

オーステナイト系ステンレス鋼の酸化物の分散を利用した結晶粒径調整

高野 光司*・中尾 隆二*・福元 成雄*・土山 聡宏*²・高木 節雄*²

Grain Size Control by Oxide Dispersion in Austenitic Stainless Steel

Koji TAKANO, Ryuji NAKAO, Shigeo FUKUMOTO, Toshihiro TSUCHIYAMA and Setsuo TAKAKI

Synopsis : The difference in the deoxidation condition between Al-Ca system and Si-Mn system was discussed in terms of grain growth behavior of an austenitic stainless steel (Fe-17%Cr-9%Ni-3%Cu-low C, N alloy). In the steel deoxidized by Si-Mn, oxide inclusion exists as MnO-SiO₂ particles in the as-cast ingot. However, once this steel is annealed at 1523K for 3.6 ks, a part of MnO-SiO₂ particles decomposes and MnO-Cr₂O₃ particles are newly formed on the annealing. The particle size of MnO-Cr₂O₃ is about 0.2 μm span and this size is much smaller than that of MnO-SiO₂ particles (about 1 μm). This oxide transition from MnO-SiO₂ to MnO-Cr₂O₃ is very useful for suppressing the grain growth of recrystallized austenite grains on annealing at 1373K after 65% cold working because the reprecipitated fine oxide particles pin the austenite grain boundary effectively. The relation between austenite grain size and oxide particles dispersion is not explained by the well-known Zener's relationship but done by the Doherty's theory in which a half of particles are thought on grain boundary and play a role to pin the grain boundary. On the other hand, in the steel deoxidized by Al-Ca, stable Al₂O₃-CaO particles are formed in the as-cast ingot. This oxide is so stable that it never causes the oxide transition on annealing like that in the steel deoxidized by Si-Mn. Therefore, the grain refining through recrystallization process is never expected in the steel deoxidized by Al-Ca.

Key words: austenitic stainless steel; deoxidation; oxide; grain growth; precipitation; grain boundary pinning.

1. 緒言

鉄鋼材料において結晶粒径は、冷間加工性や製品の強度等の材質に大きく影響を及ぼすため、精度よく制御する必要がある。一般に鋼の結晶粒径は、加工熱処理時の相変態や再結晶およびその後の結晶粒の成長挙動を制御することで調整されている。そして、結晶粒を微細化するには主に基底中に分散させた炭化物や窒化物粒子の粒界ピン止め効果によって粒界の移動を抑制することが有効とされてきた。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼では炭素鋼に比べ炭素含有量が低く、しかも加工性や耐食性に悪影響を与えないように、高温での溶体化処理により炭窒化物を完全に固溶させて使用されることがほとんどである。そのため、オーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒径の調整に炭窒化物は利用できない。その代替として、溶体化温度域でも熱力学的に安定で、かつ材質に悪影響を与えないような微量な酸化物による結晶粒径の調整が期待されている。

溶体化温度でも固溶しない酸化物を分散させて組織制御に用いる手段として、製鋼段階で生成する微量な脱酸生成物の利用が考えられる。炭素鋼においては既に脱酸生成物による組織制御に関する報告¹⁻⁷⁾がなされている。例えば水渡ら¹⁾は、Fe-0.2mass%C-0.02mass%P系およびFe-10mass%Ni系合金について、凝固時に脱酸生成物 (MgO,

ZrO₂, Ce₂O₃等)を微細に分散させて、凝固後のオーステナイト粒径を制御する手法を提案している。しかし、オーステナイト系ステンレス鋼中の脱酸生成物については、酸化物の結晶化や組成変動に関する研究が数例報告⁸⁻¹⁰⁾されているものの、これを積極的に利用して結晶粒径を制御しようとする研究はほとんどなされていない。脱酸生成物を利用してオーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒径を制御できれば、一貫プロセスの観点から低コストで造り込みできるという利点がある。

本研究では、オーステナイト系ステンレス鋼において、汎用的な脱酸生成物の分散状態を制御することにより加工熱処理後のオーステナイト粒を微細化することを目的とした。そして、結晶粒の成長や酸化物粒子の分散状態に及ぼす脱酸方法、とりわけ、ステンレス鋼において主流であるAl-Ca脱酸処理およびSi-Mn脱酸処理の影響について調査した。また、これら材料のオーステナイト粒の成長挙動について、酸化物粒子による結晶粒界のピン止め効果¹¹⁻²¹⁾の観点から考察を行った。

2. 実験方法

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼の一種であるSUSXM7 (17%Cr-9%Ni-3%Cu-low C)を使用した。試料の

平成14年10月8日受付 平成14年12月9日受理 (Received on Oct. 8, 2002; Accepted on Dec. 9, 2002)

* 新日本製鐵(株) 光技術研究部 (Hikari R&D Lab., Nippon Steel Corp., 3434 Oaza-Shimata Hikari 743-8510)

