

極低炭素鋼板の粒成長性に及ぼすTi量の影響

村上 英邦*

Effect of Ti Content on Grain Growth of Ultra Low-carbon Steel Sheets

Hidekuni MURAKAMI

Synopsis : The effect of Ti content on the grain growth of Ti-added ultra low-carbon steels during annealing after cold-rolling has been investigated. The experimental result showed that the grain growth rate is slower in steels with lower Ti content than in steels with higher Ti content; the average grain size increased with 1/10th power of time in low-Ti steels and with 1/3rd power of time in high-Ti steels. This difference would be related to the change of precipitates. In low-Ti steels, the change in the average size of precipitates was small. This might be related to the disappearance of TiS and appearance of Ti₄C₂S₂ during annealing. On the other hand, Ti precipitates in high-Ti steels ripened during annealing and this ripening of precipitates would control the grain growth; the Ostwald ripening. The grain growth is dependent on the chemical composition of steels other than Ti and the re-heating condition of slabs; the increases of Mn, the decrease of S and the decrease of re-heating temperature of slabs accelerated the grain growth rate even in low-Ti steel. This experimental result on the grain growth behavior agrees with the calculation result considering the Zener force.

Key words: low carbon steel; grain size; precipitation.

1. 緒言

Ti添加極低炭素鋼は r 値および伸びが高く深絞り用途の高成形性鋼板として多量に使用されている。良好な材質特性は鋼中のC, Nを炭窒化物として完全に固定し、いわゆるIF鋼(Interstitial-free steel)とすることで得られるが、最適な材質制御には炭窒化物に加えTi量やMn量と関連した硫化物の析出挙動も考慮する必要がある。材質特性および析出挙動は含有成分のみならず熱延、冷延、焼鈍条件などにも大きく影響されるためこれらに関する多くの研究がなされ¹⁻⁷⁾、その影響はほぼ明確にされている⁸⁻¹⁰⁾。

鋼中の析出物については特に γ 相中のTi析出物の挙動についての考慮が重要であり、TiC, TiN, TiS, Ti₄C₂S₂およびこれらと影響を及ぼしあうMnSの析出挙動について多くの検討がなされ、その挙動がほぼ解明されつつある¹¹⁻¹⁴⁾。

材質制御のうち結晶粒成長の制御に関しては、結晶粒粗大化による軟質化、延性向上だけでなく{111}集合組織の発達による高 r 値化にも効果があることが知られている¹⁵⁾。Ti添加極低炭素鋼の粒成長性は鋼中のTi析出物の成長と強く関連しており、いくらかの研究がなされているが¹⁶⁾成分の変化、特にTi量の変化に伴う析出物形態の変化が粒成長性に及ぼす影響について詳細に報告した例はほとんど見られない¹⁷⁾。

本研究においてはTi添加極低炭素鋼においてTi量を変化させた場合の結晶粒成長挙動をTi析出物の変化に関連付けて検討した。また、Ti量以外にTi析出物を介して結

晶粒成長挙動に影響を及ぼすと予想される因子について影響を検討した。さらに実験で得られた結晶粒成長挙動について、析出物による粒界移動のpinningを基本とする簡単なモデルにより説明を試みた。

2. 実験方法

供試鋼はTable 1, 2に化学組成および熱延条件を示すTi添加極低炭素鋼である。Steel 1, 2は実機溶解材、Steel 3~7はラボ真空溶解材である。Steel 1, 2については250 mm厚の連続製造スラブをTable 2に示す熱延条件で4.0 mmの熱延板とし、さらに実機冷延ミルにて0.8 mm (冷延率80%)まで冷延し、焼鈍以降をラボ塩浴にて熱処理した。一部冷延率を変化させた実験では実機熱延板をラボにて冷延した。Steel 3~7については予備熱延により40 mm厚としたスラブを4.0 mmの熱延板とし、さらにラボ冷延ミルにて0.8 mm (冷延率80%)まで冷延し、ラボ塩浴にて熱処理した。なお、スラブの加熱時間は60分、仕上圧延後は巻取り相当温度まで水冷し、直ちに巻取り相当温度に設定した電気炉内に挿入し、60分の保持後、電気炉の加熱を停止し室温まで炉冷した。また、塩浴での熱処理は設定温度の浴に鋼板を挿入し、設定温度に到達後、設定温度にて0秒から3600秒保持し、浴から引き出し空冷した。これらの焼鈍板に0.8%のスキンパス圧延を施し、JIS 5号試験片による15%引張歪における r 値を求めるとともに、断面組織観察より平均結晶粒径を求めた。また析出物の形態につい

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

Sample	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti
Steel 1	0.0012	0.007	0.06	0.005	0.007	0.031	0.0020	0.058
Steel 2	0.0013	0.012	0.05	0.005	0.006	0.027	0.0019	0.028
Steel 3	0.0012	0.010	0.06	0.008	0.006	0.042	0.0025	0.030
Steel 4	0.0012	0.010	0.49	0.008	0.006	0.042	0.0025	0.030
Steel 5	0.0012	0.010	0.06	0.008	0.0003	0.043	0.0022	0.030
Steel 6	0.0012	0.008	0.18	0.007	0.007	0.029	0.0020	0.025
Steel 7	0.0012	0.010	0.06	0.008	0.006	0.043	0.0022	0.012

Table 2. Hot-rolling conditions.

