

UNIVERSIDAD NACIONAL DE INGENIERÍA

FACULTAD DE INGENIERÍA GEOLÓGICA MINERA Y METALÚRGICA

ESCUELA DE INGENIERÍA METALURGIA



**“FABRICACIÓN DE UN ACERO AL CARBONO PERITECTICO
(P Y S \leq 0.01%) EN HORNO DE ARCO ELÉCTRICO
TRIFÁSICO”**

TESIS

**PARA OPTAR EL TITULO PROFESIONAL DE
INGENIERO METALURGISTA**

**PRESENTADO POR
PAULO ENRIQUE RUIZ URPEQUE**

**Lima – Perú
2012**

DEDICATORIA

A mis hijos, a mi madre, hermanos y a Lenz mi amor

RESUMEN

Esta tesis se basa en el trabajo entregado por el Director de Desarrollo y Tecnología de Metalúrgica Peruana S.A. Ing. Y. Murayama para desarrollar una nueva ruta de procesamiento del acero de denominación MEPSA MA-5E en los hornos de arco eléctrico 1 y 2.

La razón de este trabajo es la presencia de piezas rajadas en operación, generando problemas: en la calidad de bolas, retrasos en la producción, mayor consumo de estas piezas por recambio, menor disponibilidad de los hornos de 6 Ton para procesar otras aleaciones, de salud al ejecutar el retiro de bolas fundidas en moldes que presentan este defecto provocando que el colaborador aplique mayor fuerza en posturas inadecuadas.

Para analizar las causas y solución se utiliza el ciclo de Deming (PDCA) y Metodología KAIZEN, concluyéndose que el defecto se presenta por Hot Shortness (Fragilidad en caliente) que se acentúa con los altos contenidos de P y S en el acero; los cuales generan zonas frágiles enriquecidas en estos elementos o compuestos de estos por segregación; con el segundo se busca que esta mejora no conlleve a inversiones en equipos especiales; está orientada al proceso de tal forma que el cambio tenga efectos positivos incluso en la ergonomía del trabajo. En Capítulo I se describe estas dos metodologías y la aplicación.

En el capítulo III se describe las influencias negativas de las piezas que fallan en servicio, exponiendo la metodología de trabajo de estas piezas así como las condiciones en servicio pasando por su tiempo de vida media de moldes de bolas en sus diferentes medida; la revisión bibliográfica se inicia en el Capítulo IV describiendo el diagrama Fe-C y la ubicación del acero en estudio, sus respectivas reacciones durante su solidificación; la reacción peritéctica es tratada fenomenológicamente así como los efectos de los distintos elementos aleantes del acero, debido al efecto del fósforo y azufre se detalla el hottear (rajadura en caliente) y hots hortness (fragilidad en caliente) cuyo procesos son responsables del casi el 100% de fallas; pasando a los efectos de elementos de aleación y parámetros operativos en la resistencia al hottear, procesos de eliminación de P y S, fundamentos teóricos de las propuestas de eliminación de cada uno.

En capítulo IV detallamos las pruebas, equipos, materiales utilizadas en el estudio, recopilación de datos y modificaciones durante las marchas de las pruebas, las variaciones realizadas al procedimiento actual; el análisis económico del nuevo proceso comparado en el actual, así como la ganancia hipotética alcanzada con los resultados iniciales de mejora ya obtenidos con el fin de determinar si el proceso es viable o no; se encuentran el Capítulo V. Los anexos constan de tablas de los datos de composición química de coladas, de escorias, porcentaje de desulfuración, grado de desulfuración consumo de ferroaleantes en ambos procesos, graficas $\% \Delta S$, grado de desulfuración (GD) vs. Xi (compuestos de la escoria) o ΣXi (Xi: componente de la escoria) que se utilizaron para el análisis de los efectos de la escoria en la desulfuración.

