

Ti添加極低炭素冷延鋼板の析出物制御による焼付硬化性

川崎 薫*・佐柳 志郎*²・瀬沼 武秀*・赤松 聡*・吉永 直樹*・秋末 治*

Bake Hardenability of Cold Rolled Ti-Bearing Extra Low Carbon Steel Sheets due to Precipitation Control

Kaoru KAWASAKI, Shirou SANAGI, Takehide SENUMA, Satoshi AKAMATSU, Naoki YOSHINAGA and Osamu AKISUE

Synopsis : Bake hardenability (BH) of cold rolled titanium-bearing extra low carbon steel sheets has been investigated by examining the precipitation behavior of sulfides and titanium-compounds in hot bands with varying sulfur and manganese content. In high sulfur steels (0.0050mas%) without manganese, $Ti_4C_2S_2$ mainly precipitated in hot bands, while through the addition of manganese MnS was promoted to precipitate before the $Ti_4C_2S_2$ precipitation and consequently titanium-compounds mainly consist of TiN and TiC in hot bands. On the other hand, in low sulfur steels (0.0015mass%) TiN and TiC mainly precipitated independently of manganese addition. As the solubility temperature of $Ti_4C_2S_2$ is higher than that of TiC, in an usual continuous annealing temperature range, $Ti_4C_2S_2$ does not dissolve and consequently carbon in solution does not exist while carbon is dissolved from TiC during annealing, which provides the bake hardenability for annealed sheets.

Through the precipitation control the BH of 30MPa is achieved for titanium bearing extra low carbon steel sheets with an elongation of greater than 50% and a r-value of higher than 2.0 after annealing.

Key words : bake hardenability; continuous annealing; cold rolled steel sheet; extra low carbon steel; precipitation; precipitation control; carbon in solution; manganese addition; low sulfur content; annealing temperature; chemical analysis; solubility temperature.

1. 緒言

近年、自動車車体の軽量化は省エネだけでなく環境問題への対策としてさらに推進される状況にある。そのため板厚の低減を目的とした鋼板の高強度化が検討されてきたが、とくに内・外板等のパネル用鋼板については、プレス成形性を確保するためにTiあるいはNbを添加した極低炭素冷延鋼板^{1)~7)}、いわゆるIF鋼 (Interstitial-Free steel) をベースとした鋼での高強度化が進められている。例えば、PやMn等を添加したもの^{8)~10)}は、強度と成形性とを兼ね備えた鋼板として注目される。

ところが、鋼板の高強度化は同時に降伏強度 (YP) を高め、面歪の観点からプレス成形時の加工性劣化を余儀なくされる。そのため、さらに厳しい加工性が要求されかつ、耐デント性の必要とされる外板用としては、こうした高強度鋼板をそのまま適用することが困難な場合もありうる。

鋼板を高強度化する手段としては、上述したような第三元素の添加による固溶強化で鋼板自体の強度を高める以外

に、プレス加工時の加工歪とその後の焼付塗装処理により強度を上昇させる焼付硬化性 (BH : Bake Hardening) を利用する方法がある。とくに厳しい成形性が要求される鋼板の高強度化にはこの特性を利用する方が有利である。この焼付硬化性は焼鈍後に固溶炭素あるいは窒素を残存させ、いわゆる歪時効現象により生じるものである。しかし、窒素については通常、熱延板段階で窒化物として完全に固定されるため、焼付硬化性の付与には固溶炭素が利用される。したがって、焼鈍後の固溶炭素量に対応して焼付硬化量は高くなるが、あまり多くなると降伏点伸びが発生しやすくなる。つまり、時効指数 (AI : Aging Index) で30MPaを超える固溶炭素量 ($\geq 5\text{ppm}$) が残存すると耐時効性が劣化しやすくなり、プレス加工時にストレッチャーストレインを発生させることになるため、実用的な焼付硬化量には限界があるといえる。

一般にIF鋼では、TiやNbなどの炭窒化物形成元素がC及びN量に対して等量以上に添加され、加工性を確保するため固溶炭素及び窒素がほとんど残存しない。したがって、焼

平成4年3月13日受付 平成4年9月4日受理 (Received on Mar. 13, 1992; Accepted on Sep. 4, 1992)

* 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 299-12)

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

付硬化性を付与することは今まで不可能と考えられていた。しかしながら、最近、こうした極低炭素冷延鋼板においても添加するTiあるいはNb量を制御することで焼付硬化性付与の検討^{7)8)11)~13)}がなされてきた。

Nbを添加した極低炭素冷延鋼板では、焼鈍温度を高めることによりいったん析出したNbCを焼鈍中に再固溶させることで焼付硬化性の付与が可能となることが見いだされている⁸⁾¹¹⁾。また、Ti及びNbを複合添加した極低炭素冷延鋼板では、Tiは窒素と当量を添加して窒素を完全に固定し、Nbの添加量を炭素の当量より少なくすることで過飽和な固溶炭素を残存させ、低温焼鈍でも焼付硬化性の付与を可能としている例もある⁷⁾。ところが、固溶炭素量により材質が大きく変動するため、製鋼時の成分変動による材質の不安定性が懸念される。