Sample	Slab reheating (°C)	Finishing (°C)	Coiling (°C)	Thickness (mm)	Hot-band grain diameter (μm)
Steel 1	1150	900	625	4.0	22
Steel 2	1150	900	730	4.0	42
Steel 3	1200	930	750	4.0	65
Steel 4	1200	930	750	4.0	50
Steel 5	1200	930	750	4.0	70
Steel 6	1050/1200	930	550/750	4.0	44-72
Steel 7	1200	930	550	4.0	30-50*

*: Changed by cooling conditions after finishing rolling.

てはSPEED法で作成した抽出レプリカを透過型電子顕微鏡で観察し、同定はEDS (Energy Dispersed Spectroscopy)を用いて行なった。TiS, Ti4C2S2およびTiCの判別は通常行われるのと同様にEDSにおけるTiとSのピーク高さの比により行なった。この比は0~2程度まで連続的に変化していたので、Sのピーク高さのTiピーク高さに対する比が0.2以下のものをTiC, 0.2~0.7のものをTi4C2S2, 0.7以上のものをTiSとした。析出物によってはTiに加えMnが同時に検出される場合があったが、これはTiおよびMnのピーク高さの和に対するSのピーク高さの比で同様に判定した。

Tiの炭化物および窒化物については互いに固溶し炭窒化物として、Ti(C,N)の表記が用いられる場合があるが、本実験においては短時間での温度変化を伴う非平衡と思われる状態での析出物の変化を考えると、特に高温相(窒化物が主)と低温相(炭化物が主)を区別し、TiNおよびTiCの表記を用いる。実験で観察されたSを含有しないTi析出物は比較的微細であることから低温で生成したTiCとし、計算においてはTiNおよびTiCを別の析出物として取り扱う。

3. 実験結果

3.1 結晶粒成長性の変化

高Ti鋼(Steel 1)と低Ti鋼(Steel 2)について保定時間を1分とし焼鈍温度を変えた場合の粒径の変化をFig. 1に示す。どちらの材料とも焼鈍温度の上昇に伴い粒径が粗大化するが、材料による粒径の大小関係は温度上昇により逆転する。低温域では低Ti鋼(Steel 2)の方が粒径が大きいが、

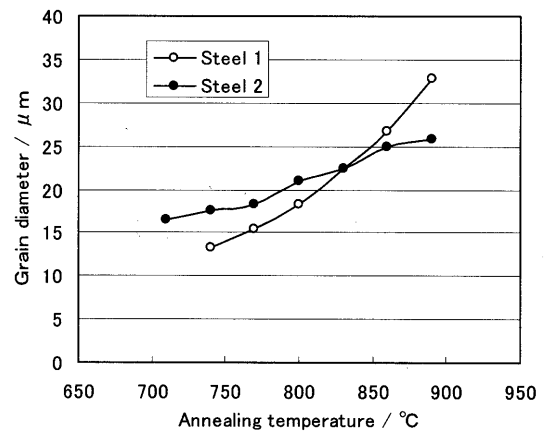


Fig. 1. Effect of annealing temperature on grain size of Steel 1 (0.058% Ti) and 2 (0.028% Ti).

高Ti鋼(Steel 1)の方が粒成長性が良好であるため高温域では高Ti鋼(Steel 1)の粒径が大きくなる。

このときのr値の変化をFig. 2に示す。挙動は粒径の場合と同様で、焼鈍温度の上昇に伴うr値向上およびr値の逆転が見られる。このときの粒径とr値の関係をFig. 3に示す。r値と粒径は強い相関を有しており、r値の挙動は粒径の変化に依存していると言える。

Steel 1およびSteel 2の粒成長についての焼鈍温度と焼鈍時間の影響をFig. 4に示す。図は横軸、縦軸とも対数でプロットした。図中に示している傾きは平均粒径と焼鈍時間の関係を

$$\bar{R} = k'_3 \cdot t^n \dots\dots\dots (1)$$

で表現したときの指数nを表す。ここでR̄は平均結晶粒径、tは時間、k'_3は係数である。nの値は高Ti鋼(Steel 1)では

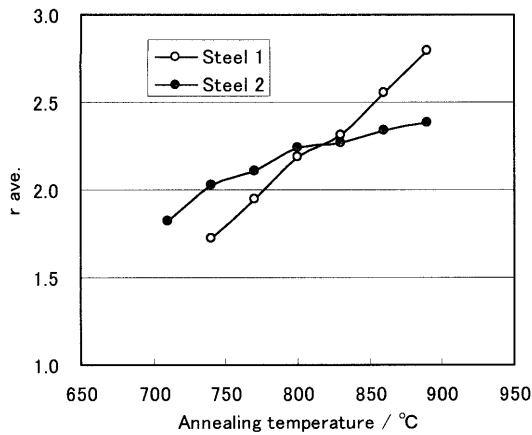


Fig. 2. Effect of annealing temperature on mean r -value of Steel 1 (0.058% Ti) and 2 (0.028% Ti).

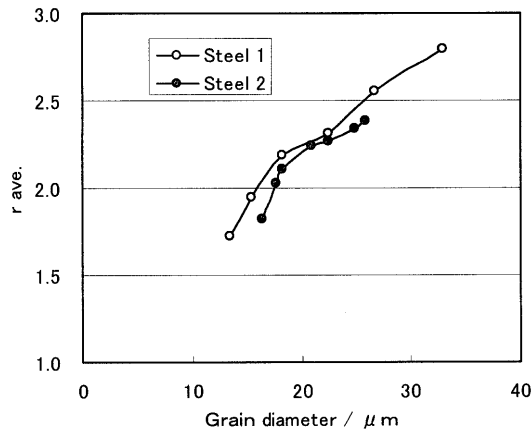


Fig. 3. Relationship between grain size and mean r -value.

