

極低炭素Ti添加冷延鋼板の r 値および析出物形態に及ぼすMn量の影響

橋本 俊一*・与田 利花*²・三好 鉄二*³・向井 陽一*
難波 茂信*⁴・塚谷 一郎*

Effect of Mn Content on r -value and Precipitates Morphology in Ti-added Ultra-low Carbon Sheet Steels

Shunich HASHIMOTO, Rika YODA, Tetsuji MIYOSHI, Youichi MUKAI,
Shigenobu NANBA and Ichrou TSUKATANI

Synopsis : The influences of precipitates morphology in Ti-added ultra-low carbon sheet steels with carbon content reduced less than 0.001%, in order to clarify the relationships between the r -value and Mn content, and slab reheating temperature, was closely investigated from the viewpoints of grain size of hot band and grain growth during annealing. The obtained results are as follows;

- (1) The mean r -value in 0.05% Mn steel improves with dropping the slab reheating temperature (SRT) and shows the highest value at 1050°C. Contrary, the mean r -value in 0.35% Mn steel remains almost a constant even if the slab reheating temperature changes.
- (2) Precipitates after hot rolling in 0.05% Mn steel is TiS at a SRT of 1050°C, while fine $Ti_4C_2S_2$ at a SRT of 1200°C, which is assumed to precipitate during and/or after hot rolling. Contrary, coarse MnS is much observed in 0.35% Mn steel after slab reheating at 1050 and 1200°C, and consequently after hot rolling.
- (3) The change in mean r -value as functions of Mn content and SRT can be explained by the changes in hot band grain size and grain growth in relation to the precipitation behavior such as sulfides during slab reheating and hot rolling process.

Key words: Ti-added ultra low carbon steel; drawability; r -value; manganese content; slab reheating temperature; grain size; precipitation; TiS; $Ti_4C_2S_2$; MnS; phase diagram.

1. 緒言

優れた深絞り性を有する鋼板として鋼中の炭素、窒素を低減し、さらにそれらとの溶解度積の小さいTiやNbなどを原子等量比以上に添加し、炭・窒化物として強固に固定したInterstitial free鋼（以下、極低炭素IF鋼と略す）が有効であることが明らかにされている^{1,2)}。開発当初は鋼中炭素量が100 ppm程度であったことなどから得られる r 値も2.0以下に留まっていたが、製鋼の脱ガス技術の進歩により、20 ppm以下の炭素量の溶製が可能となったことなどにより、極めて高い r 値を有する鋼板の製造が可能となり³⁾、一体成形部品やオイルパンなどの難加工部材に広く適用されるようになった。鋼中炭素量は年々減少しており、近い将来、炭素量10 ppm以下の極低炭素IF鋼の製造が現実のものとなり、それにともないTiやNbなどの炭窒化物形成元素の添加量も減少するものと考えられる。

極低炭素IF鋼が優れた深絞り性を発揮する機構としては、侵入型固溶元素の固着によるマトリックスの浄化が最大の要因である²⁾とされているが、近年、それに加えて

炭窒化物、硫化物など焼鈍時の粒成長性に関与する析出物の制御が重要であることが指摘され、精力的な研究が成されている^{4,7)}。例えば、佐柳ら⁴⁾は低温加熱熱延-高温巻取により連続焼鈍後の r 値が向上するのは、比較的粗大な $Ti_4C_2S_2$ が析出することにより再結晶前までに微細に析出するTiC量が低減するためとしている。このため、加熱や熱延過程における炭化物や硫化物分布形態の調査やThermo-calcによる予測が行われている^{5,6)}。著者らも硫化物析出挙動におよぼすTi、Mn量の影響および r 値との関係について調査し、Mn量が0.1 mass%（以下、%と略す）以下の鋼よりも0.3~0.5%程度のMnを添加した鋼の方が、熱延板における析出物が粗大化し、 r 値が向上することを報告した⁸⁾。従来、低炭素Alキルド鋼において、Mnの含有はMn-Cダイボールの形成により顕著に r 値が低下すること、また、極低炭素IF鋼においてもそれほど顕著ではないが、Mn量の増加とともに r 値が低下することが報告されており⁹⁾、過去の報告とは異なる結果となっていた。このように、Mnの効果が十分に解明されているわけではない。

さらに、今後極低炭素化が進み、それに伴ってTi添加

平成10年3月20日受付 平成10年9月26日受理 (Received on Mar. 20, 1998; Accepted on Sep. 26, 1998)

* (株)神戸製鋼所 加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675-0023)

* 2 (株)神戸製鋼所 加古川製鉄所 (現: (株)コベルコ科研) (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., now Kobelco Research Institute, Inc.)