* 2 九州大学大学院工学研究院 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

製造および加工熱処理方法を Fig. 1 に示す。まず、100 kg の大気溶解炉にて原料を脱酸材および CaO-Al₂O₃ (Al-Ca 脱酸) 系、または CaO-SiO₂ 系スラグ (Si-Mn 脱酸) とともに溶解し、小片を直径 13 mm の Cu 製サンプラーにて採取して凝固させた。なお、凝固片の中央の二次デンドライトアーム間隔から、冷却速度は約 100°C/s と見積もられた^{22,23)}。各スラグにて脱酸を行った供試材の化学成分を Table 1 に示す。Al-Ca 脱酸材では Al 濃度が高く、酸素は低濃度となっている。一方、Si-Mn 脱酸材では Al 濃度は低く、酸素濃度は最大 170 ppm 程度となっている。凝固した供試材は、1523K-3.6 ks の焼鈍後に水冷して均質化熱処理を行った。得られた試料は 65% の冷間圧縮加工を施した後、1373K-0.12~2.4 ks の焼鈍により再結晶させて水冷した (この冷間圧縮加工および焼鈍を、以下単に「加工熱処理」と呼ぶ)。

オーステナイト粒径は、試料の断面を鏡面研磨後、硝酸中の電解で腐食して光学顕微鏡を用いて切断法にて測定した。分散粒子は、マトリックスを無水マレイン酸中で電解して 0.2 μm メッシュのろ紙により抽出し、走査型顕微鏡 (SEM) 観察と EDS 分析でそれぞれ形態と組成を調査した。また、更に微小な分散粒子については、10% アセチルアセトン、1% テトラメチルアンモニウムクロライド、メチルアルコール溶液で電解抽出してレプリカを作製し、透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察と EDS 分析によりそれぞれ形態と組成を調査した。結晶粒界と分散粒子の相互作用については、5% 過塩素酸、氷酢酸溶液を用いた電解研磨により薄

膜を作製して TEM 観察により調査した。分散粒子の体積分率は、鋼材中の酸素、硫黄の重量% と介在物組成から概算して求めた。

3. 結果

3.1 ステンレス鋼の脱酸方法と結晶粒の成長挙動の関係

Fig. 2 は、各脱酸材において加工熱処理を行った材料の、1373K での保持に伴う組織の変化を示す。Al-Ca 脱酸材の結晶粒は保持時間の経過とともに成長して 100 μm 程度に達するのに対し、Si-Mn 脱酸材では保持時間にほとんど関係なく約 20 μm の微細粒を維持している。このように、同一鋼種でも脱酸方法を変えるだけで、加工熱処理後のオーステナイト粒の成長挙動が著しく変化することは注目すべきである。

脱酸方法に依存したオーステナイト粒の成長挙動の違いは、凝固時に生成する脱酸生成物 (酸化物) のサイズや分布に起因すると考えられる。Fig. 3 に、1373K での保持に伴う結晶粒径 (直径; *D*) と酸化物の粒子径 (直径; *d*) の変化を併せて示す。なお、酸化物は電解抽出材を SEM 観察により調査し、溶鋼中で生成した粗大な 1 次脱酸生成物 (*d* ≧ 5 μm) は調査の対象外とした。結晶粒が成長し続ける Al-Ca 脱酸材と結晶粒径が約 20 μm で一定の Si-Mn 脱酸

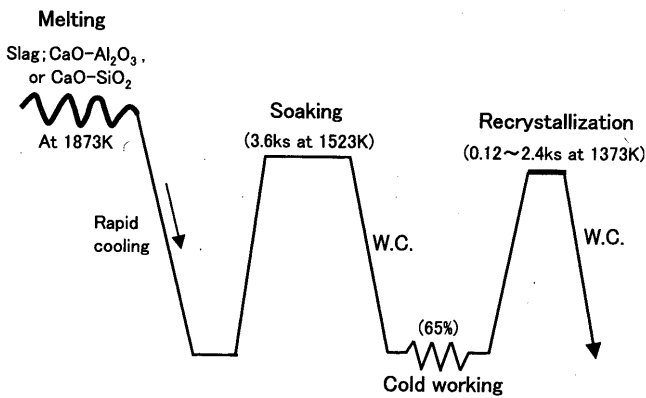


Fig. 1. Schematic diagram of the melting and the thermo-mechanical treatment in SUSXM7 steels.

Table 1. Chemical composition of the steels used; SUSXM7 (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Ca	Al	O
A ^{*1}	0.01	0.4	0.7	0.03	0.0003	9.3	17.5	3	0.0015	0.06	0.003
B ^{*2}	0.01	0.4	0.7	0.03	0.0008	9.3	17.5	3	0.0003	0.003	0.004
										0.009	0.017

*1: A was deoxidation with Al-Ca. *2: B was deoxidation with Si-Mn.