一方、Ti添加極低炭素冷延鋼板ではS量を低くすることにより焼付硬化性が付与されるという報告¹²⁾があるが、その原因としてS量の低減がTiCの析出核となるTiSの析出を抑制し、その結果、炭化物を形成させずに固溶炭素が残存するためとしているが、この点についてはいまだ十分に解明されていない。

ところで、著者らの一人がTiを添加した極低炭素鋼の熱延板において生成する析出物について調査した結果、Ti及びSの添加量や熱延加熱温度により加熱中に析出するTiの硫化物の組成が異なることを見いだした¹⁴⁾¹⁵⁾。すなわち、Ti量が多い場合あるいはS量が少ない場合には、硫化物は主として $Ti_4C_2S_2$ が、Ti量が少ない場合あるいはS量が多い場合にはTiSが析出し、また、加熱温度が高い場合は、 Ti_xS_y ($x \leq y$) が、低い場合は $Ti_4C_2S_2$ が析出する。一方、Mnを添加するとTiSが析出せずにMnSが析出するという報告もある¹⁰⁾。そのため、成分あるいは熱延加熱温度による熱延板での硫化物の変化は、これに伴う炭化物の析出挙動も変化させ、それにより冷延・焼鈍後の焼付硬化性に影響を及ぼすものと予測される。しかしながら、熱延板における析出物の析出挙動の変化から冷延・焼鈍後の焼付硬化性を検討した報告はほとんどない。

そこで本研究では、熱延板における析出物の析出制御によりTiを添加した極低炭素冷延鋼板に焼付硬化性を付与することを目的として、S及びMn添加量を変化させ、それに伴う熱延板における析出物、とくに硫化物の生成挙動を詳細に調査し、それが冷延・焼鈍後の焼付硬化性に及ぼす影響について系統的に検討した。

2. 実験方法

供試鋼はTable 1に示す化学組成のTi添加極低炭素鋼で、いずれも真空溶解材である。S量を0.0015(steel 1~3)及び0.0050mass% (steel 4~6)の2水準で変動させ、それぞれさらにMn量を0~1mass%の範囲で3水準変化させ

Table 1. Chemical compositions of studied steels.(mass%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
1	0.0017	0.01	0.009	0.009	0.0015	0.031	0.038	0.0019
2	0.0018	0.01	0.500	0.010	0.0011	0.031	0.040	0.0020
3	0.0020	0.01	0.980	0.010	0.0021	0.034	0.040	0.0020
4	0.0017	0.01	0.007	0.009	0.0054	0.040	0.044	0.0019
5	0.0025	0.01	0.490	0.010	0.0055	0.032	0.039	0.0018
6	0.0027	0.01	0.980	0.009	0.0060	0.034	0.039	0.0021

た計6鋼種である。

予備熱延により50mm厚とした鋼片を1050℃で1h加熱した後、6パスの圧延により4mm厚の熱延板にした。仕上圧延温度は Ar_3 変態点以上の930℃とし、圧延後50℃/sの冷却速度で700℃まで散水冷却した。冷却後直ちに700℃で1h保定して巻取り処理を行なった。得られた熱延板を酸洗後0.8mm厚まで圧下率80%で冷間圧延し、連続焼鈍に相当する熱処理に供した。赤外線加熱炉で10℃/sで800~850℃まで加熱し、1min保持した後100℃/sで室温まで冷却した。さらに1%の調質圧延を行なってJIS 5号試験片による引張試験、時効指数 (AI : Aging Index) と焼付硬化量 (BH : Bake Hardenability) の測定を行なった。ここで AI は圧延方向に10%の引張予歪を与えた後、100℃で1hの熱処理を行ってから引張試験による降伏応力の上昇量である。また、 BH 量は2%の引張予歪を与え、焼付塗装に相当する170℃で20minの熱処理を施してから引張試験による降伏応力の上昇量である。なお、熱延板についても巻取り処理後の固溶炭素量を調べるため AI の測定も行なった。

熱延板の析出物についてはその同定と析出量変化を調べるために、抽出レプリカによる透過電子顕微鏡観察と抽出残さの化学分析及びEDS (Energy Dispersed Spectroscopy) による分析を行なった。

3. 実験結果

3・1 焼鈍板の機械的性質

850℃で再結晶焼鈍した6鋼種の機械的性質をFig. 1に示す。いずれのS量についてもMn量の増加に伴い降伏点 (以後 YP と呼ぶ) が上昇するとともに、引張強さ (以後 TS と呼ぶ) も1mass%のMn添加で50MPa程度上昇する。一方、伸び (以後 El と呼ぶ) 及び r 値はMnの添加により低下し、 El は1mass%の添加で10%近く低下するが、高S材の方が高い値を示している。また、 r 値については、高S材で1mass%のMnを添加しても r 値の劣化は比較的少なく、1.8以上の高い値を示す特長がある。