* 3 (株)神戸製鋼所 加古川製鉄所 (現: 神鋼鋼線工業(株)) (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., now Shinko Wire Co., Ltd.)

* 4 ((株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratory, Kobe Steel Ltd.))

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

steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	O
A	0.0008	0.01	0.05	0.010	0.006	0.019	0.022	0.0025	0.0020
B	0.0006	0.01	0.35	0.010	0.006	0.043	0.022	0.0022	0.0043

量が減少すると生成する硫化物系析出物の形態が変化し、それらはMn量の影響を強く受けると推定される。そこで、炭素量が10ppm以下の極低炭素Ti添加鋼を用いて、r値に及ぼすMn量およびスラブ加熱温度の影響を析出物形態および分布状態の観点から検討したので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材の化学組成

供試材の化学組成をTable 1に示す。本研究の主題であるr値に及ぼすスラブ加熱温度の影響やそれに伴う析出物の変化を検討するため2水準のMn量の鋼A(0.05%Mn)およびB(0.35%Mn)を準備した。炭素量は製鋼での脱炭技術の進歩により近い将来想定される10ppm以下とした。Ti量は原子濃度比で $Ti^*/C=2.0$ となるように添加した。なお、 Ti^* は全Ti量からTiNおよびTiSの形成に要するTi量を差引いた計算上の量であり、以下の式で表される。

$$Ti^* = \text{total Ti} - (48/14)N - (48/32)S \dots\dots\dots(1)$$

2.2 供試材の製造方法

高周波真空溶解炉にて溶製した90kgインゴットを100mm厚さに鍛造し、さらに、1100°Cに0.5h加熱した後、20mm厚さまで粗圧延した。それらのスラブを溶体化処理として1200°Cで0.5h加熱し、その後、1050~1200°Cのスラブ加熱温度(SRT)まで冷却し、その温度に1h保持後、仕上温度895~910°Cで3パスにて4.0mm厚さまで熱間圧延した。仕上温度の制御はパス間時間を調整して行った。圧延後は約30°C/sで室温まで冷却した後、加熱炉にて700°Cで1h保持し、巻取相当処理とした。得られた熱延板を酸洗後0.8mm厚さまで冷間圧延した後、850°Cのソルトバス中にて60s均熱保持し、その後室温まで空冷した。この焼鈍板に伸び率0.5%の調質圧延を行った後、r値などを測定した。

2.3 試験方法

r値は、引張方向が圧延方向と0, 45, 90°になるように10×110mm^lの短冊型試験片を採取し、15%の引張りを与えた時の板厚・板幅歪より測定し、次式によりr値を求めた。

$$\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4 \dots\dots\dots(2)$$

熱延板および冷延焼鈍板の結晶粒径は圧延方向に平行な断面の板厚中心部で切断法により測定した。

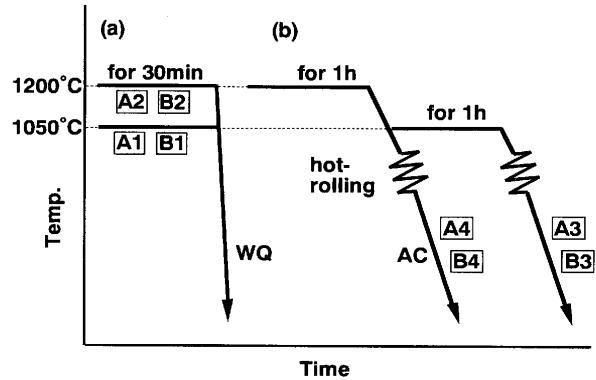


Fig. 1. Schematic illustration of heat treatment for TEM observation of precipitates (a) after slab reheating and (b) after hot rolling. □ represent specimens.

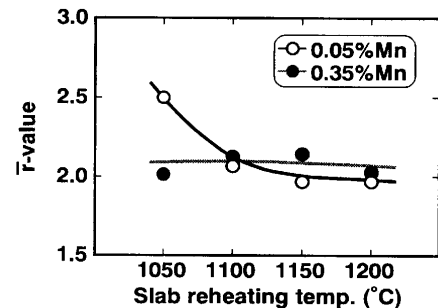


Fig. 2. Effect of slab reheating temperature on mean r-value of steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn).