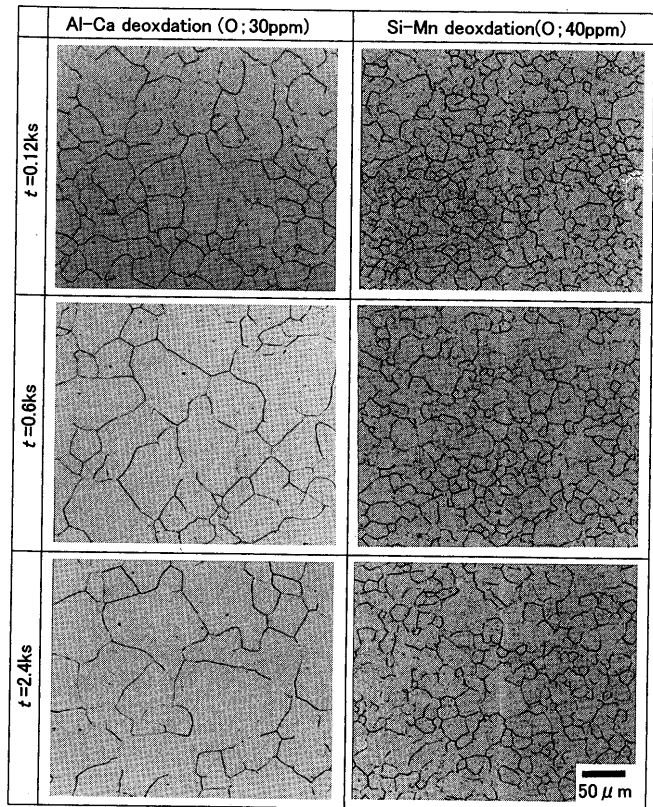


Fig. 2. Optical micrographs of SUSXM7 steels deoxidized by (a) Al-Ca (O; 30 ppm) and (b) Si-Mn (O; 40 ppm) followed by the thermo-mechanical treatment (soaking: 1523K-3.6 ks → cold working: 65% → 1373K-t ks).

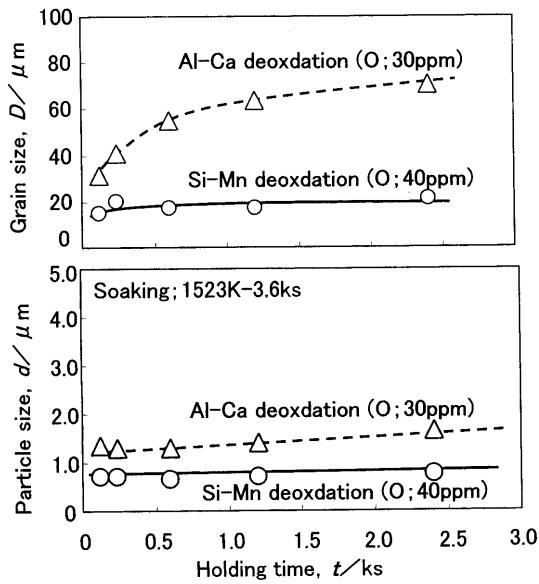


Fig. 3. Change in austenite grain size and oxide particle size in SUSXM7 deoxidized by Al-Ca or Si-Mn, as a function of holding time at 1373K (soaking: 1523K-3.6 ks→cold working: 65%→1373K- t ks). The particle size is measured by SEM of electrolytic extracted particles ($>0.2 \mu\text{m}$).

材とでは、分散している酸化物のサイズが大きく異なっている。Al-Ca脱酸材では約1.3 μm 前後、Si-Mn脱酸材では約0.7 μm 前後の平均粒子径； d を示す。一方、Fig. 4は、凝固後および加工熱処理後の材料から電解抽出した酸化物のSEM像と酸化物の組成に換算した平均組成を示す。Al-Ca脱酸材では、凝固まま材、加工熱処理材の酸化物はともに粒子径が約1 μm 以上のCaO·Al₂O₃系であり、加工熱処理により粒子径や組成はほとんど変化していない。それに対して、Si-Mn脱酸材では、凝固まま材における酸化物は主に粒子径が1 μm 以下のMnO·SiO₂系²⁴⁾であるが、加工熱処理後はMnO·Cr₂O₃系に一部が変化している。このような酸化物の遷移は、Al-Ca脱酸材では起こっていないことから、Si-Mn脱酸材におけるオーステナイト粒の成長挙動に何らかの影響を及ぼしていると考えられる。

3.2 加工熱処理に伴う酸化物の分散状態の変化

Fig. 5は、Si-Mn脱酸材における代表的な酸化物の加工熱処理時の形態変化を示す。(a)~(c)はレプリカTEM像、(d)は薄膜TEM像である。凝固直後(a)では、粒子径が約1 μm の球状のMnO·SiO₂系の脱酸生成物が観察される。一方、1523Kの熱処理を施すと(b)、SEMでは観察できな