焼鈍板の AI はFig. 2に示すようにS量によってMn添加に伴う変化が異なる。S量が0.0015mass%と少ない場合は、Mnの添加量によらず AI は10MPa以上になる。一方、S量が0.0050mass%と多くなるとMn量が0.5mass%までの低い領域では、 AI は0MPaとなり、1mass%添加すると10MPa以上の AI となる。いずれも AI としては時効性には問題のな

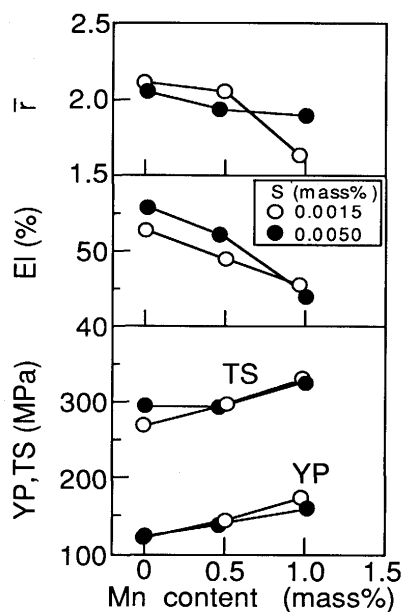


Fig. 1. Effect of Mn and S content on tensile properties after cold rolling and annealing.

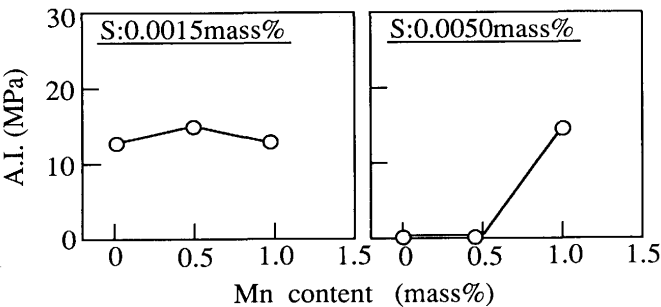


Fig. 2. Effect of Mn and S content on aging index (A. I.) after cold rolling and annealing.

い値である。なお、熱延板でのAIはここでは示さないが、いずれの鋼についても0 MPaであったため、これは熱延板段階では炭素及び窒素は全てTiにより固定され、固溶炭素及び固溶窒素は残存していないことを示唆する。

一方、焼鈍板のBH量はFig. 3に示すようにMnの添加量に対し、S量が0.0015mass%では若干低下する傾向があるが、Mn量が1 mass%でも25MPa以上の値を示す。一方、S量が0.0050mass%と多い場合は、逆にMn量の増加によりBH量は大きくなり、1 mass%のMn添加により25MPa以上のBH量となる。BH量とAIはその測定条件において予歪量と熱処理温度が異なるだけで、鋼板中に存在する固溶炭素量ないしは固溶窒素量にのみ依存するもので、AIの変化とBH量の変化は良い対応を示す。

3・2 BH性に及ぼす焼鈍温度の影響

Fig. 4にMn量に伴うBH量の変化を、焼鈍温度をパラメーターとして整理したものを示す。S量が0.0015mass%と低い鋼 (steel 1～3) では、いずれの焼鈍温度においてもMn

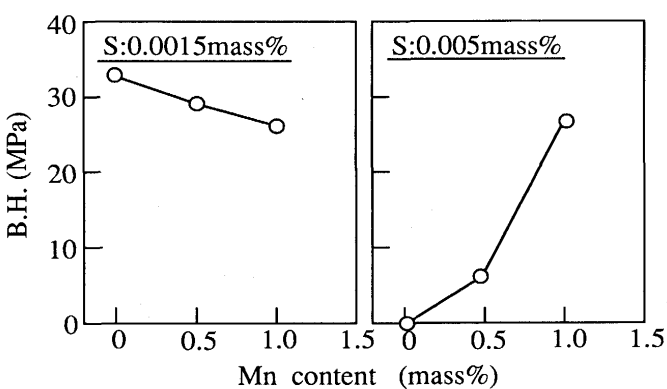


Fig. 3. Effect of Mn and S content on bake hardenability (B. H.) after cold rolling and annealing.

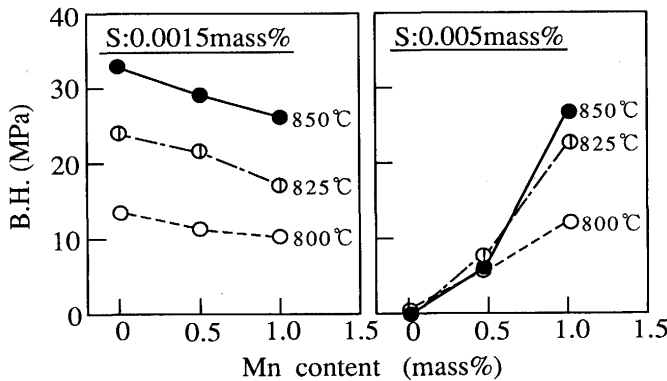


Fig. 4. Effect of annealing temperature on bake hardenability (B. H.) after cold rolling and annealing.

