

酸化スケール起因の薄板線状表面疵の生成機構

瀬々 昌文*・田中 新*・辻野 良二*²

Formation Mechanism of Sliver-type Surface Defect with Oxide Scale on Sheet and Coil

Masafumi ZEZE, Arata TANAKA and Ryoji TSUJINO

Synopsis : Laboratory rolling test of continuously cast steel slab with artificial defects was conducted to determine the origin of sliver-type surface defects with oxide scale on sheet and coil. The results obtained are summarized as follows:

- (1) The surface crack and pinhole could be the origins of sliver-type surface defects with oxide scale.
- (2) The deformation behavior of crack-type artificial defects during rolling varied depending on the depth and width of artificial defects, and on the kinds of steel.
- (3) The crack-type artificial defects of Ti-SULC steel tended to remain after rolling than those of LC-Al-K steel and SUS430 steel, because of the difference in the oxidation behavior at the subsurface during heating.
- (4) The critical depth for the pinhole-type artificial defects to be exposed by rolling was estimated to be about 4 to 5 mm.

Key words: continuous casting; heating; rolling; ultra low carbon steel; low carbon steel; stainless steel; oxidation; surface defects; sliver.

1. 緒言

薄板材の表面欠陥の代表例として、スリバーやヘゲと呼ばれている線状の表面疵がある^{1,2)}。これらの線状の表面疵の観察を行うと、一般にアルミナ系介在物やパウダー系介在物が認められることが多いが、その他に鉄の酸化物いわゆるスケール系の酸化物が観察される例もある³⁾。前者は溶鋼中に懸濁したアルミナや連铸鑄型内での偏流等により巻き込まれたモールドパウダー(フラックス)が凝固シェルに捕捉され、スラブ圧延時に表面に露出したものと考えられる。一方、後者の生成機構についてはスラブ表面の微細割れや凝固シェルに捕捉された気泡(以下、ピンホール)が関与しているものと推察されるが³⁾、製品板での線状表面疵とこれらの連铸スラブ段階での表面欠陥との因果関係については、不明な点が多くこれまで研究された例はほとんどない^{4,5)}。

そこで、本研究では、連铸スラブの表面割れおよびピンホールと圧延後の鋼板での線状疵との因果関係について実験的に検討した。具体的には、表面割れとピンホールを模擬した人工欠陥を連铸鑄片に付与し、これを加熱、圧延することで、圧延後の線状表面疵の生成状況に及ぼす鋼種、圧延条件、加熱条件の影響について系統的に検討した。

2. 実験方法

鋼種による線状疵の発生状況の差異を調査するため、供

試材として冷延鋼板の代表的な鋼種である a)ブリキ用の低炭アルミキルド鋼(LC-AL-K), b)自動車外板用のTi添加極低炭素鋼(Ti-SULC), c)フェライト系ステンレス鋼(SUS430)の3種類を用いた。Table 1に供試材として用いた鋼種の化学成分をまとめて示す。

実験試料は連铸スラブより500 mm長×500 mm幅×250 mm厚のラボ圧延用ブロックを切り出し、Fig. 1に示すような2種類の人工欠陥を付与した。Table 2に付与した人工欠陥の直径、深さ等の仕様をまとめて示す。(a)は表面割れタイプの欠陥を模擬するため表面にドリルで孔をあけたもので、径 d は0.5, 1, 2, 3 mmとし、深さ h は各々の径

Table 1. Chemical composition of slab samples (mass%).

Grade	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Cr
a) Ti-SULC	0.0017	0.012	0.086	0.009	0.0084	0.038	0.057	
b) LC-Al-K	0.0486	0.006	0.229	0.013	0.0044	0.030		
c) SUS430	0.0554	0.312	0.120	0.014	0.0018	0.117		16.13

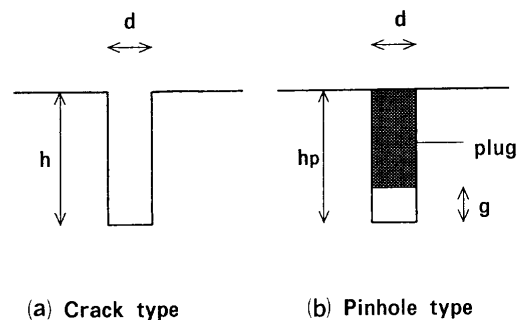


Fig. 1. Illustration of artificial defects.

平成12年9月11日受付 平成12年11月28日受理 (Received on Sep. 11, 2000; Accepted on Nov. 28, 2000)

* 新日本製鐵(株)八幡技術研究部(Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1 Tobihata-cho Tobata-ku Kitakyushu 804-8501)

* 2 新日本製鐵(株)八幡技術研究部(現:大阪工業大学)(Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp., now Osaka Institute of Technology)

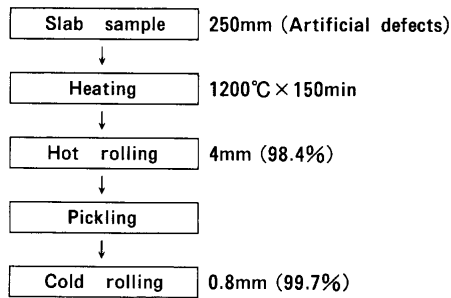


Fig. 2. Experimental procedure.

Table 2. Diameter, depth and gap of artificial defects.