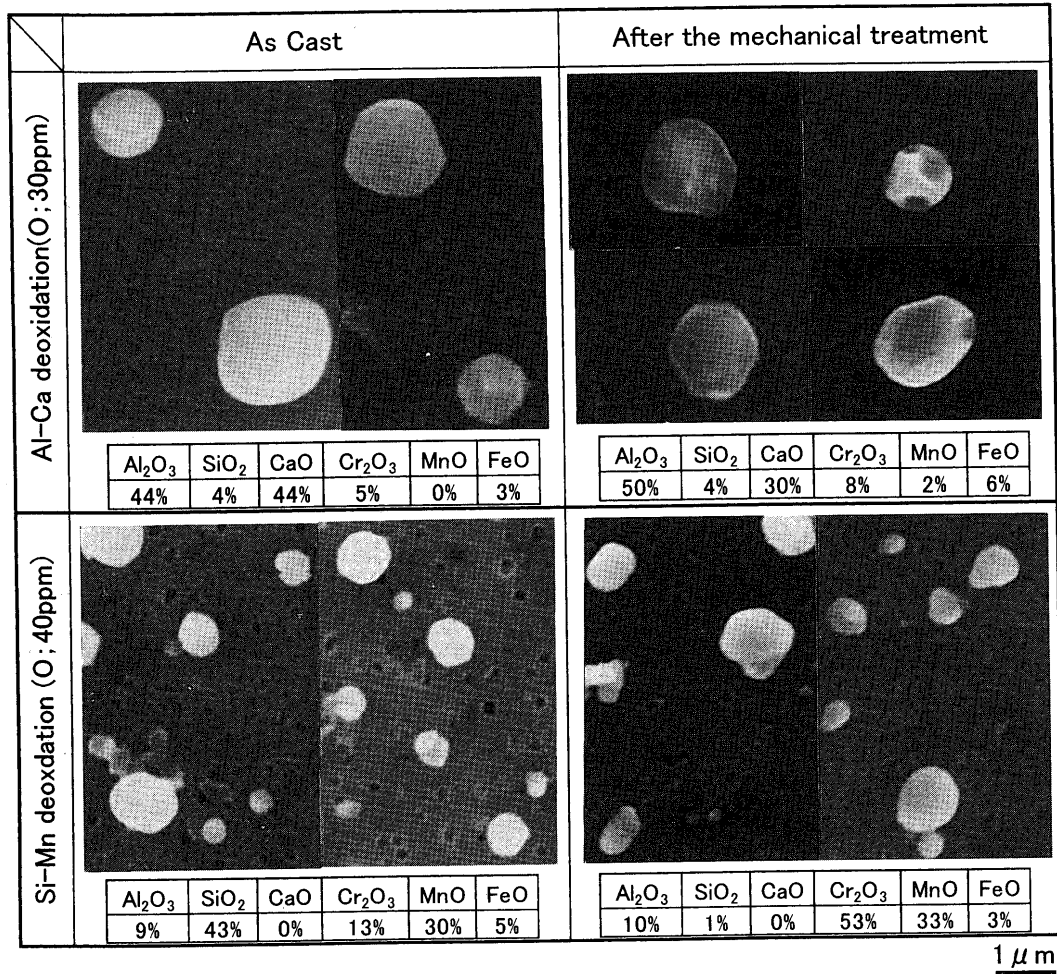


Fig. 4. Change in composition and size of fine oxide particles before and after the thermo-mechanical treatment in Al-Ca or Si-Mn deoxidized SUSXM7 steels (soaking: 1523K-3.6 ks→cold working: 65%→1373K-0.24 ks).

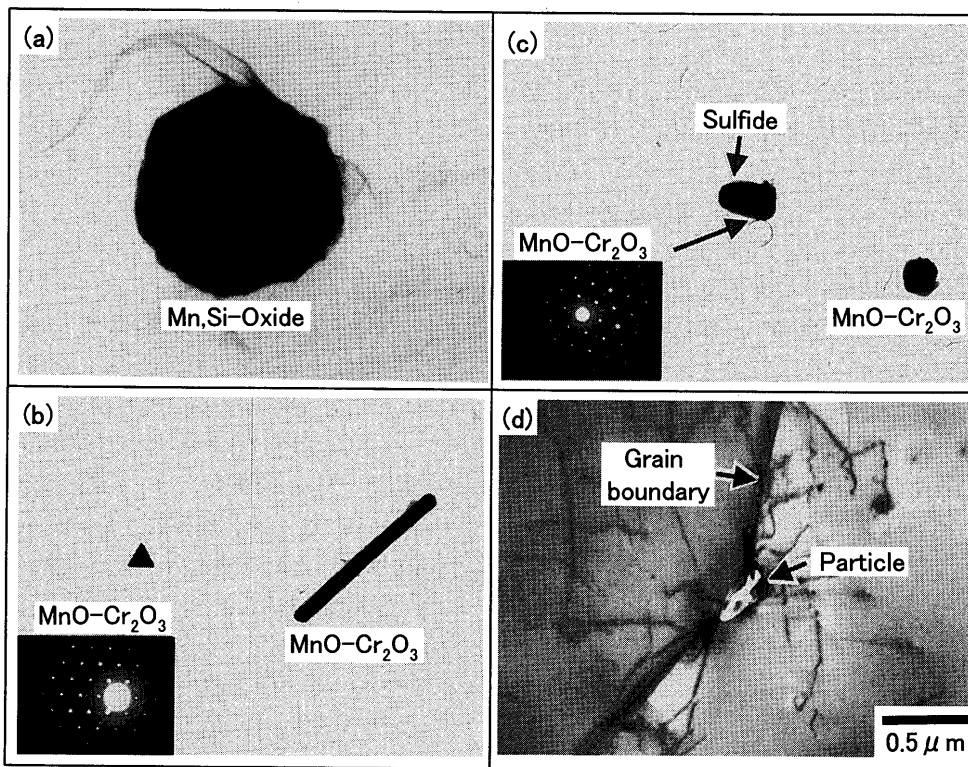


Fig. 5. Transmission electron micrographs showing the change in size and composition of oxides during the thermo-mechanical treatment in Si-Mn deoxidized SUSXM7 steel (O; 40 ppm). As Cast (a), after soaking: 1523K-3.6 ks (b), after 1373K-0.24 ks (c), (d). Observed for replicas (a)-(c) and thin foil specimen (d).

