

Ti添加高純フェライト系ステンレス鋼の熱間再結晶挙動に及ぼす加熱温度及び巻取り温度の影響

木村 謙*・阿部 雅之*²・天藤 雅之*³・瀬沼 武秀*

Influences of Heating and Coiling Temperatures on Recrystallization during Hot-rolling Process in Ti Added High-purity Ferritic Stainless Steel

Ken KIMURA, Masayuki ABE, Masayuki TENDOU and Takehide SENUMA

Synopsis : The influence of heating and coiling temperatures on recrystallization of Ti added high purity ferritic stainless steels (17Cr-0.1Ti-ultra low C, N) was investigated to clarify the conditions of accelerating recrystallization in the coiling processes. The recrystallization during coiling significantly retarded when the heating temperature before rolling was higher than 1423K or coiling temperature was lower than 1023K. The effect of heating temperature was explained by the precipitation of $Ti_4C_2S_2$. At heating temperature higher than 1423K, $Ti_4C_2S_2$ dissolved and they finely re-precipitated during finishing rolling. These fine precipitates significantly retarded the recrystallization. At low coiling temperature, retardation of recrystallization was caused by the precipitation of FeTiP. At the coiling temperature below 1023K, FeTiP finely precipitated during coiling before recrystallization and retarded recrystallization. When P content decreases, precipitation temperature of FeTiP becomes lower and recrystallization at 1023K was accelerated. Two important conditions to accelerate recrystallization were confirmed. One is low heating temperature less than 1423K to prevent the dissolution of $Ti_4C_2S_2$. The other is coiling temperature higher than 1023K to prevent the precipitation of FeTiP. In the latter case, the decrease of P content is also effective.

Key words : ferritic stainless steel; ridging; recrystallization; precipitates; hot-rolling; heating temperature; coiling temperature.

1. 緒言

自動車排気系部材や家電部材には、TiやNbを添加し、かつIF (Interstitial Free)化されたフェライト系ステンレス鋼が広く使われている。この鋼種はプレス成形時にリジングまたはローピングと呼ばれる表面凹凸 (以下、リジング) が生じる場合があり、これが生じると表面美観性を損ねる等の問題となる。リジングの発生機構は、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 結晶粒の集団 (以下、コロニー) と他方位粒の塑性異方性の差に起因すると考えられている¹⁻³⁾。リジングの発生を抑制する方法として、熱間圧延 (以下、熱延) 後の焼鈍で再結晶させてコロニーの単位を細かくする方法が一般的である²⁾。再結晶を熱延時に促進させれば、熱延後の焼鈍工程を省略できる可能性がある。

再結晶挙動は、加工および熱処理条件だけでなく、第2

相からも影響を受けることが知られている⁴⁻⁶⁾。Ti及びNbを添加したフェライト系ステンレス鋼ではTiおよびNb系の炭窒化物やりん化合物⁷⁻⁹⁾が存在し、再結晶を阻害する可能性があるため、これらを制御することが再結晶促進の重要なポイントと考えられる。

本研究では、Ti添加IFフェライト系ステンレス鋼の熱間再結晶挙動に及ぼす加熱温度および巻取り温度の影響を調査し、析出物制御の観点から再結晶を促進するプロセス条件を検討した。

2. 供試鋼および実験条件

供試鋼は、実機溶製した鋼Aおよびラボ溶解した鋼P1~P4を用いた。供試鋼の化学組成をTable 1に示す。

加熱温度および巻取り温度の影響を調査する試験には、

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

STEEL	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	N
A	0.002	0.04	0.08	0.027	0.006	16.5	0.12	0.006
P1	0.003	0.06	0.07	0.005	0.006	16.5	0.11	0.005
P2	0.003	0.06	0.07	0.022	0.006	16.5	0.11	0.005
P3	0.003	0.06	0.07	0.031	0.006	16.5	0.10	0.006
P4	0.003	0.06	0.07	0.044	0.006	16.5	0.10	0.005

平成14年9月10日受付 平成15年2月24日受理 (Received on Sep. 10, 2002; Accepted on Feb. 24, 2003)

* 新日本製鐵 (株) 鉄鋼研究所 (Steel Research Labs., Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futsu 293-8511)

*2 新日本製鐵 (株) 鉄鋼研究所 (現: 八幡製鉄所) (Steel Research Labs., now Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

*3 新日本製鐵 (株) 鉄鋼研究所 (現: ステンレス事業部) (Steel Research Labs., now Stainless Steels Div., Nippon Steel Corp.)

