

ANEXO I

Beneficios obtenidos Artículos presentados

Beneficios obtenidos.

Como resultado de esta investigación, se presentan algunos de los beneficios, como la disminución de los rollos con problemas de óxido primario que los años 1998 a 2000 fueron en promedio 1.05%, disminuyendo a 0.2% en los años subsiguientes, como se puede ver en la gráfica de la figura siguiente.

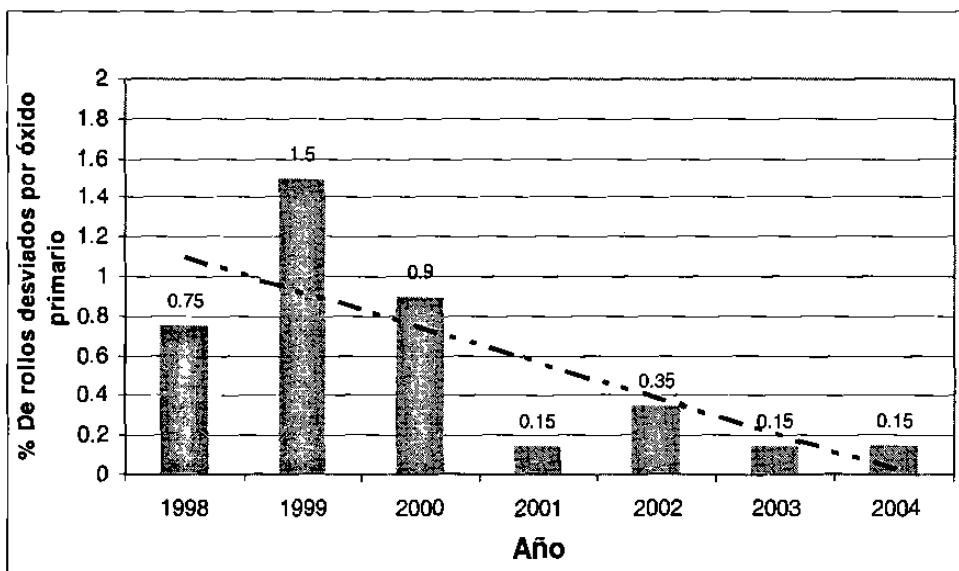


Figura. Disminución de desviaciones por óxido primario en porciento desde 1998 al 2004.

Como costos adicionales no fácilmente cuantificables podemos mencionar los siguientes:

Disminución en las reprogramaciones.

Cumplimiento al cliente (Penalizaciones por no entregar oportunamente).

Aumento del inventario del producto.

No todo el material desviado puede ser vendido a 2da, siendo un parte degradado a chatarra.

Gasto de recursos de personal para realizar pruebas como:

- Ingenieros, técnicos, asesorías externas, laboratorios.
- Pruebas y análisis de la información de estas pruebas.

Sobre inspecciones con el cliente de material sospechoso.

Usos de equipos para reinspeccionar la lámina (decapados, centros de servicio, etc).

Sobre mantenimiento a los equipos al no conocerse las causas reales del defecto, todo esto con un costo adicional.

**International Conference on
Thermomechanical Processing:
Mechanics, Microstructure & Control**

**23-26 June 2002, The University Of
Sheffield, England**

Modelling the oxide growth during hot rolling of low carbon steel in a compact mill

J. Ramírez-Cuellar,¹ M.P. Guerrero-Mata,² L.A. Leduc¹ and R. Colás^{2,3}

¹División Aceros Planos, Hylsa, Monterrey, Mexico

²Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León, Mexico

³Department of Metallurgy and Materials Science, Ghent University, Belgium

Abstract

Growth of the oxide crust in low carbon steel strip being rolled in a compact mill was computed by taking into account the different conditions to which the material is subjected. Computation starts after the 52 mm thin slab leaves the continuous casting mould, growth of the layer is calculated on slabs cast at different speeds. These pieces are fed into a reheating furnace that equalizes the temperature to that for rolling. The furnace is used not only to assure a constant rolling temperature, but also to hold the material when delays occur within the casting-rolling line; once soaked, the slab is fed into a six-stand continuous rolling mill. The high temperature oxide crust is removed with a two-header descaler prior to deformation. It is assumed that oxidation takes place in air, except when the slab is in the holding furnace, where a free oxygen concentration in the 2 to 5% range is kept. Growth of the oxide crust is assumed to follow a parabolic dependence with time. The coefficients required to predict this growth were obtained from experimental trials carried out on site. Results from modelling agree with measurements made on different types of samples.

Keywords: Oxidation, hot rolling, steel, thin slab casting, modelling

Introduction

One of the most recent developments in steel processing is that of compact steel processing, or CSP for short, so called because hot rolled steel strip can be produced in facilities that include continuous casting of thin slabs, hot direct charging into continuous tunnel furnaces and direct rolling to the required dimensions. Such layout allows for the production of hot rolled strips of gauges thinner than one millimetre, which can be used as substitutes to cold rolled and annealed material. Figure 1 shows a schematic diagram of one of such compact lines that has been in operation since 1995. In it, the steel is cast into 52 mm thick slabs, which are cut into the required length, and are fed into continuous holding tunnel furnaces that equalize the temperature of the piece to that of rolling, between 1050 and 1150°C. Casting and rolling operations are also regulated by means of the tunnel furnaces as the casting speed ranges from 2.5 to 6 m/min, whereas the slabs are fed into the rolling mill at speeds that range from 15 to 40 m/min [1–3].

Oxidation of the steel surface is always present at the temperatures involved in hot rolling. It can be beneficial in some cases as shallow surface defects can be removed during reheating, but the oxide crust has to be removed before the

material is deformed to avoid the imprint, and the consequently damage, of the steel surface. It is normal practice to use high pressure water jets (descaling) to break and remove the oxides formed at different stages [4–6].

The oxide layer at temperatures above 570°C is made of different species: FeO, around 90%, Fe_3O_4 , around 8%, and Fe_2O_3 , remaining 1 to 2% [7–10]. Growth of each species, or that of the whole layer, can be described by different formulations [8,11–13], of which the parabolic regime is the most common:

$$e = k \cdot t^{0.5} \quad (1)$$

where e is the thickness of the oxide layer, t the time and k is the temperature dependent growth coefficient.

Removal of the oxide crust can be a problem in CSP lines, since the surfaces of the slabs are only descaled after they exit the tunnel furnace, just before they are fed into the rolling mill. Special care has been taken in designing the descaling units installed in these lines to assure the removal of the oxide. Growth of the oxide layer will be very rapid on the bare descaled surface of the slab and will continue as the steel is being rolled, and this is why it is required to know how growth proceeds.

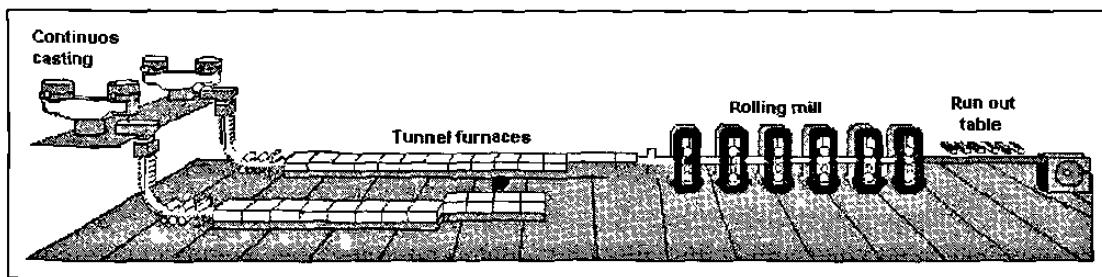


Figure 1. Schematic diagram of a CSP line.

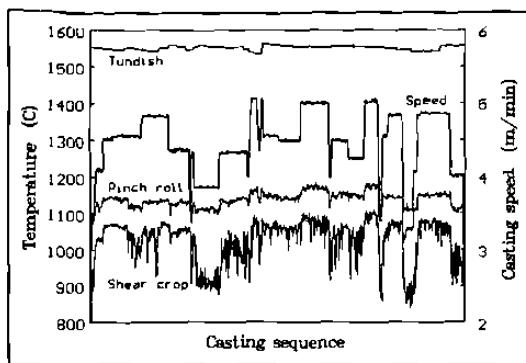


Figure 2. Variation of casting speed and the temperature of the steel at the tundish and at the surface of the slab at the exit point of the mould and at the crop shear for a casting sequence.

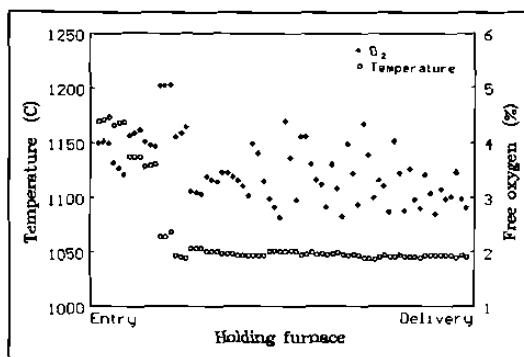


Figure 3. Variation of the temperature and oxygen content within the holding furnace.

The aim of this work is to present the results of a series of models that were developed to compute the growth of the oxide layer that develops in steels processed in CSP lines. The models were designed to compute the growth while the steel is being cast, reheated and deformed.

Modelling

Oxidation of the exposed surface of the steel can take place as soon as the slabs emerge from the mould in which they were cast. The temperature of the steel drops from values close to 1550°C, while liquid in the tundish, to 1100 to 1200°C at the first pinch roll that is located below the exit point of the casting mould. The temperature will continue falling to a range of 900 to 1100°C after solidification has been completed and the slabs are cropped into the required lengths. The data shown in Figure 2 indicate that the drop in temperature from liquid, to that at the exit of the mould, to that at cropping is influenced by the casting speed, which, as was mentioned before, may vary from 2.5 to 6 m/min.

Once the slab is cut into the required size, it is fed into the tunnel furnaces, which assure the proper temperature for rolling and allow for smoothing the link between casting and rolling operations. A series of measurements were made to determine the amount of free oxygen in the furnace atmosphere, one of such is shown in Figure 3, where it can be appreciated that the amount varied, in that particular set

of data, from 2.8 to 5.1%, the corresponding temperature of the furnace dropped from 1170 to 1040°C. An oxidation atmosphere is looked after to maintain a positive pressure, avoid problems due to the toxicity of carbon monoxide and allow for the removal of shallow surface defects. The period of time that the slabs stay in the furnace varies from 12 to 20 minutes, but if problems arise in either casting or rolling, they can remain for up to two hours.

The slab exits the furnace once it is ready to be rolled, the exit temperature is controlled to allow for an adequate finishing temperature, and it is set between 1050 to 1150°C depending on the required final thickness and type of product. Descaling is carried out in a station with four headers, two for either top and bottom surfaces. The position at which these headers are located is not the same for either surface. Modelling assumes that the crust is removed and growth will proceed while on air. It is considered that the oxide layer is fully plastic, and therefore, it will be reduced in thickness to the same extent as the steel while rolling.

A series of measurements were made to validate the output of the models. Samples from steel sheets were placed into the tunnel furnace at three different temperatures (1025, 1090 and 1140°C) for various periods of time to record the growth of the oxide layer. Specimens were cut from rolled strips to measure the thicknesses of the oxide layer, Figure 4.

Results and discussion

Figure 5 shows the changes in temperature that occur at the surface of slabs that were cast at three different speeds. Growth of the oxide layer in the slab cast at the higher speed (6 m/min) is shown. The point at which the distance starts is the top of the mould, the final distance, corresponds to



Figure 4. Example of the oxide crust found in a 10.85 mm thick strip, the average thickness of the oxide layer was 18.5 μm .

cropping. Growth of the oxide crust was calculated with the aid of Equation 1 after the temperature-time plot was divided into a series of small intervals to which the average temperature, at that particular interval, was assigned. The values reported for the variation of k with temperature were used [12].

The increase in thickness that was found in samples of steel introduced into the holding furnace is shown in Figure 6. The furnaces were set at three different temperatures (1025, 1090 and 1140°C), and the samples were left for periods of time ranging from 15 minutes to one hour. The best fit lines that are shown in Figure 6 were calculated with Equation 1 assuming that the variation of k with the temperature (T) is given by:

$$k = 1 \cdot 10^{-6} \exp[6.4 \cdot 10^{-3}(T + 273)] \quad (2)$$

where k is expressed in terms of $\mu\text{m/sec}^{0.5}$ and the temperature in °C.

Prediction of the oxide formed while the steel is being rolled requires the knowledge of the temperature changes taking place at the surface. A two-dimensional finite

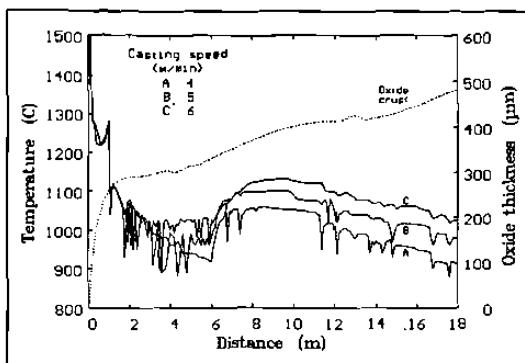


Figure 5. Changes in temperature taking place at the surface of the slab as it is cast, and the oxide growth computed for a slab cast at a speed of 6 m/min.

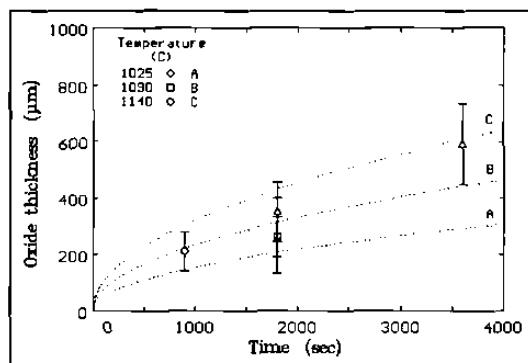


Figure 6. Growth of the scale layer on samples introduced into the holding furnace.

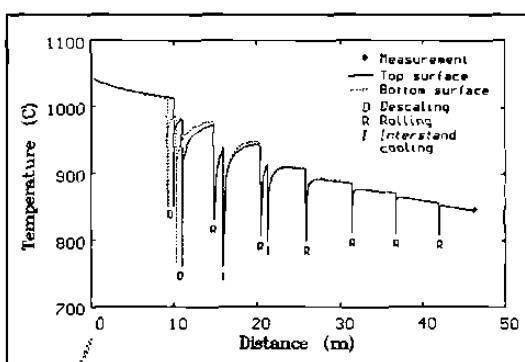


Figure 7. Temperature evolution for top and bottom surfaces of a 2.03 mm thick strip.

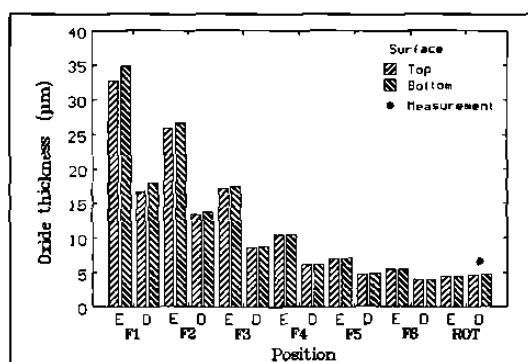


Figure 8. Changes in oxide thickness along the rolling process, the dimensions at the entry (E) and delivery (D) sides of the stands and the run out table are indicated.

difference model [14–16] was modified to allow for the different boundary conditions to which the top or bottom surface of the rolled stock are subjected. Figure 7 shows the thermal profile predicted during rolling a thin slab to a 2.03 mm thick strip. The drops of temperature that are caused by descaling, contact between the rolled stock and the work rolls, and from water from interstand cooling headers are indicated in this diagram. The temperature measured on line at the end of rolling is also shown. It is worth noticing that the differences in temperature between top and bottom surfaces that are due to the position of the descaling headers disappear as the stock thins down.

Computing the oxide thickness was carried out by averaging the temperature, at either surface, over the time interval (both sets of data are obtained from the computer model). It is assumed that oxide thickening follows the parabolic relationship given by Equation 1 with the temperature dependence of the rate coefficient k given in Ref. [12]. Figure 8 shows the changes in the oxide thickness that are computed from the thermal profile shown in Figure 7 and the rolling schedule. The dimensions at the entry (**E**) and delivery (**D**) sides of each rolling stand, as well as on the run out table, are indicated in Figure 8, the reduction of thickness of the scale is considered to be equal to that of the steel, as most of the crust is made of wustite (FeO) and magnetite (Fe_3O_4) that are fairly plastic at the temperatures involved in hot rolling [17–19]. It can be seen in Figure 8 that the thicker layer of oxide, around 35 μm , is found at the entry side of the first stand, due to the combination of high temperature (above 900°C) and low feeding speed that provides ample time for the crust to grow after the slab was descaled, but, as the reduction in the first stand is around 60% [16], the oxide layer is reduced to a thickness of around 15 μm . The crust does not grow very much beyond the third stand since the temperature and time available between passes diminish, and the growth is offset by the rolling reduction.

Figure 9 shows the correlation between the measured values of the oxide thickness and those computed with the aid of the thermal profiles and the rolling schedule. It was found that the factor that seems to control the thickness of the oxide layer is the thickness of the outgoing strip, as shown in Figure 10. The relationship found in this last figure may be caused by the processing conditions in this particular line. It can be seen in Figure 8 that the oxide layer is thickest just before the entry to the first stand. Computations carried out to evaluate growth from strips of different final thickness did not show that the crust at this particular place varied to a large extent, since the reheating temperature and the speed at which the slabs are fed into the mill are kept within a narrow range [1,3], but the total reduction, imparted to steel and oxide, depends on the final outgoing strip gauge. Other factors to take in mind to explain the thinner crust on lighter gauges are the temperature at the surface of the steel, and the time available for the oxide to grow between passes, since both parameters diminish as the stock reduces its thickness.