(a) Crack type	diameter d	0.5, 1, 2, 3 mm
	depth h	1, 2, 3, 4, 5, 7, 10 mm
(b) Pinhole type	diameter d	0.5, 1, 2, 3 mm
	depth h_p	2, 3, 4, 5, 7, 10 mm
	gap g	1 mm

に対して1, 2, 3, 4, 5, 7, 10 mmとした。(b)は凝固シェルに捕捉された気泡(主成分Ar)によるピンホールタイプの欠陥を模擬するため、(a)のドリル孔にArを充填した後軟鉄で蓋をしスラブ表面を溶接止めしたもので、空孔部の厚み g がすべて1 mmとなるようにした。また、各々の欠陥は少なくとも20 mm以上離し、圧延時に互いに干渉し合わないよう留意した。

ラボ圧延の工程をFig. 2に示す。人工欠陥を付与した鋳片ブロックを実際の熱延加熱炉の雰囲気と酸素分圧を合わせた3~4 vol% O_2-N_2 ガス雰囲気中で1200°Cで150 min間加熱した後、表面スケールを除去し4 mm厚まで熱間圧延した。さらに、そのサンプルを酸洗した後0.8 mm厚まで冷間圧延した。圧下率 R を(1)式のように定義すると、圧下率 R は各々98.4%, 99.7%である。

$$R = \frac{D-r}{D} \times 100 (\%) \quad \dots \dots \dots (1)$$

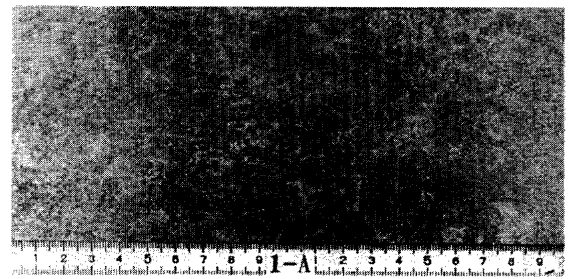
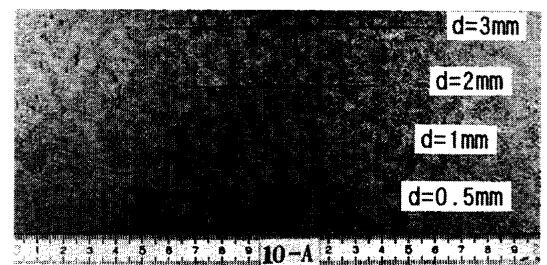
ここで、 D は圧延前の鋳片厚、 r は圧延後の板厚である。

圧延終了後、サンプル表面を観察し、まず、前記人工欠陥が線状疵になり得ることを確認するとともに、人工欠陥の変形状況に及ぼす圧延条件の影響を調べた。また、粒界酸化が特徴的であることが判明したTi添加極低炭素鋼については、加熱雰囲気中の酸素分圧、加熱温度および加熱時間が粒界酸化深さに及ぼす影響を詳細に調査した。

3. 実験結果

3.1 圧延後のサンプル表面の目視観察

表面割れタイプの人工欠陥を付与したサンプルを熱間圧延($r=4$ mm, $R=98.4\%$)した後の表面状況について、低炭Alキルド鋼の例をFig. 3に示す。これより表面割れタイプの人工欠陥は熱間圧延により延伸し線状の表面疵になり得ることがわかる。また、疵部には加熱中または圧延中に生成

Rolling direction \longrightarrow (a) Depth $h=1$ mm(b) Depth $h=10$ mmFig. 3. Surface of samples with crack type defects after hot rolling for LC-Al-K steel. (Reduction $R=98.4\%$).

したと考えられる酸化スケール(主成分: FeO , Fe_3O_4)が残留していた。欠陥の深さが(a) $h=1$ mmと(b) $h=10$ mmの場合を比較すると、欠陥深さの深い(b) $h=10$ mmの方が明瞭な線状疵になりやすく、欠陥深さの影響を大きく受けることがわかる^{4,5)}。

また、ピンホールタイプの人工欠陥についても表面に露出したものは、表面割れタイプの人工欠陥と同様に圧延後は線状疵として残存した。

3.2 表面割れタイプの人工欠陥の変形挙動

熱間圧延($r=4$ mm, $R=98.4\%$)後の表面割れタイプの人工欠陥の幅(圧延方向と直角方向)、長さ(圧延方向と同方向)、深さの変化を、低炭Alキルド鋼について調査した結果をそれぞれFigs. 4~6に示す。Fig. 4に示すように人工欠陥の深さ h によって多少の差異はあるものの、圧延前の人工欠陥の幅(径) d と圧延後の人工欠陥の幅 d_w はほぼ等しく、圧延による人工欠陥の幅の変化は小さいことがわかる。なお、人工欠陥の深さ h が1 mmの場合は後述するように圧延後に目視で線状疵を確認できなかったため圧延後の幅は $d_w=0$ mmとした。また、Fig. 5より、圧延後の人工欠陥の長さ d_l は、ほぼ厚み減少比 r/D の逆数 D/r に応じて変化し、人工欠陥の深さ h が大きくなるほど長くなる傾向があることがわかる。これは、人工欠陥の内側面の倒れこみの影響を受けたものと推定される。

つぎに、圧延後の人工欠陥の深さ h_a はFig. 6に示すように、圧延による厚み減少比 r/D に応じて変化する。また、

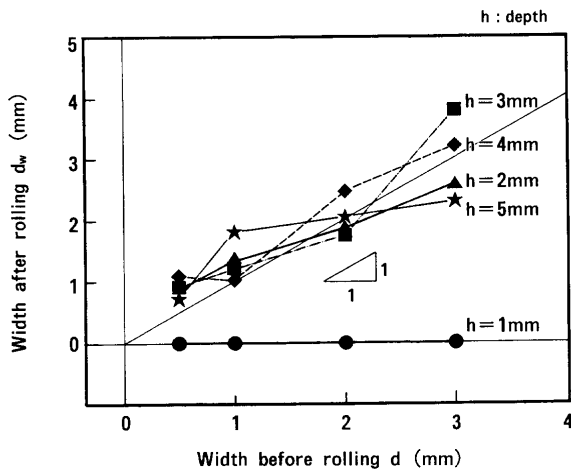


Fig. 4. Change of width of crack type defect for LC-Al-K steel. (Reduction $R=98.4\%$)