かった幅が約0.2 μmの微細な MnO·Cr₂O₃系酸化物が多数観察されるようになる。これらの酸化物は角状や棒状の形態を呈しており、1523Kの均質化処理時にマトリクスとの整合性を保って新たに析出したものと考えられる。更に、加工熱処理を施すと(c), MnO·Cr₂O₃系酸化物は微細な粒状を呈するようになり、その界面に硫化物が析出している。なお、この段階で棒状の酸化物は観察されていないことから、加工によって棒状の酸化物が破碎され、その後の焼鈍で破碎された酸化物が粒状化したと考えられる。1373Kでの熱処理材の薄膜TEM観察の結果(d)から、これらの微細な酸化物の粒子($d \approx 0.2 \mu\text{m}$)が粒界をピン止めしている様子が認められた。

また、Fig. 6は、抽出レプリカで観察された凝固ままおよび1523K-3.6ksの均質化処理後の酸化物の粒子径； d （短径）の分布を示す（1つの試料において3000倍、35視野での調査結果）。凝固ままでは約9割以上がMnO·SiO₂系酸化物であり、その粒子径は約1 μm以上である。それに対し、1373Kの熱処理を施すと約9割以上がMnO·Cr₂O₃系酸化物となり、かつ、粒子径が0.5 μm以下の微細な酸化物数が急増していることがわかった。一方、これらの酸化物の体積分率； f については、MnO·SiO₂およびMnO·Cr₂O₃の化学量論組成（酸素濃度；50 ppm）より、約

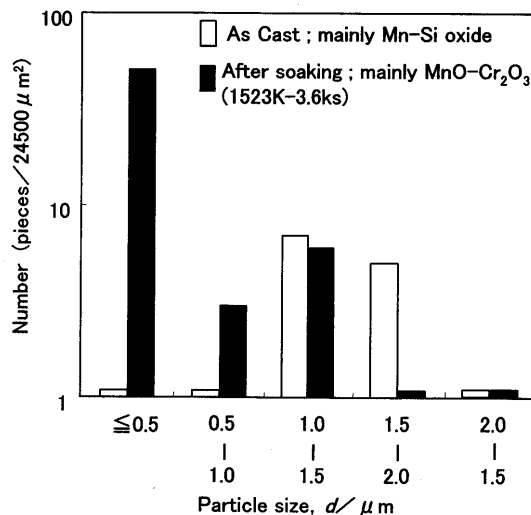


Fig. 6. Changes in distributions of oxide diameter (d) before and after soaking (1523K-3.6ks) in Si-Mn deoxidized SUSXM7 (O; 40 ppm).

0.0003と見積もることができる[†]。なお、密度²⁵⁾は、MnO·SiO₂では3.7 g/cm³、MnO·Cr₂O₃では4.9 g/cm³とした。Si-Mn脱酸材において再析出した微細なMnO·Cr₂O₃系酸化物は、後述するように結晶粒界のピン止め粒子として有効に作用する。

[†] 化学成分から概算した分散粒子の体積分率($f \approx 0.0003$)の中には、数μmレベルの1次脱酸生成物も含まれることから、実際にはピン止めに寄与すると考えられる微細な酸化物の体積分率は更に小さいと考えられる。なお、レプリカ像の粒子数の測定値(Fig. 6)から算出される $d \leq 0.5 \mu\text{m}$ の粒子の体積分率； f は0.000012以下と小さく見積もられる。

3.3 Si-Mn 脱酸材のオーステナイト粒の成長挙動に及ぼす酸素濃度の影響

Si-Mn 脱酸材のオーステナイト粒が微細に維持される現象において、脱酸生成物の再析出による微細な分散が重要な役割を果たしていることが示唆された。そこで、Si-Mn 脱酸材の酸素濃度を变化させて結晶粒径と脱酸生成物の量や安定度の関係について調査した。Fig. 7は、Si-Mn 脱酸材の加工熱処理後の結晶粒径に及ぼす酸素濃度の影響を示す。酸素濃度が高くなると酸化物粒子の体積分率が增加するにも関わらず、オーステナイト粒径は大きくなっている。Fig. 8は、凝固ままのSi-Mn 脱酸材における脱酸生成物のサイズと組成に及ぼす酸素濃度の影響を示す。酸素濃度が高くなると分解しやすいMnO·SiO₂系の酸化物が減少し、安定なMnO·Cr₂O₃系の酸化物が増加すると同時に粒子のサイズも大きくなっている。すなわち、酸素濃度が高くな

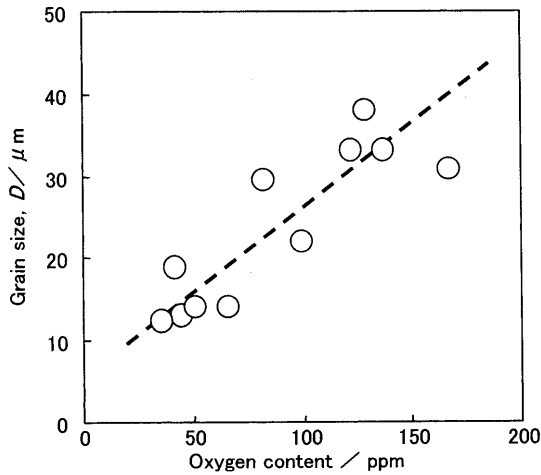


Fig. 7. Effect of total oxygen content on austenite grain size after thermo-mechanical treatment in Si-Mn deoxidized SUSXM7 steels (soaking: 1523K-3.6 ks→cold working: 65%→1373K-0.24 ks).