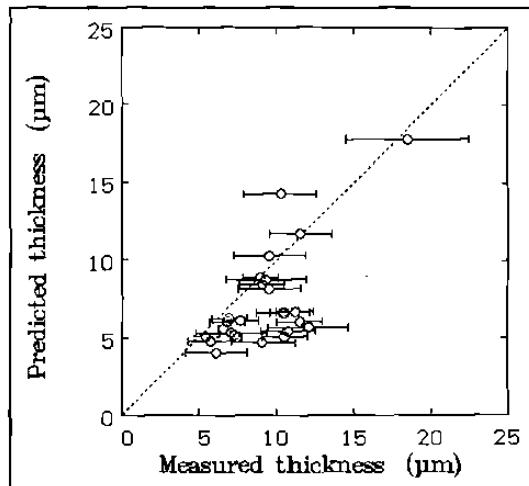


Figure 9. Correlation between the measured and predicted thickness of the oxide layer.

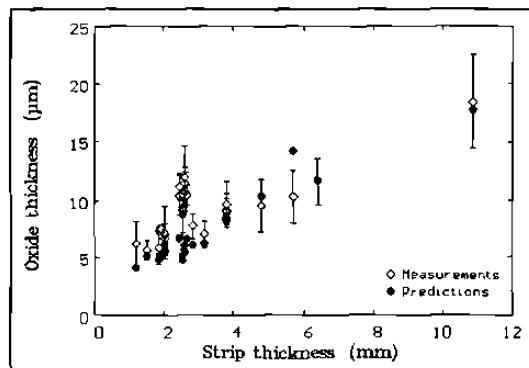


Figure 10. Variation of the oxide thickness as a function of the outgoing strip thickness.

Variation of the oxide thickness for a given gauge may arise from the use of interstand cooling headers that are used to control the finishing rolling temperature. It has been pointed out [9,10] that the value of k should increase in the presence of water, but, as can be seen in Figure 8, the reduction in temperature caused by the water jets offset such effect and may become the predominant factor. It is normal industrial practice to change the finishing rolling temperature depending on the final destination of the hot rolled strip.

Conclusions

Thickening of the oxide layer growing on the surface of carbon steel was modelled by means of time dependant parabolic equations. Good correlation between measurements and predictions was found by incorporating the functional dependency of the growth coefficients with respect to temperature.

Two different temperature dependence were found,

one that was considered to be valid for the case in which the steel surface is on air, which in the present case takes place from the continuous casting mould to the entry of the tunnel furnace, and from the exit of the furnace to the end of processing. The second dependence was used to calculate the growth of the scale while the slabs are within the furnaces.

It was found that the thickness of the oxide that grows on the strip depended on the outgoing gauge of the strip, and this was attributed to the deformation that the oxide crust is subjected to while rolling.

Acknowledgements

The authors acknowledge the facilities given by Hylsa, S.A. de C.V., during this work. MPM and RC thank the support provided by CONACYT and PAICYT-UANL.

References

1. L. Leduc-Lezama, M. Vazquez-del-Mercado and R. Gonzalez-de-la-Peña, *Iron Steel Eng.*, **23(4)** (1997), 27.
2. G. Flemming, W. Hennig, F. Hofmann, F.-P. Pleschitschingg, D. Rosental and J. Schwellenbach, *Metall. Plant Technol. Int.*, **16(3)** (1997), 64.
3. L.A. Leduc-Lezama and J. Muñoz-Baca, Proceedings, *Thirty-ninth Mech. Worl. Steel Proc. Conf.* (ISS-AIME, Warrendale, 1997), **35**, 89.
4. W. Roberts, *Hot Rolling of Steel* (M. Dekker, Inc., New York, 1982).
5. W. Roberts, *Flat Processing of Steel* (M. Dekker, Inc., New York, 1982).
6. W. Ginzburg, *Steel Rolling: Theory and Practice* (M. Dekker, Inc., New York, 1989).
7. N.B. Pilling and R.B. Bedworth, *J. Inst. Met.*, **29** (1932), 529.
8. L.S. Darken and R.W. Gurry, *J. Am. Chem. Soc.*, **68** (1946), 798.
9. E. Lorang, *Rev. Univ. Mines*, **17** (1961), 514.
10. J. Paidassi, *Rev. Métall.*, **54** (1957), 569.
11. C. Wagner, 'Diffusion and high temperature oxidisation of metals', *Atom Movements* (ASM, Metals Park, 1950), 153–73.
12. H. Snop, B.Eng. Diss., *Examination of scaling and descaling in the CSP process* (Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 1976).
13. M.M. Wolf, *Iron Steelmaker*, **28(2)** (Feb., 2000), 66.
14. R. Colás, L. Elizondo and L.A. Leduc, Proceedings, *Second Int. Conf. Modelling Metal Rolling Processes*, J.H. Beynon, P. Ingham, H. Teichert and K. Watson (eds.) (Institute of Materials, London, 1996), 12.
15. R. Colás, *Mat. Sc. Techn.*, **14** (1998), 388.
16. M.P. Guerrero-Mata, A.L. Delgado, P.C. Zambrano, L.A. Leduc and R. Colás, elsewhere in these Proceedings.
17. W. Jaenicke, S. Leistikow, A. Städler, *J. Electrochem. Soc.*, **111** (1964), 1031.
18. A.G. Crouch, *J. Am. Ceram. Soc.*, **55** (1872), 558.
19. T.E. Mitchell, D.A. Voss, E.P. Butcher, *J. Mat. Sc.*, **17** (1982), 1825.

**2nd. International Conference on Thermal
Process Modeling**
Nancy, France, april 9-11 2003.

MODELLING DESCALING DURING HOT ROLLING OF STEEL

Jorge Ramírez-Cuellar¹, Martha P. Guerrero-Mata², Luis A. Leduc¹ and Rafael Colás²

¹ División Aceros Planos, Hylsa, S.A. de C.V.

² Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León

Abstract. A computer model was developed to study the stresses that develop within the oxide formed on the surface of reheated steel slabs. The model considers that the crust grows during reheating following temperature dependent parabolic rates, and, as result of its thickness and growth rate, it will be stressed. Removal of this crust takes place by the impingement of water from high pressure jets installed in descaling units, which are located prior to deformation to avoid oxide imprint on the steel surface. Removal of the oxide layer depends on the velocity and amount of the water, as well as the force of the impact. A criterion based on these parameters can be established to determine the feasibility for oxide removal.

1. INTRODUCTION

Oxidation of the steel surface is always present at the temperatures involved in hot rolling. It can be beneficial in some cases as shallow surface defects can be removed by light oxidation during reheating, but the oxide crust has to be eliminated before the material is deformed to avoid the imprint, and the consequently damage, of the steel surface. It is normal practice to use high pressure water jets (descaling) to break and remove the oxides formed at different stages [1-3].

The oxide layer formed at temperatures above 570°C is made of different species: FeO, around 90%, Fe₃O₄, around 8%, and Fe₂O₃, remaining 1 to 2% [4-7]. Growth of each species, or that of the whole layer, can be described by various equations [5,8-10], of which the parabolic growth is the most common:

$$e = kt^{0.5} \quad (1)$$

where e is the thickness of the layer, t the time and k a temperature dependent growth coefficient.

One of the most recent developments in steel processing is that of compact steel processing, or CSP for short, so called because hot rolled steel strip can be produced in facilities that include continuous casting of thin slabs, hot direct charging into continuous tunnel furnaces and direct rolling to the required dimensions. Such layout allows for the production of strips of gauges thinner than one millimeter, which can be used as substitutes to cold rolled and annealed material. Fig. 1 shows an schematic diagram of one of such compact lines that has been in operation since 1995. In it, the steel is cast into slabs of around 50 mm in thickness, that are cut into the required length, and are fed into continuous holding tunnel furnaces that equalize the temperature of the piece to that of rolling, between 1050 and 1150°C. Casting and rolling operations are also regulated by means of the tunnel furnaces as the casting speed ranges from 2.5 to 6 m/min, whereas the slabs are fed into the rolling mill at speeds that range from 15 to 40 m/min [11-13].

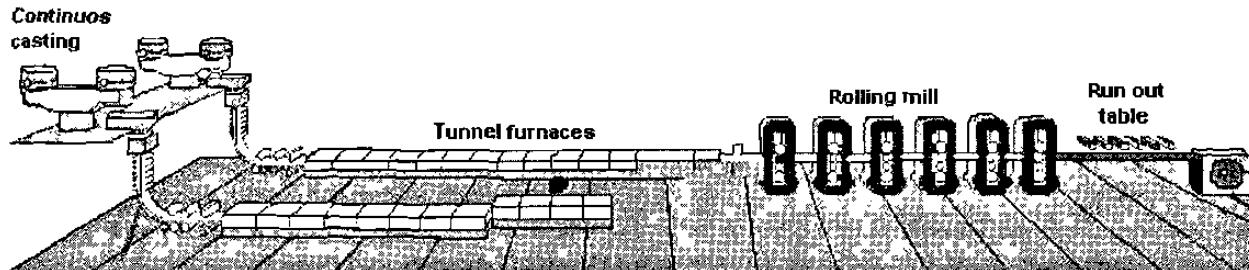


Figure 1. Schematic diagram of a CSP line.

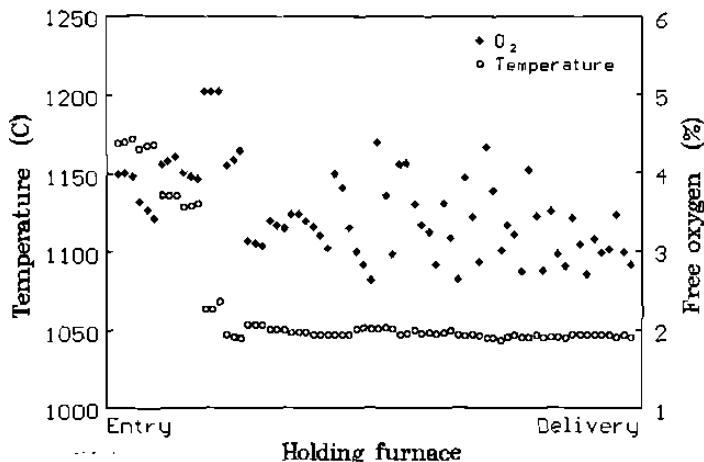


Figure 2. Variation of the temperature and oxygen content within the holding furnace.

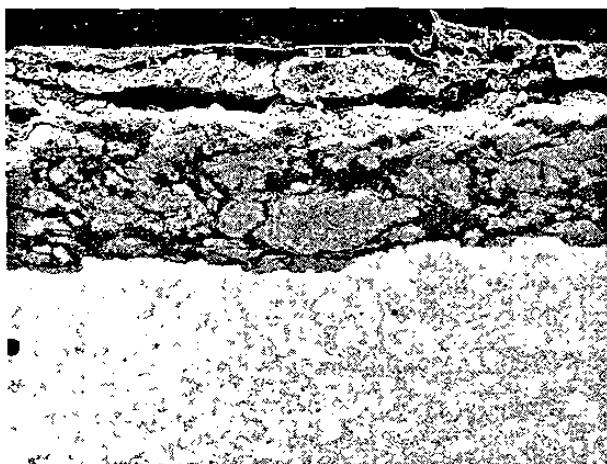


Figure 3. Scanning electron image of the crust detected in a sample of steel introduced into the holding furnace.

[13]. Removal of the oxide crust can be a problem in CSP lines, since the surfaces of the slabs are only descaled after the slabs exit the tunnel furnace and before it is fed into the rolling mill.

The aim of this work is to present the results of a series of models that were developed to compute the growth of the oxide layer that develops in low carbon steels processed in CSP lines, and to predict the feasibility of its removal by descaling. The mechanisms involved in the removal of the oxide scale are discussed.

2. MODELLING

Oxidation of the exposed surface of the steel can take place as soon as the slabs emerge from the mould in which they were cast. The temperature of the steel drops from values close to 1550°C, while liquid in the tundish, to 1100 to 1200°C at the first pinch roll that is located below the exit point of the casting mould. The temperature will continue falling to 900 to 1100°C after solidification has been completed and the slabs are crop into the required lengths; once the slabs are cut to the required size, they are fed into the tunnel furnaces, that, as was mentioned before, assure the proper temperature for rolling and allow for smoothing the link between casting and rolling operations. A series of measurements were made to determine the amount of free oxygen in the furnace atmosphere, one of such is shown in Fig. 2, where it can be appreciated that the amount varied, in this set of data, from 2.8 to 5.1%, the corresponding temperature of the furnace dropped from 1170 to 1050°C. An oxidation atmosphere is looked after to maintain a positive pressure to allow for the removal of shallow surface defects. The period of time that the slab stays in the furnace varies from 12 to 20 minutes, but if problems arise in either casting or rolling, they can remain for close to two hours.

The slabs exit the furnace once they are ready to be rolled, the exit temperature is controlled to allow for an adequate finishing temperature, and it is set between 1050 to 1150°C depending on the required final thickness and type of product. Measurements were made to validate the growth models. Samples

from steel sheets were placed into the tunnel furnace at three different temperatures (1025, 1090 and 1140°C) for various periods of time to record the growth of the oxide layer. Specimens were cut from rolled strips to measure the thickness of the oxide layer, Fig. 3. Descaling is carried out in a station with four headers, two for either top and bottom surfaces. The position at which these headers are located is not the same for either surface, Fig. 4. The front pair of descaling headers operates at a pressure of 21 MPa, whereas the second pair can vary from 30 to 38 MPa, so they will be identified as either low or high pressure headers.

The stresses that the oxide crust will be subjected to can be calculated as a function of the physical properties and dimensions of both steel and oxide, and by the difference in temperature between the surface of the oxide and that of the slab [14]:

$$\sigma_{ox} = - \frac{(\alpha_s - \alpha_{ox}) E_{ox} (T_{ox} - T_s)}{1 - \frac{h_s}{h_{ox}} \frac{E_{ox}}{E_s}} \frac{1}{1 - \nu_{ox}} \quad (2)$$

where α is the coefficient of lineal expansion, E is Young's modulus, ν Poisson's ratio, h the thickness and T the temperature, the subindexes s and ox refer to either the steel slab or the oxide crust.

The stresses developed within the crust may help in its removal, but the parameter that has been claimed to be most important is the force with which the water impinges. Empirical models relate this force (F) with [15]:

$$F = \rho Q v \quad (3)$$

where ρ is the density, Q the flow rate and v the velocity of water, that can be converted into:

$$F = Q \sqrt{2 \rho p} \quad (4)$$

where p is the pressure of the descaling system. The force that can be delivered at the CSP line varies from 120 to 170 N depending on the number of descaling pumps being used.

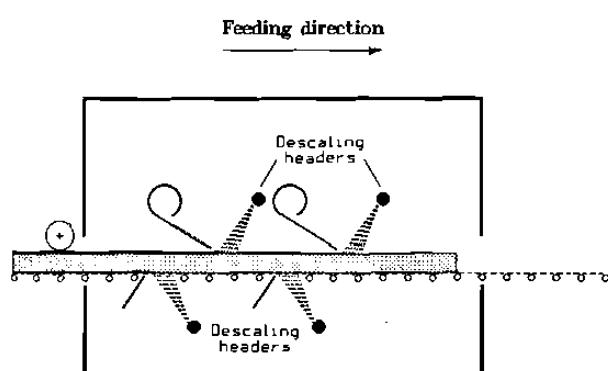


Figure 4. Schematic diagram of the descaling system.

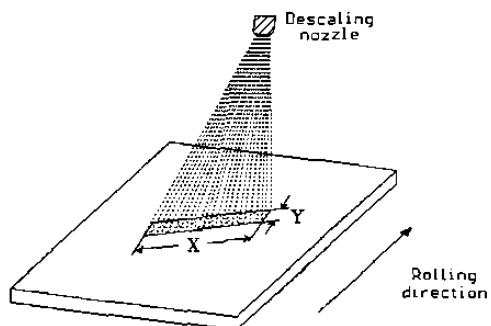


Figure 5. Schematic diagram of the impingement zone.

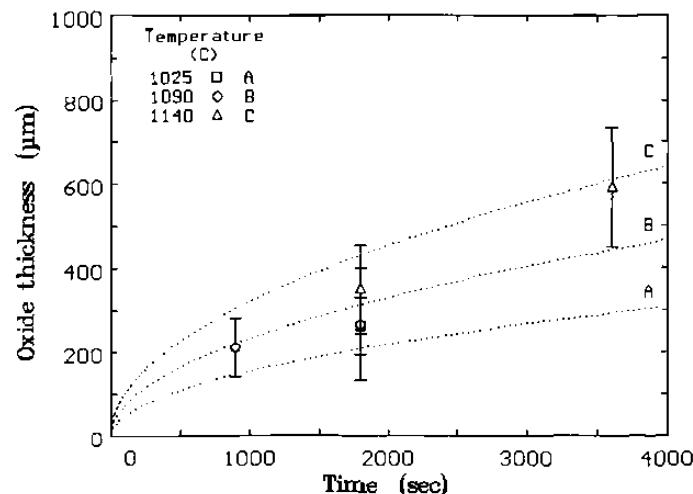


Figure 6. Growth of the scale layer measured on samples introduced to the holding furnaces.

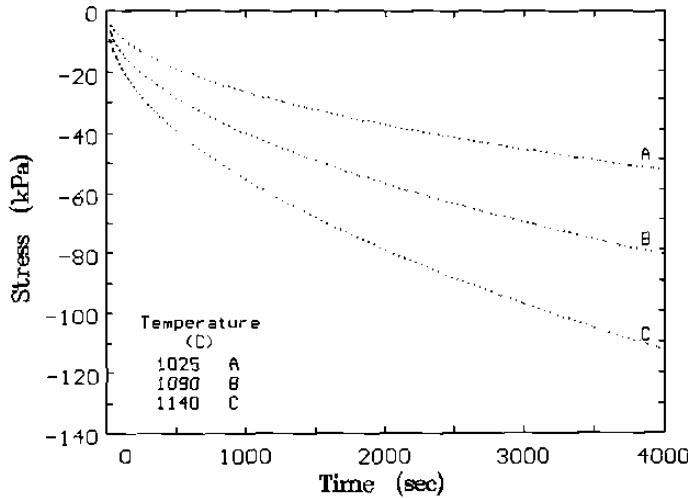


Figure 7. Stresses developed within the oxide layer.