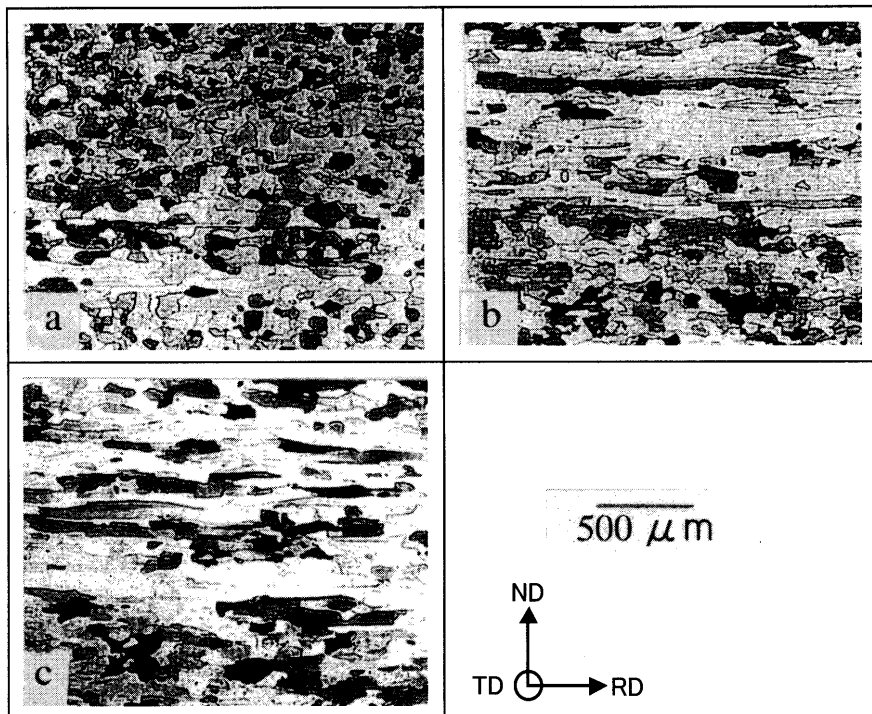


Fig. 1. Microstructures after coiling at 1023K; (a) heating temperatures: 1423K, (b) 1473K, (c) 1573K.

鋼Aを用いた。鋼塊を200 mm厚に加工後、所定の温度で加熱し、2スタンドタンデム熱延機を用いて、7パスの粗圧延で20 mm厚まで、引き続いて6パスの仕上げ圧延で3 mm厚まで圧延した。仕上げ圧延後、直ちに圧延材を切断し、一部は実機の捲取行程での熱履歴を再現するために、捲取温度に設定した炉に挿入し、1hの保定を行った。残部は、巻取り処理前の析出物の状態を調査するために空冷した（以降、空冷材を巻取り処理前、巻取り処理材を巻取り処理後と呼ぶ）。なお、一部の材料を用いて空冷中に析出が生じないことを確認した。加熱温度変更試験では、加熱温度を1423~1573Kの範囲で変化させ、巻取り温度は1023Kとした。巻取り温度変更試験では、加熱温度を1423Kとして巻取り温度を823~1123Kの範囲で変化させた。

りん化合物の影響を調査するため、P量を変更した鋼P1~P4を用いた。鋼塊を90 mm厚に加工し、粗圧延4パスで20 mm厚まで、さらに仕上げ圧延6パスで3 mmまで圧延した。加熱温度は1423K、巻取り温度は1023Kとした。巻取り処理後の鋼板について、板幅方向に垂直な断面（Transverse Direction面）の金属組織を光学顕微鏡を用いて調査した。金属組織より、板厚1/4~3/4厚の再結晶率を線分法で求めた。析出物は、巻取り処理前後の材料の板厚中心部より抽出レプリカを採取し、エネルギー分散型X線分光機能（以下、EDX）付の200KV透過型電子顕微鏡（以下、TEM）で調査した。金属元素はEDXで分析した。析出量の調査には電解抽出残さ法を用いた。電解液は10%アセチルアセトン-1%テトラメチルアンモニウム-メタノール液で

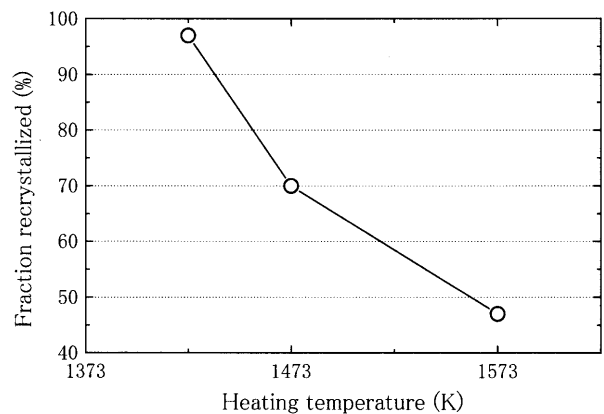


Fig. 2. Effect of heating temperature on fraction recrystallized after coiling at 1023K.

あり、残さの回収には0.2 μmの有機フィルターを用いた。残さより、TiおよびPはICP-発光分光法で、Sは赤外線吸収法で分析した。

3. 実験結果

3.1 加熱温度の影響

加熱温度を変えたときの巻取り処理後の金属組織をFig. 1に示し、写真より求めた再結晶率と加熱温度の関係をFig. 2に示す。加熱温度が1423Kでは、ほぼ100%再結晶しているが、加熱温度が高くなるにつれて再結晶率は低下し、1473Kでは約70%、1573Kでは約50%程度である。

加熱温度が1423Kおよび1573Kの巻取り処理前後の析出物のTEM写真をFig. 3(a)~(d)に示す。また(d)で認められ

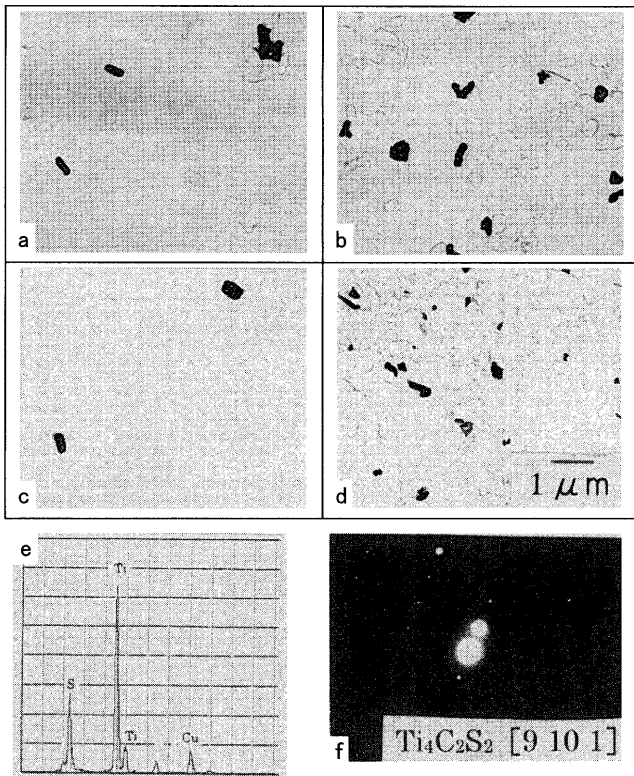


Fig. 3. TEM micrographs of the samples before and after coiling at 1023K; (a) heating temperatures: 1423K, before coiling; (b) 1423K, after coiling; (c) 1573K, before coiling; (d) 1573K, after coiling; (e) EDX spectrum of fine particles; (f) diffraction pattern of fine particles.