	Si-Mn deoxidation (O:40ppm)	Si-Mn deoxidation (O:130ppm)
Al ₂ O ₃	9	4
SiO ₂	42	27
CaO	0	1
Cr ₂ O ₃	13	38
MnO	29	29

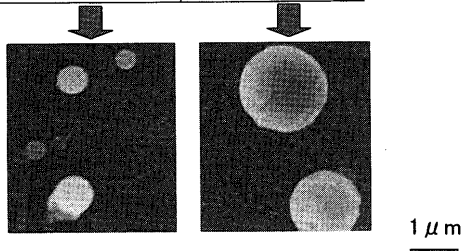


Fig. 8. Effect of total oxygen content on the composition and size of fine oxides after solidification in Si-Mn deoxidized SUSXM7 steels.

ると、酸化物の体積分率が増えるにも関わらず、酸化物自体が粗大化し、しかも凝固時に既に安定な酸化物として存在するようになる。そのため、加工熱処理後の酸化物の再析出と微細分散が抑制されてオーステナイト粒が微細に保持されなくなると考えられる。

4. 考察

4.1 各脱酸調整材の結晶粒界のピン止め機構

以上の結果をまとめて、Fig. 9に脱酸方法と脱酸生成物の形態の関係ならびに結晶粒界がピン止めされる機構を示す。Al-Ca脱酸材(a)や酸素濃度が約100 ppm以上と高いSi-Mn脱酸材(b)の場合には、脱酸生成物はオーステナイト中で安定なAl₂O₃·CaO系やMnO·Cr₂O₃系酸化物($d \geq 1 \mu\text{m}$)である。これら酸化物は、加工熱処理中も安定に存在して成長するだけなので、これら粒子による結晶粒界のピン止め効果は弱く、オーステナイト粒は成長して粗大化しやすい。一方、酸素濃度が約50 ppm前後と低いSi-Mn脱酸材では、凝固時に晶出したMnO·SiO₂系の酸化物($d \approx 1 \mu\text{m}$)が、その後の熱処理で部分的に分解してMnO·Cr₂O₃系として微細に再析出する($d \approx 0.2 \mu\text{m}$)。従って、結晶粒界が効果的にピン止めされて粒成長は抑制される。なお、このような酸化物の分解と再析出の現象が生じる理由として、①溶鋼とオーステナイト固相中においてMnO·SiO₂系とMnO·Cr₂O₃系酸化物の化学的な安定度²⁶⁾が逆転する、②オーステナイト中でのMnO·Cr₂O₃系酸化物の界面エネルギーがMnO·SiO₂系酸化物のそれよりも低い、などが挙げられる。しかしながら、オーステナイト固相中でのMnO-SiO₂-Cr₂O₃系の熱力学データや界面構造に関する情報はほとんどないため、詳細な機構説明は今後の課題であろう。いずれにせよ、オーステナイト系ステンレス鋼において、脱酸生成物の分解と再析出による再分散挙動を脱酸方法、酸素濃度、凝固条件や加工熱処理等により制御することは、結晶粒径を調整する上で非常に重要と結論できる。

4.2 微量な酸化物による粒界ピン止め効果の評価

本研究で用いた各脱酸材には、脱酸生成物である酸化物以外にCaSやMnS等の硫化物も含まれるが、酸化物の量に比べると極めて微量であるため(10分の1以下)、粒界を主にピン止めしている分散粒子は酸化物であると考えてよい。酸化物の組成が化学量論組成と仮定するならば、酸化物がAl₂O₃·CaOのAl-Ca脱酸材(酸素濃度; 30 ppm)では分散粒子の体積分率; f は約0.0002、酸化物がMnO·SiO₂(MnO·Cr₂O₃)のSi-Mn脱酸材(酸素濃度; 50 ppm)では分散粒子の体積分率; f は約0.0003と見積もることができる。なお、Al₂O₃·CaOの密度²⁵⁾は3 g/cm³とした。(1)式のZenerの理論¹¹⁾に基づけば、 f が約0.0003の時に約10 μmの安定結晶粒径(D)を得るには粒子径; d が約0.01 μmの

Deoxidation	Solidification	annealing	Thermo-mechanical treatment
(a) Al-Ca	CaO·Al ₂ O ₃ (d ≥ 1 μm) (Stable)	CaO·Al ₂ O ₃ (d ≥ 1 μm)	Grain boundary CaO·Al ₂ O ₃ (d ≥ 1 μm)
(b) Si-Mn (O > 100ppm)	MnO·Cr ₂ O ₃ (d ≥ 1 μm) (Stable)	MnO·Cr ₂ O ₃ (d ≥ 1 μm)	MnO·Cr ₂ O ₃ (d ≥ 1 μm)
(c) Si-Mn (O ≃ 50ppm)	MnO·SiO ₂ (d ≃ 1 μm) (Unstable)	MnO·Cr ₂ O ₃ (d ≃ 0.2 μm) (disappearance and precipitation)	Grain boundary MnO·Cr ₂ O ₃ (d ≃ 0.2 μm) Pinning

Fig. 9. Schematic illustration showing the change in size and composition of oxides during the thermo-mechanical treatment in (a) Al-Ca, (b) Si-Mn (O > 100 ppm), (c) Si-Mn (O ≃ 50 ppm) deoxidized austenite stainless steels.