Recent work [16] has established a criterion that relates the size of the actual impingement zone with other processing parameters to determine the feasibility for scale removal. The impingement zone, as can be seen in Fig. 5, is related to the type of nozzle being used and the geometry of the arrangement. The values of X and Y in Fig. 5, which are of interest for descaling, are of 65.6 and 5.5 mm, respectively for the CSP line. The criterion establishes that the crust will be removed when the water surpasses a critical speed (v_c) [16]:

$$v_c = a_o \xi^b \quad (5)$$

where b takes the value of -0.37 , ξ represents the fraction that water droplets occupy and is calculated by:

$$\xi = \frac{Q_i}{v_i XY} \quad (6)$$

where Q_i is the flow rate at the actual point of impingement, given by:

$$Q_i = 5.7 p^{0.5} \quad (7)$$

where p is the pressure of the descaling system, given in MPa, and v_i is the speed at the impingement point:

$$v_i = v_n \left(1 - 0.7 \frac{\rho_a d}{\rho_w h} \right) \quad (8)$$

where d is the equivalent diameter of the nozzle, h the distance between the nozzle and oxide surface, 90 mm in the present case, the subindex a refer to the density of air, w for water; v_n is the speed at the exit point of the nozzle:

$$v_n = \left(\frac{2p}{\rho} \right)^{0.5} \quad (9)$$

a_o in Eq. (5) depends on the pressure (p) of the descaling system.

Data from a series of trials carried out on site was used to determine the parameters that exert the strongest influence on the occurrence of defects known as rolled-in scale, which are caused by the incomplete removal of the oxide crust.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The increase in thickness that was found in samples of steel introduced into the holding furnace is shown in Fig. 6. The furnace was set at three different temperatures (1025, 1090 and 1140°C), and the samples were left for periods of time ranging from 15 minutes to one hour. The best fit lines that are shown in this figure were calculated with Eq. (1) assuming that the variation of k with temperature (T) is given by:

$$k = 1 \cdot 10^{-6} \exp[6.4 \cdot 10^{-3}(T + 273)] \quad (10)$$

where k is expressed in terms of $\mu\text{m/sec}^{0.5}$ and the temperature in °C.

Table I. Values of the parameters used in Eq. (2) to compute the stressing within the oxide crust.

Parameter	Oxide	Steel
α	$1.22 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$	$1.5 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$
E	$1.4 \cdot 10^{11} \text{ MPa}$	$2.0 \cdot 10^{11} \text{ MPa}$
ν	0.33	0.3

Data from Fig. 6 can be used to compute the magnitude and state of the stresses developed within the oxide layer as result of its growth with the aid of Eq. (2). Fig. 7 shows the stresses that will be expected to develop on the crust just before the steel slab goes into de scaling unit. Table I shows the values that were fed into Eq. (2) to obtain the data presented in Fig. 7; the difference in temperature across the oxide crust just before entering descaling ($T_{ox} - T_s$) was set at -10°C , following the results from a previous published model [17]. The stresses that are found to develop within the oxide crust, Fig. 7, are compressive in nature due to the lower thermal contraction that the oxide is subjected to. Such values will contribute to buckle the oxide layer, but are not enough to promote spalling of the oxide layer [18].

Analysis of the various trials that were made to determine the parameters that are most critical to promote the occurrence of rolled-in scale indicate that the amount of water used in the descaling system is of paramount importance, whereas the force and impact exerted by the water jets are of lower importance. These results are summarized in Fig. 8, where regions of defect-free surface, or with rolled-in scale can be distinguished.

The criterion that is described by Eq. (5) can also be used to determine the efficiency of the descaling system. Fig. 9 shows such a case for the CSP line in which the corresponding conditions can be drawn for the low and high pressure headers, it can be appreciated the need for using both sets of headers. The values that were found for coefficient a_0 in Eq. (5) were of 145 and 175 for either the low or the high pressure systems.

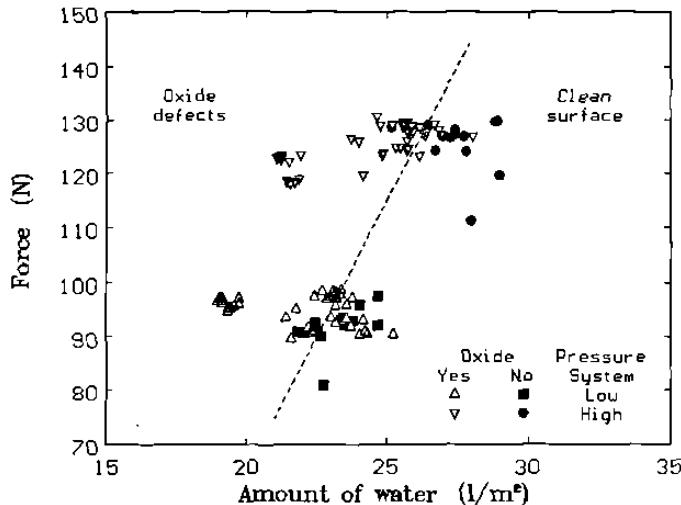


Figure 8. Occurrence of surface defects as a function of the force and the amount of water used for descaling.

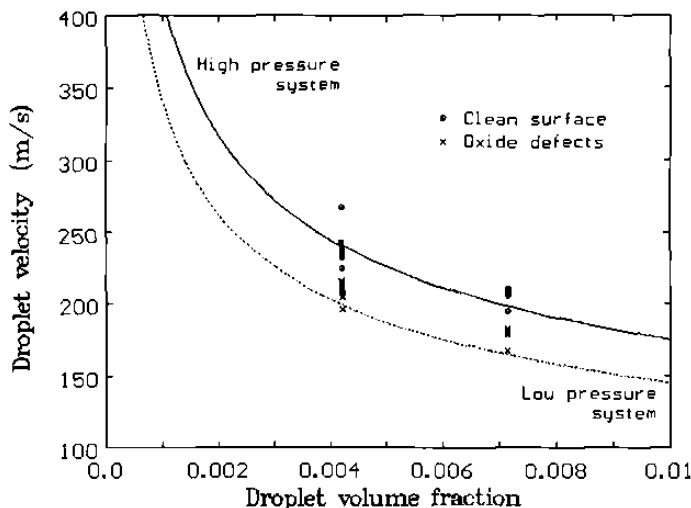


Figure 9. Occurrence of surface defects due to the conditions for descaling.

4. CONCLUSIONS

The work carried out helped to obtain the coefficients that allow for computing oxide growth on the steel slab as it being reheated in the continuous furnace. Analysis of the cooling conditions, just before the point of undergoing descaling, indicate that the stresses generated within the oxide crust are compressive in nature, but not high enough to promote its spalling.

The most critical parameter found to exert an influence on the occurrence of rolled-in scale was found to be the amount of water used for descaling, both, force and impact of the water jets exert a secondary influence. It was found that the CSP line requires the use of both, high and low pressure descaling headers, to assure a surface free of rolled-in scale.

Acknowledgements

The authors thank the support from CONACYT and from PAICYT, UANL, Mexico.

References

- [1] Roberts, W., Hot Rolling of Steel, M. Dekker, Inc., New York, 1982.
- [2] Roberts, W., Flat Processing of Steel, M. Dekker, Inc., New York, 1982.
- [3] Ginzburg, V.B., Steel Rolling: Theory and Practice, M. Dekker, Inc., New York, 1989.
- [4] Pilling N.B., and Bedworth, R.B., J. Inst. Met., **29**, (1932), 529.
- [5] Darken, L.S., and Gurry, R.W., J. Am. Chem. Soc., **68**, (1946), 798.
- [6] Lorang, F., Rev. Univ. Mines, **17**, (1961), 514.
- [7] Paidassi, J., Rev. Métall., **54**, (1957), 569.
- [8] Wagner, C., Atom Movements, ASM, Metals Park, 1951.
- [9] Snop, H., Examination of scaling and descaling in the CSP process, B.Eng.Diss., Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 1996.
- [10] Wolf, M.M., Iron Steelmaker, **28** (2), (Feb., 2000), 66.
- [11] Leduc-Lezama, L., Vazquez-del-Mercado, M., and Gonzalez-de-la-Peña, R., Iron Steel Eng., **23** (4), (1997), 27.
- [12] Flemming, G., Hennig, W., Hofmann, F., Pleschiutschengg, F.-P., Rosenthal, D., and Schwellenbach, J., Metall. Plant Technn. Int., **16** (3), (1997), 64.
- [13] Leduc-Lezama, L.A., and Muñoz-Baca, J., 39th Mech. Worl. Steel Proc. Conf., Vol. 35, ISS-AIME, Warrendale, 1997, 89.
- [14] Sttot, F.H., and Atkinson, A., Mat. High Temp., **12** (2-3), (1994), 195.
- [15] Blazevic, D.T., 3rd Int. Conf. Hydraulic Descaling, Inst. Mat., London, 2000, 3.
- [16] Plas, D.W. van der, Opstelten, I.J., and Westendorp, A.E., 3rd Int. Conf. Hydraulic Descaling, Inst. Mat., London, 2000, 31.
- [17] Torres, M. and Colás, R., J. Mat. Proc. Techn., **105**, (2000), 258.
- [18] Torres, M. and Colás, R., Modelling of Metal Rolling Processes, IOM, London, 1993, 629.

**1er. Congreso y Exposición Nacional de
la Industria del Acero 2003 Iron & Steel
Society**

Monterrey 23-25 noviembre 2003

MECANISMOS DE FORMACION DEL OXIDO EN UN HORNO TUNEL DURANTE LA LAMINACION EN CALIENTE EN UNA PLANTA COMPACTA DE PRODUCTOS PLANOS.

Jorge Ramírez-Cuéllar¹, Luis A. LeDuc-Lezama¹

Rafael Colás², Martha P. Guerrero-Mata²

¹Laminación en caliente.

¹División Aceros Planos, Hylsa, S.A. de C.V., A.P. 996, 66452, San Nicolás

² Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, Universidad Autónoma de Nuevo León,
A.P. 149-F, 66451, San Nicolás de los Garza. N.L., México

Resumen.

El objetivo de este trabajo fue generar una mejor comprensión de los mecanismos físico químicos que producen óxido primario incrustado en la superficie de la cinta laminada en caliente en una planta tipo compacta. Se analizaron los efectos que las diversas secciones de la planta ejercen sobre la formación del óxido a altas temperaturas y las formas de eliminarlo en el producto final. Se presenta una caracterización del óxido que se forma como óxido primario y secundario, junto con algunas pruebas en laboratorio y en planta, también se describen los resultados de las mediciones realizadas a cupones de acero introducidos en el horno túnel, para conocer los espesores de los óxidos que se generan con las actuales condiciones de proceso. Se discuten las causas de la formación del óxido incrustado sobre la superficie del acero laminado, así como las acciones que se tomaron para disminuir drásticamente la incidencia de este problema en la planta de laminación compacta de HYLSA.

1. Introducción.

La cinta laminada en caliente ha sido sujeta cada día a mayores exigencias en su calidad, estas exigencias están enfocadas a menores variaciones en los espesores, en el ancho y en el perfil. También una importante condición de la cinta es su superficie, la cual actualmente está sujeta a altos estándares de calidad.

Durante el laminado en caliente en la planta compacta, el planchón que sale del horno túnel ingresa a un descascarado, con el objetivo de remover el óxido primario. En algunas ocasiones este óxido no es removido eficientemente llevando partículas hasta ser incrustadas por los laminadores, lo que provoca una apariencia superficial a la cinta no apta para algunas aplicaciones industriales en las que la cinta va a estar expuesta.

Este trabajo describe un laminador de cuarta generación usado para la producción de lámina de acero a partir de un planchón delgado de colada continua. El planchón procedente de la colada entra a un horno túnel en el que permanece calentándose de 12 a 20 min antes de ser laminado a temperaturas de 1050 a 1150 °C (Figura 1).

El acero se oxida a las altas temperaturas requeridas para ser laminado. El tipo de óxido que se forme dependerá de la reactividad del acero con su alrededor. A altas temperaturas existen principalmente tres tipos de óxidos, los mecanismos de difusión son diferentes dependiendo de las características de las fronteras de las fases y de la facilidad con la que los iones de hierro y oxígeno difunden.

Los coeficientes de crecimiento del óxido dependen de las condiciones específicas del medio (temperatura y atmósfera), de la condición de superficie del material así como de su composición química. La velocidad de oxidación suele presentarse en varias etapas, al inicio se comporta en forma lineal con el tiempo, en etapas intermedias de forma parabólica y, en algunos casos, se ha observado un crecimiento logarítmico [1].

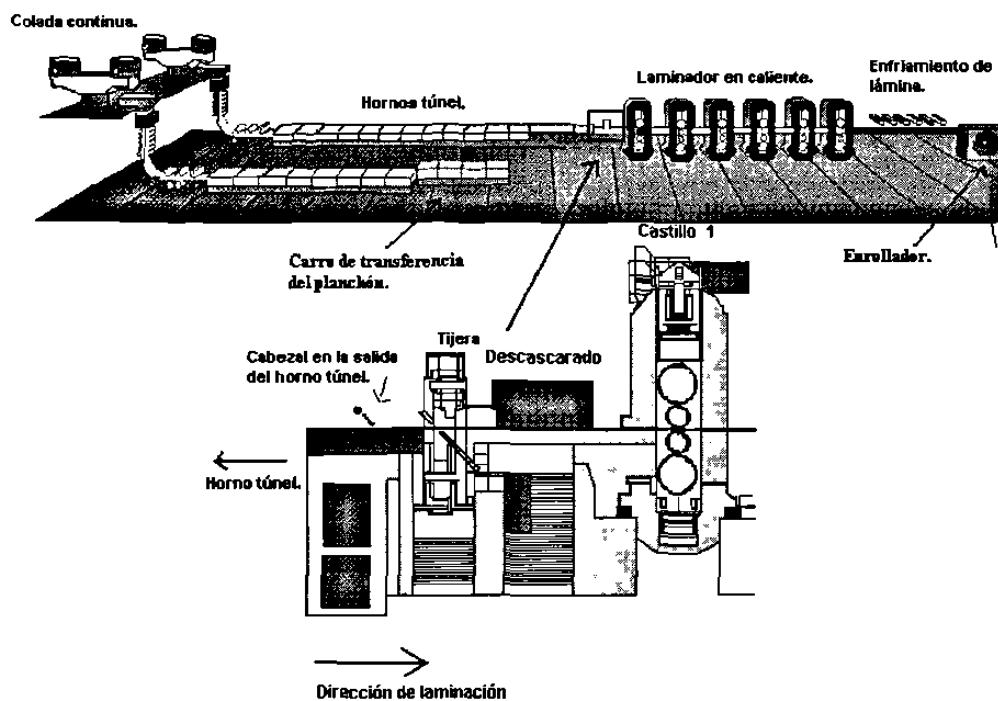


Figura 1. Diagrama esquemático de la planta compacta y una amplificación de la posición del descascarado.

2. Tipos de óxido a las altas temperaturas de laminación.

Una gran cantidad de estudios acerca de la oxidación del hierro revelan que a temperaturas elevadas, el óxido predominante es la wustita (FeO), con alrededor de 95%, un 4% de magnetita (Fe_3O_4) y sólo un 1% de hematita (Fe_2O_3) [2]. En la Figura 2 la hematita representa

del 1 al 2%, la magnetita entre 4 y 5% y el resto lo compone la wustita, a temperaturas de entre 700 a los 1300 °C, otros autores concuerdan con estos resultados [3].

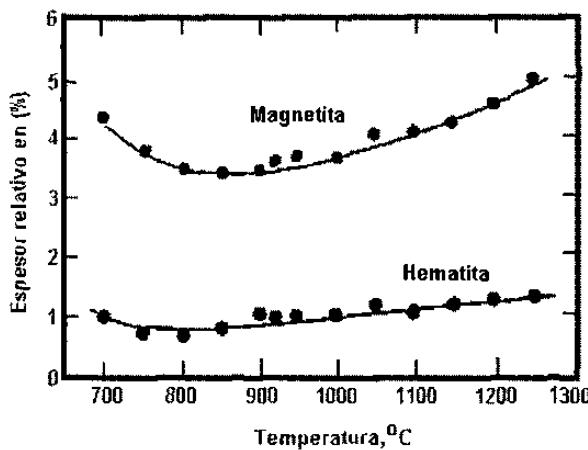


Figura 2. Valores experimentales de los espesores relativos de óxido de Fe_3O_4 y Fe_2O_3 al aire a altas temperaturas [2].

La wustita, que es la fase más interna del óxido, se forma cerca de la superficie del metal y, por lo tanto, es la más rica en hierro, presenta una estructura cúbica centrada en las caras, la densidad de la wustita puede variar desde 5.54 a 5.9 g/cm³, contiene de 23 a 25% en peso de oxígeno en su estructura y crece enteramente por difusión de iones de hierro, los iones de oxígeno se agregan a la cara externa de la fase y permanecen prácticamente fijos.

La magnetita es una fase intermedia del óxido y es el principal constituyente a 500 °C, su estructura cristalina es una cúbica inversa del tipo espinel, tiene una densidad de 5 a 5.4 g/cm³, contiene un 28% en peso de oxígeno, existiendo como un óxido deficiente metálico aunque en un menor nivel al de la wustita. Se ha encontrado que tanto los cationes como los aniones difunden. Finalmente, la hematita, que es la capa más externa del óxido tiene el más alto contenido de oxígeno con alrededor de 30% en peso. La hematita puede existir en dos formas, como α - Fe_2O_3 , representando una estructura romboédrica, y como γ - Fe_2O_3 , representando una estructura cúbica, su densidad es de 5.24 g/cm³.

A la hematita se le ha encontrado en todo tipo de aceros, incluso a bajas temperaturas. Una de las causas principales de su presencia a baja temperatura se debe a la remoción incompleta de la wustita durante el laminado [4], la Figura 3b describe el mecanismo en donde las partículas de wustita al ser laminadas y romperse incrementan considerablemente su cantidad, separándose de la matriz del metal y exponiéndose al aire. Lo anterior implica un menor suministro de átomos de hierro, en tanto que el oxígeno abunda, resultando en una aceleración en la reacción de wustita a magnetita y de esta a hematita [4].

Es común también observar la tonalidad de la hematita en los aceros al silicio, estos por sí mismos son difíciles de descascarar debido al componente eutéctico FeO/Fe_2SiO_4 que se forma en la interfase y penetra irregularmente en la parte superior e inferior del FeO y a los lados del metal, generando un anclaje del óxido, que dificulta enormemente su remoción (Figura 3a).