た微細析出物のEDX分析および電子回折写真を(e)および(f)に示す。巻取り処理前は(a) 1423K加熱材および(c) 1573K加熱材とともに約0.5~1 μm の粗大なTiNおよび $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ のみが散在する。巻取り処理後は、(b) 1423K加熱材では約0.5 μm のFeTiPの析出が認められ、(d) 1573K加熱材では約0.5 μm のFeTiPに加えて0.1 μm 程度の微細な析出物が多く存在する。この微細な析出物は(e) EDX分析および(f) 電子回折から、TiとSの強度比が2:1で、結晶構造が六方晶の $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ であった。

析出Ti量およびS量と加熱温度の関係をFig. 4に示す。●は巻取り処理前、○は巻取り処理後を示す。析出Ti量は、いずれの加熱温度においても巻取り処理により増加する。その増加量(巻取り処理前後の差)は加熱温度が高いほど多い。析出S量は、加熱温度が1423Kより高い場合に巻取り処理により増加する。その増加量は加熱温度が高いほど多い。1423K加熱では巻取り処理前に添加S量(0.006%)がほぼ全量析出しており、巻取り処理後に変化しない。1573K加熱では、巻取り処理前の析出S量が低く、巻取り処理中に析出量が増加する。巻取り処理後でもS全量が析出には至っていないが、これはSが固溶しているのか、析出物が微細であるために電解時に有機フィルターから抜け落ちたのかは不明である。

以上の結果をまとめると、加熱温度を高くするほど巻取

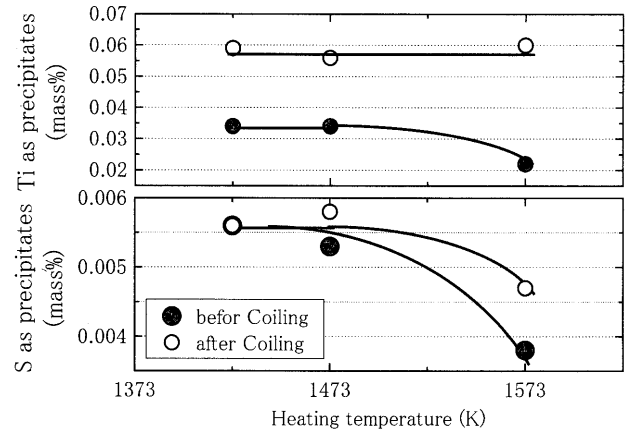


Fig. 4. Effect of heating temperature on the amounts of Ti and S as precipitates before and after coiling at 1023K.

り時の再結晶が遅延する。巻取り処理中に析出する析出物は、1423K加熱の場合はFeTiP、1573K加熱の場合はFeTiPおよび $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ であり、 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ は微細に析出する。微細に析出した $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ が再結晶を遅らせていることが考えられる。

3.2 巻取り温度の影響

巻取り温度を変えたときの巻取り処理後の金属組織をFig. 5に、写真より求めた再結晶率と巻取り温度の関係をFig. 6に示す。巻取り温度が823Kおよび973Kではほとんど再結晶は生じていないが、1023Kではほぼ再結晶が完了しており、1123Kでは再結晶が完了して粒成長している。このように973Kと1023Kの間で組織が大きく変化する。

巻取り処理後の析出物のTEM写真をFig. 7に示す。(b) 973Kのときに約0.1 μm の微細な析出物が最も多く析出している。この微細析出物は(e) EDX分析結果より、Fe、TiおよびPの強度が高いFeTiP⁷⁻⁹⁾であった。(c) 1023Kでは0.5 μm 程度のFeTiPが認められるが、(a) 823Kおよび(d) 1123Kでは全く認められなかった。なお、約1 μm の析出物はTiNおよび $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ であり、いずれの巻取り温度でも析出していた。析出物調査で認められたりん化物はすべてFeTiPであった。

析出Ti量およびP量に及ぼす巻取り温度の影響をFig. 8に示す。TiおよびPの析出量はいずれも973Kで最大値を示す。Fig. 7の析出物調査の結果から考えると、析出したPはすべてFeTiPとして析出しており、FeTiPの析出ノーズが973K近傍に存在すると考えられる。

以上の結果をまとめると次のようになる。巻取り温度が高いほど再結晶が進行するが、973Kと1023Kの間で組織が大きく変化する。巻取り処理中に析出する介在物は、FeTiPであり、973Kで最も微細かつ多量に析出する。したがって973Kで再結晶が生じなかったのは、FeTiPの析出によって再結晶が遅延したことが推察される。