量の増加にともないBH量は低下する傾向があるが、焼鈍温度の上昇に伴ないBH量は増加し、850°Cでは1 mass%のMnを添加しても25MPa以上のBH量が得られる。一方、S量が0.0050mass%と高い鋼は、Mn無添加ではいずれの焼鈍温度でもBH量は0 MPaであるが、Mn量の増加あるいは焼鈍温度の上昇に伴ないBH量は上昇し、1 mass%添加すると850°Cで25MPaを超えるBH量が得られる。したがって、BH量にはS、Mn量及び焼鈍温度に依存性があり、S及びMn量によってBH性を得るのに必要な固溶C量を確保するための焼鈍温度も異なる。つまり、S量が低い場合には焼鈍温度を800°C以上とすればCを再固溶させることができるが、S量が高い場合には、0.5mass%以上のMnを添加しないと800°C以上でもCを再固溶させることができないことを示唆する。

4. 考察

4・1 S及びMn添加量による析出物の変化

0.0015及び0.0050mass%のSを含む鋼について、Mnの有無による熱延板での析出物の変化をSPEED法により作製したレプリカを用い、電顕で調査した。S量が0.0015mass%と

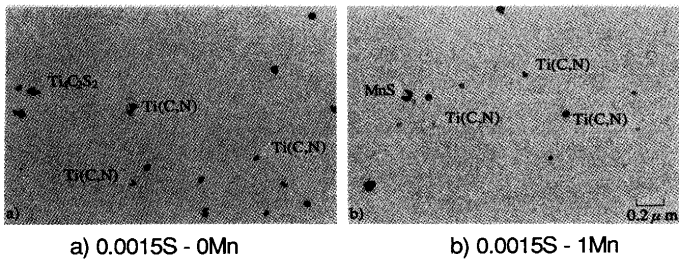


Photo. 1. Electron micrographs of extracted replicas showing precipitates in hot rolled sheets of 0.0015S-0Mn(a) and 0.0015S-1Mn(b) steels.

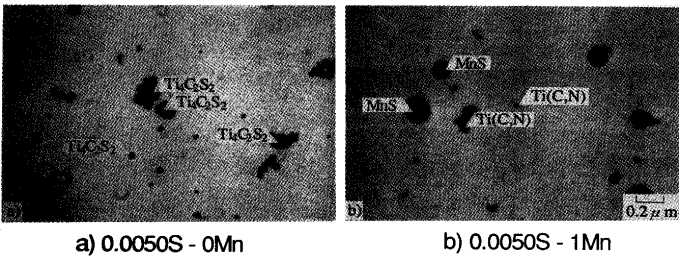


Photo. 2. Electron micrographs of extracted replicas showing precipitates in hot rolled sheets of 0.0050S-0Mn(a) and 0.0050S-1Mn(b) steels.

低い鋼では、Photo. 1に示すようにMn添加の有無によらず $0.05\mu\text{m}$ 以下の析出物が主体であり、いずれもEDSによる分析ではそのほとんどはTiの化合物と同定され、熱延板でのAIが0 MPaであったことを考慮すればこれらの化合物はTiの炭化物 (TiC) 及び窒化物 (TiN) と推定される。なお、Photo. 1(a)の一部に $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ が、Photo. 1(b)の一部にはMnSも析出していた。

一方、S量が0.0050mass%と高くなると、Photo. 2(a)に示すように、Mn無添加の鋼 (steel 4) では、 $0.05\mu\text{m}$ 以下の細かい析出物と $0.1\mu\text{m}$ 程度の析出物が存在し、いずれも $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ と同定された。一方、Mnを1.0mass%添加した鋼 (steel 6) でも、Photo. 2(b)に示すように $0.05\mu\text{m}$ 以下及び $0.1\mu\text{m}$ 程度の析出物が析出しており、EDSによる分析の結果、 $0.1\mu\text{m}$ 程度の析出物はMnSと同定される。一方、 $0.05\mu\text{m}$ 以下のものはTiの化合物と同定され、やはり熱延板におけるAIが0 MPaであることからTiC及びTiNと推定される。したがって、Photo. 1での結果と比較すると、S量が多い場合、Mnの添加は $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ の析出を抑制してMnSの析出を促進すると同時に、CはTiCとして析出してくるものと推察される。