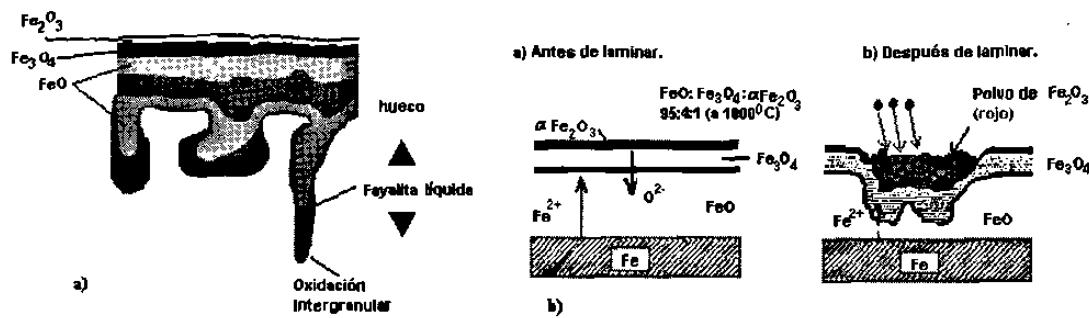


Figura 3. a) Capa de óxido en un acero con 0.08% de carbono, con 0.25% de silicio a 1177 °C. [5,6] b) Mecanismo de formación de la hematita por fractura del FeO durante el laminado [4].

El mecanismo mostrado en la Figura 3a, provoca la fuerte adhesión de este eutéctico, inclusive a temperaturas abajo de solidus, que en este caso es de 1173 °C. De esta forma, los óxidos de hierro se presentan en tres fases y el óxido que se genere dependerá de la cantidad de oxígeno y de la temperatura.

Los primeros estudios teóricos para predecir el crecimiento del óxido relacionaron el potencial de oxígeno, la temperatura y la difusión de las especies iónicas en el óxido, éstas, a su vez, se correlacionaron a variables de operación y a las condiciones atmosféricas específicas bajo las cuales está expuesto un cierto material que se somete a la oxidación. Uno de los primeros estudios de la cinética de formación del óxido de hierro se remonta al año de 1923 [7], en el que la ganancia en peso del óxido se expresaba como:

$$W^2 = K t + C \quad (1)$$

con W como la ganancia en peso por unidad de área, t el tiempo K y C son coeficientes que pueden ser fácilmente obtenidos de forma experimental. Sin embargo, la velocidad de crecimiento no es siempre la misma, debido a que cuando la capa de óxido es gruesa la velocidad de transferencia entre el oxígeno y el hierro en la capa de óxido decrece drásticamente. Si la capa de óxido se rompe se genera una superficie libre que nuevamente se oxidará, creando de esta forma un ciclo de rompimiento y generación de nuevas superficies listas para continuar con el proceso de oxidación.

En este estudio se seleccionaron tres modelos, entre los existentes en la literatura, con diferentes formas de calcular la ganancia en peso. La ganancia se calculó en las tres zonas principales de la planta, como son la de colado, horno túnel y laminador. A partir de estos modelos se propuso uno nuevo que se ajustó a los datos medidos del óxido, se presentan en la Tabla I. Aquí el enfoque se hará únicamente a la sección del horno túnel, que es la de mayor generación de óxido, siendo este, por lo tanto, de lo más importante entenderlo y eliminarlo eficientemente por el descascarado.

VARIABLES.	MODELO PROUESTO.	MODELO 1	MODELO 2	MODELO 3
K	$= A \exp\left(\frac{-Q}{R(T+273.15)}\right)$	$= A \exp\left(\frac{-Q}{R(T+273.15)}\right)$	$= 10^{\frac{-FB}{(T+273.15)} + A}$	$= A_0 \exp(b \times T)$
FB (°K)			8868	
A ($\text{kg}^2/\text{m}^4\text{s}$)	17272	58513	0.978 (Sin unidades)	
A ₀				0.0157
Q (J/mol)	168000	168000		
T (°C)		(°C)	(°C)	(°C)
b				0.0064
t	Segundos	Segundos	Segundos	Segundos
DW ₀ (kg/m^2)	$= \sqrt{K \frac{t}{60}}$	$= \sqrt{K \frac{t}{60}}$	$= 10 \sqrt{K t}$	$= \frac{k \sqrt{t}}{750}$
F	750	750	750	
d _{FeO} (mm)	$= F \Delta W_0$	$= F \Delta W_0$	$= F \Delta W_0$	$= k \sqrt{t}$

Tabla I. Modelos utilizados para el cálculo del espesor del óxido en el horno túnel [8,9,10,11,12,16].

Con el objetivo de identificar las variables críticas en la formación del óxido primario laminado, fue necesario realizar algunas pruebas en la planta, investigándose los efectos sobre la aparición del óxido incrustado debido a:

- a) La temperatura del planchón y el tiempo dentro del horno túnel.
- b) Eficiencia del descascarado al utilizar o no el cabezal adicional de baja presión (Figura 1).

Adicionalmente, se realizaron mediciones con cupones de diferentes aceros para predecir los espesores del óxido durante el calentamiento en el horno túnel, junto con una caracterización del óxido incrustado, esto será presentado en las siguientes secciones.

3. Caracterización del óxido laminado.

Para conocer las propiedades del óxido, los mecanismos de su formación y su efectiva remoción, es indispensable una buena caracterización. Aquí se presentan los resultados obtenidos por medio de un análisis con microscopía óptica y electrónica de varias muestras de óxidos laminados, para con esto poder comprender los diferentes mecanismos de formación en la cinta laminada.

3.1. Comparación entre los espesores del óxido primario y secundario.

Existen diferencias dimensionales entre los espesores de capa así como la adherencia entre un óxido primario y uno secundario, este último puede ser fácilmente removido con un ataque químico, mientras que el óxido primario se incrusta en la cinta siendo prácticamente imposible su remoción. Una fotomicrografía del óxido secundario se muestra en la Figura 4a. La película normal de óxido secundario se presenta de forma continua y uniforme, el espesor de esta

capa puede variar de 5 a 40 μm dependiendo del espesor final de la cinta y las temperaturas de entrada acabado y enrollado a las que fue sometida la cinta.

En este óxido las interfaces entre la cascarilla y el acero también son continuas pudiéndose observar la presencia de un agrietamiento normal a la dirección del laminado, lo que es causado por esfuerzos térmicos debido a los diferentes coeficientes de contracción térmica de la cascarilla y el acero y a la misma laminación. El punto identificado como 2 en la Figura 4a representa un óxido secundario normal, la composición química es en su mayoría óxido de hierro con algo de manganeso.

Por otro lado, el óxido primario laminado es aproximadamente diez veces mayor que el óxido secundario, los espesores típicos de la cascarilla incrustada sobre la superficie de la lámina después de haberse descascarado varían entre 50 a 100 μm , es decir, varias veces más que el óxido secundario normal. Una fotomicrografía del óxido primario laminado se muestra en la Figura 4b.

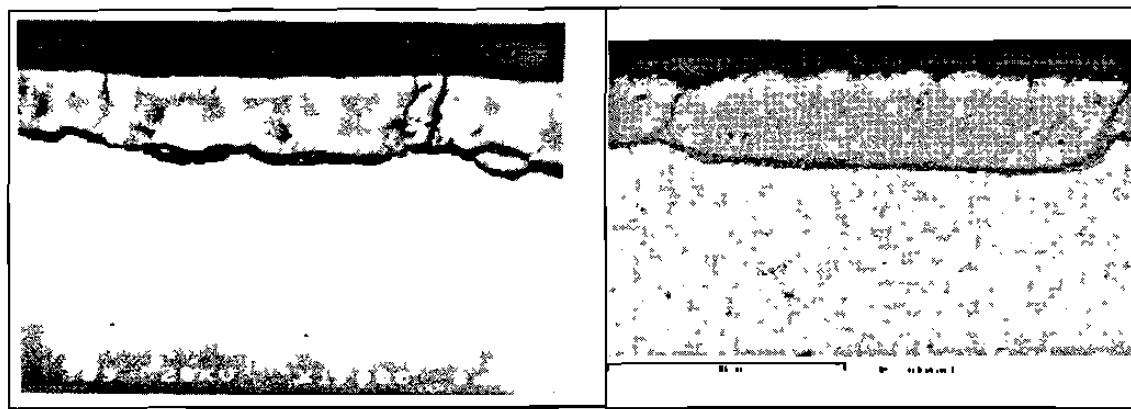


Figura 4 a) Microscopía electrónica de un óxido secundario (1000x) [13] **b)** Óxido primario espesor mayor a 50 mm.

La morfología del óxido primario visto de forma transversal es la de un óxido fuertemente incrustado sobre la superficie del acero, una vista superior de este se muestra en la Figura 5, el óxido se encuentra alargado en la dirección al laminado, se observan pequeñas incrustaciones o lagunas de cascarilla de formas irregulares sobre la superficie del óxido, debido a una deformación plástica localizada.

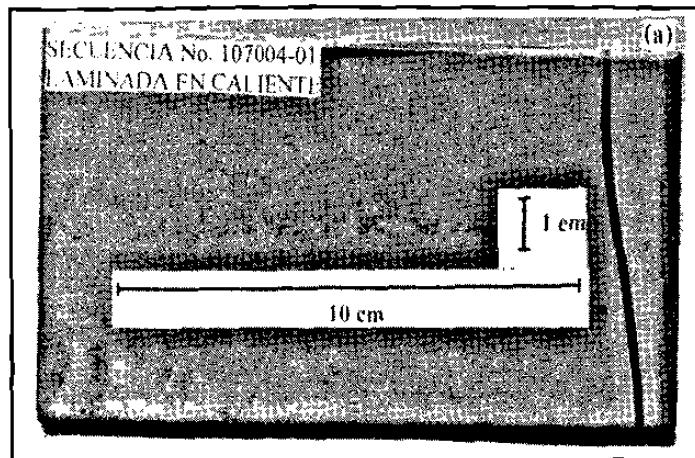


Figura 5. Vista superior del óxido primario sin decapar [13].

3.2. Estudio por microscopía electrónica de barrido del óxido.

Se realizó una caracterización por microscopía electrónica en zonas del óxido primario ya laminado como fuera de éste. En la Figura 6a se observa la topografía del óxido, la zona A presenta óxido, mientras que en la B se encuentra libre de este. Las topografías de ambas son totalmente diferentes, la zona A se encontró además de los elementos normales del óxido, elementos externos al acero como Si, Ca y Al, una amplificación del óxido se puede ver en la Figura 6b.

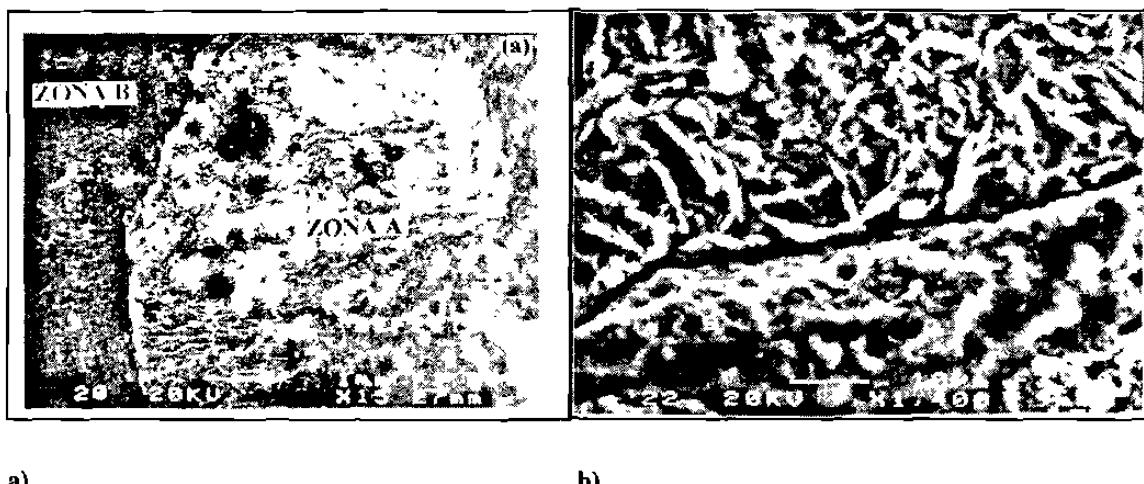


Figura 6 a) Fotomicrografía por MEB, en zona del óxido A y la zona libre B [13] b) Zona del óxido a mayores amplificaciones (1400x) [13].

A la superficie de la muestra de la Figura 6a se le tomaron una serie de espectrogramas usando la técnica puntual, resultando en una variación de la composición química en la zona de transición. La composición química de las primeras cuatro regiones (zonas fuera del óxido),

consistió principalmente de Fe, Mn, C y O, en lo que los primeros tres elementos se asocian con la composición base del acero.

Cerca de la interfase, el pico característico del oxígeno aumentó notablemente en intensidad hasta alcanzar casi dos veces la intensidad del pico de hierro adyacente, lo que supone la presencia de óxido en esta zona [13]. Conforme el análisis avanzó del punto B al punto A de la Figura 6, se encontraron mayores concentraciones de elementos ajenos al acero. Los espectrográmas de ambas zonas se muestran en la Figura 7 teniéndose un pico característico de Fe, además de Si y algo de Ca en ambos.

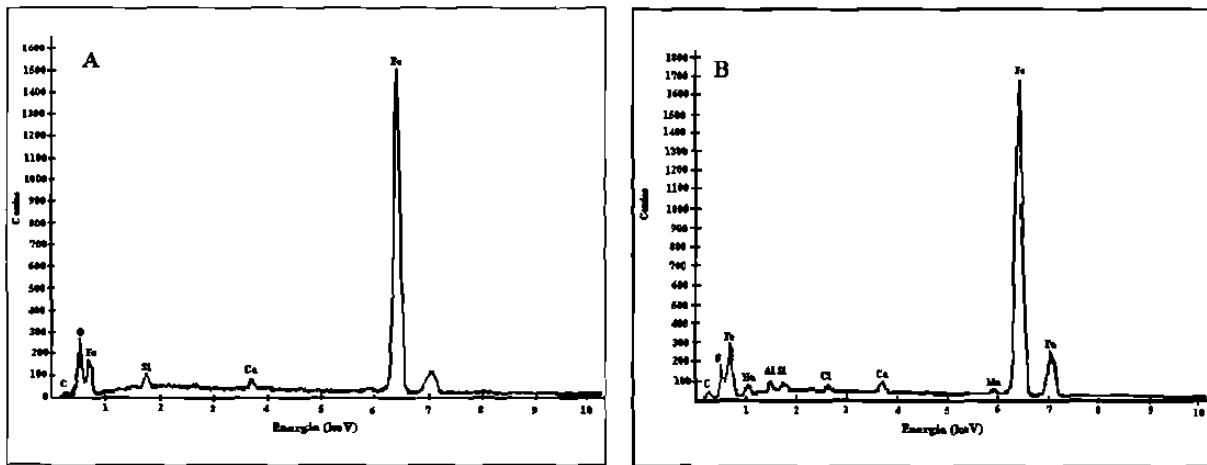


Figura 7. Espectrogramas de las zonas A zona del óxido y B libre de óxido, de la Figura 6 [13].

4. Efecto de las diversas variables en el proceso en la aparición del defecto de óxido primario.

4.1. Efecto del tiempo y la temperatura del horno en la presencia de óxido incrustado.

Se encontró que el óxido primario que se forma por la cara superior y el de la cara inferior, tienen causas diferentes. No obstante es claro que, en algunos de los casos, ambas caras pueden presentar los mismos orígenes del defecto.

4.1.1. Oxido primario observado por la cara superior.

Con el objetivo de evidenciar el efecto que tiene el tiempo y la temperatura de los planchones dentro del horno túnel se probó con dos grupos de planchones. Estos posteriormente se inspeccionaron como rollos en una línea de decapado contabilizando la cantidad de óxido incrustado, el acero en ambos fue el mismo, a dos temperaturas y dos tiempos, se consideró en la primera de las pruebas una temperatura de 1150 °C y el doble del tiempo de lo normal, la segunda se realizó a 1050 °C y con el mínimo tiempo posible de permanencia del planchón en el horno.

Las diferencias en las temperaturas y los tiempos de las piezas dentro del horno fueron significativamente diferentes, los resultados obtenidos se muestran en la Tabla II y los resultados al utilizar la prueba t [14] a las dos temperaturas y tiempos de permanencia de los planchones dentro del horno se presentan en la Tabla III, como resultado se observó una diferencia en la cantidad de óxidos en las cintas decapadas, al incrementar tanto el tiempo como la temperatura.

Temperatura nominal 1150 °C				Temperatura nominal 1050 °C			
No. Pieza	Oxidos*	Temp. sal	Tpo. (min)	No. Pieza	Oxidos*	Temp. sal	Tpo.
107000	400	1151	22:35	107821	2	1038	11:00
107002	400	1152	22:01	107822	0	1040	12:00
107004	400	1153	21:20	107823	6	1050	9:00
107006	400	1151	20:51	107825	0	1050	15:00
107007	400	1145	15:53	107826	12	1045	13:00
107008	400	1133	15:29	107830	6	1050	10:00
107019	260	1150	23:39	107839	21	1070	12:00
107021	344	1142	22:02	107840	41	1060	7:00
107023	544	1150	31:18	107841	32	1060	7:00
107027	1304	1143	36:55	107846	49	1060	7:00
107029	892	1140	34:46	107847	32	1050	7:00
107033	68	1145	15:13	107852	152	1030	17:00
107034	636	1146	15:11	107853	139	1037	9:00
*Cantidad de óxidos vistos por un observador en decapado.				106966	13	1075	13:41
				106967	5	1075	12:19
				106968	5	1056	13:18
Prom.	496	1146	22:51	Prom.	38	1052	10:21
STDEV	309.4	5.76	7:18		50.49	11.29	3:15

Tabla II Efecto del tiempo y la temperatura dentro del horno sobre la cantidad de óxidos laminados observados en todos los rollos decapados, el acero con 0.06% C, 0.75% Mn, 0.025% Al, y 0.020% Nb (% en peso).