2.4 析出物観察

Fig. 1に示すようなスラブ加熱および圧延段階での析出物形態および分布状態の観察を抽出レプリカ法による透過型電子顕微鏡(TEM)にて行った。スラブ加熱時の析出物観察には、1050または1200°Cで30min加熱後、水焼入れ(WQ)により加熱時の析出状態を凍結した試料を用いた。また、圧延後の析出物観察にはr値測定時と同様の条件で圧延した試料を用いた。なお、析出物の同定はEDX(Energy Dispersive X-ray Spectro-meter)にて行った。

3. 実験結果

3.1 r値に及ぼすMn量およびスラブ加熱温度の影響

Fig. 2に鋼A(0.05%Mn)およびB(0.35%Mn)のr値に及ぼすスラブ加熱温度(SRT)の影響を示す。SRTが1100~1200°Cの範囲では0.35%Mn鋼の方がやや高いr値を示す。しかし、1100°C以下にSRTを低下すると0.35%Mn鋼のr値がほとんど変化しないのに対して、0.05%Mn鋼のr値は上昇し、0.35%Mn鋼より高いr値を示す。

Fig. 3に熱延板および冷延焼鈍板粒径の変化を示す。SRTの低下とともに0.05%Mn鋼の熱延板粒が微細化するのに対し、0.35%Mn鋼では粗大化するという逆の傾向を示す。一方、冷延焼鈍板粒径は0.05%と0.35%Mn鋼とで

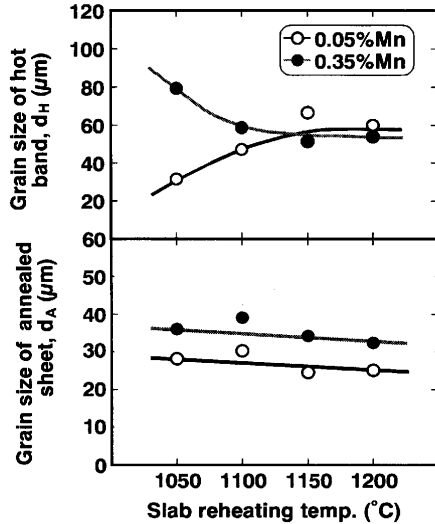


Fig. 3. Effect of slab reheating temperature on hot band grain sizes and annealed sheet grain sizes of steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn).

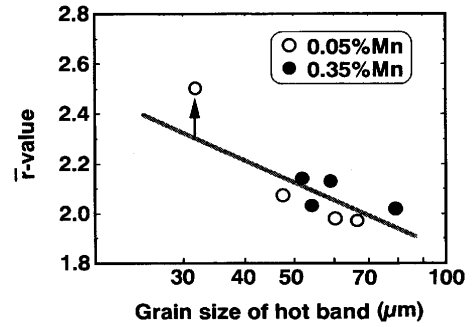


Fig. 4. Relationship between mean *r*-value and hot band grain sizes of steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn).

約 10 μm の差があるものの、SRT による差は小さく、熱延板粒ほど顕著な変化は認められない。

一般に、冷延焼鈍板の *r* 値は熱延板粒径や焼鈍時の粒成長性などに依存し、熱延板は微細なほど、また粒成長性が高いほど *r* 値が増大することが知られている^{10,11)}。Matsuo ら¹²⁾ によれば、結晶粒内では不均一変形に起因する変形帯を生成し、{110}<001> に向かって方位分散する。このような冷延地では {111} 再結晶核が減じ、{110}<001> 再結晶核が増加する。熱延板粒径を微細化すると、このような傾向が減ずるとともに、結晶粒界近傍での核生成頻度が増加するため <111>/ND 結晶方位成分の増加をもたらすと推定される。また、粒成長性に際して、どの方位核が優先的に成長するかはマトリクスとの関係に依存するが、極低炭素 IF 鋼では <111>/ND 結晶方位の成長性が大きいと推定される。

そこで、まず *r* 値を熱延板粒径で整理した結果を Fig. 4 に示す。熱延板粒が微細になると良く知られているように *r* 値が増大する傾向を示す。したがって、これらの *r* 値の変化は熱延板粒径に起因すると推定される。しかしながら、1050°C SRT の 0.05% Mn 鋼の *r* 値はこの関係から逸脱し、熱延板粒径から推定されるものより高い *r* 値を示す。これらは、本実験において得られた冷延焼鈍板の *r* 値が熱延板粒径のみに依存するのではなく、他の因子にも依存することを示唆している。そこで、焼鈍時の粒成長性による影響度合を評価するため便宜的に熱延板粒径と冷延焼鈍板粒径との比で *r* 値を整理した。この比が粒成長率を意味すると見なした理由は以下のとおりである。一般的に、正常粒成長は Parabolic Low ($d_A^2 - d_R^2 = A \cdot t$) に従うことが知られている。ここで、 d_R は再結晶完了直後の粒径、また、 d_A は焼鈍後、すなわち粒成長後の粒径である。熱間圧延過程において、加工直後にほぼ完全再結晶組織の場合には、これら