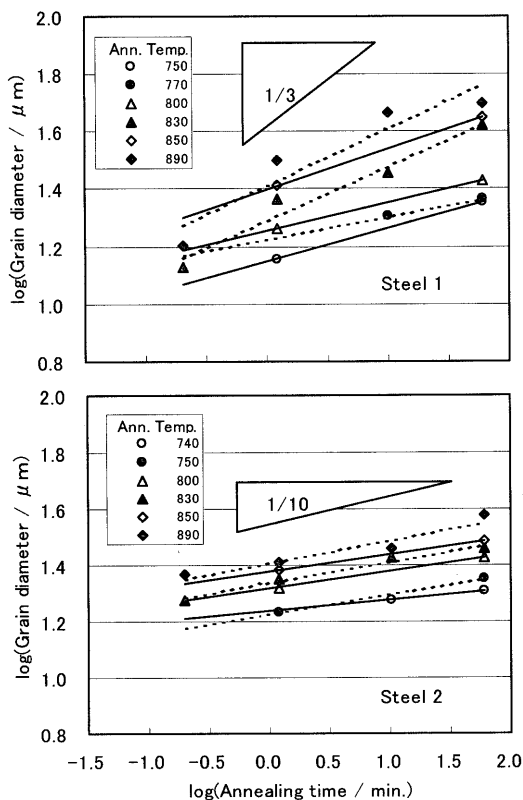


Fig. 4. Dependence of grain growth on annealing conditions of Steel 1 (0.058% Ti) and 2 (0.028% Ti).

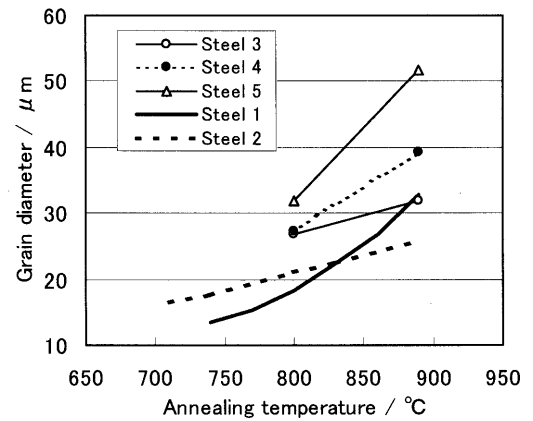


Fig. 5. Effect of annealing temperature on grain size of steels having different Mn and S contents.

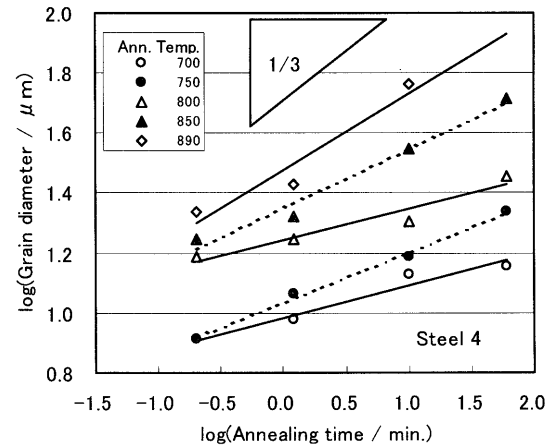


Fig. 6. Dependence of grain growth on annealing conditions of low-Ti and high-Mn steel.

1/3程度、低Ti鋼(Steel 2)では1/10程度であり、低Ti鋼(Steel 2)では焼鈍温度によらず粒成長が顕著に抑制されている。

Ti添加鋼において鋼中のTiが硫化物を形成することはよく知られており、Ti含有量の差に起因した硫化物形態の違いが低Ti鋼の粒成長の顕著な遅延の一因になっていることが予想される。そこで低Ti鋼について硫化物形成に影響を及ぼすと考えられるMn量およびS量の影響を検討した。

Steel 2相当成分鋼(Steel 3)とこれをベースに高Mnまたは低SとしたSteel 4およびSteel 5における焼鈍温度が結晶粒径に及ぼす影響をFig. 5に示す。高Mn化および低S化により粒成長性が向上する。Steel 4について粒径の焼鈍時間依存性をFig. 6に示す。時間依存性も高Ti鋼(Steel 1)と同様の1/3乗程度に向上している。

3・2 析出物の変化

前節で示したように、Ti添加極低炭素鋼ではTi量により結晶粒の成長が大きく抑制される場合がありTi量の違いによる硫化物形態の変化が一因と推測される。

Fig. 7に焼鈍前(熱延板)および焼鈍後(890°C 1分)の

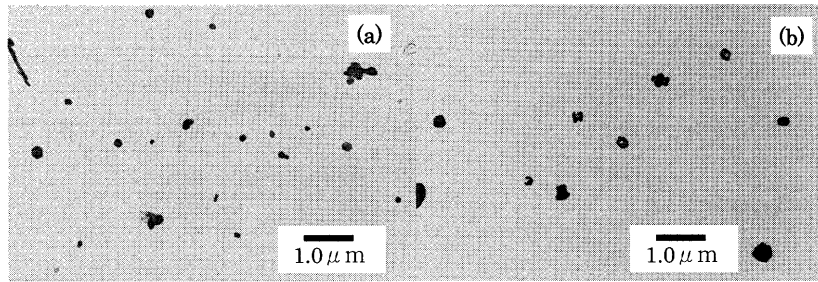


Fig. 7. TEM micrographs of showing precipitates of Steel 1 (0.058% Ti), (a) hot-rolled band and (b) annealing sheet.