ÍNDICE

	Pág.
DEDICATORIA	2
RESUMEN	3
CAPITULO I – INTRODUCCIÓN	11
1.1 Ubicación y acceso	13
1.2 Herramientas de calidad utilizadas para determinación e implementación de mejora	14
1.2.1 Círculo de, Deming	14
1.2.1.1 Uso de la metodología PDCA	16
1.2.2 Metodología KAIZEN	18
1.2.2.1 Uso de la metodología KAIZEN	19
CAPITULO II - IMPACTO EN LA PRODUCCIÓN POR FALLA EN SERVICIO	21
2.1 Fallas en operación	21
CAPITULO III - REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	25
3.1 Diagrama de equilibrio Fe – C	25
3.1.1 Reacción peritética	27
3.1.2 Efectos de los elementos de aleación en la reacción peritética	30
3.2 Hot tear - hot shortness	37
3.2.1 Mecanismo de formación del hot tear – hot shortness	38

3.2.2	Efecto de los elementos de aleación y parámetros operativos en la resistencia al hottear	43
3.3	Fosforo y azufre en el acero	45
3.3.1	Fragilización del acero por fosforo y azufre	46
3.3.2	Proceso de eliminación del fosforo	51
3.3.2.1	Influencia de la escoria en la eliminación del fosforo	52
3.3.2.2	Escoria espumosa	56
3.3.3	Proceso de eliminación del azufre	63
3.3.3.1	Desoxidación del acero	69
3.3.3.2	Desulfuración	74
CAPITULO IV - MATERIAL A EVALUAR UTILIZADO EN LAS PRUEBAS, PROCEDIMIENTOS Y EXPERIMENTOS		84
4.1	Acero estudiado, materiales de carga y características del horno de arco eléctrico	85
4.2	Procedimiento de fabricación de acero	86
4.2.1	Procedimiento actual	87
4.2.2	Procedimiento modificado	89
4.2.3	Cálculo de adiciones de cal, carbón y ferroaleantes	91
4.2.4	Similitudes y diferencias entre ambos procesos	96
4.3	Experiencias y pruebas	97
4.3.1	Primera etapa de pruebas y toma muestras de escoria	97
4.3.2	Recopilación de datos y resultados obtenidos en pruebas	97
4.3.3	Observaciones realizadas en primera etapa de pruebas	98
4.3.4	Recalculo de adiciones por observaciones realizadas en primera etapa de pruebas	100
4.3.5	Segunda etapa de pruebas y tomas de muestra de escoria	101
4.3.6	Recopilación de datos y resultados obtenidos en segunda etapa de pruebas	101

CAPITULO V - ANÁLISIS ECONÓMICO	103
5.1 Análisis económico de ambos procesos	103
5.2 Análisis económico debido a la mejora en servicio de las piezas fabricadas con el nuevo procedimiento	105
CONCLUSIONES	107
BIBLIOGRAFÍA	110
ANEXOS	112
Anexo A - Composiciones químicas obtenidas durante el procesamiento del acero en cada una de las coladas	113
Anexo B - Analisis de escoria em Laboratórios de MEPSA y Brasil	122

ÍNDICE DE TABLAS

	Pág.
Tabla 1.1 - Tiempo de vida en servicio de moldes nuevos	23
Tabla 3.1 - Temperatura peritectica y parámetros de composición en acuerdo con las curvas en Figura 4.7	35
Tabla 4.1 - Especificación de composición química MEPSA	85
Tabla 4.2 - Materiales utilizados y sus composiciones químicas	85
Tabla 4.3 - Características de los hornos 1 y 2	86
Tabla 5.1 - Costos unitarios y totales de ambos procesos	104
Tabla 5.2 - Modificación de Tabla 5.1 con la mejora de 25%	105

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1.1- Circulo de Deming	15
Figura 1.2- Etapas de la fabricación de los moldes de bolas	17
Figura 1.3- KAIZEN	19