Temp. (1) nominal	Temp. (2) nominal	Grados libertad $gl = n_1 + n_2 - 2$	Región de rechazo.	t. de Tablas
1150 °C.	1052 °C.	gl=27	$ t > t\alpha/2 $	$ t\alpha/2 = 2.069$
Tiempo (min)	Tiempo (min)			
22:51	10:21			
Piezas	Piezas	Desv. std. ambas.	Cálculo de t^{16} .	$\alpha=0.05$
$n_1 = 13$	$n_2 = 16$	$S = \sqrt{\frac{(n_1 - 1)s_1^2 + (n_2 - 1)s_2^2}{n_1 + n_2 - 2}}$	$t = \frac{M_1 - M_2 - D_0}{S \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}}$	$M_1 \neq M_2 > D_0$ $D_0 = 0$
Media	Media	Temp y tiempo $S=209.409$	Temperatura tiempo $t=-5.857$	
$M_1 = 496^*$	$M_2 = 38^*$	Resultado.	$ t > t\alpha/2 $	
Desv. std.	Desv. std.	Conclusión: La diferencia en el tiempo y la temperatura en su conjunto hicieron que la cantidad de óxidos fuera diferente y mayor a 1150 °C y 22:51 minutos dentro del horno túnel.		
$S_1 = 309^*$	$S_2 = 50.49^*$			

*Media y desviación estándar de óxidos vistos por los observadores en decapado a dos temperaturas, **Media y desviación estándar del tiempo en segundos dentro del horno túnel a 1050 y 1150°C.

Tabla III. Prueba de hipótesis tipo t para la cantidad de óxidos laminados en los rollos observados en decapado a dos temperaturas y tiempos de la Tabla II

4.1.2. Óxido primario observado por la cara inferior.

Basándose en observaciones en decapado de dos lotes, uno con óxido laminado por la cara inferior de la cinta y otro sin él en los mismos espesores de cinta, producidos en dos días diferentes, se realizó una revisión de las variables del proceso que pudieran ser causa en la aparición de este por la cara inferior. Se revisaron las presiones de descascarado en los cabezales de baja y alta presión, siendo en ambas similares, las temperaturas de salida del horno fueron ligeramente mayores en los rollos con óxido laminado, el O₂ libre en ambos se mantuvo de 1 a 3%.

Los tiempos de estancia dentro del horno fueron mayores en las piezas con óxido laminado, 17 contra 22 min, estos 5 min de diferencia se consumieron en los carros de transferencia (Figura 1) dónde se tienen rodillos secos y altas temperaturas, los tiempos y las temperaturas de las piezas con y sin óxido laminado en las diferentes zonas del horno se muestran en la Figura 8.

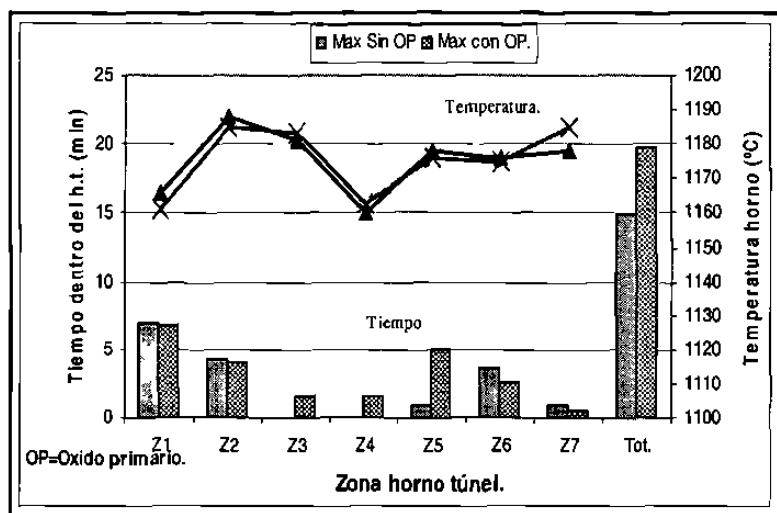


Figura 8. Tiempo y temperatura dentro del horno de rollos vistos en decapado por la cara inferior con y sin óxido laminado.

De la Figura 8 se observa que las diferencias principales se ubicaron en los tiempos de permanencia de los planchones en la zona del carro de transferencia (zona 5), coincidentemente, el defecto se presentó alineado y localizado a 20 mm en ambas orillas. De acuerdo con esta información se decidió tomar una muestra mucho mayor de rollos con óxido laminado por la cara inferior de la cinta concentrándose la información en comparar los tiempos y temperaturas en los que los planchones permanecen en la zona del carro de transferencia con la aparición de óxido laminado.

Los resultados del análisis estadístico se muestran en la Figura 9, observándose que la aparición de óxido laminado por la cara inferior está íntimamente relacionada con los tiempos de estancia del planchón en la zona del carro de transferencia.

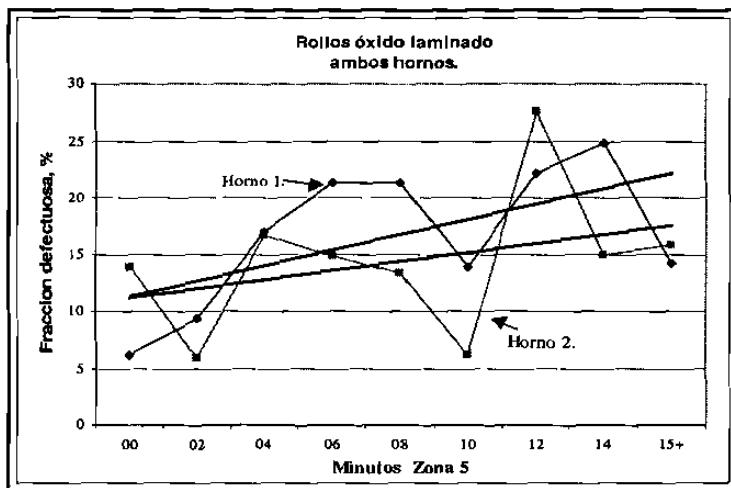


Figura 9. Fracción defectuosa de rollos con óxido laminado en la cara inferior y el tiempo dentro del carro de transferencia (Zona 5) ambos hornos, en un período de seis meses.

Indudablemente que los mecanismos de formación del óxido primario por la cara inferior se pueden presentar por las mismas causas que los que se producen por la cara superior, pero adicionalmente el planchón en esta cara tiene contacto con los rodillos del horno, al ser transportado de la zona de colado a la de laminación, esta superficie se daña generando marcas alineadas con las ruedas de los rodillos del horno.

El problema de óxido laminado se agravó con el arranque de una segunda colada y un segundo horno, siendo necesario un carro de transferencia para los planchones que provienen de esta nueva instalación, estos carros de transferencia tienen rodillos de alta aleación sin enfriamiento interno, al no tener enfriamiento interno la temperatura superficial del planchón aumenta, causando una mayor indentación en el planchón en comparación con los rodillos enfriados por agua, que componen la mayor parte de los dos hornos.

No obstante, se ha encontrado que este daño no es exclusivo de los rodillos secos, ocurre también en los enfriados por agua, debido al crecimiento de cascarilla en el rodillo por la compatibilidad entre la cascarilla y la superficie de la rueda, también a rodillos atorados, botados o excéntricos. Se realizaron estudios de la composición química de la cascarilla adherida a las ruedas del horno [15].

La composición química elemental de las muestras que se analizaron a la cascarilla de las ruedas de los rodillos de los hornos mediante microanálisis EDXS solo detectó elementos principales de Fe y O. Los estudios de difracción de rayos X que se realizaron mostraron que los únicos compuestos presentes fueron óxidos de hematita, wustita y magnetita, no se encontraron residuos de las ruedas de los rodillos del horno en la cascarilla adherida a las ruedas.

4.2. Resultados en la aparición del óxido laminado en el rollo al utilizar el cabezal de enfriamiento a la salida del horno.

El objetivo del cabezal de enfriamiento de baja presión instalado a la salida del horno, es el de ayudar a romper el óxido primario en el planchón antes de que este ingrese al descascarado (Figura 1). El cabezal se instaló varios años después del arranque de la planta compacta. Para realizar su validación sobre la disminución en la incidencia de óxido primario incrustado en la cinta, se utilizaron dos coladas con las mismas condiciones de proceso, a un espesor final de la cinta de 3.2 mm, manteniendo la temperatura de salida del horno constante.

Los resultados de esta prueba se muestran en la Tabla IV, en la que se aprecia una ligera disminución en la cantidad de óxidos laminados, sin embargo, la prueba t (Tabla V), realizada a los datos, no muestra una diferencia al utilizar y al no utilizar este cabezal. No obstante, a los resultados no concluyentes de la Tabla IV, se ha encontrado, con el uso continuado de este cabezal que el no utilizarlo se incrementa el óxido laminado en la cinta. La Figura 10 muestra el efecto del uso y no de este cabezal en un período de seis meses sobre la aparición de óxidos laminados en rollos vistos en decapado, donde se observa que cuando el flujo del cabezal disminuye la aparición de rollos con óxido laminado se incrementa.

Pieza.	Cantidad Óxidos.	Colada	Tiempo (min.)	Piezas.	Cantidad óxidos.	Colada	Tiempo (min.)
Sin Cabezal.							
115207	24	21130	9:00	115223	21	10964	6:00
115210	26	21130	8:00	115227	14	10964	16:00
115212	*	21130	9:00	115229	31	10964	7:00
115214	50	21130	8:00	115231	30	10964	12:00
115218	54	21130	6:00	115233	30	10964	6:00
115220	80	21130	10:00	115236	41	10964	11:00
Prom.	46.8		8:20	Prom.	27.8		9:40

Tabla IV. Cantidad de óxidos primarios vistos en rollos decapados al usar y no el cabezal de enfriamiento a la salida del horno, el acero con 0.06% C, 0.3% Mn, 0.025% Al (% en peso).

Sin cabezal de enfriamiento	Con cabezal de enfriamiento	Grados libertad $gl = n_1 + n_2 - 2$	Región de rechazo. $t > t\alpha/2$	$ t\alpha/2 > 2.262$
		$gl=9$		
Piezas	Piezas	Desv. std. ambas.	Cálculo de t^{16}	$\alpha=0.05$
$n_1=5$	$n_2=6$	$S = \sqrt{\frac{(n_1-1)s_1^2 + (n_2-1)s_2^2}{n_1+n_2-2}}$	$t = \frac{M_1 - M_2 - D_0}{S \sqrt{\frac{1}{n_1} + \frac{1}{n_2}}}$	$M_1 \neq M_2 > D_0$ $D_0=0$
Media $M_1=46.8$	Media $M_2=27.83$	$S=16.821$	$t=1.862$	
Desv. std. $S_1=23$	Desv. std. $S_2=9.28$	Resultado.	$ t < t\alpha/2 $	
		El valor no cae en la región de rechazo por lo que no se puede rechazar el que las dos medias sean iguales.		

Tabla V. Prueba de hipótesis tipo t [14], a la misma temperatura abriendo y cerrando el cabezal a la salida del horno.

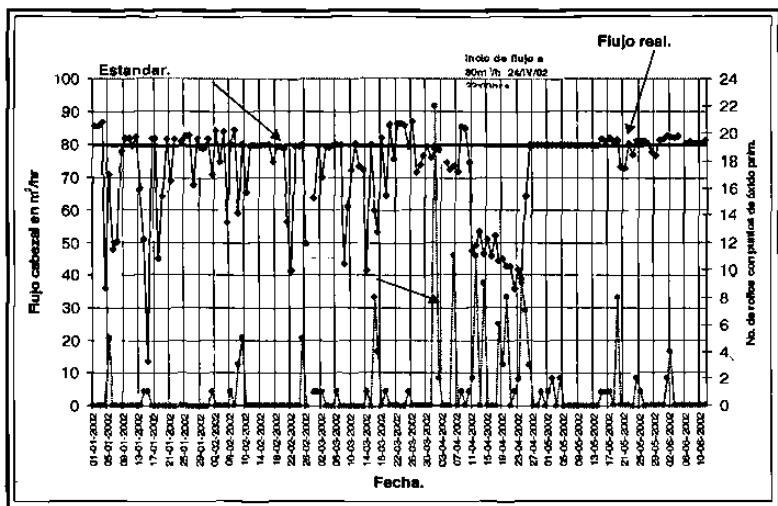


Figura 10. Flujo del cabezal de salida del horno contra incidencia de rollos con óxido laminado en un período de producción de seis meses material observado en decapado.

5. Crecimiento de óxido en el horno y un comparativo con hornos convencionales.

Se presenta en esta sección las mediciones de la oxidación dentro del horno con cupones, junto con las predicciones del espesor del óxido con los modelos que se presentaron en la Tabla I. Existen en la literatura estudios de la cinética de oxidación con diferentes atmósferas en hornos de recalentamiento y diferentes aceros. Uno de los más completos relaciona varias atmósferas y genera, a partir de estas una regresión lineal [16]. Aquí, la temperatura influye fuertemente sobre la ganancia en peso, mientras que los niveles de O₂ libre en mucha menor proporción.

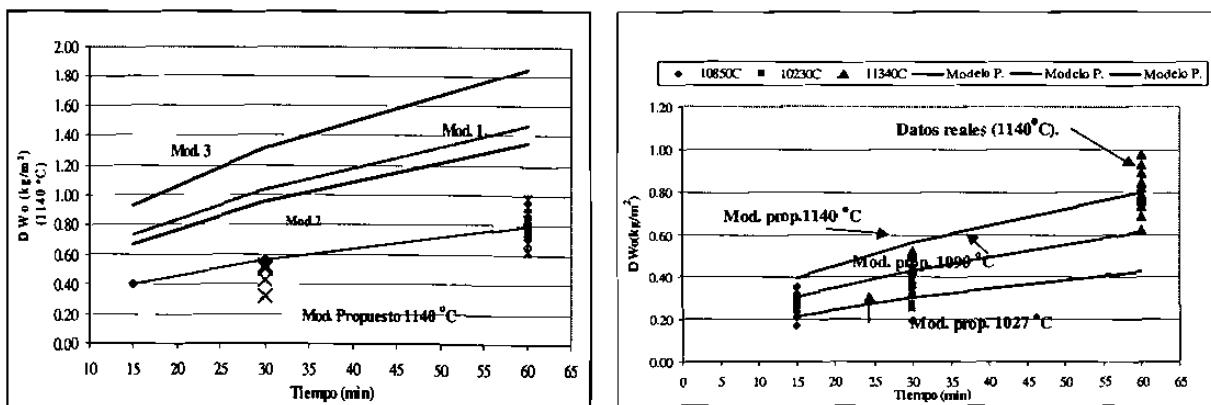
Para conocer los espesores de óxido en el horno túnel se realizaron una serie de mediciones con cupones de diferentes aceros, cortados en longitudes desde 40 a 60mm anchos de 20 a 30mm y espesores de 2 a 6 mm. Los cupones pesaron de 15 a 60g aproximadamente.

Los cupones debidamente marcados y etiquetados, fueron ingresadas al horno a diferentes tiempos y temperaturas, posteriormente fueron removidos del horno, decapados y nuevamente vuelto a pesar en una balanza analítica. Una descripción de las diferentes condiciones que se probaron, tiempo, temperatura y O₂ libre, así como la composición química de los aceros utilizados se muestra en la Tabla VI.

Los resultados de comparar la ganancia en peso de los modelos de la Tabla I y los datos reales se muestran en la Figura 11a, mientras que el comparativo de todos los datos reales de la ganancia en peso con el modelo propuestos, para temperaturas desde 1027 a 1140 °C y tiempos de 15 a 60 minutos se muestra en la Figura 11b, una información más completa se puede encontrar en otro trabajo [17].

Acero	Temp (°C)	O ₂ libre	Tiempo(s) min	Cant.	Acero	Temp (°C)	O ₂ libre	Tiempo(s) min	Cant.		
%C=0.05 %Mn=0.75 %Si=0.10 % Cu=0.08	1085	3.5	900	15	3	%C=0.05	1085	3.70	900	15	1
	1090	4.00	1800	30	3	%Mn=0.75	1090	3.70	900	15	2
	1090	3.70	900	15	3	%Si=0.10	1023	3.35	1800	30	3
	1020	3.25	1800	30	3	% Cu=0.08	1134	3.70	1800	30	3
	1145	2.50	3600	60	3						
% C=0.06 % Mn=0.10 % Si=0.10 % Cu=0.08	1085	3.80	900	15	3	%C=0.06	1090	3.50	900	15	3
	1027	3.50	1800	30	3	%Mn=0.15	1027	3.50	1800	30	3
	1141	3.70	3600	60	2	%Si=0.03	1141	3.70	3600	60	3
	1085	3.80	900	15	2	% Cu=0.08					
	1023	3.25	1800	30	3						
	1140	2.80	3600	60	2						
% C=0.05 % Mn=0.55 % Si=0.10 % Cu=0.15	1085	3.50	900	15	3	%C=0.22					
	1090	4.00	1800	30	3	%Mn=1.20					
	1140	2.80	3600	60	3	%Si=0.10					
						% Cu=0.08	1134	3.70	1800	30	3

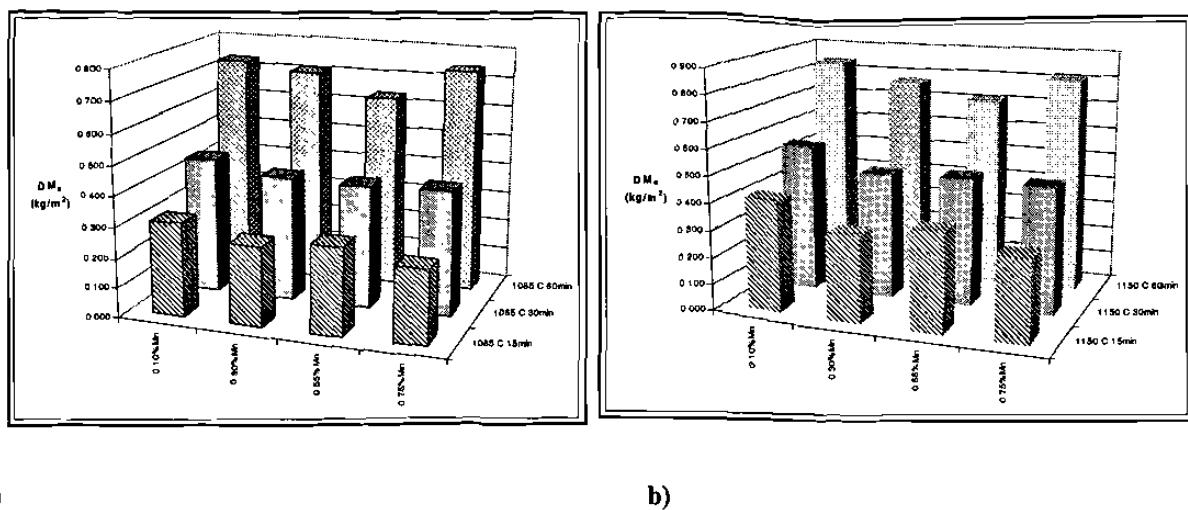
Tabla VI. *Condiciones de proceso y tipos de aceros probados dentro del horno túnel, para medición de la ganancia en peso.*



a)

Figura 11. a) Ganancia en peso del modelo propuesto y los de la tabla I a 1140 °C b) Modelo propuesto junto con todos los datos reales a temperaturas desde 1027 a 1140 °C y tiempos de 15 a 60 minutos.