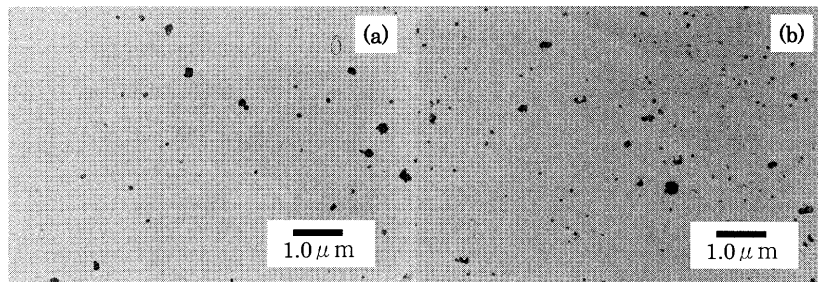


Fig. 8. TEM micrographs of showing precipitates of Steel 2 (0.028% Ti), (a) hot-rolled band and (b) annealing sheet.

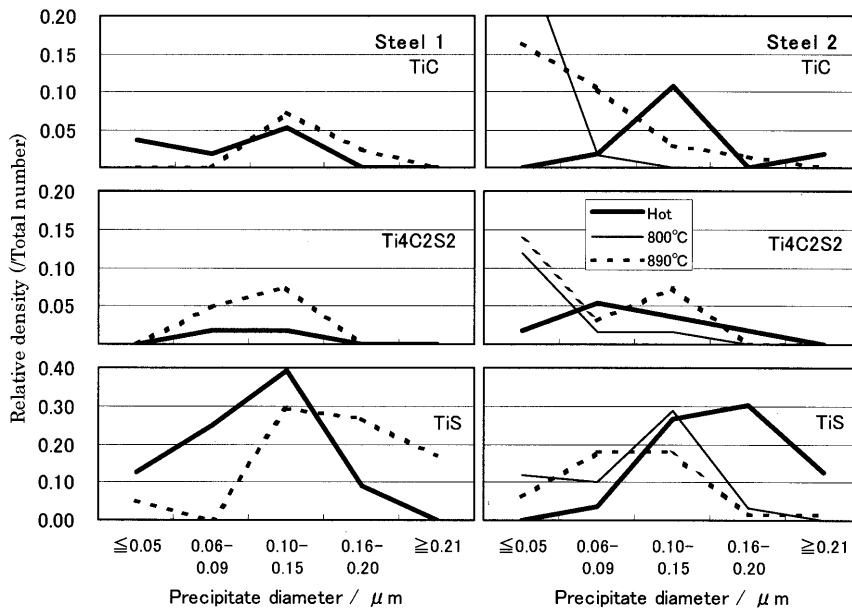


Fig. 9. Precipitates distribution of steels before and after annealing.

析出物を示す。高Ti鋼(Steel 1)では焼鈍により析出物が粗大化している。一方、Fig. 8に析出物を示す低Ti鋼(Steel 2)では焼鈍により微細な析出物が数多く生成する。これらの析出物の種類およびサイズごとの密度をFig. 9に示す。高Ti鋼(Steel 1)で焼鈍中に成長、粗大化するのとは主としてTiSである。これに対し低Ti鋼(Steel 2)で焼鈍により微細に生成した析出物はTi₄C₂S₂およびTiCであり、同時に熱延板時点では粗大かつ高密度であったTiSのサイズおよび密度が焼鈍により低下する。

4. 考察

4.1 Ti析出物の平衡計算と実験結果の比較

一般に結晶粒の成長に及ぼす析出物の影響はZener効果として知られる析出物による粒界移動の駆動力低減 (pinning力) として理解されており、析出物が定常的に粗大化 (オストワルド成長) する場合には結晶粒は時間の1/3乗に従い成長することが理論的、実験的に知られている¹⁸⁾。Ti量が比較的高いTi添加極低炭素鋼においては結晶粒はTi₄C₂S₂のオストワルド成長により時間の1/3乗に従い成

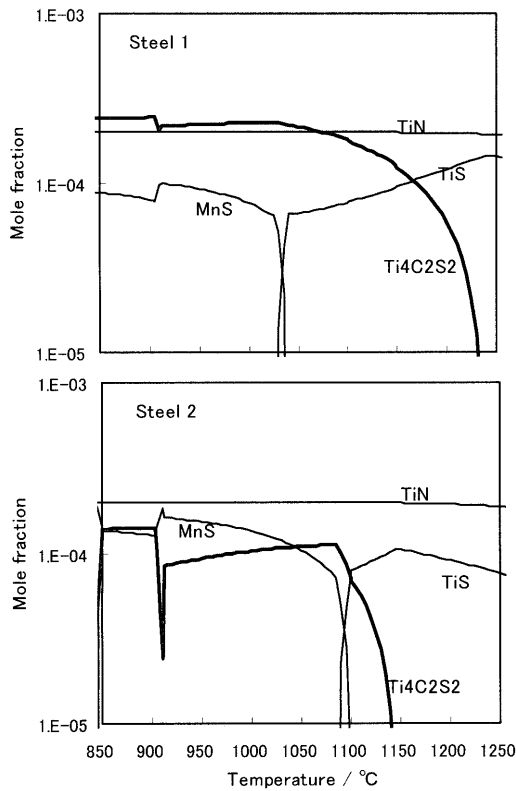


Fig. 10. Calculated mole fractions of precipitates in Steel 1 (0.058% Ti) and 2 (0.028% Ti).