3.3 P量の影響

前節では、FeTiPが微細に析出する973Kの巻取り時に再

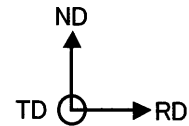
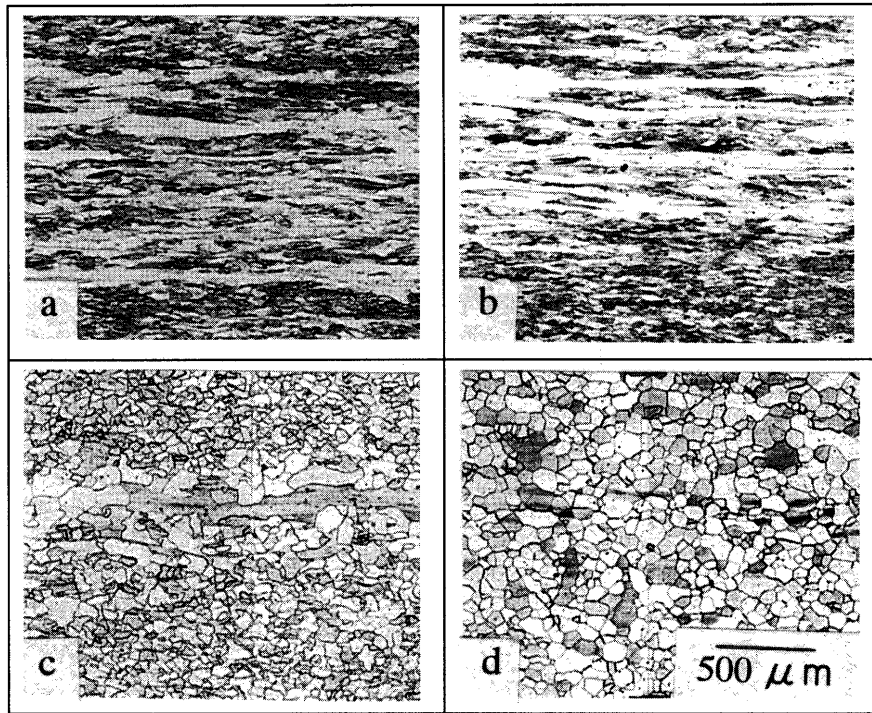


Fig. 5. Microstructures after coiling at (a) 823K, (b) 973K, (c) 1023K, (d) 1123K; heating at 1423K.

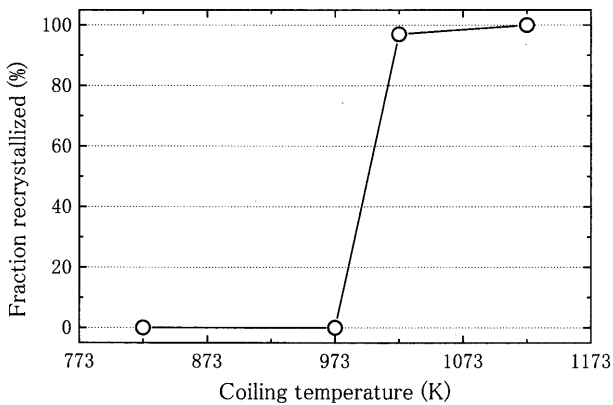


Fig. 6. Effect of coiling temperature on fraction recrystallized; heating at 1423K.

結晶の遅延が認められた。FeTiPの再結晶への影響を把握するためにP量を変更した材料の再結晶挙動を調査した。P1~P4の巻取り処理後の金属組織をFig. 9に示す。P量が低いほど再結晶は進行する。析出P量と添加P量の関係をFig. 10に示す。添加P量の増加に伴って析出P量は増加する。再結晶率を析出P量に対してプロットした結果をFig. 11に示す。両者は良い相関を示し、析出P量が増加するに伴って再結晶率は減少する。巻取り処理後の析出物のTEM組織をFig. 12に示す。約0.1 μm 程度の微細な析出物はいずれもFeTiPであり、FeTiPの析出個数はP量の増加に伴って増える。なお、ここで認められる1 μm 程度の析出

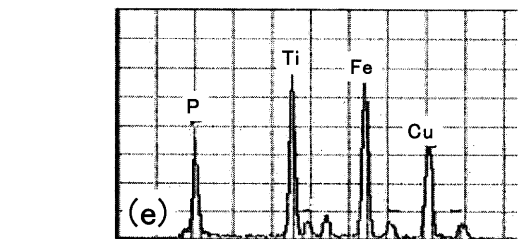
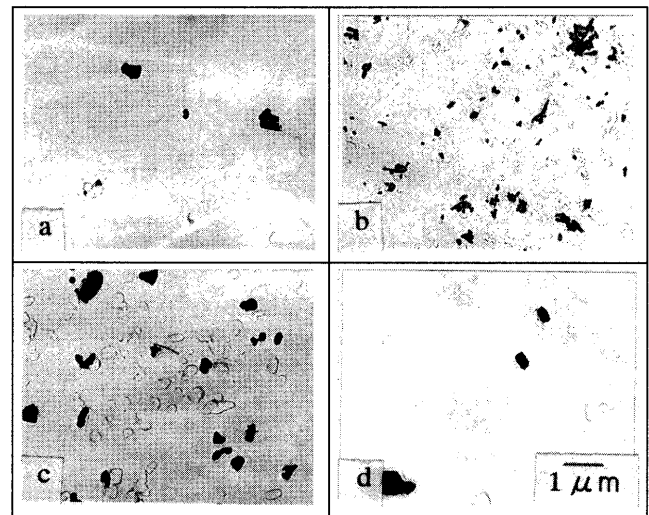


Fig. 7. TEM micrographs after coiling at (a) 823K, (b) 973K, (c) 1023K, (d) 1123K and (e) EDX spectrum of fine particles.

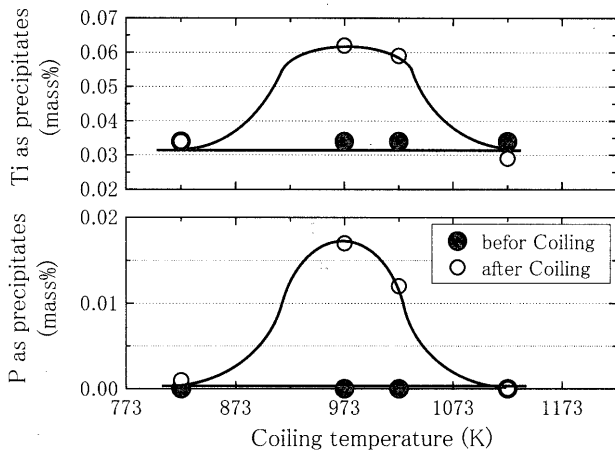


Fig. 8. Effect of coiling temperature on the amounts of Ti and P as precipitates; heating at 1423K.