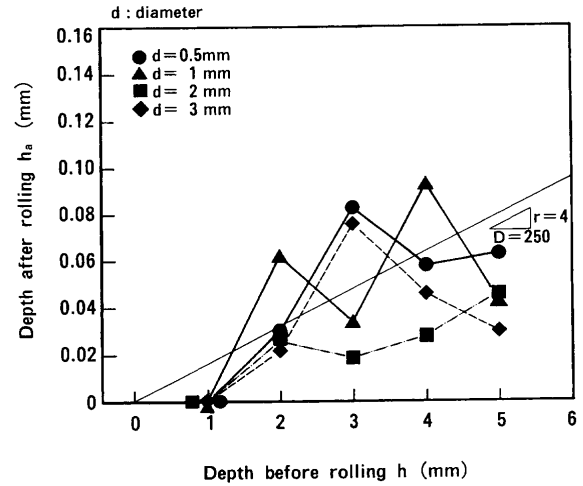


Fig. 7. Change of depth of crack type defect for SUS430 steel. (Reduction $R=98.4\%$)

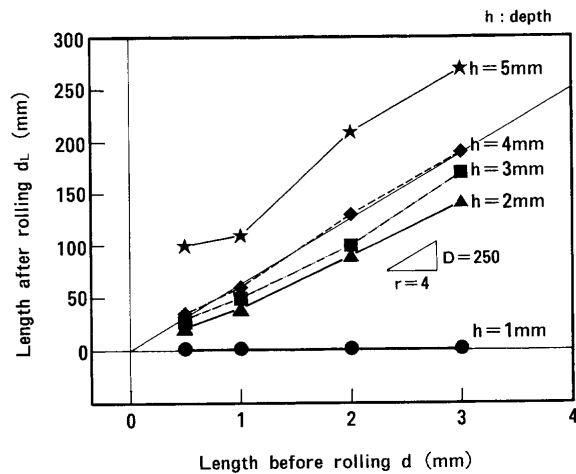


Fig. 5. Change of length of crack type defect for LC-Al-K steel. (Reduction $R=98.4\%$)

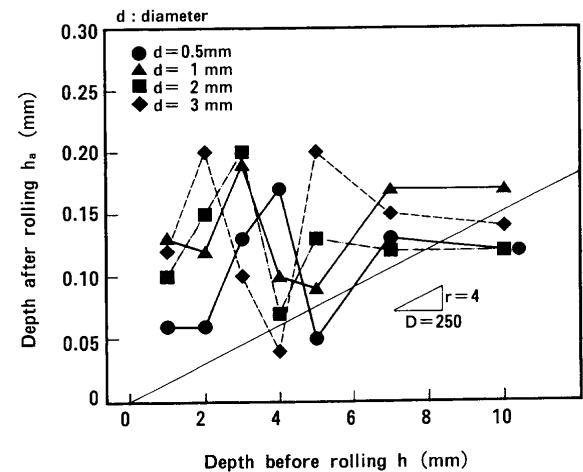


Fig. 8. Change of depth of crack type defect for Ti-SULC steel. (Reduction $R=98.4\%$)

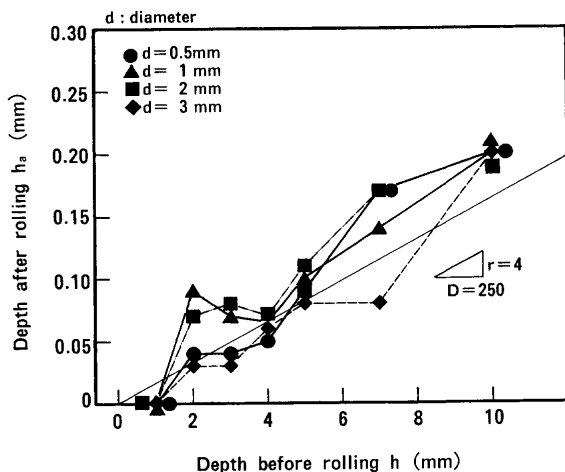


Fig. 6. Change of depth of crack type defect for LC-Al-K steel. (Reduction $R=98.4\%$)

圧延前の深さ h が小さな人工欠陥は、圧延後は目視で判別できなくなり事実上消失する。これは酸化スケールロスと圧延による表面変形により、圧延後の人工欠陥の深さが圧延サンプルの表面粗度 ($30\sim 50\mu\text{m}$ 程度) 以下になったた

めと考えられる。なお、本実験条件では酸化スケールロスは多田ら⁶⁾の実験結果を参考にすると 1mm 程度と推定される。

3.3 鋼種による人工欠陥の変形挙動の差異

フェライト系ステンレス鋼の人工欠陥の深さの圧延前後の変化を Fig. 7 に示す。低炭アルミキルド鋼と同様に、圧延後の人工欠陥の深さ h_a は厚み減少比 r/D に応じて変化し、圧延前の深さ h が小さな人工欠陥は事実上消失する。

一方、Ti 添加極低炭素鋼の場合は、Fig. 8 に示すように、圧延前の深さ h が小さな人工欠陥も圧延後に目視で判別でき、人工欠陥が残存しやすい傾向にある。

Fig. 9 は以上の実験結果をまとめ、人工欠陥が消失する臨界深さ h_{cr} を鋼種別に示したものである。低炭アルミキルド鋼とフェライト系ステンレス鋼は圧下率 R が大きくなるほど、深さの大きな人工欠陥が消失する傾向にあるが、Ti 添加極低炭素鋼の場合は圧延率 R の影響はこれらと比較すると小さく、深さの小さな人工欠陥も残存する傾向にある。

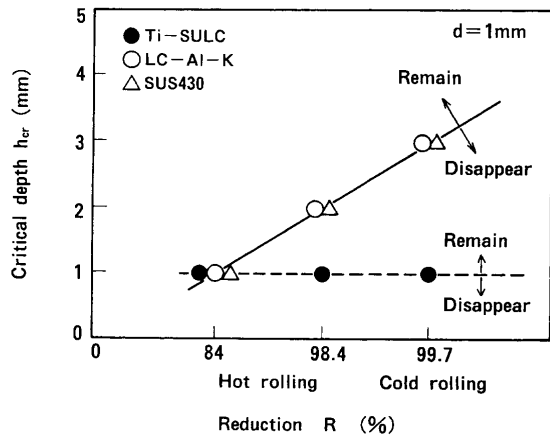


Fig. 9. Critical depth of crack type defect to disappear.