En la Figura 12a, se presentan los resultados de las mediciones con cupones introducidos en el horno túnel aquí el Mn, ayudó a disminuir la oxidación a tiempos de 15 min, sin embargo, a 30 min, la oxidación para los cuatro aceros es similar, a 60 min, el acero con mayor Mn se oxidó más con, 0.7 a 0.75 kg/m² como máximo. El mismo efecto se presentó al incrementar la temperatura del horno a 1150 °C (Figura 12b), a 15 min el acero con 0.75% de Mn se oxidó menos, pero a 60 min, su oxidación fue mucho mayor, de entre 0.8 a 0.85 kg/m² como máximo.



a)

b)

Figura 12 a) Ganancia en peso a diferentes niveles de manganeso y tiempo dentro del horno a 1085 °C. b) a 1150 °C [17].

En la Figura 13 se observa que el C y el Mn influyen en la disminución de la oxidación, al comparar un acero con 0.22% C y 1.22% Mn calentado 30 minutos, junto con aceros de diferentes contenidos de Mn y bajo C, se observa una disminución en la ganancia en peso de alrededor de 30%, con altos carbonos, lo que coincide con algunos otros estudios [18].

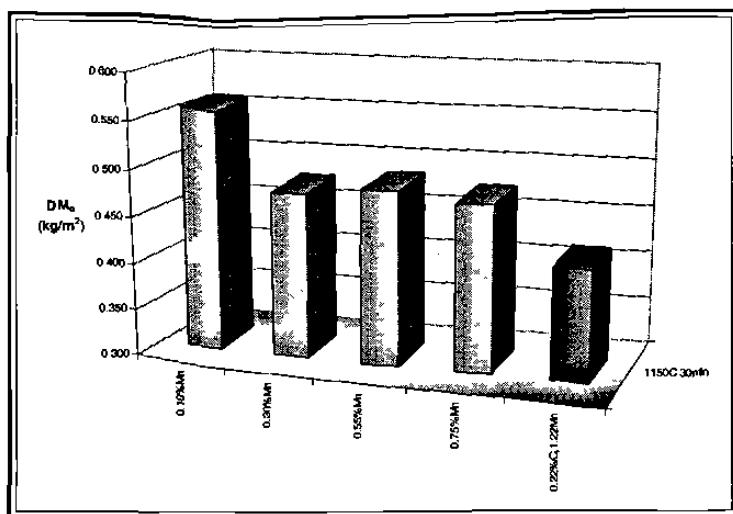


Figura 13. Comparación de la ganancia en peso de un acero de medio y bajo carbono con diferente Mn, con 30 min dentro del horno a 1150 °C.

6. Análisis de los planchones antes de entrar al horno túnel, pruebas en el laboratorio y en campo al agregar polvo de molde a planchones.

6.1 Análisis de los planchones antes de entrar al horno túnel.

En base a la caracterización de muestras con óxido incrustado se procedió a cortar una muestra de planchón antes de que este ingresase al descascarado para tratar de ver los elementos que se observaron en la cinta con óxido incrustado, a este planchón se le realizaron algunos cortes transversales siendo analizados por microscopía óptica y electrónica.

Los estudios por microscopía electrónica en trozos de planchón cortados detectaron la presencia de residuos de silicio, calcio, magnesio y aluminio en su superficie. En la Figura 14 se muestra un análisis de los residuos en la superficie del planchón analizados por MEB.

En la parte superior del poro se observa, en la primera columna la presencia de silicio de forma dispersa en toda su superficie, al igual que el carbono y el magnesio, en la segunda columna el aluminio se ve agrupado mientras que el calcio al igual que el silicio y el magnesio se encuentran de forma muy dispersa en toda la muestra.

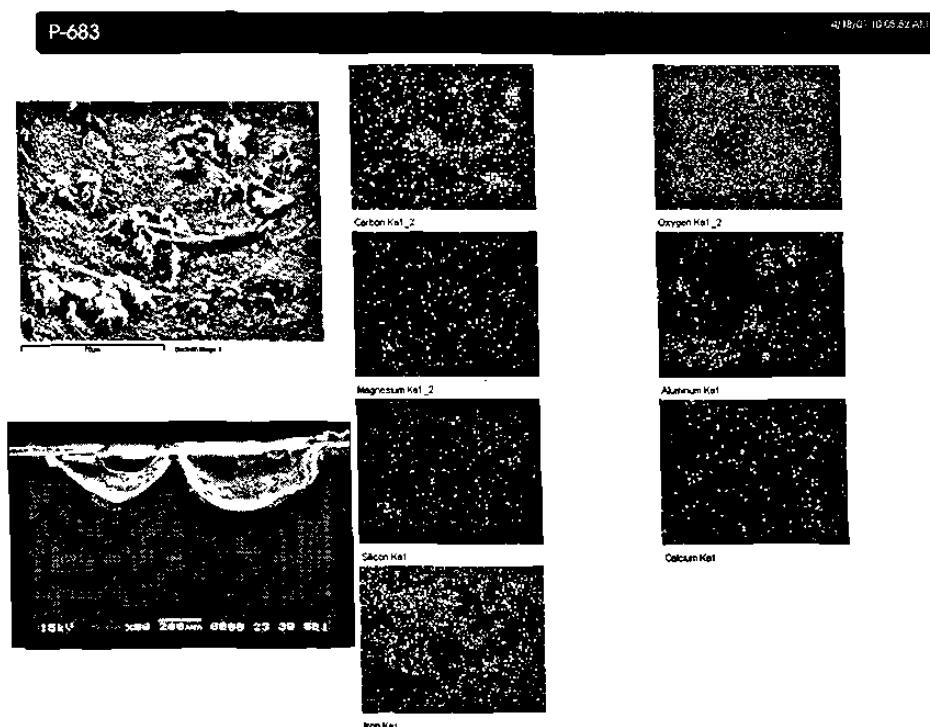


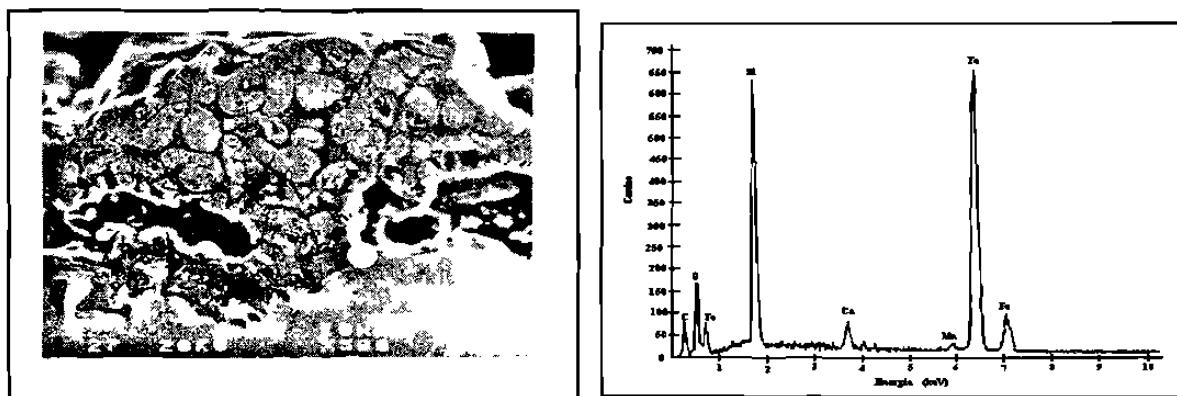
Figura 14. Distribución de los elementos presentes en un poro de un planchón antes de entrar al horno [17].

6.2. Pruebas en laboratorio agregando polvo de molde en la superficie del planchón.

Los resultados presentados en la sección anterior revelan ciertas cantidades de elementos como Si, Ca y Mg entre otros, sobre la superficie de la lámina, uno de las principales fuentes de

estos elementos en el planchón antes de entrar al horno es el polvo que se utiliza para lubricar las paredes del molde de la colada y que evita que el acero se adhiera. La composición de este polvo es de 30 a 35% de SiO_2 , 31 a 33% de $\text{CaO}+\text{MgO}$, 3 a 4% de Al_2O_3 , 11 a 15% de $\text{Na}_2\text{O}+\text{K}_2\text{O}$, 6 a 8% de F y 3 a 5% de C entre otros en menores cantidades.

Se trató de reproducir la reacción química entre el planchón y el polvo del molde, al someter varias muestras de lámina a 900, 1000 y 1250 °C en un horno mufla por 30 min [13,19]. La Figura 15 muestra un aspecto general de la microestructura en la interfase de reacción entre el polvo del molde y el acero, como resultado de la reacción química de forma irregular, se observan penetraciones pronunciadas hacia el interior del acero, el espectrograma de la Figura 15b es el análisis en el punto marcado de la Figura 15a, dónde se observa un enriquecimiento considerable de silicio y calcio además de óxido de hierro, lo que lo adhiere fuertemente al planchón.



a)

Figura 15 a) Microestructura en la interfase metal polvo de molde a 500x al calentar un cupón de acero en mufla a alta temperatura [13,19] **b)** Composición química por MEB de las pruebas con polvo de molde en laboratorio en el punto indicado en la Figura 15a.

6.3. Resultados de la adición de polvo de molde a la entrada del horno túnel.

Con los resultados de laboratorio de la reacción polvo de molde acero, se procedió a realizar pruebas en el horno túnel. El procedimiento para estas pruebas consistió en agregar de forma sistemática polvo de molde en la parte final de los planchones al entrar a la zona del horno y posteriormente ser observado en la zona de inspección. Una vista del defecto provocado por agregar polvo de molde al planchón en el horno se muestra en la Figura 16 en la parte inferior, se observa una mancha roja, en la parte central de la cinta de forma continua de esta figura.

Se procedió a caracterizar las muestras por microscopía óptica y electrónica, los resultados se muestran en la parte superior y derecha de esta misma Figura 16. La Figura 17 es una vista transversal por microscopía óptica del polvo de molde incrustado, y en la parte superior y a la derecha es una vista a mayor amplificación en la interfase polvo de molde acero mostrándose un mapa de los elementos presentes, con una alta concentración de silicio, calcio y aluminio en la interfase polvo de molde acero.

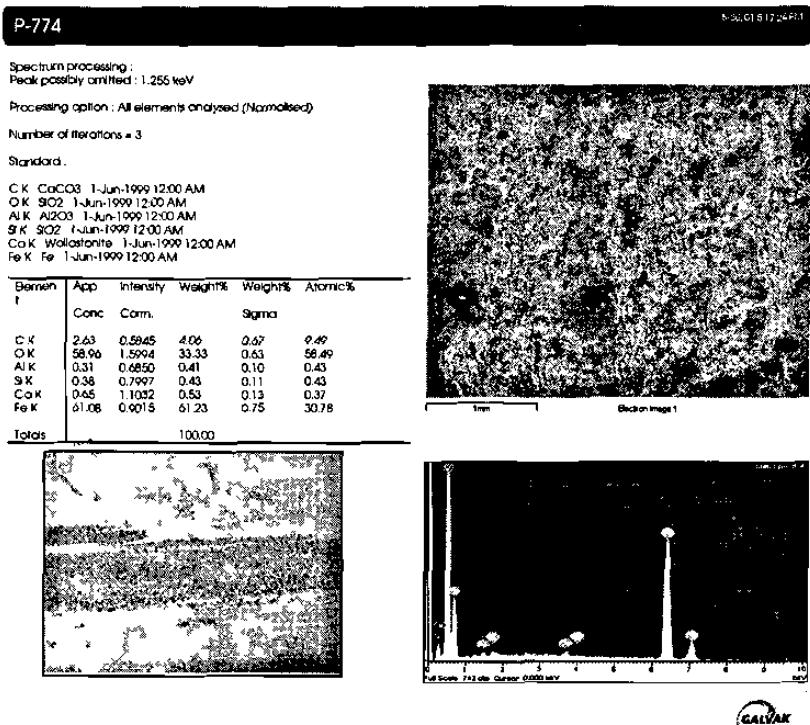


Figura 16. Muestra al agregar polvo de molde sobre la superficie del planchón antes de entrar al horno, tomada a la salida del laminador y vista macro de la cinta [17].

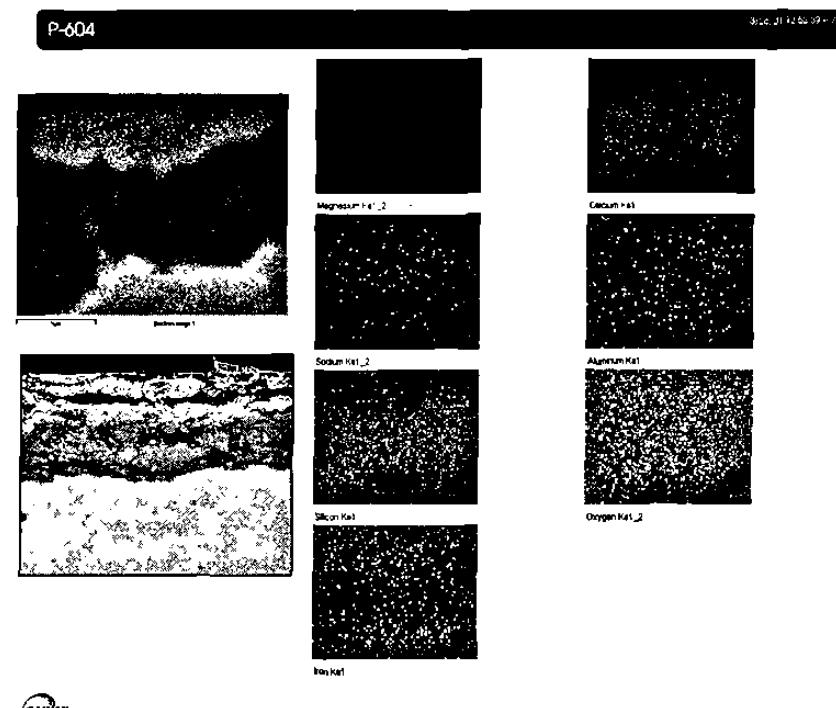


Figura 17. Mapa de la composición química en la interfase metal polvo de molde, [Figura 16], y una vista transversal del defecto en la parte inferior izquierda [17].

Comentarios adicionales.

Es importante mencionar que aunque los factores anteriormente expuestos fueron determinantes en la disminución drástica del óxido primario laminado, las acciones tomadas para eliminar este problema no fueron las únicas. Se enfocó, además, a mejorar las condiciones del descascarado, sus caracoles, boquillas y filtros, se limpió la tubería del agua utilizada para descascarar, se modificaron algunas condiciones al horno, obteniendo una menor variación en los niveles de O₂ libre, se cambiaron los rodillos del horno con algún problema en sus ruedas, o que pudiera ser causa de algún defecto en la superficie del planchón por la cara inferior y, finalmente, se robusteció el cabezal de enfriamiento con agua inmediatamente a la salida del horno túnel.

Por el lado de proceso, se disminuyó significativamente la temperatura, los tiempos y la oscilación de los planchones dentro del horno, se estableció una rutina de inspección de la condición de los rodillos del horno, se aumentó el número de bombas de descascarado en algunos productos críticos, al cabezal inmediatamente a la salida del horno se le estableció un flujo mínimo para su operación con un registro y monitoreo del flujo rollo a rollo, todo esto en su conjunto disminuyó drásticamente los problemas de óxido laminado en los rollos producidos en la planta compacta de HYLSA S.A. de C.V.

Conclusiones.

- 1) Los tres modelos para la predicción del crecimiento del óxido y el propuesto predicen de forma adecuada los espesores de óxido en la zona del horno túnel.
- 2) El efecto combinado del tiempo y la temperatura en el horno túnel fueron determinantes en la aparición o no del óxido laminado en la cinta decapada por la cara superior. Por la cara inferior, el tener los planchones oscilando, o cuando algún rodillo esté botado o atorado o con un exceso de cascarilla adherida, la posibilidad de tener óxido incrustado en la cinta se incrementa.
- 3) El cabezal de enfriamiento inmediatamente a la salida del horno túnel fue importante en la disminución drástica de los rollos con óxido laminado, al enfriar el óxido que sale del horno túnel antes de que el planchón ingrese al descascarado, ayudando a remover el óxido en forma más eficiente.
- 4) Los espesores de óxido medidos y predichos en el horno túnel para tiempos y temperaturas de proceso típicas, oscilaron de entre 0.14 a 0.4 mm como máximo, los resultados de las mediciones con cupones dentro del horno y las mediciones de la merma así lo confirman.
- 5) Las pruebas realizadas en el laboratorio confirman la reacción química que se sucede en el horno, dado que el polvo de molde produce un fuerte anclaje del óxido primario sobre el planchón.

- 6) Las mediciones por microscopía electrónica del óxido incrustado revelan elementos exógenos al acero, tales como Si y Ca principalmente causantes directos de la fuerte adherencia del óxido primario sobre la superficie de los planchones y después en la cinta ya laminada.
- 7) Las pruebas de adicionar polvo de molde sobre el planchón a la entrada del horno, indicaron que el polvo no fue eliminado eficientemente por el descascarado. Sin embargo, no fue posible reproducir la morfología, se observaron sólo manchas obscuras y grises, que posteriormente por microscopía electrónica revelaron la presencia de Si y Ca principalmente.

Agradecimientos.

Este trabajo a sido gracias a la colaboración y apoyo de todas las áreas de HYLSA, principalmente a la subdirección acerías molinos, producción, mantenimiento y procesos, así como de algunos laboratorios externos, gracias a esto fue posible entender y disminuir de forma por demás importante los problemas de óxido primario en la cinta laminada en la planta compacta de HYLSA S.A. de C.V.

Referencias.