物は $Ti_4C_2S_2$ である。

以上の結果をまとめると次のようになる。添加P量が多いほど巻取り時の再結晶は遅延する。FeTiPは巻取り時に微細に析出するが、添加P量が多いほどその析出量が増加する。FeTiPの析出量と再結晶率は良い相関を示し、FeTiPの析出が再結晶を抑制したと考えられる。

4. 考察

4.1 高温加熱による再結晶遅延

加熱温度が1423Kを超えると微細な $Ti_4C_2S_2$ の析出量が増加し、巻取り時の再結晶は遅延した。そこで、再結晶に及ぼす析出物の影響について考察する。鋼AのTi系析出

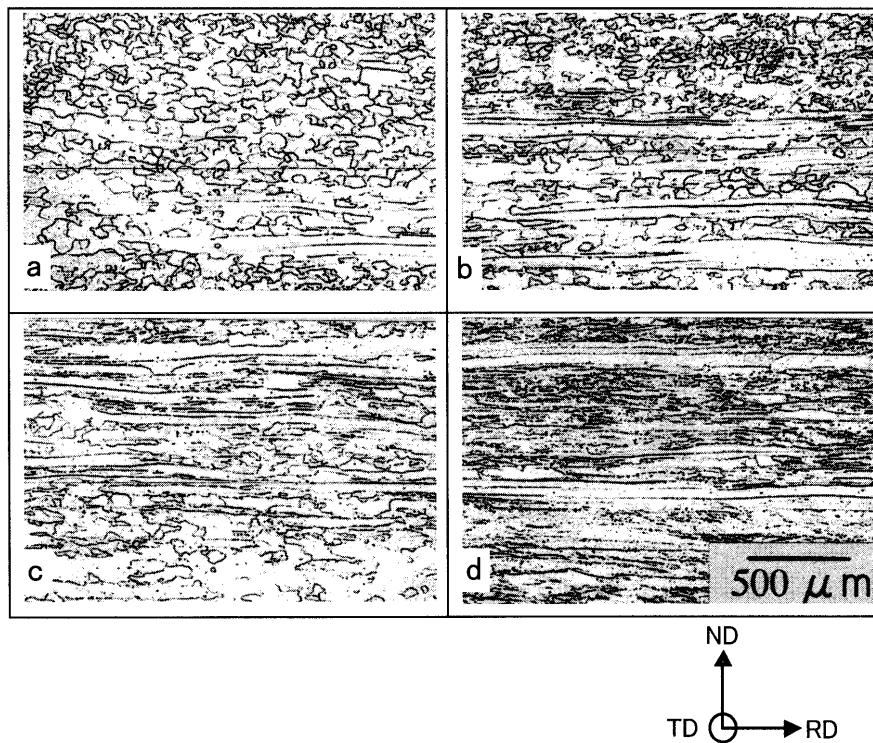


Fig. 9. Microstructures of the steel P1~P4 after coiling at 1023K; (a) P1, (b) P2, (c) P3, (d) P4; heating at 1423K.

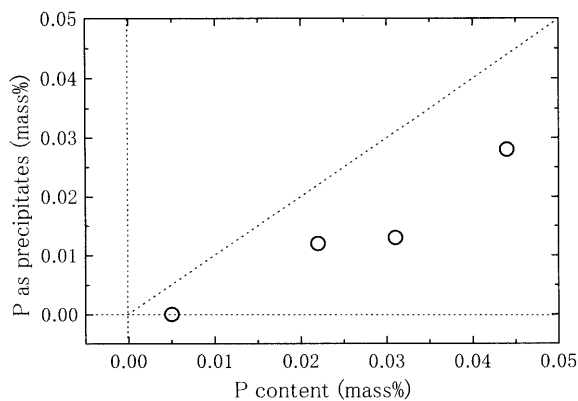


Fig. 10. Effect of P contents on the amounts of P as precipitates in the steel P1~P4; heating at 1423K and coiling at 1023K.

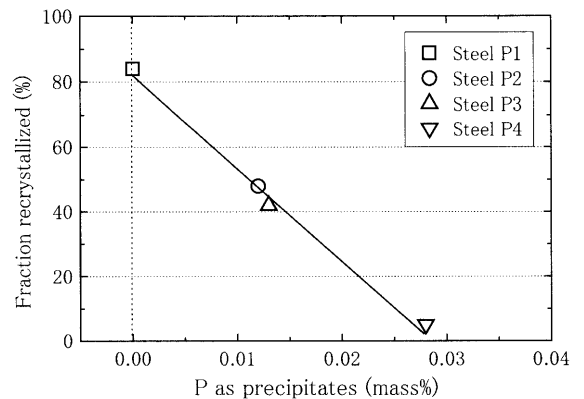


Fig. 11. Effect of the amounts of P as precipitates on the fraction recrystallized after coiling at 1023K in the steel P1~P4; heating at 1423K.