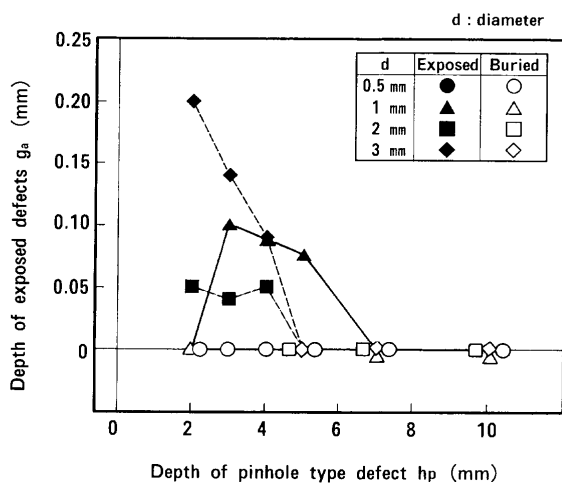


Fig. 10. Depth of exposed defects after hot rolling for LC-Al-K steel with pinhole type defects. (Reduction $R=88\%$)

3.4 ピンホールタイプの人工欠陥の露出限界

低炭アルミキルド鋼のピンホールタイプの人工欠陥を熱間粗圧延($r=30\text{ mm}$, $R=88\%$)し、圧延により露出した欠陥の深さ g_a を調査した結果をFig.10に示す。なお、表面に露出せず内部で圧着残留した欠陥の深さは、 $g_a=0\text{ mm}$ として図に示した。人工欠陥の径 d による差異はあるものの、人工欠陥の深さ h_p が小さな場合は圧延によって表面に露出しやすいが、人工欠陥の深さ h_p が大きな場合は表面に露出せず内部で圧着して残留する傾向があることがわかる。露出した欠陥の深さ g_a は、圧延前のピンホールタイプの人工欠陥の空孔厚み($g=1\text{ mm}$)に厚み減少比 r/D を乗じた 0.12 mm 前後の値を示すがばらつきは大きい。このような露出挙動および露出した欠陥の深さ g_a のばらつきの原因として、ドリル孔を溶接した蓋(軟鉄)や溶接母材とスラブとの材質の差の影響を受けたことが考えられる。また、Ti添加極低炭素鋼の場合もFig.11に示すように低炭アルミキルド鋼とほぼ同様の挙動を示し、露出限界は圧延前の人工欠陥の深さ h_p によって決り、露出した欠陥の深さ g_a は圧延前の人工欠陥の空孔厚み g に厚み減少比 r/D を乗じた値に対応す

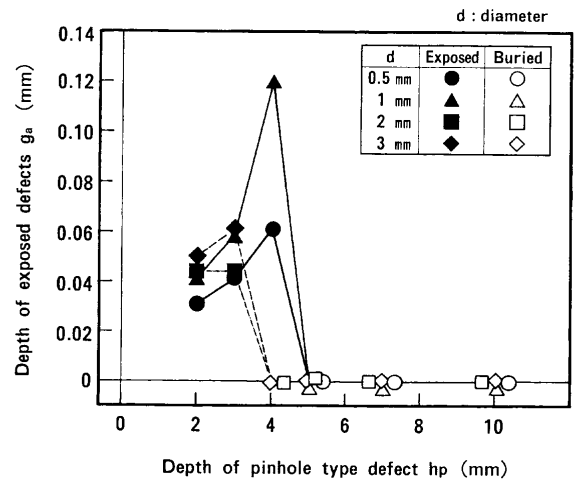


Fig. 11. Depth of exposed defects after hot rolling for Ti-SULC steel with pinhole type defects. (Reduction $R=88\%$)

ることがわかる。

これらの結果から、本試験条件でのピンホールタイプの人工欠陥の露出限界深さは $4\sim 5\text{ mm}$ と推定される。

3.5 サンプル加熱後のサブスケール生成状況

(1) 表面近傍の金相写真

Fig. 9で表面割れタイプの人工欠陥の圧延による変形挙動が鋼種に依存することを示したが、これは表面の変形挙動が鋼種によって異なることを意味していると考えられる。そこで、サンプル加熱後圧延前の表面近傍の状況を調査してみた。Fig.12は本実験で用いた3鋼種の表面近傍のスケール生成状況を示したものである。ミクロ観察および成分分析の結果では、フェライト系ステンレス鋼の場合はいわゆるノジュール状の地鉄との密着性が良好な $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-Fe}_3\text{O}_4$ を主体とした表面スケール⁷⁾が形成され、低炭アルミキルド鋼の場合は $\text{FeO-Fe}_3\text{O}_4$ を主体とした表面スケール⁸⁾が形成されていた。

一方、これらの鋼種に対してTi添加極低炭素鋼の場合には、Fig.13に拡大写真を示すように表面スケールが生成している他に地鉄表面から数 $100\ \mu\text{m}$ の地鉄側で内部酸化が認められる。この内部酸化の特徴は、粒内の他にとくに表面近傍の粒界がくさび状に酸化されていること、および、Tiの酸化物を主体として一部 Al_2O_3 や SiO_2 も認められることである。したがって、これはサンプル加熱時に他の元素よりも酸化傾向の強いTiが優先的に酸化されたものと推定される。

(2) 表面近傍のCとTiの濃度分布

低炭アルミキルド鋼とTi添加極低炭素鋼について、サンプル加熱後の表面近傍のCとTiの濃度分布を調査した結果をFig.14に示す。低炭アルミキルド鋼の場合には表面近傍のC濃度が低下しており、サンプル加熱により表層が脱炭されたことがわかる。一方、Ti添加極低炭素鋼の場合には、表面近傍のC濃度はほぼ一定で表層の脱炭は顕著ではな