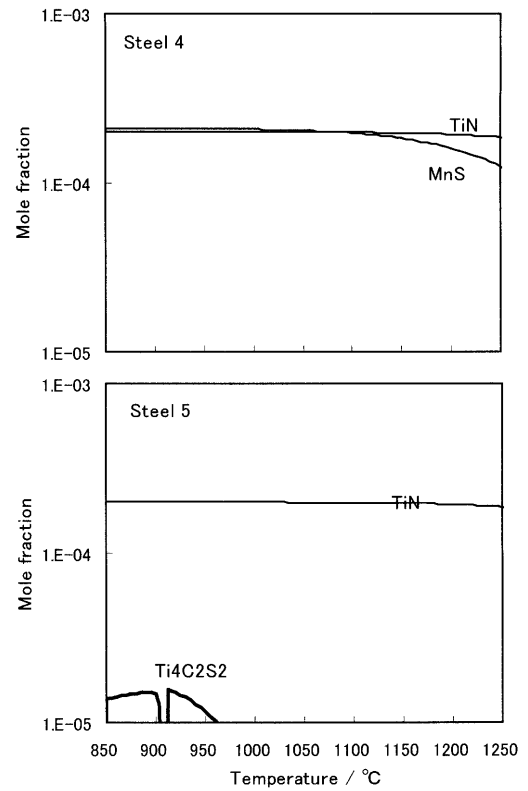


Fig. 11. Calculated mole fractions of precipitates in Steel 4 (0.49% Mn) and 5 (0.0003% S).

長することが確かめられており¹⁶⁾、本実験においても高Ti鋼(Steel 1)でTiSの粗大化に伴う同様の依存性が確認されている。一方、低Ti鋼(Steel 2)で見られた新たな析出物の生成に伴う時間の1/10乗程度に従うような粒成長の阻害を明確に説明した理論は知られていない。この現象を説明するためTi析出物の安定性について熱力学的な平衡計算をThermo-Calcにより行なった。ベースデータはKITを用い、TiSおよびTi₄C₂S₂については吉永らの検討結果¹²⁾を取り入れてデータを変更した。結果をFig.10に示す。Ti量による特徴的な差は焼鈍中(α相中)に安定となると考えられるTi₄C₂S₂が高Ti鋼(Steel 1)では1200°C程度の本実験における熱延スラブ加熱時点ですでに安定化しているのに対して、低Ti鋼(Steel 2)では安定な析出物としては存在していないことである。低Ti鋼(Steel 2)では焼鈍中にTi₄C₂S₂が核形成を伴った新たな析出物として生成する可能性が考えられる。

計算ではスラブ加熱より後工程の巻取りおよび焼鈍温度域ではTiSに代わってMnSが安定となるが、観察された硫化物はほとんどがTiSである。Mnが検出された硫化物は低Ti材の熱延板でわずかに見られる程度で、検出された場合もその強度はTiと比較して小さなものであり、焼鈍材ではそれもほとんど検出されなくなる。計算と観察の乖離の原因が、実験条件が平衡に至るのに不十分なためか、計算に用いたデータベースの選択が不適切であるためかは不明であり今後の検討が期待される。

また、Fig. 4およびFig. 6で示された粒成長の時間依存性において特に焼鈍温度が低い場合には1/3乗からの乖離が大きくなっていることも、本実験の少なくとも一部の結果は完全な平衡状態での説明が不可能であることを示している。

4.2 低Ti鋼での粒成長性向上

Fig.11は低Ti鋼をベースに高Mn、低SとしたSteel 4およびSteel 5相当の鋼についての析出挙動の計算結果である。高Mn材ではスラブ加熱から焼鈍のすべての温度域でMnSが安定化しTi₄C₂S₂の生成が抑制され、また低S鋼では絶対量としてTi₄C₂S₂を含む硫化物の生成が抑制される。このような成分変更により本実験で見られた顕著な粒成長遅延が起きなくなったことから焼鈍時に微細に析出するTi₄C₂S₂が粒成長遅延の原因であったと考えることは妥当で、Ti以外の成分変更によるTi₄C₂S₂の析出挙動の制御により粒成長性の向上が可能であると結論付けられる。

4.3 計算モデルによる析出挙動と粒成長との関連の検討

低Ti鋼で見られた粒成長の著しい遅延は上の様な炭硫化物を含む硫化物の析出挙動の差が原因となっていると考えられるが、焼鈍中に新たな析出物が生成する場合の粒成長の時間依存性について検討した。

モデルの概要をFig.12に模式的に示す。通常の定常的な成長(オストワルド成長)においてはFig.12(a)に示すように径の小さな析出物が溶解すると同時に径の大きな析出物が成長する。一方、本実験で見られた新たな析出物が生成

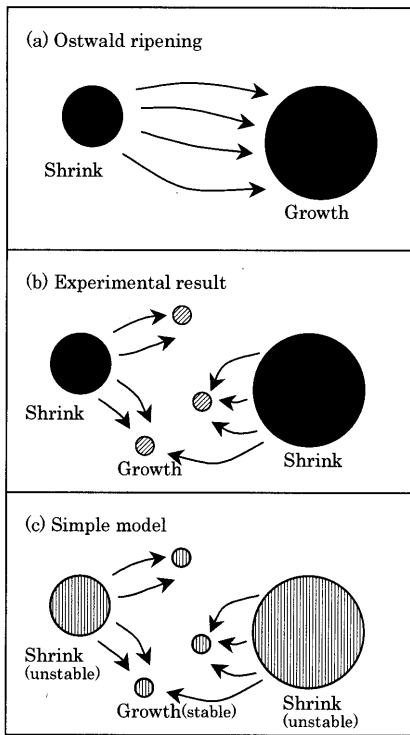


Fig. 12. Schematic explanation of the difference of precipitate growth ●: precipitate A, ⊙: precipitate B (stabler than precipitate A), ⊕: precipitate C (Only the one generated afresh is stable), ←: flow of the composite elements.