とはやや挙動が異なり、短時間領域では急激な粒成長を示し、長時間領域では粒成長性は低下する¹³⁾。すなわち、短時間と長時間領域とで 2 乗則の時間項の係数 *A* が異なる。これに対し、熱間加工後に静的再結晶が進行・完了した後の粒成長は、上述の単純な関係に従う¹⁴⁾。フェライト（以下、 α と略す）相の冷間加工-再結晶後の粒成長は、後者の挙動と類似しているためこの法則に従うと見なせ、粒成長性は時間項の係数 *A* を評価すべきであるが、ここでは、簡便のため再結晶直後の粒径と焼鈍終了後の最終粒径の比で粒成長率 *g* を定義した。

$$g = d_A / d_R \dots \dots \dots (3)$$

一方、静的な再結晶が完了した直後の粒径 d_R を支配する因子については、オーステナイト（以下、 γ と略す）相の熱間圧延過程に関しては多くの予測式が提案されており、例えば、Sellars¹⁵⁾ は、温度の d_R に対する効果が小さいとして、非常に単純な次式を提案した。

$$d_R = D \cdot d_0^{0.67} \cdot \epsilon^n \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 d_0 は初期粒径であり、係数 *D* や加工度 ϵ の乗数 *n* は成分や加工条件に依存する。 α 相の冷間加工後の再結晶粒径 d_R を予測する式は提案されていないが、静的再結晶であることから、係数の大きさは別にして、(4) 式で表すことが可能である。 α 相の冷間加工の場合の初期粒径は熱延板粒径 d_H であり、冷延率一定の場合は ϵ^n が定数となるため (4) 式は定数 *k* を用いて次のように表すことができる。

$$d_R = k \cdot d_H^{0.67} \dots \dots \dots (5)$$

そこで、(5) 式を (3) 式に代入すると次式が得られる。

$$g = k^{-1} \cdot d_A / d_H^{0.67} \dots \dots \dots (6)$$

したがって、冷延焼鈍板粒径と熱延板粒径との比が粒成長率を意味すると言える。

まず、Fig. 5 に両鋼の冷延焼鈍板/熱延板の粒径比と SRT の関係を示す。0.35% Mn 鋼では SRT によらず粒径比はほ

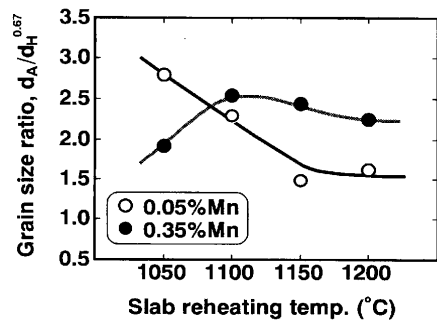


Fig. 5. Effect of slab reheating temperature on grain size ratio of annealed sheet to hot band ($d_A/d_H^{0.67}$) of steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn).

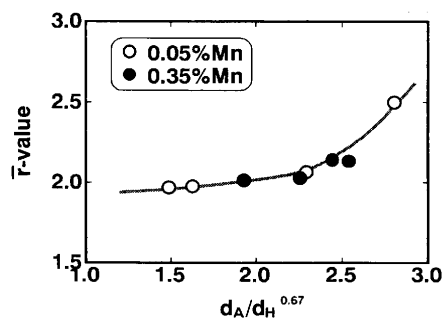


Fig. 6. Effect of grain size ratio of annealed sheet to hot band ($d_A/d_H^{0.67}$) on mean r -value of steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn).

とんど変化しないか、むしろ1050°C SRTでやや低下する傾向を示す。これに対して、0.05% Mn鋼ではSRTの低下とともに顕著に増加する。すなわち、1050°C SRTでは0.05% Mn鋼の粒成長率が0.35% Mn鋼よりも大きい。次に、Fig. 6に冷延焼鈍板/熱延板の粒径比と r 値の関係を示す。冷延焼鈍板/熱延板の粒径比、すなわち粒成長率の増大に伴い r 値が向上し、この相関関係はMn量にはほとんど依存しないことがわかる。すなわち、0.05% Mn鋼を1050°Cに加熱した場合に、熱延板粒径から推定されるよりも高い r 値が得られた理由は、その高い粒成長性にあることがわかる。

3.2 Mn量およびスラブ加熱温度の変化による析出物形態変化

r 値に対し、熱延板中の析出物の影響が大きいことは、すでに多くの研究者によって指摘されているところであり、微細なTiCよりも粗大な $Ti_4C_2S_2$ に制御すべきとの提案がなされている¹⁶⁾。本実験で得られたMn量およびSRTの変化による r 値の変化挙動がすでに論じられている考え方に沿うかどうかを検討した。