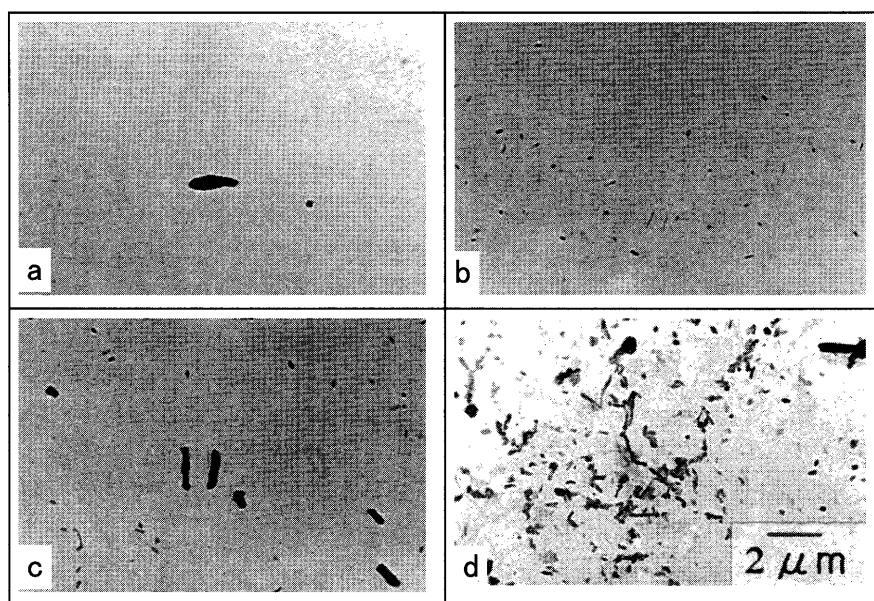


Fig. 12. TEM micrographs of the steel P1~P4; (a) P1, (b) P2, (c) P3, (d) P4; heating at 1423K and coiling at 1023K.

物の析出量と温度の関係を平衡熱力学データより計算した結果を Fig.13 に示す。 $Ti_4C_2S_2$ は 1550K 以下で析出し、1400K 以下で析出量は飽和する。この計算結果は本実験の $Ti_4C_2S_2$ の析出挙動結果と良い一致を示す。すなわち、加熱温度が 1423K を超えると一部の $Ti_4C_2S_2$ が再固溶するため、 $Ti_4C_2S_2$ の析出量は減少する (Fig. 4)。加熱時に再固溶した析出物は熱延途中あるいは巻取り処理中に析出するが、その析出量は加熱温度が高いほど増加する。1573K 加熱時の巻取り処理後には、約 $1\mu m$ と約 $0.1\mu m$ とサイズの異なる 2 種の $Ti_4C_2S_2$ が認められた (Fig. 3(d))。約 $1\mu m$ の $Ti_4C_2S_2$ は熱延前の加熱時に既に存在しており、サイズが大きく、分布も粗であるため、再結晶へ大きな影響を及ぼさないと考えられる。一方、約 $0.1\mu m$ の $Ti_4C_2S_2$ は熱延により導入された転位を核に微細析出したと考えられる。この微細な析出物は、転位の移動の障害となり、再結晶の前段階であるサブグレインの形成¹⁰⁾あるいは再結晶粒界の移動¹¹⁾を抑制して再結晶の進行を遅らせると考えられる。加熱時に固溶した $Ti_4C_2S_2$ は、Ti 添加極低炭素鋼では熱延途中に微細に析出する¹²⁾ことが知られているが、本実験の Ti 添加フェライト系ステンレス鋼では巻取り処理前 (Fig. 3(c)) の析出は確認されておらず、大半は巻取り中に析出したことを示唆する。Ti 添加極低炭素鋼と本鋼の $Ti_4C_2S_2$ の析出挙動の違いは、Cr と Ti あるいは C の相互作用に起因する可能性があるが、その解明については今後の課題としたい。

再結晶に及ぼす加熱温度の影響を考える場合、前述の析出物以外にマトリクスの初期結晶粒径の影響を考慮する必要がある。すなわち、加熱温度が高い場合、熱延前にマトリクスの結晶粒が粗大化していると考えられる。再結晶は結晶粒界近傍から発生しやすい^{13,14)}ため、結晶粒径が大き

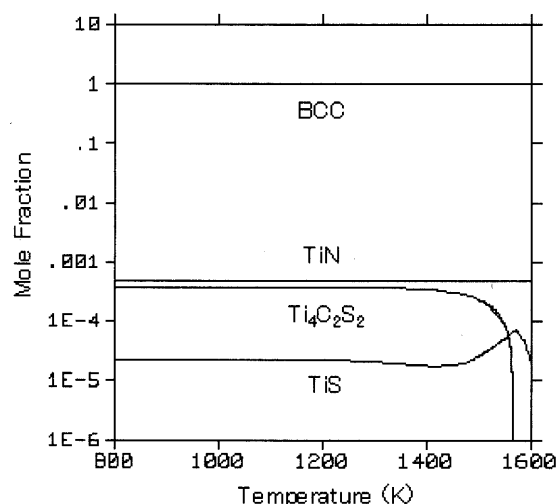


Fig. 13. Calculated mole fraction of precipitates in the steel A.

い場合には単位体積あたりの結晶粒界面積が減少し、再結晶が遅延する¹⁵⁾可能性がある。そこで次に結晶粒径の影響について考察する。

加熱温度を高くした場合、熱延前のマトリクスの結晶粒径が粗大化する。この結晶粒は、熱延途中の再結晶により変化することが予測される。したがって巻取り時の再結晶に及ぼす初期結晶粒径の影響を考慮する際、パス間で再結晶しない温度における熱延途中段階の結晶粒径を用いる必要がある。そこで熱延途中段階として仕上げ圧延前の組織に着目した。その理由は、仕上げ圧延は粗圧延に比べてパス間時間が短く、また圧延温度が低いためにパス間での再結晶は進行しないと考えたためである。鋼 A の 1423~1573K の加熱材の仕上げ圧延前の組織を水冷して結晶粒径を調査した。いずれも完全再結晶組織であり、再結晶粒径