なおここで、析出物の同定はEDSによる分析で検出される元素のピーク高さの比から行なった。とくに鋼中のTi及びSを含む析出物については、すでにTiSや $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ の存在がX線回折により確認されていること¹⁵⁾¹⁶⁾、また、Liuら¹⁷⁾はEDSとSIMSを用いて $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ の析出挙動を調査していることから、EDSにおけるピーク高さの比が析出物に含まれる元素の比にほぼ対応するものと判断して同定した。また、Photo. 1及び2を比較するとSが0.0050mass%と高い鋼では、析出物の大きさがS量の低いものに比べて大きいこともわかる。そのためFig. 1に示した冷延・焼鈍後の機械的性質において、高S材の方が低S材に比べて高い El と n 値を示したものと推察される。

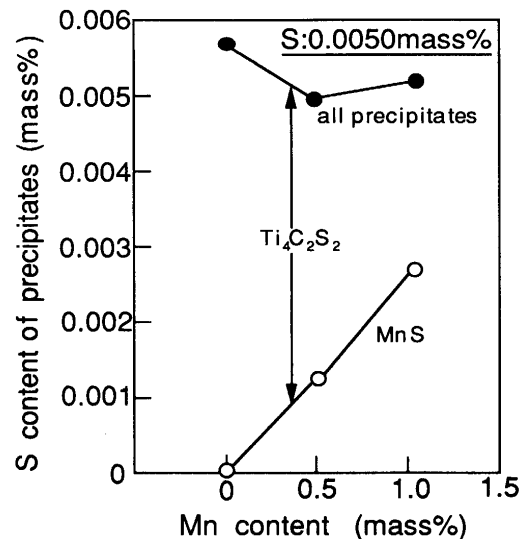


Fig. 5. Effect of Mn and S content on Ti content of electrolytically extracted precipitates in hot rolled sheets.

4・2 析出物の析出量変化

次に、析出物の析出量変化を調査するために、熱延板より採取した抽出残さについて化学分析を行なった。Fig. 5は、0.0050mass%S鋼について熱延板段階で析出したS量、つまり、析出する硫化物のMn添加量に伴う変化を調べたものである。なお、S量が0.0015mass%と低い鋼では、析出したS量は検出されなかったが、これは硫化物の析出量が少ないことに起因するものと考えられる。0.0050mass%S鋼では、鋼中のSはそのほとんどが硫化物として析出しており、Mnを添加するとMnSの析出量が増加し、1 mass%の添加でおよそ半分のSがMnSとして析出している。また、前述した電顕観察結果から、全析出物における析出S量とMnSとして析出するS量との差は $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ として析出するS量とみなせるので、Mnの添加は $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ に先立ってMnSを析出させ、その

結果、 $Ti_4C_2S_2$ の析出を抑制する効果があることが明らかである。

Fig. 6は、熱延板に析出したTi量についてFig. 5と同様の調査を行なった結果である。硫化物の析出が少ない0.0015

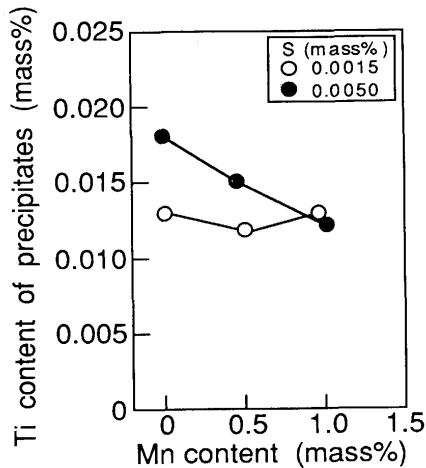


Fig. 6. Effect of Mn and S content on Ti content of electrolytically extracted precipitates in hot rolled sheets.

mass% S鋼では、Mnを添加しても析出Ti量はほぼ一定値を示している。このことは、Photo. 1での観察結果を考慮すると、 $Ti_4C_2S_2$ の析出量が少なく、析出するTiはTiN及びTiCが主体であるためと推察される。一方、0.0050mass% S鋼では、Mn添加量の増加により析出Ti量が減少していることがわかる。これはPhoto. 2及びFig. 5での結果から、Mnの添加によりMnSの析出が増加する反面、 $Ti_4C_2S_2$ の析出が減少することに起因するものと考えられる。

4・3 Thermo-Calcによる多相間平衡計算

本研究で用いた成分系での析出物の析出挙動を熱力学的に計算した結果をFig. 7及び8に示す。なお、計算はLiuら¹⁸⁾の用いた熱力学データ及び標準自由エネルギー関数をThermo-Calc(Version G)¹⁹⁾に導入して多相間平衡計算を行ない、Liuらの結果ともよく対応することを確認した上で実施した。計算条件として成分はC : 0.002mass%, N : 0.0015 mass%, Ti : 0.04mass%とし、S及びMn量をそれぞれ0.0015及び0.005mass%, 0及び1 mass%と変化させた。また、計算温度範囲はオーステナイト (γ) 域とした。Mn無添加の場合は、Fig. 7に示すようにS量の多少によらず γ 域ではTiNと $Ti_4C_2S_2$ が析出することになる。また、S量の少ない鋼では $Ti_4C_2S_2$ の析出量が大きく減少することも示唆してい