Figura 2.1-	Izquierda sistema alma-molde recibiendo el acero, derecha vista superior de la tornamesa	22
Figura 3.1-	Diagrama Fe-C, metaestable	26
Figura 3.2 -	Reacción peritectica (0.10% - 0.52%C) con el punto peritectico al 0.16%C	28
Figura 3.3 -	Crecimiento interdendritico de acero al carbono peritectico, se grafica la formación de las microfisuras entre los granos columnares como resultado de una tensión localizada transmitida por el sólido coherente aledaño. La caída de presión en el líquido interdendritico también se indica	29
Figura 3.4-	Representación esquemática de los limites de las fases en aceros de baja aleación como un pseudo sistema binario Fe-C	30
Figura 3.5-	Disminución lineal en el sólido, DT_0 liquido, DT_1 de las temperaturas a bajos contenidos de soluto en sistemas binarios Fe-X, relacionado con los cambios en las temperaturas peritecticas con respecto al sistema binario Fe-C	32
Figura 3.6-	Los cambios en el contenido de carbono peritectico de hierro delta y liquido relacionado con los cambios en las respectivas temperaturas peritecticas con respecto al sistema binario Fe-C	33
Figura 3.7 -	Interrelaciones entre temperatura peritectica y la variaciones en la composición	34
Figura 3.8-	Limite de fase en la región peritectica de las aleaciones Fe-C-X proyectada sobre el diagrama de composición	36
Figura 3.9-	Pieza fundida en un acero similar al estudiado que presenta el defecto del hottear (rajadura en caliente) luego de su desmoldeo encerrado en el circulo	37

Figura 3.10 – Bola de acero presentando rajadura (izquierda), fisuras más pequeñas reveladas (derecha)	38
Figura 3.11 – La relación crítica (%Mn/%S) como una función del contenido de azufre en el acero. Puntos experimentales	42
Figura 3.12 – contenidos estimados de C y Mn de aceros de fácil mecanizado (conteniendo 0,3%S, 200 ppm 0,50 ppm N y 4 ò 6 ppm H) para colada continua, libre de blow holes sub superficiales	42
Figura 3.13- Resistencia al hottear en dependencia del contenido de carbono, manganeso y temperatura de vaciado	43
Figura 3.14- Resistencia al hottear en función del contenido de S, Mn, Si y P	44
Figura 3.15 - Influencia del contenido de azufre y de manganeso en la resistencia al hottear	45
Figura 3.16 - Inclusiones MnS alargadas	49
Figura 3.17 - Se muestra micro segregaciones ínter dendríticas por la presencia de P y S	50
Figura 3.18- Dependencia entre el índice de desfosforización y la temperatura	53
Figura 3.19 - Dependencia entre el índice de desfosforización, de la basicidad de la escoria y el contenido de FeO a 1600°C. Las cifras en las curvas son valores del índice de desfosforización	53
Figura 3.20 - Variación del valor de $\text{Log}(\text{P}_2\text{O}_5)/[\text{P}]^2$ con la basicidad de la escoria $(\text{CaO})/[(\text{SiO}_2)+(\text{P}_2\text{O}_5)]$ y el contenido de FeO en la escoria a 1600°C. Las cifras en las curvas expresan la basicidad de la escoria	54
Figura 3.21- Influencia de los componentes del fundido sobre la actividad del azufre en el acero liquido	63

Figura 3.22- Influencia del grado de oxidación del metal sobre la desulfurización a) aumento del grado de desulfurización durante la inyección de la cal en el acero con la disminución del grado de oxidación del metal; b) la adsorción predominante de azufre para concentraciones bajas de oxígeno	64
Figura 3.23 - Influencia de la temperatura sobre el coeficiente de distribución del azufre L_s	66
Figura 3.24 - Distribución del azufre en función de la basicidad de la Escoria	67
Figura 3.25 - Fracciones reaccionantes de calcio y oxígeno en un acero semicalmado (75 ppm O) con inyección de alambre con centro de Ca-Si (30%Ca), se relaciona con la cantidad de Ca adicionado	72
Figura 3.26- Razón de distribución del azufre escoria/metal después de la desulfurización con escorias de cal saturada en $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ a $1600 \pm 15^\circ\text{C}$ con contenidos residuales en el acero sw 0,006 0,002%Al ó 0,03 0,01%Al son comparados con los valores de equilibrio	78
Figura 5.1 - Costos unitarios y totales de ambos procesos Proceso Modificado y Proceso Actual	103
Figura 5.2 – Visualización gráfica de las ganancias	104
Figura B01 - Porcentaje de desulfuración vs SiO_2	122
Figura B02 - Porcentaje de desulfuración vs %FeO	122
Figura B03 - Porcentaje de desulfuración vs Al_2O_3	123
Figura B04 - Porcentaje de desulfuración vs %CaO	123
Figura B05 - Porcentaje de desulfuración vs %MgO+FeO	124
Figura B06 - Porcentaje de desulfuración vs %MgO	124
Figura B07 - Porcentaje de desulfuración vs %FeO+%MnO+%Cr ₂ O ₃	125