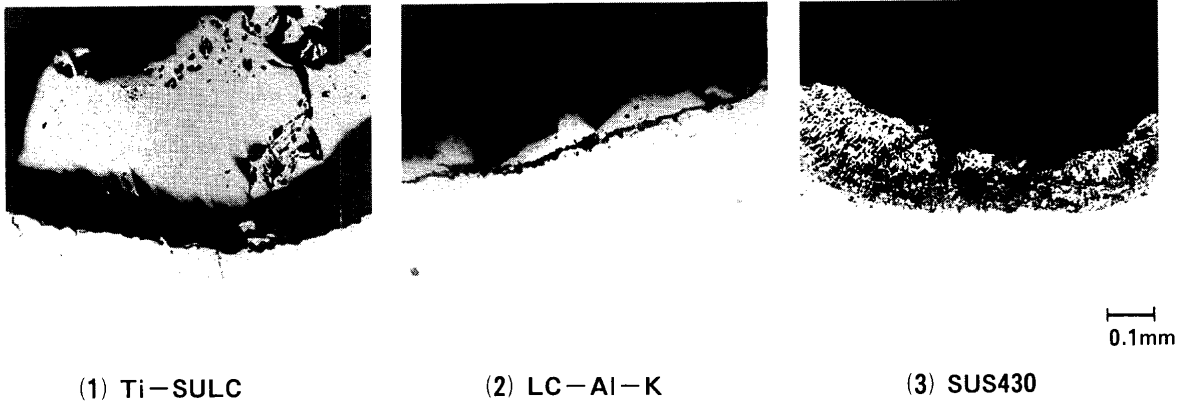


Fig. 12. Photomicrographs of the oxide scale formed on samples with artificial defects after 2.5 h oxidation at 1200°C in $N_2 + 3 \sim 4 \text{ vol\% } O_2$ gas.

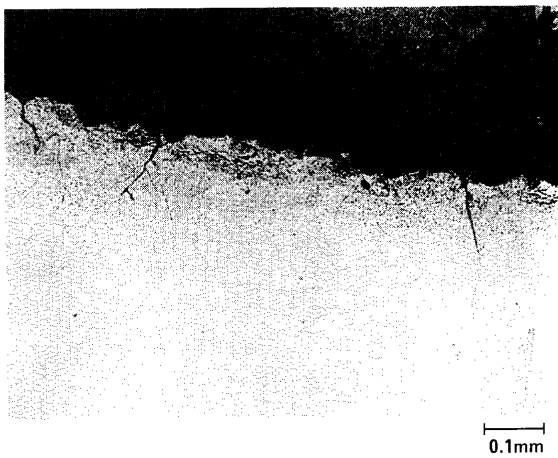


Fig. 13. Photomicrographs of subsurface for Ti-SULC steel after 2.5 h oxidation at 1200°C in $N_2 + 3 \sim 4 \text{ vol\% } O_2$ gas.

く、表層でTiの異常ピークが認められる。このTiの異常ピークは前述したTiの内部酸化部に対応する。

(3) 表面近傍のビッカース硬度分布

サンプル加熱後の表面近傍のビッカース硬度を測定した結果をFig.15に示す。低炭アルミキルド鋼とフェライト系ステンレス鋼の場合は、表面から数100 μm の前述した脱炭反応に対応する部分で硬度が低下していることがわかる。一方、Ti添加極低炭素鋼の場合は、逆に表面近傍で硬度が増大している。これは、脱炭反応が顕著でないことに加え、Tiを主体とした内部酸化物の影響により内部よりも硬度が増大したものと推定される。

4. 考察

4.1 酸化物生成傾向の熱力学的検討

以上の実験結果から、サンプル加熱時の鋼中での酸化物の生成傾向が鋼種によって異なることが予想される。そこで、各々の鋼種ごとに極表面近傍での酸化物の生成自由エネルギー変化 ΔG を以下のように試算してみた。

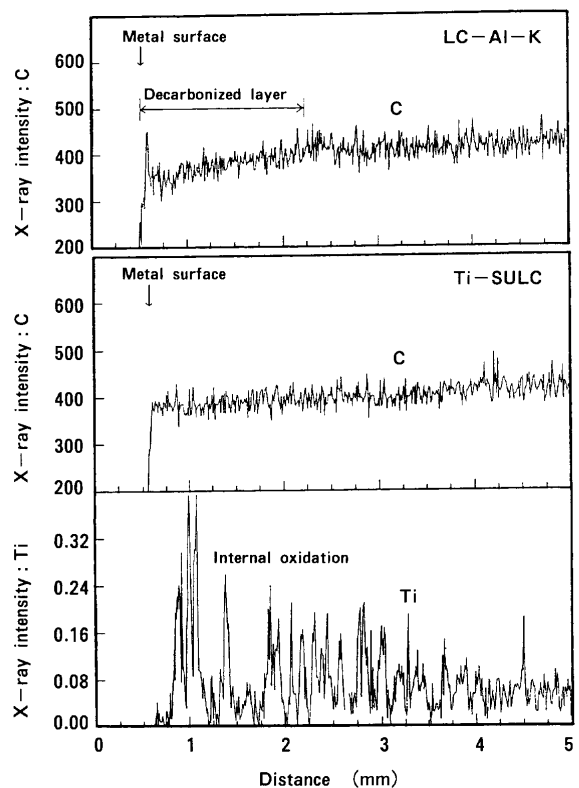


Fig. 14. Distribution of C and Ti at subsurface.

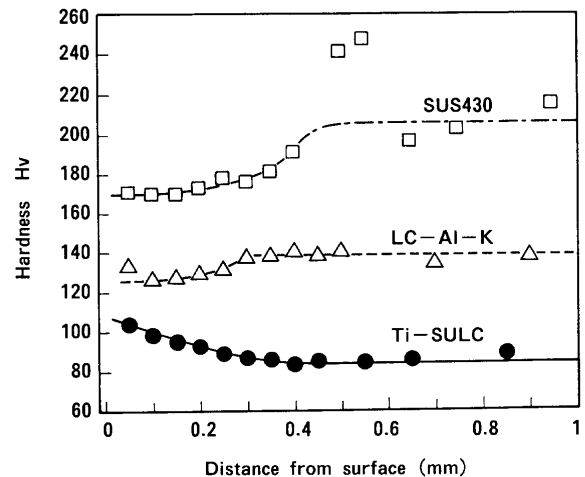
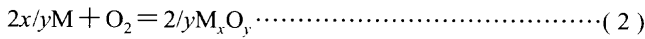


Fig. 15. Distribution of hardness Hv at subsurface.