まず、両鋼の1050および1200°C加熱段階の析出物のTEM観察結果をFig. 7に示す。TiNはこれらの温度領域では安定して析出し、すべての試料で観察されることから議論から省く。0.05% Mn鋼の場合には、1200°C加熱段階(A2)ではTiN以外の析出物がまったく観察されないのに対

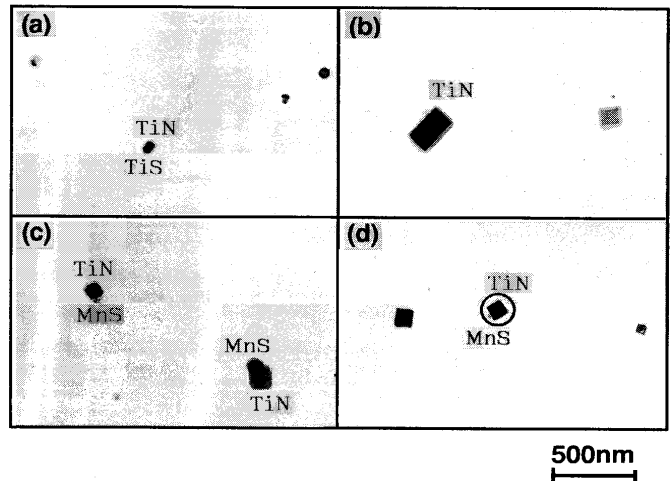


Fig. 7. TEM photographs showing precipitates specimens water-quenched after slab reheating. (a): A1, (b): A2, (c): B1 and (d): B2.

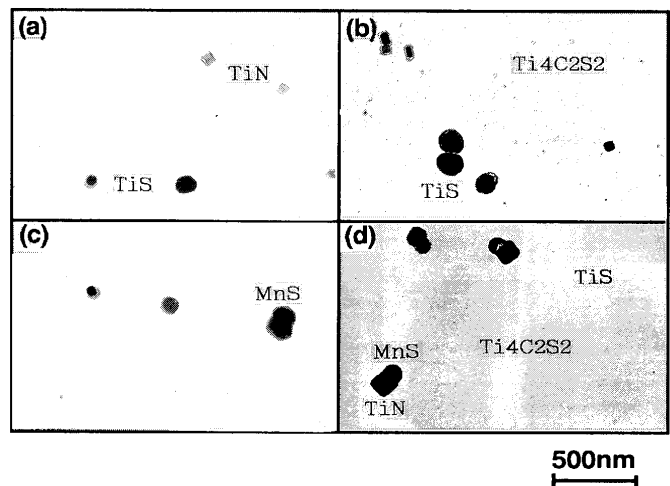


Fig. 8. TEM photographs showing precipitates of hot-rolled specimens, (a): A3, (b): A4, (c): B3 and (d): B4.

し、1050°C加熱段階(A1)では約50nmの大きさのTiSが観察された。一方、0.35% Mn鋼の場合には1200°C加熱段階(B2)ではTiNを核にした50~100nmのMnSが観察され、1050°C加熱段階(B1)ではより粗大なMnSが認められるようになる。

次に、1050もしくは1200°Cに加熱し、熱間圧延後空冷した場合の析出物のTEM観察結果をFig. 8に示す。1200°C加熱後圧延した0.05% Mn鋼(A4)では粗大なTiSおよび微細な $Ti_4C_2S_2$ が観察され、Fig. 7に示したA2材とは大きく異なった形態を示した。1050°C加熱後圧延材(A3)ではA1材と同様に粗大なTiSが観察された。1200°C加熱後圧延した0.35% Mn鋼(B4)ではB2材と同様の粗大なMnSに加えて10nm程度の微細なTiSおよび $Ti_4C_2S_2$ が多数観察された。一方、1050°C加熱後圧延材(B3)ではFig. 7に示したB1材と同様に粗大なMnSが観察されるのみであった。以上の観察結果をまとめたものをTable 2に示す。

Table 2. Precipitation behavior and calculated solute sulfur content during hot rolling.

Slab reheating temp.		1050°C	1200°C
0.05%Mn steel	Calculated solute sulfur content during slab reheating	0.0012 mass%	0.0060 mass%
	Precipitates after slab reheating	TiS	none
	Precipitates after hot rolling	no-change (TiS)	fine Ti ₄ C ₂ S ₂ , coarse TiS
0.35%Mn steel	Calculated solute sulfur content during slab reheating	0.0003 mass%	0.0022 mass%
	Precipitates after slab reheating	coarse MnS	coarse MnS
	Precipitates after hot rolling	no-change (coarse MnS)	coarse MnS, fine Ti ₄ C ₂ S ₂

TiN was observed in all specimens.