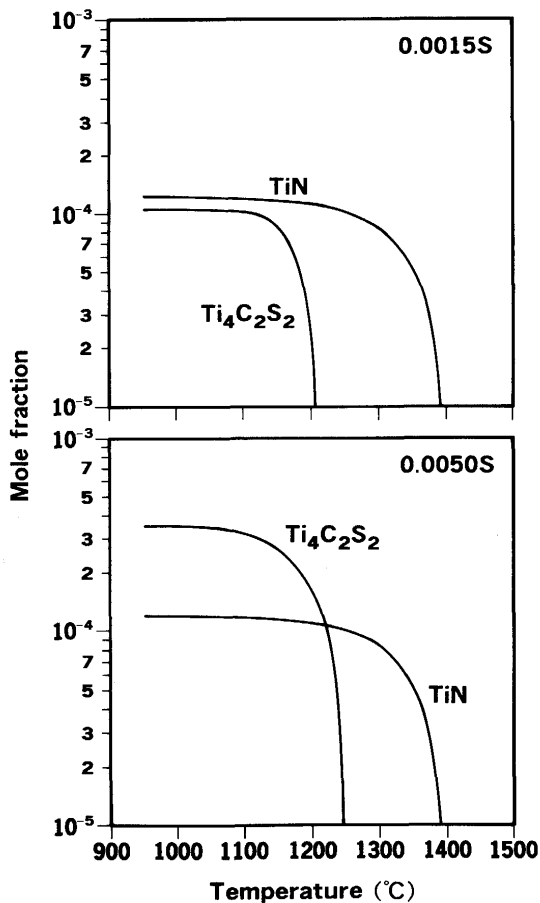


Fig. 7. Calculated mole fraction of undissolved TiN and $Ti_4C_2S_2$ in the austenite by Thermo-Calc in 0.0015S-0Mn and 0.0050S-0Mn steels.

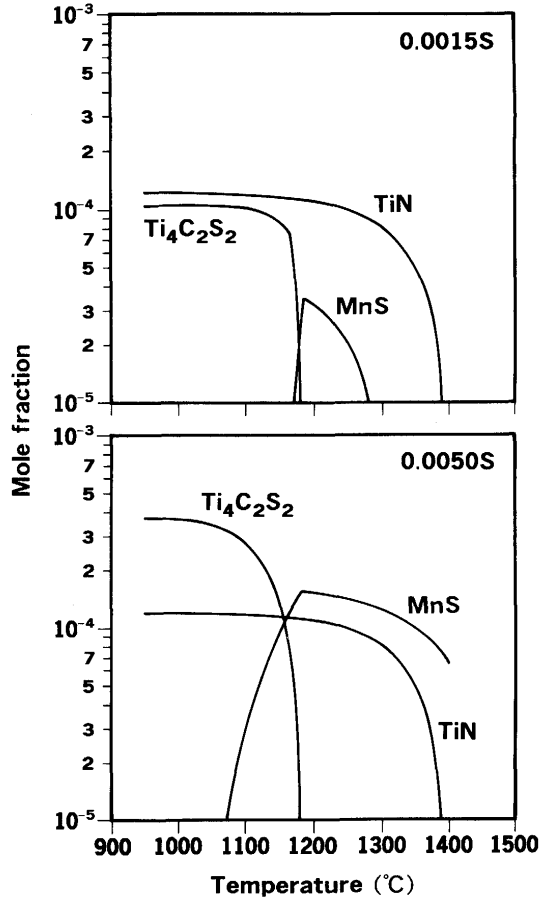


Fig. 8. Calculated mole fraction of undissolved TiN and $Ti_4C_2S_2$ in the austenite by Thermo-Calc in 0.0015S-1Mn and 0.0050S-1Mn steels.

る。したがって、鋳造後から熱延での圧延終了までに析出するものはTiNと $Ti_4C_2S_2$ であるが、S量が少なくなると $Ti_4C_2S_2$ の析出量が大きく減少するため、Cは巻取り時にTiCとして析出してくるものと推察される。ところが、これらの鋼にNnを添加すると析出挙動が変化する。すなわち、Fig. 8に示すように、Mnを1 mass%添加することにより高温域からMnSが析出するようになるが、 $Ti_4C_2S_2$ が析出し始めるとその析出量が減少し、今回の実験条件である加熱温度1050℃ではMnSは全く析出しないことになる。なお、S量の低い場合は高い場合に比べてMnSの析出量も少ないが、 $Ti_4C_2S_2$ の析出量も少ないことも示している。ところで、これらの計算は、あくまで各成分の鋼を各温度に保定した場合の完全平衡状態における結果を示すものである。したがって、凝固から熱延終了までの温度履歴を考慮するとMnを添加した鋼では、計算上MnSと $Ti_4C_2S_2$ の両方が共存析出できない温度域でも、実際には鋳造後の冷却中にMnSが $Ti_4C_2S_2$ に先立って析出し、熱延での圧延終了までに両析出物が共存すると考える方が妥当であろう。そのため、今回のように1050℃に再加熱し保定した場合には、 $Ti_4C_2S_2$ の析出量はFig. 8の計算結果に比べて大きく減少し、前述のS量の少ない鋼の場合と同様に、Cは巻取り時にTiCとして析出してくるものと考えられる。以上の計算結果から、(1)S量が高く、Mn無添加の場合には、Cは加熱時にそのほとんどが $Ti_4C_2S_2$ として析出するため、加熱時でも固溶Cはほとんどないこと、(2)S量の低い鋼、あるいはS量が高くてもMnが添加された場合は $Ti_4C_2S_2$ の析出量が少ないため、Cはそのほとんどが加熱時には固溶状態で残存することが予測される。これは熱延中及び熱延後に、(1)ではTiCは析出しないこと、(2)ではTiCが析出することを示唆するものであり、前述した電顕観察での析出変化及び化学分析による析出量変化をよく説明できる。