Figura B08 - Grado de desulfuración vs. %SiO ₂	125
Figura B09 - Grado de desulfuración vs. %FeO	126
Figura B10 - Grado de desulfuración vs. %Al ₂ O ₃	126
Figura B11 - Grado de desulfuración vs. %CaO	127
Figura B12 - Grado de desulfuración vs. %MgO+%FeO	127
Figura B13 - Grado de desulfuración vs. MgO	128
Figura B14 - Grado de desulfuración vs. %FeO+%MnO+%Cr ₂ O ₃	128

CAPITULO I

INTRODUCCIÓN

En el presente trabajo se busca reducir los contenidos de elementos perjudiciales para el acero como lo son el fosforo y el azufre los cuales ocasiona fragilidad y disminuyen la resistencia al Hot tear (rajadura en caliente) por lo cual las piezas fabricadas en el acero estudiado presentan fallas en trabajo generando cambios de las mismas durante horas productividad o retrasos en el inicio de las operaciones por el mismo motivo trayendo consigo una disminución en la productividad perdiendo horas hombres en el proceso productivo de la U.P. Bolas.

Se tratara los efectos que tienen estos elementos nocivos para el acero y los mecanismos que lo dominan para pasar luego a la teoría que nos ayudara a eliminarlos del acero durante el proceso de fabricación del mismo, tanto las condiciones físicas y químicas así como las técnicas que darán como resultado contenidos de fosforo y azufre a los niveles requeridos.

Se detallaran las técnicas utilizadas para el proceso de desulfuración con mayor detenimiento debido a que con el procedimiento utilizado normalmente no se llega a los niveles deseados, pero sucede todo lo contrario con el fosforo el cual llega a los niveles requeridos con el método

normalmente usado, además que el azufre incide de mayor manera en la fragilidad en caliente durante el servicio de las piezas fabricadas con este acero.

Para este caso en particular se tomó la aleación MEPSA con denominación MA-5E, la cual se utiliza en la fabricación de moldes de bolas utilizados como molde permanente en la fabricación de bolas fundidas, por lo cual se busca aumentar su vida útil en trabajo ya que al presentarse el defecto estas piezas deberán ser cambiadas por otras en buen estado teniendo necesariamente que tomar tiempo productivo para esta labor.

Con este análisis se busca reducir la tendencia de rajaduras en caliente así como la fragilidad en caliente ya que muchas piezas presentan rajaduras en bruto de colada (as cast) o presentan el defecto en trabajo ya que los contenidos de fósforo y azufre son tales que se generan zonas ricas en contenidos de estos generando fragilidad, por el fenómeno conocido como segregación.

Al realizar un análisis del problema utilizando la metodología PDCA (ciclo de Deming) se determinó que estos elementos eran la principal causa del defecto por lo que solo se busca una nueva ruta de procedimiento para la fabricación de estos tipos de acero para reducir el contenido de estos elementos a niveles en donde su efecto sea mínimo, no se analizará los demás parámetros que ocasionan este defecto como son el sistema de colada de estas piezas, temperatura de vaciado ya que se extendería en demasía las variables del análisis.

Se utiliza la metodología KAIZEN para determinar la nueva ruta de fabricación utilizando materia prima e insumos con los que se cuenta normalmente en planta, es decir no se realiza ninguna inversión en traer materia prima, insumos o equipamiento nuevo para realizar esta mejora, solo se tratara de mejora los procesos de fabricación de acero, se busca conseguir las condiciones ideales para la obtención de este grado de acero sin tener que realizar grandes inversiones o variaciones dramáticas en el costo de estas coladas.

1.1 Ubicación y acceso

La empresa Metalúrgica Peruana S.A. se encuentra ubicada en Lima, distrito Cercado de Lima, es una fundición de hierro y acero, produce piezas de acero y de fierro fundido aleado así como bolas de acero para la industria minera.

Metalúrgica Peruana S.A. MEPSA fue constituida legalmente el 12 de mayo de 1960. En 1963 se inicia la construcción de la planta a cargo de la constructora Graña y Montero, en el antiguo campo de entrenamiento de la Guardia Civil.