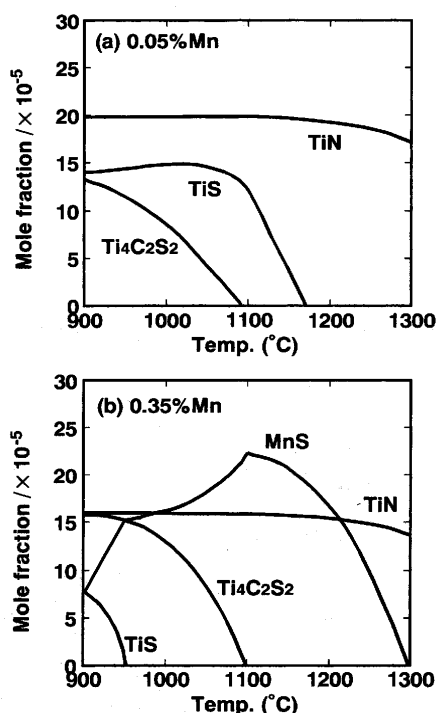


Fig. 9. Calculated mole fraction of precipitates in steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn).

これらの析出物形態変化を Thermo-calc. による熱力学的計算により確認した。Ti系硫化物の溶解度積に関しては、Liuら^{17,18)}やYangら¹⁹⁾などの多くの報告があるが、ここでは、本実験の析出物観察結果にもっとも合致する以下の式を用いた。

$$\log[\text{Mn}][\text{S}] = -12,000/T + 5.1^{20)} \dots\dots\dots(7)$$

$$\log[\text{Ti}][\text{S}] = -17,640/T + 8.2^{17)} \dots\dots\dots(8)$$

$$\log[\text{Ti}]^4[\text{C}]^2[\text{S}]^2 = -62,400/T + 26.0^{17)} \dots\dots\dots(9)$$

$$\log[\text{Ti}][\text{N}] = -14,400/T + 4.94^{21)} \dots\dots\dots(10)$$

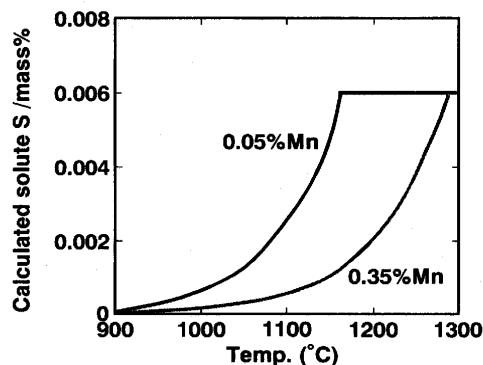


Fig. 10. Calculated solute sulfur content in steels A (0.05% Mn) and B (0.35% Mn) as a function of slab reheating temperature.

Fig. 9(a) に 0.05% Mn 鋼に関する計算結果を示す。1200°C 加熱段階では TiN 以外の析出物は存在せず、温度の低下とともに TiS および Ti₄C₂S₂ の析出が始まる。Thermo-calc. では 1100°C 以下で Ti₄C₂S₂ が存在すると計算されたにもかかわらず、Fig. 7 に示した TEM 観察では認められなかったが、これらは量が少なく、また、平衡状態に至っていないため TiS と識別しにくいなどの理由により TEM で検出されなかったと推定される。Fig. 9(b) に 0.35% Mn 鋼に関する析出物形態の計算結果を示す。1200°C 加熱段階でもある程度の量の MnS が析出しており、温度の低下とともに増加する。さらに温度を低下すると Ti₄C₂S₂ が析出するようになり、それに伴って MnS 量が減少する。これらは Fig. 8 に示した析出物観察結果と一致する。

熱延板粒径や粒成長などへの寄与を介して r 値に影響を及ぼすのは、圧延段階および巻取過程などで析出する微細析出物であり、圧延時に析出する量は加熱段階での固溶 S 量に依存すると考えられる。そこで、0.05% および 0.35% Mn 鋼の加熱段階における固溶 S 量を Thermo-calc. により計算した。Fig. 10 に加熱温度と固溶 S 量の計算値の関係、また、1050 および 1200°C 加熱時の値を Table 2 に併記した。計算には前出の式 (7)~(9) を用いた。0.05% Mn 鋼の場合には、1200°C 加熱では鋼中の全 S が固溶状態にあるが、1050°C 加熱では固溶 S 量は急激に低下し、約 1/5 になる。すなわち、1050°C 加熱では 900°C までの圧延過程で生成する微細な硫化物の量は約 1/5 に減少する。一方、Mn 量を増加すると加熱段階での固溶 S 量が激減する。これらは、前述のように MnS が生成するためである。例えば、1200°C 加熱段階において 0.05% Mn 鋼ではほぼ全ての S が固溶状態にあったのに対して、0.35% Mn 鋼では約 1/3 に減少する。また、1050°C 加熱でも傾向は同じであり、0.05% Mn 鋼では約 1/5 の S が固溶状態にあったのに対して、0.35% Mn 鋼では固溶 S がほとんどなくなる。したがって、0.35% Mn 鋼では 1050°C 加熱段階でほぼ 100% の S が硫化物として析出しており、圧延過程で析出する硫化物はほとんどない。