分散粒子が必要となる。

Zenerの安定結晶粒径; $D = 4d/3f$(1)

しかしながら、本研究の酸素濃度が低いSi-Mn脱酸材の場合、粒子径が約0.2 μm前後の分散粒子（微細再析出）しか観察されておらず、Zenerの理論は成立しない。従来、ピン止め理論として、Zenerのモデルを修正したいくつかの理論¹²⁻²¹⁾が提案されている。これらの修正理論は、結晶粒界上に存在する分散粒子の存在確率の観点から検討されたものが多く、本研究でも同様な観点からZenerの理論を見直した。Fig.10は、分散粒子が完全にランダム分布しているZener理論の場合(a)、およびほとんどの分散粒子が粒界上にある場合(b)における平均結晶粒の半径; R ($D/2$)と結晶粒界の平均曲率半径; R_c の関係を示す。Zener理論の仮定の下では、結晶粒界が完全に等方形状であり、結晶粒界の平均曲率半径が平均結晶粒の半径と一致する。しかし、実際には、結晶粒界の平均曲率半径と平均結晶粒の半径とは一致しておらず、再結晶粒は分散粒子の分布に支配されると考えられる。本研究では分散粒子の体積分率が非常に小さいので、この傾向がとくに強くなると考えられる。Dohertyら¹⁷⁾は、この点に着目して分散粒子が結晶粒界上にある確率; ϕ で存在するという考えで修正理論を導出した。

$D = 2d/(\beta\phi f)^{0.5}$(2)

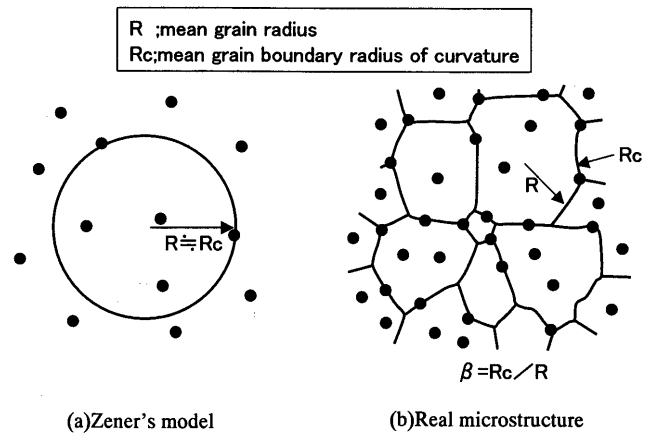


Fig. 10. Schematic illustration showing the particle dispersion in Zener's model (a) and real microstructure (b).

β は粒界の平均曲率半径; R_c と平均結晶粒の半径; R の比($\beta = R_c/R$)を表す。 $\beta = 1$, $\phi = 9/4 \cdot \beta f$ なら(2)式はZenerの理論式(1)式に一致するが、Dohertyらは、統計熱力学的な手法で計算機シミュレーション^{15,17)}を行い、 $\beta = 2$, $\phi = 0.5$ と見積もった($\beta\phi = 1$)。すなわち、粒界の曲率半径は平均結晶粒の半径の約2倍であり、分散粒子の約半分は粒界上に存在すると考えた。

本研究でもこれら考えに基づき、結晶粒径; D の実測値および理論値と分散粒子の体積分率; f の関係を、Fig.11にプロットした。比較として、分散粒子の体積分率が高いSUS410 ($f = 0.02$, $d = 0.5 \mu m$ のCr炭化物)の焼鈍材²⁷⁾の結果も併せて示す。Al-Ca脱酸材の場合は $d = 1.3 \mu m$, $f =$

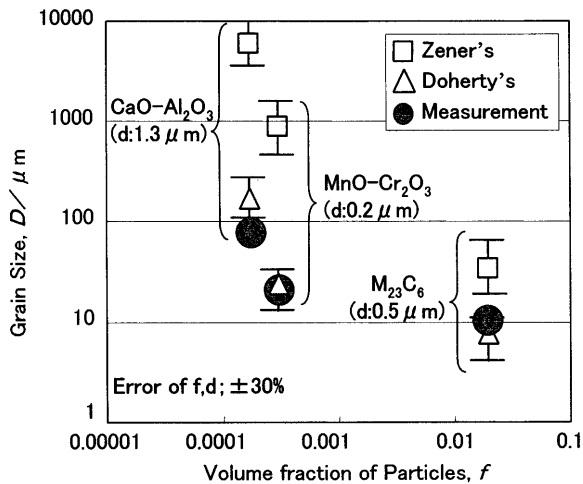


Fig. 11. Relation between the volume fraction of particles and the theoretical and measured austenite grain sizes.