は1423K加熱材では389 μm, 1473Kは460 μm, 1573Kは740 μmであった。次に仕上げ圧延間で再結晶しているか否かを調査した。1423K加熱材を仕上げ圧延後、空冷した組織をFig.14に示す。結晶粒は圧延方向に展伸しており、圧延方向の最大長さは約3mmであった。1423K加熱材の仕上げ圧延前の平均結晶粒径は389 μmであり、圧延率85%の仕上げ圧延後の圧延方向の結晶粒長さを計算すると、約2.6mmとなる。すなわち、仕上げ圧延前の結晶粒がそのまま圧延された状態で再結晶していないことが確認された。そこで仕上げ圧延前の結晶粒径を用いて、結晶粒径を通して巻取り再結晶に及ぼす加熱温度の影響を検討した。

まず、鋼Aの再結晶時間に及ぼす初期結晶粒径の影響を定式化した。試験は、鋼Aより10×15×220mmの試験片を切りだし、1パス加工で実施した。1423~1523Kで5minの加熱後、1273~1323Kまで冷却し、歪：50%、歪速度：10 s⁻¹の加工後、等温で保持時間を3~300s変化させた後、水冷した。水冷後のサンプルより再結晶率を測定し、再結晶時間に及ぼす初期結晶粒径の影響として下記(1)式を得た¹⁶⁾。

$$t_{0.5} = A \cdot d^l \dots\dots\dots(1)$$

$t_{0.5}$: 加工後、再結晶率50%に達するまでの時間、 d : 初期

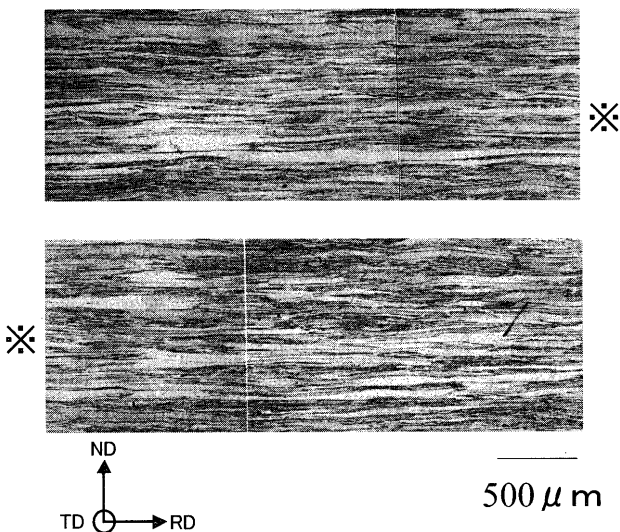


Fig. 14. Microstructure after finish rolling: heating temperature is 1423K.

結晶粒径、 A : 定数
また再結晶率は(2)式で与えられる¹⁶⁾。

$$X = 1 - \exp(-\ln 2 \cdot (t/t_{0.5})^{0.8}) \dots\dots\dots(2)$$

X : 再結晶率、 t : 加工後の時間

(1), (2)式は1パス加工で得られた式であるが、今回の仕上げ圧延のパス間で再結晶は起きていないため、(1), (2)式を用いて再結晶挙動に及ぼす結晶粒径の影響を計算した。定数 A を求めるにあたり、 d として仕上げ圧延前の結晶粒径：389 μm、 X として加熱温度が1423K時の巻取り処理後の再結晶率：97%、 t として巻取り処理時間：1hを用いた。再結晶率の計算値と実測値をFig.15に示す。加熱温度が1423Kと1573Kで結晶粒径に起因した再結晶率の差は計算では約10%と小さい。実際(Fig. 2)は50%程度の再結晶率の差が認められ、再結晶に及ぼす加熱温度の影響としては、マトリクスの結晶粒径の影響は小さく、前述の析出物の影響が大きいことが示唆される。

これらの結果から、再結晶を促進させるには、加熱温度を低温にして、加熱時にあらかじめTi₄C₂S₂を析出させて、熱延途中の析出を抑制することが有効である。低温加熱は、熱延前の結晶粒の粗大化抑制の点でも効果的である。

4.2 熱間再結晶挙動に及ぼすFeTiPの影響

加熱温度でTi₄C₂S₂がほぼ全量析出する1423K加熱では、巻取り温度973Kで再結晶はほとんど生じず、巻取り処理後には約0.1 μmの微細なFeTiPが多量に析出していた。これより50K高い1023K巻取り材では、再結晶はほぼ完了し

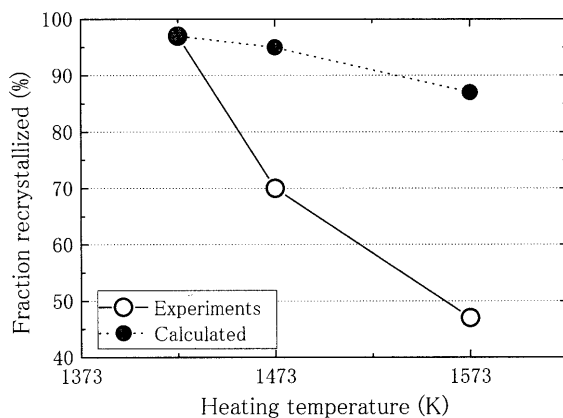


Fig. 15. Comparison between the calculated fraction recrystallized and the measured one.

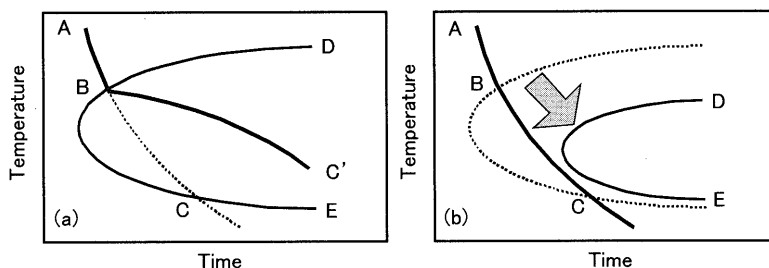


Fig. 16. Schematic Time-Temperature-Diagram of (a) steel A and (b) steel P1.