4・4 BH量に及ぼすTiC析出の効果

ここで熱延板段階で析出する析出物は、TiN, MnS, $Ti_4C_2S_2$ 及びTiCであると限定し、Nは熱延前の加熱時にすべてTiで固定されるものと仮定する。この時、化学分析により求めた析出S量及び析出Ti量から、熱延板段階でTiCとして析出するC量をおおよそ見積ることができる。その結果をMn添加量に対して示したものがFig. 9である。なお、焼鈍板のBHの結果もあわせて示した。0.0015mass%S鋼では、Mn量によらずCは熱延板段階でほぼTiCとして析出していることがわかる。一方、0.0050mass%S鋼では、Mn量が0.5 mass%以下と少ない場合、熱延板段階でCはそのほとんどが $Ti_4C_2S_2$ として析出するため、TiCがほとんど析出していない。そして、これらの結果はやはり前述した計算結果からも支持されるものである。また、熱延板段階でTiCとして析出するC量と焼鈍板のBH量はよく対応しており、TiCとして析出するC量が多いほどBH量は高い値を示すこともわかる。これはLiuら¹⁸⁾が熱力学的検討を行っているように、

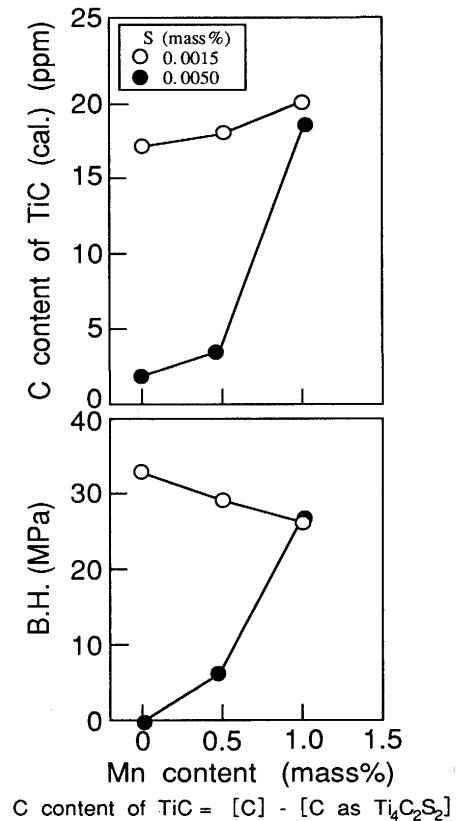


Fig. 9. Effect of Mn and S content on C content of TiC of hot rolled sheets and on bake hardenability (B. H.) after cold rolling and annealing.

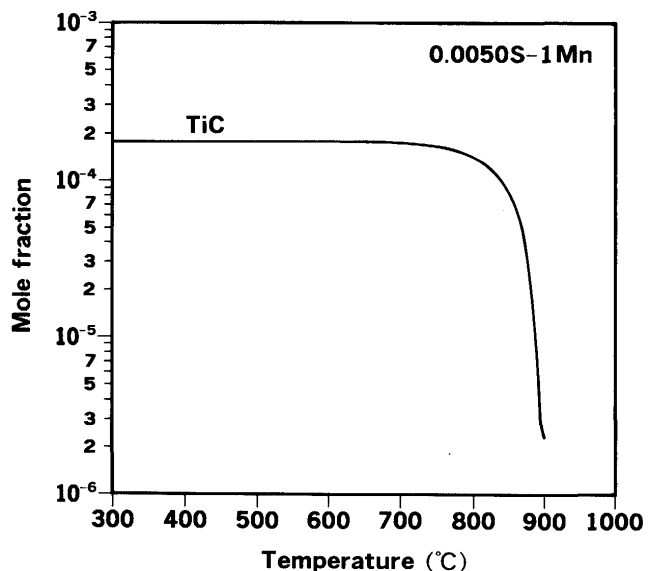


Fig. 10. Calculated mole fraction of undissolved TiC in the ferrite by Thermo-Calc in 0.0015S-1Mn and 0.0050S-1Mn steels.