一般に酸化物 M_xO_y を生成する次式の反応では、



自由エネルギー変化 ΔG はつぎのように表される。

$$\Delta G = \Delta G^\circ + RT \ln(aM_xO_y^{2/y} / aM^{2x/y} \cdot aO_2) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 ΔG° は標準自由エネルギー変化、 R はガス定数、 T は温度、 a は活量、 x, y は係数である。

標準自由エネルギー変化 ΔG° については、従来から多くの酸化物に関するデータがまとめられているが、ここでは日本金属学会のデータ集⁹⁾の値を用いた。また、酸化物の活量は $aM_xO_y=1$ 、酸素の活量 aO_2 は雰囲気中の酸素分圧 $P_{O_2}=0.04 \text{ atm}$ と等しいとした。さらに、元素 M の活量 aM はモル濃度で近似し、脱炭時の CO 分圧は $P_{CO}=0.01 \text{ atm}$ とした。以上の仮定の下で、 FeO, CO, TiO_2, Cr_2O_3 の $1200^\circ C$ での生成自由エネルギー変化 ΔG を試算した結果をTable 3に示す。

まず、フェライト系ステンレス鋼では Cr, Ti 添加極低炭素鋼では Ti が優先酸化されることがわかる。また、 FeO の生成自由エネルギー変化 ΔG_{FeO} と CO の生成自由エネルギー変化 ΔG_{CO} を比較すると、低炭アルミキルド鋼とフェライト系ステンレス鋼の場合は $\Delta G_{FeO} > \Delta G_{CO}$ となり CO が優先的に生成され脱炭層が形成されるが、 Ti 添加極低炭素鋼の場合は $\Delta G_{FeO} < \Delta G_{CO}$ となるため CO の生成よりも FeO の生成の方が優先され脱炭層が形成されにくいことが定性的に説明できる。また、オーステナイト域で加熱する場合、フェライト安定化元素の Ti は粒界に偏析しやすいと考えられるので、 Ti 添加極低炭素鋼での Ti の粒界酸化はさら

に助長されると推察される。

4.2 サブスケールの生成挙動と表面疵との関係

本実験で用いた3鋼種のサンプル加熱後の酸化スケール生成状況をまとめて模式的に表すとFig.16のように描ける。

低炭アルミキルド鋼は、表層が脱炭され表面スケールとメタルとの間に微細な気孔が形成されるため、表面スケールが剥離しやすく、かつ、表層の加工性が内部よりも良好になるため、深さの浅い欠陥は圧延後は見かけ上消失しやすくなるものと推定される。また、フェライト系ステンレス鋼の場合は、低炭アルミキルド鋼と同様に表層に脱炭層が形成されるが、表面スケールとメタル界面に櫛の歯状の内部酸化層が形成されるため表面スケールの密着性がよく、とくにノジュール状に形成された場合はスケールがメタル中に埋め込まれるようにして表面疵になるものと考えられる⁷⁾。一方、 Ti 添加極低炭素鋼の場合は、表層の脱炭は顕著ではなく Ti を主体とした内部酸化物が優先的に形成されやすくなる。この結果、表層の加工性が内部よりも低下することに加え、 Ti を主体とした内部酸化物が残存することで欠陥が残りやすくなるものと推察される。これは、極低炭素鋼と低炭アルミキルド鋼を用いて、熱延加熱炉内でのスケール生成に及ぼす鋼種および加熱条件の影響を調査した見崎ら¹⁰⁾の結果ともほぼ対応している。ただし、見崎ら¹⁰⁾の結果では、本研究とは異なり低炭アルミキルド鋼でも粒界酸化が認められる場合もあるが、これは加熱時間が 240 min と長いこと、燃焼ガスとして $BFG-COG$ 混合ガスを使用していることなどの実験条件の違いによるものと思われる。言い換えれば、低炭アルミキルド鋼でもスラブの加熱条件によっては粒界酸化に起因した酸化スケール系の表面疵が発生しうることを示唆しており興味深い。

つぎに、表面割れタイプの人工欠陥を付与したサンプルを熱間圧延した後に観察された線状の表面疵の横断面をFig.17に示す。 Ti 添加極低炭素鋼は、表面の凹凸が大きく前述した粒界酸化の影響を受けた疵の形態を示し、Fi.18に示す実際の連铸铸片を圧延した後に酸化スケール起因と判断された線状の表面疵の例とも形態が類似していること

Table 3. Estimated free energy of oxide formation (kJ/mol at $1200^\circ C$).

	Ti-SULC	LC-AI-K	SUS430
ΔG_{FeO}	-299	-299	-294
ΔG_{CO}	-270	-352	-355
ΔG_{TiO_2}	-463		
$\Delta G_{Cr_2O_3}$			-451

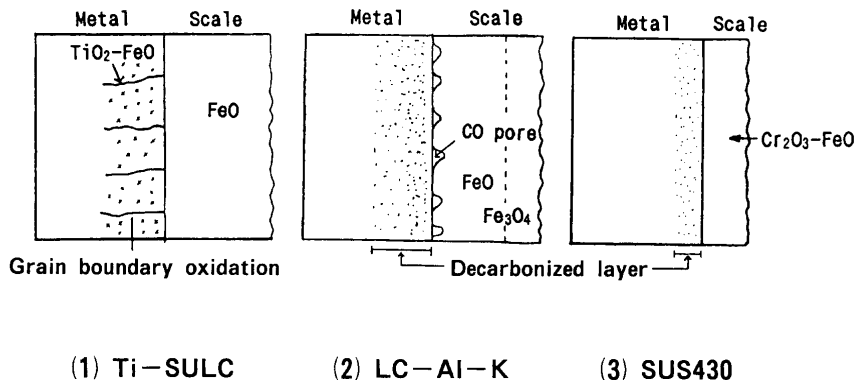


Fig. 16. Schematic illustration of scale formation.