する場合はFig.12(b)のように、析出物を構成する元素は新たな析出物が微細であるにもかかわらず安定なためこれに流入し、すでに存在していた析出物は径が大きいかかわりなく溶解し微細化する。このような挙動をより正確にモデル化するには、前節までの結果から、少なくともTiSおよびTi4C2S2という2種の異なる析出物の溶解や成長についての温度や時間依存性等を検討する必要があると思われる。しかし、本計算ではモデルをより単純化するためFig.12(c)のように析出物は1種のみとし、生成する時期によりその成長挙動が異なるものとする。すなわち、新たに生成したものは安定で優先的に成長し、一方、既存のものは不安定で新たな析出物の成長で消費される溶質原子の量と同量だけ溶解し微細化する。析出物を1種とすることで、1つの溶解度積の式だけで鋼中の総析出量および各元素の固溶量を決定することができる。本計算では考慮する析出物をTi4C2S2とし、

$$\log [\text{Ti}][\text{C}]^{0.5}[\text{S}]^{0.5} = -5208/T - 0.78 \dots\dots\dots(2)$$

より¹²⁾析出量および各元素の固溶量を求めた。

析出物の成長については、既存のものおよび新たに生成するものについてそれぞれの平均径が時間の1/3乗で定常的に増大するものとする。新たな析出物の生成を考えない場合は通常のアストワルド成長であり、新たな析出物が生成する場合は成長粗大化していく新析出物の径と溶解微細

化していく既存析出物の径の平均を全体の平均径とする。

この析出物によるpinning力で粒成長の駆動力が減弱されていると仮定しZenerの関係から結晶粒径を求める。すなわち平均析出物径は新たな析出物の生成がない場合、

$$(\bar{r}_1)^3 - (\bar{r}_0)^3 = k_1 \cdot t \dots\dots\dots(3)$$

$$k_1 = C_1 \cdot D \cdot x / T \dots\dots\dots(4)$$

$$\bar{r}_2 = 0 \dots\dots\dots(5)$$

新たな析出物の生成がある場合、

$$(\bar{r}_2)^3 = k_2 \cdot t \dots\dots\dots(3)'$$

$$k_2 = C_2 \cdot D \cdot x / T \dots\dots\dots(4)'$$

$$(\bar{r}_1)^3 = (\bar{r}_0)^3 - (\bar{r}_2)^3 \dots\dots\dots(5)'$$

に従い粗大化^{19,20)}、平均粒径は

$$\bar{R} = \beta \cdot \bar{r}_{1+2} / f \dots\dots\dots(6)$$

で決定されるものとする^{20,21)}。添字の1は焼鈍前から存在している既存の析出物、2は焼鈍中に新たに生成する析出物に関する因子であることを表す。 \bar{r} は平均析出物径、 \bar{r}_0 は初期平均析出物径、 t は時間、 D は溶質原子の拡散係数、 x は溶質原子濃度、 T は絶対温度である。

析出物の成長はTiの拡散により律速されているものと考え¹⁶⁾、Tiの拡散係数 D を

$$D = 315 \exp(-29723/T) \text{ [mm}^2\text{s}^{-1}\text{]} \dots\dots\dots(7)$$

より²²⁾求めた。 C は界面エネルギーやモル容積、溶質原子の母相と析出物相への分配係数などにより決まる定数であるが、本計算では計算により得られる析出物径の絶対値が観測値相当となるような値に固定した。新たに生成する析出物に対してはこの定数が通常のアストワルド成長をするものとは異なると考え、実験範囲の焼鈍時間の間、新析出物の成長と不安定析出物の溶解が持続するように値を調整した。 \bar{R} は平均結晶粒径、 f は析出物の体積分率である。 β は通常4/3~4/9程度の値と推定されている比例係数であるが、本計算では結晶粒径の計算値が観測値相当となるように調整した値とした。条件によっては平均析出物径が減少する場合は考えられるが、この場合には結晶粒は微細化するのではなく成長が停止し一定の値を保つものとする。鋼成分を0.04mass%Ti-0.006mass%S-0.002mass%Cとして計算した結果を適用した各数値とともにFig.13に示す。新たな析出物の生成がない場合、粒径は時間の約1/3乗に従い増大するのに対し、新たな析出物が生成する場合には時間依存性は1/10乗程度まで抑制される。

4.4 その他の要因の影響

低Ti鋼で見られた粒成長の著しい遅延は析出物の安定性による説明が可能であるがTi量の変化に伴う析出物以

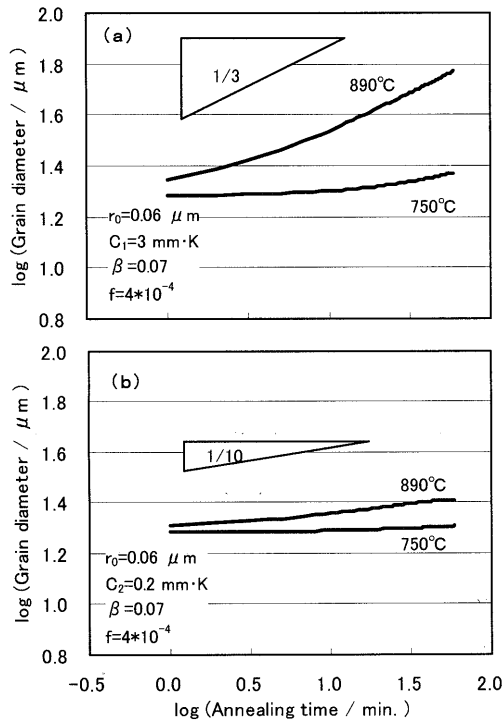


Fig. 13. Calculated dependence of grain growth on annealing conditions, (a) in case of normal precipitate growth and (b) in case of new precipitates generated.