4. 考察

Mn量およびSRTの変化に伴う r 値の変化に対し、粒成長性ととも大きな影響を有すると推定される熱延板粒径の変化は、前述の析出物形態および分布状態の相違から説明される。すなわち、1150~1200°C加熱では0.05%および0.35% Mn鋼とも、1050°C加熱材に比べて固溶したS量が多く、それらが圧延中に $Ti_4C_2S_2$ やTiSとして微細に析出するため、熱延板粒が微細化する傾向にある。さらに、0.05% Mn鋼に比べて0.35% Mn鋼の方が加熱時に固溶できるS量が少なく、圧延中に析出する $Ti_4C_2S_2$ 量が少なくなるため析出物のPinning効果がそれほど期待できず、熱延板粒が粗大になるべきであるが、MnのSolute drag効果により同程度の粒径になったものと推定される。

一方、基本的にはSRTを低下すると圧延温度領域が低温になるため未再結晶 γ 域での歪量が多くなり、熱延板粒は微細化する傾向にある。1050°C加熱の0.05% Mn鋼の熱延板粒が微細なのは、このためと考えられる。なお、0.35% Mn鋼の熱延板粒は0.05% Mn鋼に比べて粗大であるが、これらは析出物形態および分布状態の相違に起因すると推定される（1050°Cでは加熱段階でほぼ全てのSが硫化物となっているため圧延後の析出物形態および分布状態は加熱段階と変わらない）。すなわち、基本的には加熱段階で存在する析出物は圧延過程で生成される析出物とは異なり、粗大である。特に、0.35% Mn鋼ではより粗大なMnSであるため粒成長抑制効果が小さく、圧延により得られた微細な結晶粒が巻取までの過程で容易に粒成長する。これに対して、0.05% Mn鋼ではおもにTiSおよび $Ti_4C_2S_2$ であり、加熱時に生成するにもかかわらずMnSに比べてやや微細であるため圧延により得られた微細な結晶粒を維持し得たと推定される。以上述べてきたように、 r 値と1次の相関関係を有する熱延板粒径の変化は析出物形態および分布状態より説明できる。

次に、0.05% Mn鋼を1050°Cに加熱した場合に熱延板粒径から推定されるよりも高い r 値が得られた理由は、以下のように考えられる。それらが粒成長性にあることは前述のとおりであるが、加熱-圧延過程での析出物形態変化を勘案すると1050°Cに加熱した0.05% Mn鋼が高い粒成長性を有したと言うよりも、むしろ他の供試材の粒成長性が小さかったためと考えるべきである。すなわち、1200°C加熱では0.05%および0.35% Mn鋼とも圧延過程で微細な $Ti_4C_2S_2$ が析出するため（0.35% Mn鋼では固溶できるS量が1/3程度になるためこの硫化物量も1/3程度に減少するが）、熱延板粒を微細化するばかりでなく、焼鈍時の粒成長をも抑制する。一方、1050°C加熱の場合には、加熱段階で0.05% Mn鋼では主としてTiSおよび $Ti_4C_2S_2$ が、また、0.35% Mn鋼ではMnSが粗大に析出しているため圧延中に焼鈍時の粒成長を阻害するような微細析出物をほとんど生

成しない。そのため、0.05%および0.35% Mn鋼がともに高い粒成長性を示すべきと考えられる。しかしながら、0.35% Mn鋼ではTiやCが加熱および圧延過程で析出物を生成しないため巻取や焼鈍過程でTiCとして析出し²²⁾、それらが極めて微細なため焼鈍時の粒成長を阻害する。これに対して、0.05% Mn鋼ではTiはTiSや $Ti_4C_2S_2$ などの硫化物として消費されるためTiCが析出せず、その硫化物も加熱段階で生成したため焼鈍時の粒成長を阻害する大きさではない。したがって、0.05% Mn鋼を1050°Cに加熱した供試材において他よりも高い粒成長性を有するため熱延板粒径から類推されるよりも高い r 値が得られたと考えられる。