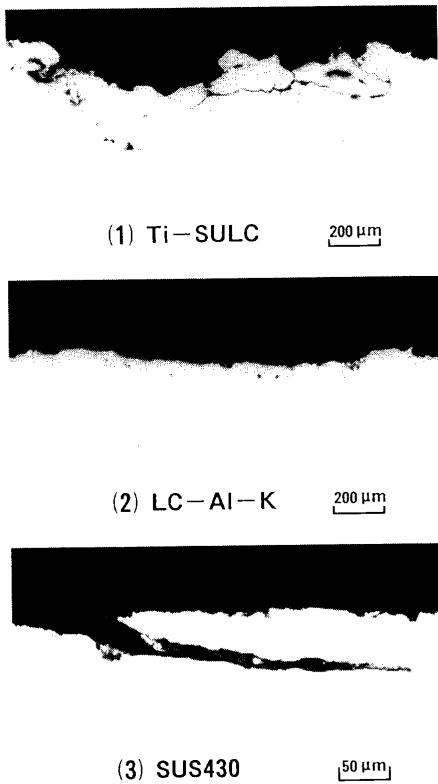


Fig. 17. Photomicrographs of cross section of samples with pin-hole type defect after hot rolling. (Reduction $R=98.4\%$)

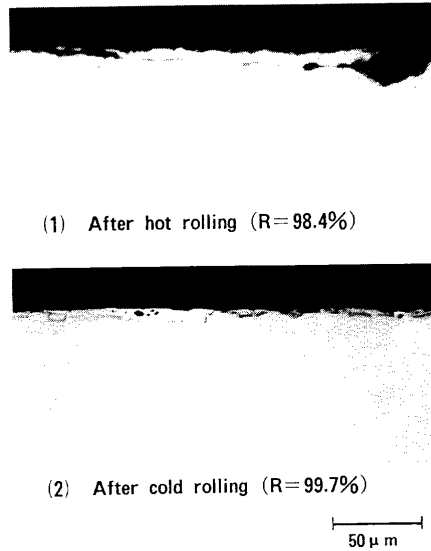


Fig. 18. Photomicrographs of cross section of sliver-type surface defect with oxide scale. (Ti-SULC)

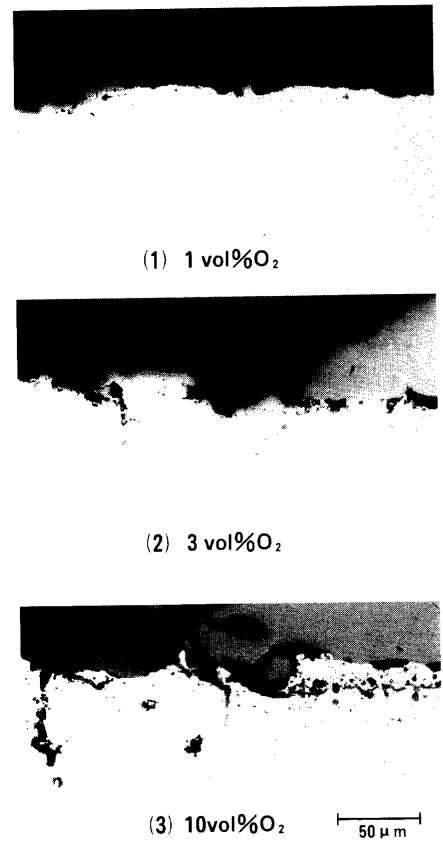


Fig. 19. Influence of partial pressure of oxygen in atmosphere on subsurface oxidation. (Ti-SULC, 1230°C -120 min)

がわかる。一方、低炭アルミキルド鋼は、Ti添加極低炭素鋼と比較すると表面の凹凸は小さく粒界酸化の影響は認められない。また、フェライト系ステンレス鋼は、メタル中に酸化スケールを噛み込んだような形態を示し、大村ら⁷⁾が報告しているフェライト系ステンレス鋼のスケール疵の形態とも類似している。

以上のことから、連铸スラブの表面割れおよびピンホールなどの表面の微細な欠陥も、スラブ加熱時の酸化スケールが介在して、製品板での線状の表面疵の一因になり得るものと考えられる。

4.3 Ti添加極低炭素鋼の粒界酸化挙動

Ti添加極低炭素鋼のくさび状の粒界酸化に及ぼすサンプル加熱条件の影響について、さらに詳細に検討してみた。

(1) 加熱雰囲気中の酸素濃度の影響

加熱温度 1130°C 、加熱時間 120 min の一定条件で、加熱雰囲気 ($\text{O}_2\text{-N}_2$ ガス) 中の酸素濃度を 1 vol%, 3 vol%, 10 vol% として、くさび状の粒界酸化の深さに及ぼす加熱雰囲気中の酸素濃度の影響を調査した。Fig.19 に示すようにくさび状の粒界酸化の深さは酸素濃度が大きくなるほど深くなる傾向がある。

(2) 加熱温度の影響

加熱雰囲気中の酸素濃度 3 vol%、加熱時間 120 min の一定

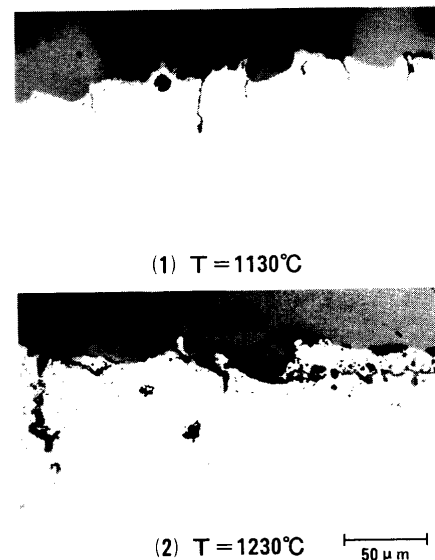


Fig. 20. Influence of heating temperature on subsurface oxidation. (Ti-SULC, 10 vol% O_2 , 120 min)

条件で、加熱温度を 1130°C 、 1230°C として、くさび状の粒界酸化の深さに及ぼす加熱温度の影響を調査した。

Fig.20 に示すように加熱温度が高いほどくさび状の粒界酸化の深さは深くなる傾向がある。これは、見崎ら¹⁰⁾の結果ともほぼ対応している。ただし、見崎ら¹⁰⁾は 1250°C 以