ており、約0.5 μm の粗大なFeTiPが認められた。またP量が高い場合(P4)は、1023Kの巻取りでも約0.1 μm の微細なFeTiPが析出し、再結晶が遅延していた。本節ではFeTiPの析出挙動と再結晶への影響について考察する。

析出開始時に鋼中に転位が存在する場合、転位の多い箇所が析出サイトとしてはたらくと考えられる。これに該当するのが鋼Aの973K巻取り材および鋼P4の1023K巻取り材である。これに対して鋼Aの1023K巻取り材では、FeTiPの析出は生じているが、サイズは粗大(約0.5 μm)であり、分布状態が粗であることから、析出開始時には転位が少なかったことが推測される。またこの条件で再結晶が十分進行していたことを考えると、熱延時に導入された転位が再結晶によって消費された後にFeTiPが析出したと考えられる。析出および再結晶の進行に関する温度-時間曲線の模式図をFig.16に示す。(a)は鋼A(P量:0.027%)、(b)は鋼P1(P量:0.005%)のケースである。曲線ABCおよびABC'は再結晶開始を、DEはFeTiPの析出開始を示す。(a)鋼Aにおいて巻取り温度がBより高温である場合(例えば1023K)、析出に先立って再結晶が開始する。再結晶完了後にFeTiPの析出が生じる場合は、転位を核にした微細な析出は生じない。巻取り温度がBより低い場合(例えば973K)、再結晶開始前に析出が生じる。このとき鋼中に転位が存在するため、析出物が高密度かつ微細に析出する。この微細な析出物は、再結晶の進行を遅らせて再結晶曲線は長時間側のABC'となる。P量が低い(b)鋼P1においては、FeTiPの析出温度および時間は低温長時間側へ移行する。その結果、再結晶の前に析出が生じる温度Bが低温化あるいは存在しなくなり、再結晶が遅延しなくなる。柘植⁹⁾が求めたFeTiPの溶解度積から計算すると、鋼AにおけるFeTiPの析出温度は1138K以下であり、鋼AでのFeTiPの析出ノーズが973Kであるのは妥当と言える。また鋼P1の計算析出温度は1019K以下となり、1023Kの巻取り処理で析出しなかったことも説明できる。

これらのことから、再結晶に及ぼすFeTiPの影響については次のことが言える。巻取り処理時に再結晶に先立ってFeTiPが析出する場合には、巻取り時の再結晶が遅延する。したがって再結晶を遅延させないためには、巻取り温度を高温化することもしくは添加P量を低下してFeTiPの析出温度を低下させることが有効である。

以上のように、Ti添加高純フェライト系ステンレス鋼の熱延巻取り時の再結晶は微細な析出物により遅延するため、いかにして再結晶前に微細析出を抑制するかが重要である。鋼Aの場合、製造温度条件によって微細に析出する可能性がある析出物は $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ およびFeTiPである。 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ については加熱温度を1423K以下にし、加熱時にあらかじめ

析出させておき、巻取り中の析出を抑制させることが有効である。FeTiPについては、巻取り時に再結晶に先立って析出しないような高温で巻取り処理を行うことが有効である。添加P量を低減することはFeTiPの析出温度が低下するため、再結晶の進行を促す。このように、成分および熱延条件によって析出物を制御すれば、巻取り時の再結晶を促進することができる。

5. 結論

Ti添加高純フェライト系ステンレス鋼の熱間再結晶挙動に及ぼす加熱温度および巻取り温度の影響を調査し、再結晶を促進する条件を検討した。得られた知見は下記の通りである。

(1) 同一巻取り温度で比較した場合、巻取り処理後の再結晶は、加熱温度は高いほど遅延する。この主な原因は加熱時に再固溶する $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ が熱延途中に微細に析出するためである。

(2) 加熱温度を一定にした場合、巻取り温度は低いほど再結晶は遅延し、特に973K以下ではほとんど再結晶が生じない。この原因は973K近傍で巻取り時にFeTiPが微細に析出するためである。P量を低減すればFeTiPの析出を低温および長時間側へ移行できるため、再結晶の遅延を抑制できる。

(3) 巻取り処理中の再結晶を促進するには、巻取り再結晶の前に微細な析出を生じさせないことが重要である。加熱温度は $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ が安定して析出する低温とし、巻取り温度はFeTiPの析出温度より高い温度とすることが有効である。

文 献

- 1) R.N.Wright: *Metall. Trans.*, **3** (1972) Jan., 83.
- 2) S.Matsuo: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980) Mar., 192.
- 3) J.Harase, K.Ohta, R.Shimizu and T.Takeshita: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1520.
- 4) R.D.Doherty and J.W.Martin: *J. Inst. Met.*, **91** (1962), 332.
- 5) F.J.Humphreys: *Acta Metall.*, **25** (1977), 1323.
- 6) H.Fujimura and S.Tsuge: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 489.
- 7) F.Kurosawa, I.Taguchi and R.Matsumoto: *J. Jpn. Inst. Met.*, **44** (1980) May, 539.
- 8) A.Okamoto and N.Mizui: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 422.
- 9) S.Tsuge: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 858.
- 10) F.J.Humphreys and J.W.Martin: *Philos. Mag.*, **17** (1968), 365.
- 11) I.Baker and J.W.Martin: *J. Mater. Sci.*, **15** (1980), 1533.
- 12) G.Tither, C.I.Garcia, M.Hua and A.J.DeArdo: Int. Forum for Physical Metallurgy of IF Steels (IF-IFS-94), ISIJ, Tokyo, (1994), 293.
- 13) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 399.
- 14) W.B.Hutchinson: *Acta Metall.*, **37** (1989), 1047.
- 15) W.B.Hutchinson, S.Jonsson and L.Ryde: *Scr. Metall.*, **23** (1989), 671.
- 16) K.Kimura, T.Senuma, A.Yamamoto, M.Abe and T.Takeshita: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1204.