- [1] Rune Bredesen y Per Kofstad, "On the oxidation of Iron in CO₂-Co Gas Mixtures: I scale Morphology and Reaction Kinetics", Oxidation of Metals, Vol 34, no 5/6 1990, pp. 361-378.
- [2] Paidassi, "Oxidation of Iron in Air Between 700°C and 1250°C". Mem. Sci. Rev. Met. Vol.54, 1957 pp.569.
- [3] G.J. Yurek, J.P. Hirth y R.A. Rapp, "The Formation of Two Phase Layered Scales on Pure Metals", Oxidation of Metals, Vol.8, no 5 1974, pp.256-281.
- [4] Tomoki Fukagawa, Hikawa Okada y Yasuhiro Maehara. "Mechanism of Red Scale Defect Formation in Si-Added Hot-Rolled Steel Sheets". ISIJ International, Vol. 34 (1994). No.11.
- [5] T.Kato, M.Kawamoto y T.Watanabe, Tetsu-tohagene, Vol. 82, 1996, pp 564-568.
- [6] H. Okada, T. Fukagawa, H. Ishihara, A. Okamoto, M. Azuma y Y. Matsuda. "Prevention of Red Scale Formation During Hot Rolling of Steels". ISIJ, International Vol. 35 (1995), p 39.
- [7] N.B. Pilling y R.E. Bedworth "The Oxidation of Metals at High Temperatures" Journal, Institute of Metals, Vol. 29, 1923, pp 529-591.
- [8] J.S. Sheasby, W.E. Boggs, y E.T. Turkdogan. "Scale growth on Steels at 1200°C: rationale of rate and morphology". Metal Science Vol. 18 March 1984. Pp.127-136.
- [9] E.T. Turkdogan, y R.J. Fruehan, "Fundamental of Iron and Steelmaking" Chapter 2 pp. 13-28. Steelmaking and Refining Volume.

- [10] L.Himmel, R.F. Mehl, y C.E. Birchenall. "Self Diffusion of Iron in Iron Oxides and the Wagner Theory of Oxidation". Transactions AIME, June 1953, Journal of Metals, pp 827-843.
- [11] P. Kofstad, "Oxidation Mechanisms for Pure Metals in Single Oxidant Gases" , High Temperature Corrosion, R.A. Rapp, Ed., National Association of Corrosion Engineers, 1983, p 123-138.
- [12] H. Snop. "Examination of Scaling and descaling at The CSP-Process". Thesis, March 1996. SMS.Schloemann Siemag AG , Institut fur Werkstoffkunde.
- [13] A. Salinas R., E. Nava V., S. Rodríguez A, M. E. Rivas A, y F. Marquez T. "Efectos en la presencia de residuos de polvo de molde en la superficie de planchones tipo CSP sobre la condición superficial de lámina de acero de bajo carbono laminados en caliente". CINVESTAV Saltillo, julio 1999.
- [14] E.S. Pearson Maxine Merrington, Biometrika, Vol 32 (1941) p 300.
- [15] A. Salinas R. "Caracterización de cascarilla adherida a las ruedas del horno túnel de HYLSA-DAP". Reporte técnico CINVESTAV Saltillo-Hylsa, diciembre 2000.
- [16] N. Moore, P.Oldroyd, P. Lewis, M. Westacott "An Investigation of the formation, constitution and properties of scale formed in the reheating furnace and during the hot rolling process," Technical steel research, Mechanical Working (rolling mills) European Commission.
- [17] J. Ramírez, "Cinética de crecimiento, mecanismos de remoción y morfología del óxido de hierro en aceros laminados en una planta compacta de productos planos" Tesis Doctoral ha ser presentada.
- [18] K. Langer y H. Trenkler, BHM, Vol 110, 1965 pp 291-304.
- [19] J. Ramírez, "Reporte Interno HYLSA pruebas de laboratorio agregando polvo de molde al acero en la superficie de la lámina en mufla, enero 1999.

LISTADO DE FIGURAS

Figura.	Descripción	Pág.
Capítulo 1. Introducción.		
1.1.	Diagrama de las diferentes zonas de la planta compacta.	6
1.2.	Temperaturas en las diferentes zonas de la planta compacta desde el vaciado al enrollado.	6
1.3.	Zona del horno de arco eléctrico DANIELI.	7
1.4.	Zona de inicio de colado del acero líquido.	7
1.5.	Zona de colado antes de entrar al horno túnel.	8
1.6.	Zona de ambos hornos túnel.	8
1.7.	Zona del laminador en caliente de la planta compacta.	9
 Capítulo 2. Descripción del crecimiento y rompimiento del óxido a altas temperaturas.		
2.1.	Valores experimentales de los espesores relativos de óxido de Fe_3O_4 y Fe_2O_3 al aire a altas temperaturas.	38
2.2.	Diagrama de equilibrio entre las fases de hierro-oxígeno.	38
2.3.	Mecanismo de formación de la hematita por fractura del FeO durante el laminado.	39
2.4.	Diagrama de fases del $FeO-SiO_2$ con la fayalita en alrededor de 22% de SiO_2 .	39
2.5.	a) Difusión en las diferentes fronteras de las fases para óxidos de hierro b) Oxidación interna debido a cavidades o micro porosidades.	40
2.6.	Representación esquemática de los estados de oxidación del hierro.	40
2.7.	Relación de k_p con la temperatura en presencia de aire y oxígeno con y sin agua de datos experimentales.	41
2.8.	Razón de λ con los productos de la combustión con 94% de CH_4 en la mezcla aire gas.	41
2.9.	Ganancia en peso de la oxidación de hierro puro en O_2 a $1100^{\circ}C$, de	

Listado de Figuras	255
diversos autores.	42
2.10. Ganancia en peso para el acero 2, (Tabla 2.8) a diferentes atmósferas a 1200 °C.	42
2.11. a) Ganancia en peso a 920 °C para aceros con diferentes contenidos de carbono. b) Coeficientes de crecimiento del óxido contra la temperatura.	43
2.12. Diagrama esquemático de la reacción del silicio con el hierro, diferentes capas de óxido en un acero con 0.05 % de carbono y 0.25 % de silicio a 1177 °C.	43
2.13. a) Ganancia en peso a 1150 °C. e) Ganancia en peso a 1250 °C en una atmósfera seca.	44
2.14. b) Ganancia en peso a 1150 °C. f) Ganancia en peso a 1250 °C en una atmósfera húmeda.	44
2.15. Modelo de esfuerzos en el óxido al crecer en sus diferentes etapas.	45
2.16. Modo de falla del óxido, la integridad del óxido es mantenida en las áreas sombreadas.	45
Capítulo 3. Mecanismo de remoción del óxido por el descascarado.	
3.1. Diagrama esquemático del impacto, altura y ángulo de las boquillas sobre el planchón de un descascarado.	65
3.2. Erosión con el ángulo de impacto, para materiales dúctiles y frágiles.	65
3.3. Relación del impacto contra la presión a diferentes distancias planchón-boquilla.	66
3.4. Presión de impacto contra la distancia planchón-boquilla calculada a partir de la Ecuación 3.7.	66
3.5. Efecto del ángulo de incidencia del chorro sobre el enfriamiento del planchón.	67
3.6. Efecto del enfriamiento del planchón al incrementar la presión.	67
3.7. Impacto del agua sobre la superficie del planchón de la teoría de la gota.	68
3.8. Desempeño del descascarado de acuerdo a la teoría de la gota para a) acero bajo carbono calmado al aluminio, b) acero al silicio.	68
3.9. Desempeño del descascarado de acuerdo a la teoría de la gota, y pruebas de laboratorio de trabajos anteriores.	69
3.10. Efecto de variar el espesor del óxido sobre el planchón en su remoción	

Listado de Figuras	256
--------------------	-----

por el descascarado a dos temperaturas.	69
3.11. Efecto de la velocidad del chorro de agua graficado como $\sqrt{\Delta P}$ sobre la remoción del óxido variando el tiempo de exposición del planchón.	70
3.12. Vista longitudinal del descascarado de la planta compacta.	70
3.13. Distribución del impacto para los dos pares de cabezales del descascarado de la planta compacta.	71
3.14. Vista longitudinal del descascarado de un laminador convencional.	71
3.15. Vista transversal del cabezal de baja presión a la salida del horno túnel.	72

Capítulo 4. Crecimiento del óxido durante la laminación en caliente.

4.1. Predicción de los espesores de óxido a la entrada del primer laminador de una planta compacta en ambas caras del planchón.	88
4.2. Reducciones entre castillos en función del espesor final de la cinta.	88
4.3. Mecanismo de deformación y crecimiento del óxido al ser laminado.	89
4.4. Principales mecanismos de transferencia de calor en la laminación en caliente.	89
4.5. Simulación de la pérdida de la temperatura por el descascarado de la planta compacta.	90
4.6. Curva esfuerzo deformación para un acero medio carbono (%C=0.18, %Mn=0.86, %Si=0.16).	90
4.7. Curva esfuerzo deformación para un acero al silicio (%C=0.06, %Mn=1.5,%Si=0.25).	91

Capítulo 5. Experimentación.

5.1. Dibujo esquemático de la posición de los cupones de una sección transversal del horno túnel.	100
---	-----

Capítulo 6. Resultados.

6.1. Pruebas industriales para producir óxido laminado.	109
6.1.1. Manchas en la superficie de la cinta al utilizar cinco bombas de alta presión.	108

6.1.2. Lámina proveniente de la prueba en que se agregó cascarilla a la entrada del primer castillo.	108
6.1.3. Marcas tipo A (menor intensidad) en el planchón a diferentes posiciones del horno por lado, operador (O) Centro operador (CO), Centro motriz (CM) y Motriz (M).	109
6.1.4. Tiempo y temperatura dentro del horno de rollos vistos en decapado por la cara inferior con y sin óxido laminado.	109
6.2. Medición y predicción del óxido en la planta compacta.	
6.2.1. Variación de la temperatura en la superficie del planchón entre el colado y el horno túnel al variar la velocidad de colado.	121
6.2.2. Variación de la temperatura de entrada a los hornos túnel contra la velocidad de colado.	121
6.2.3. Temperaturas en tres zonas diferentes, en función de la velocidad de vaciado en toda una secuencia de producción en metros.	122
6.2.4. Perfil de temperatura en función de la distancia de colado con datos reales y la Ecuación 7.2.1, para una velocidad de 5 m/min.	122
6.2.5. Ganancia en peso predicha por los tres modelos en la zona de colado y la propuesta, para velocidades de colado de 1 a 6 m/min.	123
6.2.6. Ganancia en peso en aceros con diferentes niveles de manganeso y tiempo dentro del horno túnel a 1085 °C.	123
6.2.7. Ganancia en peso en aceros con diferentes niveles de manganeso y tiempo dentro del horno túnel a 1150 °C.	124
6.2.8. Comparación de la ganancia en peso de un acero de medio carbono y aceros bajo carbono (barras azules con 0.06% C) con diferente manganeso, medidos en el horno túnel.	124
6.2.9. Ganancia en peso para 2% de O ₂ a 1060 °C, en otra planta compacta y la de este estudio, datos reales a 1085 °C y 3.2% de O ₂ .	125
6.2.10. Ganancia en peso para 4% de O ₂ a 1150 °C, en otra planta compacta y	

la de este estudio, datos reales a 1134 °C, 30 min y 1150 °C a 60 min con 4% de O ₂ ambos.	125
6.2.11. Ganancia en peso de un horno convencional sección 2.10.1, con los datos reales de la planta compacta a 1085 °C, y 3.6% de O ₂ libre.	126
6.2.12. Ganancia en peso de un horno convencional sección 2.10.1, con los de la planta a 1130 °C y 3.6% de O ₂ libre.	126
6.2.13. Ganancia en peso con 2% de O ₂ a 1085 °C, sección 2.10.2 y datos reales.	127
6.2.14. Ganancia en peso sección 2.10.2., con 4% de O ₂ a 1150 °C, y datos reales.	127
6.2.15. Ganancia en peso sección 2.10.3, mínima y máxima a 1085 °C, junto con las mediciones reales a diferentes tiempos.	128
6.2.16. Ganancia en peso sección 2.10.3, mínima, máxima y el modelo propuesto a 1150 °C, junto con mediciones reales.	128
6.2.17. Espesor de óxido secundario en función del espesor final de la cinta, medido a temperatura ambiente.	129
6.2.18. Espesores de óxido a la salida del sexto castillo contra el espesor de la cinta datos reales y predichos.	129
6.2.19. Predicción de los espesores del óxido secundario a diferentes temperaturas de enrollado y espesores finales de cinta de 1, 5 y 9 mm de acuerdo con el modelo propuesto.	130
6.2.20. Espesores predichos de óxido secundario en ambas caras del planchón a la entrada del primer castillo y una temperatura de 1150 °C de salida del horno según el modelo propuesto.	130
6.2.21. Velocidades de entrada al primer castillo, planta convencional (PC) y planta compacta (CSP), en función del espesor final de la cinta (h_{ent} espesor planchón en mm).	131
6.2.22. Tiempos en las diferentes zonas de una planta convencional (PC) y una compacta (CSP) hasta su enrollado, espesor final de cinta 1.5 mm, cara superior.	131
6.2.23. Predicciones del óxido secundario cara superior en ambos laminadores, espesor final de la cinta igual a 1.5 mm y 1050 °C de llegada al descascarado	

y 615 °C en el enrollado.	132
6.2.24. Predicción del óxido secundario cara superior y reducciones ambos laminadores espesor final de la cinta igual a 9 mm y 1050 °C de llegada al descascarado y 615 °C en el enrollado.	132
6.2.25. Predicción de la ruptura de la capa de óxido en los castillos 4 al 6 a a 1150 °C, planta compacta.	133
6.2.26. Predicción de la fractura del óxido en el sexto castillo, para un espesor final de la cinta de 1.5, 3 y 5 mm a 1050 °C, ambas plantas.	133
6.3. Medición y predicción de la ruptura del óxido por el descascarado.	
6.3.1. Velocidades de entrada al descascarar de planchones en rollos con óxido primario laminado (OP) y sin él (Sin OP), h_f de 2 a 2.4 mm, mismos tiempos y temperaturas en el horno túnel.	138
6.3.2. Cálculo de la fuerza en ambos cabezales (alta y baja presión) en función del calibre final de la cinta (h_f).	138
6.3.3. Variación del impacto sobre el planchón a diferentes distancias planchón boquilla, la línea vertical indica la posición actual de los cabezales.	139
6.3.4. Cálculo del impacto del agua sobre el planchón, cabezales de alta y baja presión en función del calibre final de la cinta (h_f).	139
6.3.5. Cantidad de agua y tiempo de contacto en función de h_f típicos hasta un espesor final de 7 mm.	140
6.3.6. Impacto contra cantidad de agua en rollos con óxido primario laminado (OP) y sin él (sin OP), espesor final de la cinta de 2 mm, en acero bajo carbono, ambos cabezales de descascarado.	140
6.3.7. Fuerza contra cantidad de agua en rollos con óxido primario laminado (OP) y sin él (Sin OP), espesor final de la cinta de 2 mm acero bajo carbono, ambos cabezales de descascarado.	141
6.3.8. Predicción de los esfuerzos térmicos en el óxido al descascarar con ambos cabezales en función del calibre final de la cinta.	141
6.3.9. Distribución porcentual de la temperatura de salida de planchones con y sin óxido primario vistos en la cinta en decapado, para un mismo producto.	142

6.3.10. Distribución porcentual de la cantidad de agua cabezal de alta presión en rollos con y sin óxido laminado para un mismo producto.	142
6.3.11. Distribución porcentual de la predicción del esfuerzo térmico aplicado por el cabezal de alta presión, en rollos con y sin óxido laminado, para un mismo producto.	143
6.3.12. Zona de remoción y no-remoción del óxido para aceros bajo carbono en la planta compacta y su comparativo con plantas convencionales para aceros bajo carbono y al silicio.	143
6.3.13. Valor de U y espesor predicho de óxido a la entrada al descascarado en el laminador convencional a 1050 °C.	144
6.3.14. Cálculo de los esfuerzos térmicos en el óxido por el descascarado en un laminador convencional a 1050 °C, en función del calibre final de la cinta.	144
6.3.15. Zona de remoción y no-remoción del óxido por el descascarado para aceros bajo carbono en ambas plantas, y un comparativo con aceros bajo carbono y al silicio de plantas convencionales.	145
6.3.16. Efectividad del descascarado en función de la cantidad de agua sobre el planchón.	145
6.4. Caracterización del óxido laminado.	151
6.4.1. Espesor de óxido secundario formado en la laminación en caliente (100x).	151
6.4.2. Microscopía electrónica de un óxido secundario (1000x).	151
6.4.3. Microscopía electrónica de un óxido primario vista transversal, con un espesor aproximado de 50 µm.	152
6.4.4. Vista superior del óxido primario sin decapar.	152
6.4.5. Vista superior del óxido primario decapado.	153
6.4.6. Fotografía del óxido primario decapado a menor intensidad que la Figura 6.4.5.	153
6.4.7. Fotografía del óxido primario después de ser laminado en frío.	154
6.4.8. Fotomicrografía por MEB, en zona del óxido A, y la zona libre B.	154
6.4.9. Misma zona que la Figura 6.4.8 a mayor amplificación (700x).	155
6.4.10. Zona del óxido a mayores amplificaciones (1400x).	155

6.4.11. Espectrogramas de las zonas A y B, de la Figura 6.4.10.	156
6.4.12. Zona analizada por MEB a 7000X de la Figura 6.4.10.	157
6.4.13a. Elementos presentes en la interfase de la zona 1 de la Figura 6.4.12.	157
6.4.13b. Elementos presentes en la interfase de la zona 2 de la Figura 6.4.12.	158
6.4.14. Fotomicrografía de un planchón tomado antes de entrar al horno túnel.	158
6.4.15. Distribución de los elementos presentes en un poro de un planchón antes de entrar al horno túnel.	159
6.4.16. Vista superior de los elementos presentes en el poro de un planchón.	159
6.4.17. Microestructura en la interfase metal polvo de molde a 500x al calentar un cupón de acero en mufla a alta temperatura (1100 °C, 30 min.).	160
6.4.18. Microestructura en la interfase metal polvo de molde en pruebas de laboratorio al calentar un cupón de acero a alta temperatura (1100 °C, 30 min.).	160
6.4.19. Composición química por MEB de las pruebas con polvo de molde en laboratorio en el punto indicado en la Figura 6.4.18.	161
6.4.20. Microestructura en la interfase metal polvo de molde en pruebas realizadas en la planta a 100 y 1000x (1050 °C, 30 min.).	161
6.4.21. Vista superior del polvo de molde adherido a la superficie en un cupón de acero en pruebas en la planta (1050 °C, 30 min.).	162
6.4.22. Vista del defecto provocado al agregar polvo de molde al planchón a la entrada del horno (1150 °C, 20 hr).	162
6.4.23. Muestra tomada a la salida del laminador a la que se le agregó polvo de molde sobre la superficie del planchón antes de entrar al horno vista superior.	163
6.4.24. Vista transversal del óxido con residuos de polvo de molde en la lámina agregado a la entrada del horno túnel (1100 °C, 20 hrs.).	163
6.4.25. Mapa de la composición química en la interfase metal polvo de molde, agregado a la entrada del horno 20 horas dentro de este.	164
6.4.26. Elementos presentes en el óxido sobre la superficie del rodillo.	164
6.4.27. Vista macro superior del óxido secundario en lámina decapada.	165
6.4.28. Vista con estereoscopio del óxido secundario después del primer pase en frío.	165

6.4.29. Vista con estereoscopio de la marca dejada por el óxido secundario después del segundo pase en frío, no se observan puntos de óxido.	166
6.4.30. Espectro de la composición química del óxido secundario (Fig. 6.4.27).	166
6.4.31. Vista superior de lámina al agregar cascarilla y posteriormente ser laminada por el primer castillo.	167

Capítulo 7. Discusión.