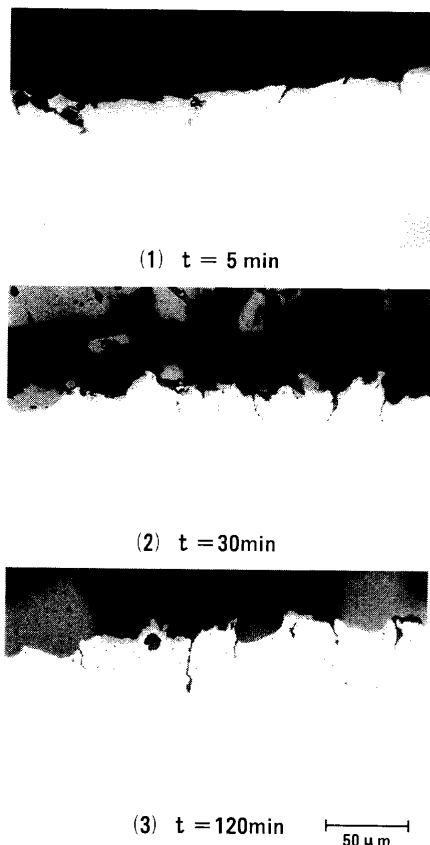


Fig. 21. Influence of heating time on subsurface oxidation. (Ti-SULC, 1130°C, 3 vol%O₂)

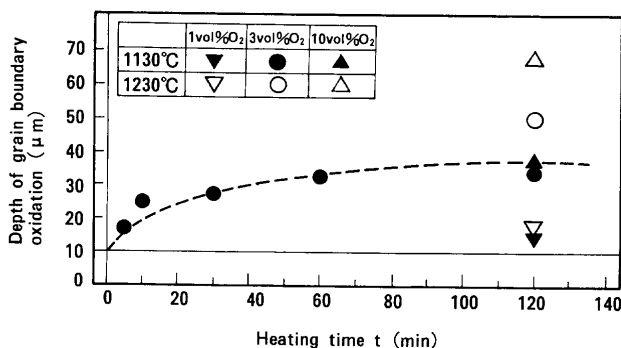


Fig. 22. Relation between heating time and depth of grain boundary oxidation.

上では粒内酸化が進行して見かけ上粒界酸化の深さは浅く
なると推定している。

(3) 加熱時間の影響

加熱雰囲気中の酸素濃度 3 vol%，加熱温度 1230°C の一定条件で、加熱時間を 5, 10, 30, 60, 90, 120 min とし、くさび状の粒界酸化の深さに及ぼす加熱時間の影響を調査した。Fig.21 に示すように加熱時間が長くなるほどくさび状の粒界酸化の深さは深くなる傾向にある。

Fig.22 に加熱時間とくさび状の粒界酸化の深さの関係をまとめて示す。くさび状の粒界酸化の深さは加熱時間の平方根に比例して大きくなるのがわかる。また、加熱時間が同じ場合は前述したように、加熱雰囲気中の酸素濃度が

高いほど、加熱温度が高いほど、くさび状の粒界酸化の深さは大きくなる傾向がある。したがって、Ti 添加極低炭素鋼のくさび状の粒界酸化の深さは、表面から粒界への酸素の供給と酸素の拡散移動によって支配されているものと推定される。

5. 結言

連铸スラブの表面割れおよびピンホールと冷延鋼板での線状疵の間の因果関係を解明するため、人工欠陥サンプルのラボ圧延を行い以下の知見を得た。

(1) 連铸スラブの表面割れおよびピンホールも酸化スケールが介在して、製品板での線状の表面疵の一因になり得る。

(2) 表面割れタイプの人工欠陥の圧延による消失残存挙動は鋼種によって異なる。すなわち、低炭アルミキルド鋼とフェライト系ステンレス鋼は圧延比が大きくなるほど深い人工欠陥まで消失する傾向にあるが、Ti 添加極低炭素鋼の場合はこの傾向はなく比較的浅い欠陥も残存しやすい。

(3) サンプル加熱時のサブスケール生成挙動も鋼種によって異なる。すなわち、低炭アルミキルド鋼とフェライト系ステンレス鋼は表層が脱炭されるが、Ti 添加極低炭素鋼は表層が脱炭されにくく、Ti を主体とした内部優先酸化とくに粒界酸化が起こりやすい。

(4) これらの結果、Ti 添加極低炭素鋼は表層近傍の内部酸化物の残留および表層の加工性の低下によって、他の鋼種と比較すれば人工欠陥が残存しやすくなるものと推定される。

(5) Ti 添加極低炭素鋼の粒界酸化深さは、加熱雰囲気中の酸素濃度が高いほど、加熱温度が高いほど、加熱時間が長いほど大きくなる。

(6) ピンホールタイプの人工欠陥は、埋め込み位置が浅い場合は圧延により露出して線状の表面疵となるが、本実験条件ではその限界深さは 4~5 mm である。

文 献

- 1) 戸崎泰之：第 153・154 回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(1994)，89。
- 2) わが国における鋼の連続製造技術史，日本鉄鋼協会編，東京，(1996)，470；760。
- 3) H.Kumai, H.Matsunaga, Y.Nuri, H.Bando, T.Tominaga and H.Kimura: *Tetsu-to-Hagané*, **59** (1973), S92.
- 4) S.Harada, H.Tanaka and A.Kusano: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), S477.
- 5) T.Inoue, H.Yasunaka and H.Matsumoto: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1167.
- 6) T.Tada, S.Akiyama, T.Ozawa and T.Kazama: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 1483.
- 7) K.Ohmura, S.Maeda, M.Yamanaka, S.Hashimoto, M.Tsuchinaga and S.Minamino: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1346.
- 8) 第 3 版鉄鋼便覧 III, 日本鉄鋼協会編，丸善，東京，(1980)，33。
- 9) *Physical Chemistry of Metal*, The Japan Institute of Metal, Sendai, (1996), 197.
- 10) H.Misaki, H.Sato, K.Masuda, T.Ozawa and M.Kinoshita: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 446.