外の要因が影響を及ぼした可能性も否定できない。Fig. 1~5で粒成長性の差を示した材料はTi量だけでなく熱延巻取り温度や熱延板粒径も大きく異なっている。また、熱延板粒径の差は粒成長過程での集合組織にも影響を及ぼしている⁹⁾と予想される。考えられる要因として熱延条件、熱延板結晶粒径および集合組織の影響を保定時間を1分とし焼鈍温度を変えた場合の粒径の変化により検討した。

Fig.14は低Ti鋼(Steel 6)において熱延スラブ加熱温度および巻取り温度を変化させた場合の結晶粒成長性の変化を示す。図中には熱延板の結晶粒径も示す。Fig.15は熱延終了後の冷却条件により熱延板結晶粒径のみを変化させた場合の結果である。集合組織の影響については集合組織が冷延率の影響を強く受けることが知られている⁹⁾ことから、本研究では冷延率を変化させてその影響を検討し、結果をFig.16に示す。なお、本論文で対象としている極低炭素IF鋼においては熱延板結晶粒径や冷延率を介しての焼鈍板での集合組織の差異は主として{111}方位の強度の差として現れる⁹⁾。これらの結果によれば熱延巻取り温度、熱延板結晶粒径および集合組織が冷延材の焼鈍時の結晶粒成長性に及ぼす影響は非常に小さく、低Ti鋼の粒成長遅延を説明できるものではない。これに対しスラブ加熱温度の影響は比較的大きく低Ti鋼でも熱延スラブ加熱温度を1050°C程度まで低下させると粒成長性が向上する。Fig.10の計算によれば低Ti鋼でも1050°C程度ではTi4C2S2が安定して存在し、焼鈍時にはこれを核としてTi4C2S2の析出が進行

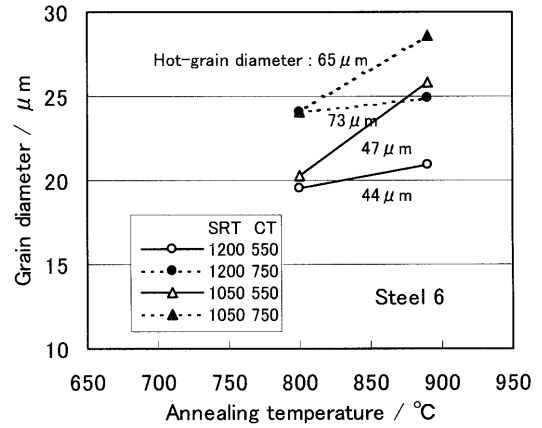


Fig. 14. Effect of annealing temperature on grain size of steels of different hot-rolling conditions. SRT: slab reheating temperature/°C, CT: coiling temperature/°C.

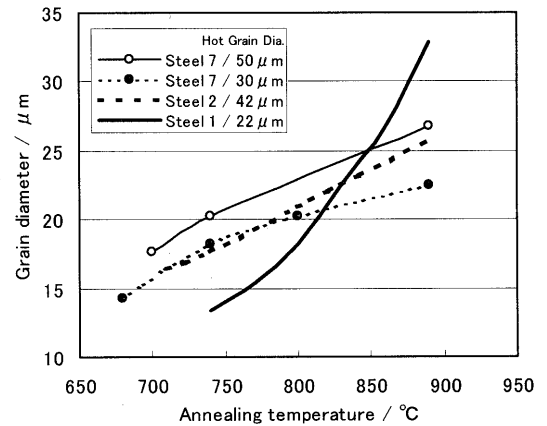


Fig. 15. Effect of annealing temperature on grain size of steels of different grain size in hot-rolled band.

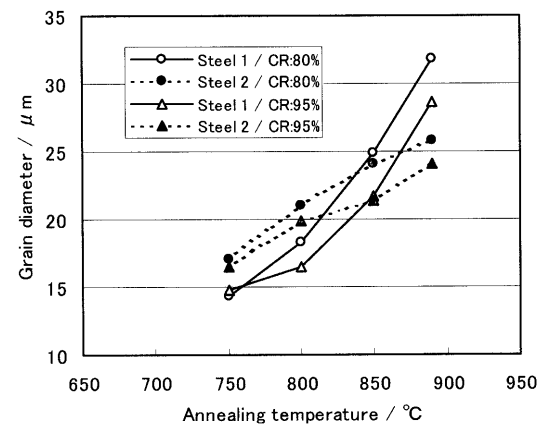


Fig. 16. Effect of annealing temperature on grain size of steels of different cold-rolling reduction.