5. 結言

炭素量が10 ppm以下の極低炭素Ti添加冷延鋼板の r 値に及ぼすMn量および熱延加熱温度の影響を検討し、以下の結論を得た。

(1) 0.35% Mn鋼においては熱延加熱温度を変化させても r 値はほとんど変化しないが、0.05% Mn鋼では熱延加熱温度の低下とともに r 値が向上し、1050°C加熱では極めて良好な r 値を示す。

(2) 熱延板粒は、0.35% Mn鋼では熱延加熱温度の低下とともに粗大化するのに対し、0.05% Mn鋼では微細化する。しかしながら、0.05% Mnの1050°C加熱材の冷延焼鈍板粒径/熱延板粒径の比、すなわち焼鈍時の粒成長性は他の供試材より大きい。 r 値の変化はこれらの熱延板粒径および粒成長性に起因すると推定される。

(3) 加熱段階および圧延後の析出物形態・分布状態、およびそれらと熱延板粒径や焼鈍時の粒成長性との関係は以下のように推定される。

0.35% Mn鋼では加熱段階でMnSを生成する傾向にあり、特に1050°C加熱ではほぼ全てのSがMnSとなり、圧延過程で硫化物を生成しないため熱延板粒が粗大化する。ただし、残存するTiが熱延板粒径が決定した後の巻取や焼鈍時にTiCとして極めて微細に析出するため焼鈍時の粒成長性が低いと考えられる。

一方、0.05% Mn鋼では加熱段階でMnSを生成せず、1200°CではSはほぼ全て固溶状態にあり、圧延過程で $Ti_4C_2S_2$ などとして比較的微細に析出して熱延板粒および焼鈍板粒を微細化する。これに対して、1050°C加熱では大半のS量がTiSなどとして析出し、これらは圧延で得られた熱延板粒を微細に維持し、焼鈍時に高い粒成長性を示すのに適当な大きさであったと推定される。

本研究においてThermo-calc.による析出物の熱力学検討を行うにあたり御指導、御助言をいただきました東北大学材料物性学科石田清仁先生、大谷博司先生に深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), 841.
- 2) 小久保一郎, 須藤正俊, 亀野克己, 橋本俊一, 塚谷一郎, 岩井隆房: 鉄と鋼, **59** (1973), 469.
- 3) R. Yoda, I. Tsukatani, T. Inoue and T. Saito: ISIJ Int., **34** (1994), 70.
- 4) 佐柳志郎, 川崎 薫, 河野 彪: 材料とプロセス, **2** (1989), 2015.
- 5) S. Hinotani, J. Endo, T. Takayama, N. Mizui and Y. Inokuma: ISIJ Int., **34** (1994), 17.
- 6) N. Yoshinaga, K. Ushioda, S. Akamatsu and O. Akisue: ISIJ Int., **34** (1994), 24.
- 7) S. V. Subramanian, M. Prinkryl, B. D. Gaulin, D. D. Clifford, S. Benincasa and I. O'Reilly: ISIJ Int., **34** (1994), 61.
- 8) 向井陽一, 三好鉄二, 橋本俊一: 極低炭素鋼板の金属学, 日本鉄鋼協会基礎研究会編, 東京, (1993), 47.
- 9) 大沢絃一, 鈴木輝男, 松藤和雄, 栗原 極: 鉄と鋼, **72** (1986), 1728.
- 10) 木野信幸, 松村義一, 土屋裕嗣, 古川洋一, 赤木宏充, 佐柳志郎: 材料とプロセス, **3** (1990), 785.
- 11) 福田宣雄: 博士論文
- 12) M. Matsuo, S. Hayami and S. Nagashima: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **11** (1971), 867.
- 13) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: 鉄と鋼, **70** (1984), 2112.
- 14) 大北智良: 第131・132回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, 東京, (1989), 69.
- 15) C. M. Sellars: Proc. Int. Hot Working and Forming Processes, Metals Society, (1980), London, 3.
- 16) 佐柳志郎, 河野 彪, 高橋延幸, 秋末 治, 山田輝昭, 織田昌彦: 材料とプロセス, **3** (1990), 1768.
- 17) W. J. Liu, S. Yue and J. J. Jonas: Metall. Trans., **20A** (1989), 1907.
- 18) W. J. Liu and J. J. Jonas: ISIJ Int., **34** (1994), 761.
- 19) X. Yang, D. Vanderschueren, J. Dilewijns, C. Standaert and Y. Houbaert: ISIJ Int., **36** (1996), 1286.
- 20) 石田清仁, 大谷博司: 私信
- 21) H. Wada and R. D. Pehlke: Metall. Trans., **16B** (1985), 815.
- 22) 徳永良邦, 山田正人, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, **73** (1987), 341.