7.1. Cantidad de óxidos incrustados en función de la temperatura a dos intervalos de tiempo en el horno 11 a 15 y 17 a 23, min los puntos corresponden a observaciones en línea.	191
7.2. Cantidad de óxidos incrustados en función del tiempo dentro del horno, a tres temperaturas 1050, 1085 y 1150 °C, los datos corresponden a observaciones en línea.	191
7.3. Cantidad de marcas de varios planchones por la cara inferior, rodillo 0 a la entrada del horno y 200 a la salida.	192
7.4. Fracción defectuosa de rollos con óxido laminado en la cara inferior y el tiempo dentro del carro de transferencia (Zona 5), ambos hornos en un período de seis meses.	192
7.5. Predicción del rompimiento del óxido en la zona de colado hasta su llegada al horno túnel.	193
7.6. Curvas de energía libre contra temperatura para la reacción de formación de fayalita (FeO/Fe_2SiO_4) a partir de Fe o FeO y SiO_2 .	193
7.7. Efecto del flujo del cabezal de salida del horno contra incidencia de rollos con óxido primario por día en porciento en un período de producción de cinco meses.	194
7.8. Espesores de óxido predichos a la salida del horno túnel de rollos con y sin óxido laminado en la cinta vistos en decapado en función del calibre final de la cinta.	194
7.9. Relación tiempo y temperatura dentro del horno túnel para la aparición de óxido primario en la cinta en base a observaciones en campo, (datos reales de rollos) con y sin óxido primario.	195
7.10. Condiciones actuales de proceso en producto decapado automotriz (2.5 a 6 mm en acero bajo carbono).	195

LISTADO DE TABLAS

Tabla	Descripción	Pág.
Capítulo 2. Descripción del crecimiento y rompimiento del óxido a altas temperaturas.		
2.1.	Principales propiedades termo físicas del óxido de hierro.	46
2.2.	Relaciones PB para los principales óxido de hierro a temperatura ambiente (20°C).	46
2.3.	Valores de la difusión y las energías de activación a diferentes temperaturas en los óxidos de hierro.	46
2.4.	Coeficientes de crecimiento parabólico K_p y λ de la teoría de Wagner para la oxidación de hierro puro.	46
2.5.	Relación de exceso de aire y de oxígeno libre dentro del horno túnel.	47
2.6.	Principales características de la formación del óxido de pruebas isotérmicas a 1100°C y 60 minutos para hierro puro en O_2 .	47
2.7.	Tipos de atmósferas en hornos de recalentamiento (%).	47
2.8.	Ánálisis químico (% en peso) de los aceros estudiados en un horno convencional.	48
2.9.	Coeficientes de crecimiento del óxido en varias atmósferas y aceros de acuerdo a resultados experimentales.	48
2.10.	Coeficientes de crecimiento parabólico para diferentes óxidos.	49
2.11.	Valores de k para dos niveles de O_2 dentro de un horno túnel, en una planta compacta.	49
2.12.	Composición química (%peso) de los aceros variando el contenido de silicio, aluminio y titanio reportados en referencia.	49
Capítulo 3. Mecanismo de remoción del óxido por el descascarado.		
3.1.	Valores de K_b y x para diferentes tipos de boquillas, calculados a partir de la Ecuación 3.7.	72
3.2.	Parámetros de las bombas de descascarado de la planta compacta.	72
3.3.	Parámetros principales del descascarado de los cabezales de alta y baja	

presión de la planta compacta.	73
3.4. Resumen de las principales características geométricas y de proceso del descascarado de la planta compacta.	73
3.5. Resumen de las características de los descascarados de un laminador convencional.	74
3.6. Resumen de las características principales del cabezal de baja presión a la salida del horno túnel.	74

Capítulo 4. Crecimiento del óxido durante la laminación en caliente.

4.1. Principales datos técnicos del laminador compacto.	91
4.2. Razón de pérdida de temperatura por radiación de diversos autores.	92
4.3. Pérdida de la temperatura debido al contacto planchón rodillo.	92
4.4. Incremento en la temperatura debido a la reducción de un planchón por los rodillos de laminación de diversos autores.	93
4.5. Composición química para el cálculo de Q_q , para diferentes aceros.	93

Capítulo 5. Experimentación.

5.1. Aceros utilizados y las condiciones de proceso en el horno túnel.	101
5.2. Resumen de las pruebas variando la temperatura en el horno túnel.	101
5.3. Resumen de las pruebas a la salida horno túnel y el descascarado.	101
5.4. Resumen de las pruebas agregando cascarilla y polvo de molde al planchón.	102
5.5. Composición química de los tres tipos diferentes de polvo de molde utilizados en el colado del acero.	102
5.6. Muestras analizadas para medición del óxido secundario del laminador compacto (E,A y En son las temperaturas de entrada, acabado y enrollado respectivamente).	103

Capítulo 6. Resultados.

6.1.1. Piezas calentadas a dos temperaturas dentro del horno, óxidos laminados en la cara superior del rollo. Observaciones en decapado en un acero con 0.06%C, 0.45%Mn, 0.025% Al y 0.015%Nb.	110
--	-----

6.1.2. Prueba de hipótesis tipo <i>t</i> para las observaciones en decapado de la Tabla 6.1.1 considerando solo al observador 1 (el observador 2 sus medias son prácticamente iguales).	110
6.1.3. Efecto del tiempo y la temperatura dentro del horno sobre la cantidad de óxidos laminados observados en el rollo decapado, acero con 0.06%C, 0.75%Mn, 0.025% Al y 0.015%Nb (% en peso).	111
6.1.4. Prueba de hipótesis tipo <i>t</i> para la cantidad de óxidos laminados en los rollos observados en decapado a dos temperaturas y tiempos de la Tabla 6.1.3.	111
6.1.5. Cantidad de óxidos laminados vistos en el rollo decapado considerando dos temperaturas de horno y una sola máquina de colada funcionando, acero con 0.06%C, 0.3%Mn y 0.025% Al (%en peso).	112
6.1.6. Prueba de hipótesis tipo <i>t</i> a dos temperaturas con el tiempo de las piezas en el horno constante, de la Tabla 6.1.5.	112
6.1.7. Cantidad de óxidos laminados con la condición de un solo horno a 1150 °C, acero con 0.06%C, 0.3%Mn y 0.025%Al (%en peso).	113
6.1.8. Óxidos laminados sobre las piezas al usar y no el cabezal de enfriamiento a la salida del horno, (Óxidos vistos en rollo decapado), acero con 0.06%C, 0.03%Mn, y 0.025% Al (%en peso).	114
6.1.9. Prueba de hipótesis tipo <i>t</i> , con la misma temperatura abriendo y cerrando el cabezal a la salida del horno de la Tabla 6.1.8.	114
6.1.10. Cantidad de óxidos laminados en función del número de bombas de alta presión utilizadas, acero con 0.06% C, 0.3%Mn y 0.025%Al (% en peso).	115
6.1.11. Cantidad de óxidos laminados vistos por la cara superior de la cinta decapada, acero con 0.06% C, 0.75% Mn, 0.025%Al y 0.020% Nb (% en peso).	115
6.3.1. Valores de a_o para aceros de bajo carbono de la planta compacta.	146
6.3.2. Resultados del calculo de la fuerza para un laminador convencional.	146
6.3.3. Nomenclatura y su respectivo análisis químico de acero HYLSA.	146
6.4.1. Cantidades relativas de óxidos de hierro en la cascarilla adherida a los rodillos del horno túnel.	167

LISTADO DE SÍMBOLOS

A

a_0	Factor que depende del tipo de boquilla utilizada.
A	Área de una cierta superficie oxidada.
A_o	Constante igual a 0.0157 para una temperatura mayor a 775 °C. y constante igual a 0.007 para una temperatura menor a 775 °C
A_c	Área de contacto entre el metal y los rodillos.
A_{ch}	Ancho del chorro de agua en m.
Aire	Flujo de aire m^3/hr (real).
A_m	Constante para el cálculo de la k.
A_{pl}	Ancho del planchón.
A_r	Área del planchón sujeta a radiación.

B

b	Constante igual a 0.0064.
b_a	Constante igual a -0.37.
b_{agua}	Longitud de contacto del agua.
b_c	Constante igual a 0.0090 para una temperatura menor a 775 °C.
B	Factor cercano a 4.

C

c	Capacidad calorífica de la lámina a ser deformada.
c_i	Concentración molar por cm^3 .
C	Constante.
C_m	Concentración de oxígeno en la interfase metal óxido.
C_o	Concentración inicial a cualquier distancia x.
C_x	Concentración a un tiempo t a una distancia x de la superficie.

D

d_{FeO}	Espesor del óxido.
d_{FeOred}	Espesor del óxido reducido al salir del castillo.
d_{FeOM}	Espesor del óxido entre castillos.
$d_{FeOc}(\mu m)$	Espesor de óxido crítico para que ocurra la falla en el óxido.
d_m	Espesor del metal.
D	Coeficiente de difusión (Ley de Fick).
d_1 y d_2	Espesor inicial y final del acero.
d_o	Tamaño de grano a la entrada del primer castillo.
D_b	Coeficiente que depende de la boquilla que se utilice al descascarar.
D_o	Factor de frecuencia para la difusión.

E

E_m	Módulo de Young del metal.
E_{ox}	Módulo de Young del óxido.
E_{ox}^0	Módulo de Young del óxido a temperatura ambiente.

F

F	Fuerza en newtons.
F_{aire}	Flujo de aire suministrado.
F_c	Constante igual a 750, factor de conversión de unidades de kg/m^2 a micrones.
F_{gas}	Flujo de gas suministrado.
F_B	Constante igual a 8868 en $^{\circ}\text{K}$.

G

G_a	Flujo de agua que sale de la boquilla.
Gas	Flujo de gas m^3/hr (real).

H

h_c	Coeficiente de convección.
h_{cte}	Constante igual a $-4 \times 10^{-4} \text{ } ^{\circ}\text{C}^{-1}$.
h_i	Espesor de salida de la cinta al i ésimo castillo.
h_{i-1}	Espesor de entrada de la cinta al castillo $i-1$.
H	Distancia boquilla planchón.
H_2	Distancia del cabezal al planchón medido de forma vertical en m.

J

j	Impacto del agua.
J	Flujo que difunde en una sección.
J_i	Flujo de los iones metálicos.

K

k	Coeficiente de crecimiento del óxido.
k_b	Constante que depende del tipo de boquilla.
k_i	Coeficiente de crecimiento del óxido de forma lineal en función de k_{oi} y k_{vi}
k_{oi}, vi	Coeficientes para generar una regresión lineal constante y calcular el crecimiento del óxido.
k_p	Coeficiente de crecimiento parabólico.
k_{po}	Coeficiente de crecimiento del óxido para una atmósfera industrial.
K	Conductividad térmica de la superficie externa del planchón.

L

l	Superficie plana de longitud l .
L_{airegas}	Peso molar del aire entre peso molar del metano (real).
L_{min}	Peso molar del aire entre peso molar del metano (sin unidades).

M

M_{Fe}	Peso atómico del hierro.
M_{o}	Peso atómico del oxígeno.
M_{ox}	Peso atómico del óxido.

P

p_{n}	Presión de la boquilla a la salida del orificio en N/m^2 .
P_{a}	Presión del sistema completo del descascarado en bar.
P_{B}	Relación de Pilling-Bedworth.

Q

q_{agua}	Cantidad de calor que transfiere el planchón al agua.
q_{c}	Calor ganado por el rodillo o perdido por el cuerpo en contacto con el rodillo.
Q	Energía de activación para la difusión.
Q_{a}	Flujo del agua del sistema completo del descascarado.
Q_{q}	Energía de activación en función del análisis químico.
Q_{v}	Flujo volumétrico m^3/s .

R

r_i	Reducción en el i ésimo castillo.
R	Constante de los gases.
R_{ad}	Radio del sustrato o espesor donde hubo pérdida del óxido.
R_{int}	Radio del área en la interfase donde ocurre un desprendimiento del óxido.
R_t	Radio del rodillo de trabajo en el laminador.

S

s	Coeficiente de Stefan Boltzmann.
-----	----------------------------------

T

t	Tiempo s, min.
t_a	Tiempo de contacto del agua sobre la superficie del planchón.
t_e	Tiempo de contacto rodillo planchón.
T	Temperatura absoluta.
T_a	Temperatura del agua.
T_i	Temperatura de entrada al i ésimo castillo.
T_o	Temperatura ambiente.

T_{ox} Temperatura del óxido en grados centígrados.
T_s Temperatura superficial en grados centígrados del planchón.

U
u_i Velocidad de arrastre (promedio).
U Cantidad de agua que recibe una cierta área del planchón.

V
v_a Volumen de la pieza enfriada por agua.
v_{boq} Velocidad de salida del agua en la boquilla.
v_p Velocidad del planchón.
v_r Volumen de la pieza enfriada por radiación.
V_a Volumen del agua que cae sobre el planchón y enfriarlo.
Vol_{Mx} Volumen total del óxido en moles.
Vol_{Me} Volumen del metal en moles.
Volmol Volumen molar (0.022413 m³/mol).

W
W Ganancia en peso.
W_{aire} Peso molar del aire.
W_{CH4} Peso molar del metano.
W_{O2} Peso molar del O₂.
W_{N2} Peso molar del N₂.
W_k Trabajo realizado por unidad de volumen para deformar el material.

X
x Factor que depende del tipo de boquilla y de la distancia.
x_o Concentración de oxígeno a una distancia x de la superficie.
X Longitud de la huella.
X_{ox} Crecimiento de la capa de óxido.

Y
y_n Diámetro del orificio de la boquilla en mm.
Y Espesor de la huella del agua debido a la boquilla.

Z
z Distancia desde el centro del cuerpo hacia la superficie enfriada.
z_c Constante igual a 0.978.
Z Parámetro de Zenner- Hollomon.

%Vol_{O2} Oxígeno libre en la atmósfera en porciento.

Simbología.

α	Difusividad térmica del material.
α_{ox}	Coeficiente de expansión térmica del óxido.
α_m	Coeficiente de expansión térmica del metal.
α_{ng}	Es el ángulo del chorro que depende del diseño de la boquilla.
α_r	Velocidad de pérdida de temperatura por radiación entre los castillos.
$\Delta\alpha$	Diferencia en los coeficientes de expansión térmica del metal y del óxido.
ΔT_c	Caída de temperatura crítica para la generación de la ruptura del óxido.
ΔT_a	Pérdida de temperatura debido al enfriamiento por el agua.
ΔT_{romp}	Caída de temperatura necesaria para producir una falla en el óxido.
ΔW	Ganancia en peso kg/m^2 .
Δh	Espesor de entrada menos el de salida del iésimo castillo.
ε_{apl}	Deformación aplicada al acero.
ε_c	Límite para la deformación en compresión elástica crítica para la fractura.
ε_{ox}	Fracción volumétrica de los poros en el óxido.
ε_{oxido}	Deformación en el óxido debido a una diferencia en la temperatura.
ε_p	Deformación en el pico.
ε_{vol}	Componente normal de la deformación volumétrica.
ε_v	Velocidad de deformación.
γ_F	Energía interfacial específica requerida para producir nuevas fracturas.
λ	Coeficiente de crecimiento parabólico en cm^2/s .
λ_{ag}	$L_{airegas}/L_{min}$.
ρ_a	Densidad del aire.
ρ_{Fe}	Densidad del hierro kg/cm^3 .
ρ_o	Densidad del oxígeno kg/cm^3 .
ρ_w	Densidad del agua.
σ_{ox}	Esfuerzo en el óxido al crecer.
σ_m	Esfuerzo mecánico en el metal.
σ_{media}	Resistencia a la deformación media para deformar la cinta.
$\sigma_{puntual}$	Esfuerzo a la cedencia del material a ser deformado puntual.
ν_{ox}	Razón de Poisson del óxido.
ν_m	Razón de Poisson del metal.
ξ	Fracción de agua que se impactó.
ξ_c	Fracción de agua efectiva sobre el planchón.
ζ	Emisividad.

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Jorge Ramírez Cuéllar.

Candidato para el Grado de Doctor en Ingeniería de Materiales

El M.C. Jorge Ramírez Cuéllar nació en la ciudad de Monterrey N.L. México el 18 de junio de 1965. Es hijo del Sr. José S. Ramírez Hernández y la Sra. Enedelia Cuéllar González. Realizó sus estudios de Licenciatura en la Facultad de Ciencias Físicos Matemáticas de la Universidad Autónoma de Nuevo León obteniendo el título de Licenciado en Física en 1988.

Posteriormente realizó estudios de maestría en la misma Universidad en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica obteniendo el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en 1993.

Desde 1993 a la fecha trabaja en la empresa HYLSA S.A. de C.V. en la Gerencia de Procesos Molinos Calientes como Ingeniero de Procesos.