するため、核形成を伴うような新たな析出物の生成が起きなくなったことが一因と考えられる。

また、焼鈍前の熱延板はすでに巻取り工程において焼鈍温度程度の温度に保持されており、この過程での析出物の変化についても考慮する必要がある。例えば巻取り中の熱

履歴を730°C 60分保持とすると、Ti析出物の成長を律速していると考えられるTiの拡散距離は890°C 1分と同程度となり、巻取り中に新たな析出物が相当程度まで成長しているべきとも考えられる。しかし、熱延板時点ではその後の焼鈍中に生成する微細析出物は確認されておらず、またFig.14に示したように750°C以下の範囲の巻取り温度が低Ti鋼の粒成長性に及ぼす影響はわずかである。新たな析出物の形成には当然のことながら核形成が必要となるが、焼鈍中および巻取り工程での核形成過程については本実験の結果だけでは言及は不可能である。巻取り工程が核形成に伴う潜伏期として作用している可能性が考えられ²³⁾、今後の検討が必要と思われる。

4.5 析出物の分類について

本研究において高Ti鋼では焼鈍中にTiSが粗大化する結果となっている。しかし、Fig.10の計算結果も含め一般的にはこの温度域ではTi₄C₂S₂の析出が進行することが妥当と思われる¹¹⁻¹⁴⁾。この相違の一因は本研究における対象鋼のC含有量がこれまでに研究されている鋼と比較し低い(12~13 ppm)ためTi₄C₂S₂の析出が計算以上に抑制されていることが挙げられる。また本研究においてTiSはEDSスペクトルのピーク高さのTiとSの比が0.7以上のものとしたため、TiとSの比が1程度の硫化物の表面にTi₄C₂S₂が形成され複合析出物として成長する場合^{24,25)}にはTiとSの比が0.5より大きい数値となり本研究ではTiSと分類していることが考えられる。さらに析出物の組成は化学量論的な理想状態からずれたものであることは一般的でありEDSスペクトルの比のみで析出物種を正確に分類することは不可能である。これについては複合析出、析出物の微細構造および結晶構造を考慮した解析が必要であり今後の課題である。

5. 結言

Ti添加極低炭素鋼の粒成長挙動について検討し、以下の結論を得た。

(1) 低Ti鋼では焼鈍時の粒成長が著しく抑制される場合がある。高Ti鋼では粒径の時間依存性が1/3乗程度となるのに対し、1/10乗程度となる。

(2) 高Ti鋼では焼鈍中にTiSが粗大化するのに対し、低Ti鋼では焼鈍中にTiSが溶解し、新たに微細なTi₄C₂S₂、

TiCが生成する。これが低Ti鋼での粒成長の阻害原因と考えられる。

(3) 低Ti鋼においてもスラブ加熱温度低温化、高Mn化、低S化により粒成長性が改善する。これらの影響は熱履歴および鋼中成分による析出挙動の変化により解釈できる。

(4) 上記の粒成長の時間依存性の差はZenerの関係を基本とし焼鈍中の新たな析出物の形成を考慮したモデルにより定量的な説明が可能である。

本研究の遂行にあたり特にTi析出物の熱力学的計算について新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 吉永直樹博士より有益なご指導を受けた。ここに感謝の意を表します。

文 献

- 1) T.Matsuoka and M.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 1134.
- 2) N.Fukuda and M.Shimizu: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **13** (1972), 841.
- 3) T.Matsuoka and S.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2350.
- 4) H.Hayakawa, Y.Furuno, M.Shibata and N.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 278.
- 5) Y.Tokunaga, M.Yamada and K.Ito: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 341.
- 6) I.Tsukatani: *Tetsu-to-Hagané*, **75** (1989), 774.
- 7) A.Okamoto and N.Mizui: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 422.
- 8) H.Takechi: *Developments in the Annealing of Sheet Steels*, ed. by R. Pradhan and I.Gupta, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, (1992), 3.
- 9) K.Tsunoyama: *Phys. Status Solidi. (a)*, **167** (1998), 427.
- 10) T.Obara and K.Sakata: *Proc. of 39th MWSP Conf.*, ISS, Warrendale, PA, (1998), 307.
- 11) K.Kawasaki, S.Sanagi, T.Senuma, S.Akamatsu, N.Yoshinaga and O.Akisue: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 76.
- 12) N.Yoshinaga, K.Ushioda, S.Akamatsu and O.Akisue: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 54.
- 13) K.Yamada and M.Niikura: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 197.
- 14) S.Hashimoto, R.Yoda, T.Miyoshi, Y.Mukai, S.Nanba and I.Tsukatani: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 874.
- 15) I.Samajdar, B.Verlinden and P.Vanhoutte: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 1010.
- 16) K.Osawa, S.Satoh, T.Obara, T.Katoh, H.Abe and K.Tsunoyama: *Metallurgy of Vacuum-Degassed Steel Products*, ed. by R.Pradhan, The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, PA, (1990), 181.
- 17) H.Murakami, S.Sanagi and T.Senuma: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 1835.
- 18) T.Takayama, M.Y.Wey and T.Nishizawa: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1016.
- 19) G.W.Greenwood: *Acta Metall.*, **4** (1956), 243.
- 20) I.M.Lifshitz and V.V.Slyozov: *J. Phys. Chem. Solids*, **19** (1961), 35.
- 21) M.Hillert: *Acta Metall.*, **13** (1965), 227.
- 22) S.H.Moll and R.E.Ogilvie: *Trans. AIME*, **215** (1959), 613.
- 23) R.Okamoto and M.Suehiro: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 650.
- 24) T.Kasahara, T.Matsumoto, S.Hamanaka and T.Yamada: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 863.
- 25) M.Hua, C.I.Garcia and A.J.Deardo: *Metall. Mater. Trans. A*, **28A** (1997), 1769.