0.0002, Si-Mn 脱酸材 (酸素濃度; 50ppm) の場合は $d=0.2 \mu\text{m}$, $f=0.0003$ として示す。分散粒子の体積分率が 0.02 と比較的大きい SUS410 の場合, Zener や Doherty の理論値は実測値から大きくずれていない。しかし, 分散粒子の体積分率が約 0.0003 前後と非常に小さい場合, 各脱酸材共に Zener の理論値は実測値から 2 桁程度大きくずれている。一方, $(\beta\phi)=1$ と見積もった Doherty の理論値は実測値にほぼ一致している。

以上のことから, 微量の酸化物でオーステナイト系ステンレス鋼の加工熱処理後の結晶粒を調整する場合, その安定結晶粒径は Doherty の理論で説明できる。そのため, その分散粒子の大半は結晶粒界上に存在すると思われる。これは, 分散粒子の間隔が再結晶核よりも十分に大きく, 再結晶粒が成長した段階でピン止め力として有効に働くためと考えられる。

5. 結論

脱酸生成物の分散状態を制御することにより, 加工熱処理後のオーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒を微細化することを目的として, オーステナイト粒の成長挙動に及ぼす脱酸方法の影響を調査した結果, 以下の知見を得た。

(1) Si-Mn 脱酸で酸素濃度を約 50 ppm 程度に低くすると, 凝固時に粒子径が約 $1 \mu\text{m}$ 前後の $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ 系の脱酸生成物が生成する。この脱酸生成物は, その後のオーステナイト域での熱処理で一部が分解し, 粒子径が約 $0.2 \mu\text{m}$ の $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 系の安定な酸化物として再析出する。

(2) 再析出した $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 系酸化物は結晶粒界を効率的にピン止めし, オーステナイト粒の成長を著しく抑制する。そのため, 結晶粒を微細に維持できる。

(3) Al-Ca 脱酸材や酸素濃度を約 100 ppm 以上まで高くした Si-Mn 脱酸材の場合には, 脱酸生成物はオーステナイト中で安定な粒子径が約 $1 \mu\text{m}$ 以上の $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CaO}$ 系や $\text{MnO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 系酸化物である。これら酸化物は, 加工熱処理中も安定に存在して成長するだけなので, これら粒子による結晶粒界のピン止め力は弱く, オーステナイト粒は成長して粗大化しやすい。

(4) 非常に微量 (f が約 0.0003 前後) の酸化物でオーステナイト系ステンレス鋼の加工熱処理後の結晶粒を微細化する場合, その安定結晶粒径は Doherty の理論で説明できる。そのため, 大半の分散粒子は結晶粒界上に存在して, 粒界ピン止め力として有効に働くと考えられる。

文 献

- 1) H.Suito and E.Sakata: Progress in Research on Ultra Clean Steel, ISIJ, Tokyo, (1999), 316.
- 2) H.Mabuchi: Progress in Research on Ultra Clean Steel, ISIJ, Tokyo, (1999), 310.
- 3) Y.Kimura, S.Takaki, S.Suejima, R.Uemori and H.Tamehiro: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 176.
- 4) H.Mabuchi and S.Aihara: *Materia Jpn.*, **34** (1995), 301.
- 5) M.Wakoh: *Materia Jpn.*, **35** (1996), 1311.
- 6) M.Wakoh, T.Sawai and S.Mizoguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 1697.
- 7) Y.Ueshima, H.Yuyama, S.Mizoguchi and H.Kajioka: *Tetsu-to-Hagané*, **75** (1989), 501.
- 8) T.Saito, I.Uchiyama and Araki: *Tetsu-to-Hagané*, **55** (1969), 1329.
- 9) T.Shiraiwa, N.Fujino and F.Matsumo: *Sumitomo Met.*, **25** (1973), 265.
- 10) I.Takahashi, T.Sakae and T.Yoshida: *Tetsu-to-Hagané*, **53** (1967), 350.
- 11) C.Zener-quoted by C.S.Smith: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **175** (1948), 15.
- 12) T.Kunitake, H.Ohtani and S.Watanabe: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **21** (1982), 589.
- 13) T.Nishizawa: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 194.
- 14) D.J.Srolovitz, M.P.Anderson, P.S.Sahni and G.S.Grest: *Acta Metall.*, **32** (1984), 793.
- 15) D.J.Srolovitz, M.P.Anderson, G.S.Grest and P.S.Sahni: *Acta Metall.*, **32** (1984), 1429.
- 16) E.Nes, N.Ryum and O.Hunderi: *Acta Metall.*, **33** (1985), 11.
- 17) R.D.Doherty, D.J.Srolovitz, A.D.Roller and M.P.Anderson: *Scr. Metall.*, **21** (1987), 675.
- 18) I.Ohnuma, H.Ohtani, K.Isida and T.Nishizawa: *J. Jpn. Inst. Met.*, **58** (1994), 1133.
- 19) T.Nishizawa, I.Ohnuma and K.Ishida: *Mater. Trans., JIM*, **38** (1997), 950.
- 20) I.Ohnuma and K.Ishida: Recrystallization, Texture and Their Application to Structural Control, ISIJ, Tokyo, (1999), 138.
- 21) T.Nishizawa: *Materia Jpn.*, **40** (2001), 437.
- 22) H.Esaka, S.Mizoguchi, H.Kajioka and H.Senda: *CAMP-ISIJ*, **1** (1988), 268.
- 23) H.Goto, K.Miyazawa, K.Yamaguchi, S.Ogibayashi and K.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 1082.
- 24) W.Yamada, T.Matsumiya, S.Fukumoto, S.Tanaka and H.Takeuchi: Proc. Int. Conf. on Computer-Assisted Materials Design and Process Simulation (COMMP'93), ISIJ, Tokyo, (1993), 123.
- 25) 第3版鉄鋼便覧I, 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1981), 15.
- 26) T.Fujisawa: Progress in Research on Ultra Clean Steel, ISIJ, Tokyo, (1999), 43.
- 27) K.Takano, Y.Mizuta, Y.Nakamura and Y.Mori: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1186.