減じるか、熱延前に適切な析出処理をし、固溶Sを低減することが重要である。

終わりに、本研究の遂行にあたり、有益な助言を頂きました新日本製鉄(株)八幡技術研究部部長河野彪氏、元技術開発本部参与(現:福岡工業大学教授) 武智弘博士及び元薄板研究センター主任研究員(現:静岡理工科大学教授) 矢田浩博士に深く感謝の意を表します。また、Fe-C-Mn-S系の熱力学パラメーターの評価に際しご協力して頂いた九州工業大学の長谷部光弘助教授に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) G. Flemming, P. Kappes, W. Rohde and L. Vogtmann: Stahl Eisen, **108** (1988), p.99
- 2) K. Brueckner: Metallurgical Plant and Technology, (1988), p.34
- 3) H.-J. Ehrenberg, L. Parschat, F.-P. Pleschiutchnigg, W. Rahmfeld and C. Prasser: Metallurgical Plant and Technology, (1989), p.52
- 4) G. Post, P. Meierling, T. Hoster, P. Fink and W.-D. Roepke: Stahl Eisen, **109** (1989), p.133
- 5) F.K. Iverson and K. Busse: Metallurgical Plant and Technology International, (1991), p.40
- 6) 武智弘, 川崎薫, 鈴木亨: 日本金属学会会報, **29** (1990), p.413
- 7) 佐柳志郎, 矢田浩, 加藤弘, 河野彪, 林田輝樹: 材料とプロセス, **1** (1988), p.1678
- 8) 例えば, 第131・132回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編), (1989)
- 9) 橋本嘉雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p.2263
- 10) 和田典巳, 塚本裕昭, 須賀正孝: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1438
- 11) 鎌田芳彦, 橋本保, 渡辺征一: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1446
- 12) 村田正彦, 西岡潔, 為広博: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1454
- 13) 齊藤良行, 宮川昌治, 鈴木健一郎, 上田修三, 志賀千晃: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1462
- 14) 松村義一, 佐柳志郎, 尾上泰光, 加藤弘: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1470
- 15) 佐藤一昭, 長尾正喜, 松倉竜雄: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1478
- 16) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1486
- 17) 塚谷一郎, 薬師寺輝敏, 勝亦正昭, 細見広次, 須藤正俊: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1501
- 18) 中沢吉, 秋末治, 札幌和彦, 織田昌彦: 鉄と鋼, **74** (1988), p.1509
- 19) 佐伯真事, 岡田進, 角山浩三, 真鍋昌彦, 糸山誓司: 材料とプロセス, **1** (1988), p.1682
- 20) 瀬沼武秀, 矢田浩, 松村義一, 二村忠: 鉄と鋼, **70** (1984), p.2112
- 21) 松村義一, 河野彪, 上田全紀, 中山正, 浜渦修一, 福田敬爾: 鉄と鋼, **71** (1985), S 1499
- 22) E.T. Turkdogan, S. Ignatowicz and J. Perrson: J. Iron Steel Inst., **180** (1955), p.349
- 23) C. Zener: J. Appl. Phys., **20** (1949), p.950
- 24) 赤松聡, 松村義一, 瀬沼武秀, 矢田浩, 石川信二: 鉄と鋼, **75** (1989), p.933
- 25) 花井義泰, 須藤一: 日本金属学会誌, **43** (1979), p.647
- 26) 鈴木洋夫, 西村哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p.2038
- 27) K. Yasumoto, Y. Maehara, S. Ura and Y. Ohmori: Mater. Sci. Tech., **1** (1985), p.111
- 28) 大谷博司, 西沢泰二: 鉄と鋼, **73** (1987), p.152
- 29) 及川勝成, 石田清仁, 大谷博司, 西沢泰二: 日本金属学会第110回春期講演概要集, (1992), p.135
- 30) B. Sundman, B. Jansson and J.-O. Andersson: CALPHAD, **9** (1985), p.153
- 31) M. Hillert and B. Sundman: Met. Trans., **7B** (1976), p.203
- 32) 林田輝樹, 佐柳志郎: 材料とプロセス, **2** (1989), p.1928
- 33) 林田輝樹, 佐柳志郎, 川崎一, 河野彪: 鉄と鋼, **73** (1987), S1266