$Ti_4C_2S_2$ はTiCに比べて溶解度積が小さく安定であることから、炭化物は熱延板段階ではTiCとして析出させた方が、冷延後の再結晶焼鈍において焼付硬化性を付与するためのCが再固溶しやすくなることに起因するものと推察される。さらに、

Fig.10は0.0050S-1Mn鋼のフェライト域にけるTiCの析出量変化を、Thermo-Calcで行なった計算結果であるが、この結果からもTiCは今回の焼鈍条件で再溶解しうることがわかる。

したがって、Tiを添加した極低炭素鋼において焼付硬化性を付与するには、添加S量を極力低下させるか、あるいはS量が高い場合でも、Mnを添加して $Ti_4C_2S_2$ に先立ってMnSを析出させることにより、熱延板段階でCをTiCとして析出させることが有効である。また、Mn以外にもCa及びREM等のSとの化合物を形成しやすい元素を添加しても、やはり同様の効果により焼付硬化性付与の可能性のあるものと考えられる。

5. 結言

Tiを添加した極低炭素冷延鋼板についてS及びMn添加量を変化させ、それに伴う析出物の析出挙動を調べるとともに、それが冷延・焼鈍後の材質、とくに焼付硬化性に及ぼす影響について検討した結果、以下の結論を得た。

(1)S量が0.0015mass%の鋼では、Mn添加量によらず25MPa以上のBH量を示すが、S量が0.0050mass%では、1mass%Mnの添加により25MPa以上のBH量を示すようになる。

(2)熱延板の析出物は、S及びMn添加量により変化しており、S量が0.0015mass%と少ない鋼では、ほとんど硫化物は析出せず、TiN及びTiCが析出している。一方、S量が0.0050mass%と高い場合は、Mn無添加で炭化物はSとともに $Ti_4C_2S_2$ として析出する。しかし、Mnの添加に伴いその析出量が減少し、かわりにSはMnSとして、CはTiCとして析出する。

(3)Ti添加極低炭素冷延鋼板に焼付硬化性を付与するためには、熱延板段階で $Ti_4C_2S_2$ の析出を抑制し、炭化物をTiCとして析出させることが必要である。S量を低減するか、あるいは、S量が高い場合にはMnを添加することが有効であ

る。

(4)S及びMn量の調整により、約30MPaのBH量を有し、 $YP:150MPa$, $TS:300MPa$, $El:50\%$, r 値:2.0の焼付硬化性及び加工性の優れた冷延鋼板を安定して製造できることを示した。

本研究の中で、Thermo-Calcによる多相間計算を実施する際に、熱力学データ及び標準自由エネルギー関数の導入等について、適切なご指導及びご助言賜りました九州工業大学・物質工学科・長谷部光弘助教授に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) 福田宜雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), p.841
- 2) 秋末治, 高階喜久男: 金属学会誌, **36** (1972), p.1124
- 3) 橋本修, 佐藤進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), p.1962
- 4) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦, 浅井徹, 山下康彦: 鉄と鋼, **65** (1982), S588
- 5) O. AKisue, T. Yamada and H. Takechi: Int. J. of Vehicle Design, IAVD Congress on Vehicle and Components, (1986), B79
- 6) 徳永良邦, 山田正人, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, **73** (1987), p.341
- 7) N. Kino, M. Yamada, Y. Tokunaga and H. Tsuchiya: Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products, TMS-AIME Fall Meeting, India, U.S.A., (1989), p. 197
- 8) T. Irie, S. Satoh, A. Yasuda and O. Hashimoto: Metallurgy of Continuous Annealed Sheet Steel, TMS-AIME Annual Meeting, Dallas, U.S.A., (1982), p. 155
- 9) 山田正人, 徳永良邦, 山本満治: 鉄と鋼, **73** (1987), p.1049
- 10) 岡本篤樹, 水井直光: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 422
- 11) 佐藤進, 入江敏夫, 橋本修: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1362
- 12) T. Obara, S. Satoh, S. Okada, S. Masui and K. Tsunoyama: Proc. Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals, Japan, (1988), p.676
- 13) 水井直光, 岡本篤樹: 材料とプロセス, **3** (1990), p.1814
- 14) 新日本製鉄㈱ (私信) 1991年7月
- 15) 佐柳志郎, 川崎薫, 河野彪: 材料とプロセス, **2** (1989), p.2015
- 16) C. J. Ball: Met. Sci., **18**(1984), p.577
- 17) W. J. Liu, S. Yue and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, **20A**(1989), p. 1907
- 18) W. J. Liu and J. J. Jonas: Metall. Trans. A, **20A** (1989), p.1361
- 19) B. Sundman, B. Jansson and J. O. Anderson: CALPHAD, **9** (1985), p.153