El 1 de julio de 1964, MEPSA inicia operaciones. En aquel año, existían en el país diversas fundiciones de pequeña y mediana envergadura, sin embargo MEPSA fue la primera fundición de hierro de gran magnitud. Se implementaron grandes hornos de procedencia extranjera y el personal fue capacitado por ingenieros especialistas provenientes de Estados Unidos e Inglaterra.

Cuenta con 3 hornos de arco eléctrico trifásico Lectromelt, dos con capacidad de 6 Ton y uno de 18 Ton produciendo 800 ton de piezas fundidas y 5000 Ton de bolas de acero mensualmente.

1.2 Herramientas de calidad utilizadas para determinación e implementación de mejora

En el análisis del problema y su solución se hicieron uso de dos herramientas de gestión de calidad: círculo de Deming (PDCA) y la metodología KAIZEN que se detallan a continuación:

1.2.1 Círculo de Deming

El ciclo PDCA, también conocido como "Círculo de Deming o círculo de Gabo" (de Edwards Deming), es una estrategia de mejora continua de la calidad en cuatro pasos, basada en un concepto ideado por Walter A. Shewhart. También se denomina espiral de mejora continua. Es muy utilizado por los Sistemas de Gestión de Calidad (SGC).

Las siglas PDCA son el acrónimo de Plan, Do, Check, Act (Planificar, Hacer, Verificar, Actuar).

- A. PLAN (Planificar)
- B. DO (Hacer)
- C. CHECK (Verificar)
- D. ACT (Actuar)

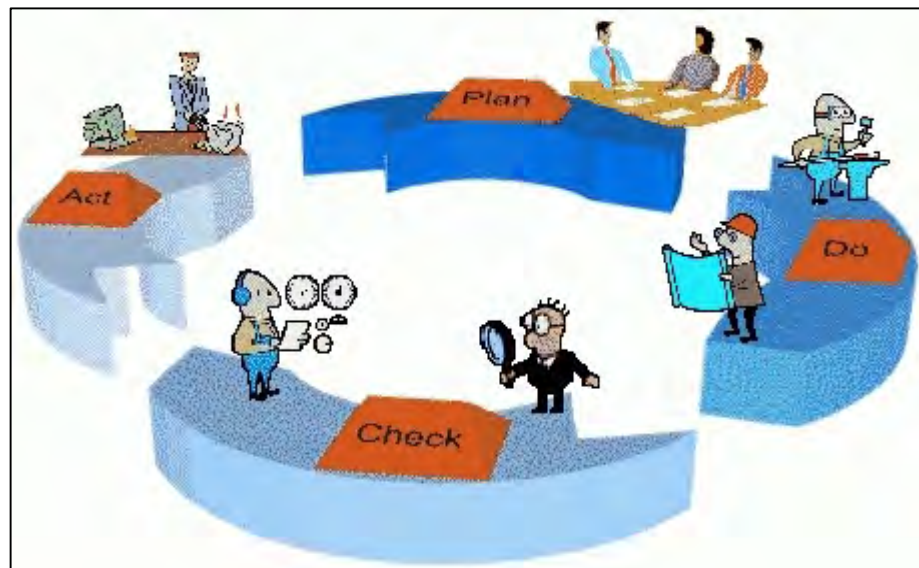


Figura 1.1–Círculo de Deming

A. PLAN (Planificar)

Establecer los objetivos y procesos necesarios para obtener los resultados de acuerdo con el resultado esperado. Al tomar como foco el resultado esperado, difiere de otras técnicas en las que el logro o la precisión de la especificación es también parte de la mejora.

1. Identificar proceso que se quiere mejorar
2. Recopilar datos para profundizar en el conocimiento del proceso
3. Análisis e interpretación de los datos
4. Establecer los objetivos de mejora
5. Las especificaciones de los resultados esperados
6. Definir los procesos necesarios para conseguir estos objetivos, verificando las especificaciones.

B. DO (Hacer)

Implementar los nuevos procesos. Si es posible, en una pequeña escala.

C. CHECK (Verificar)

Pasado un periodo de tiempo previsto de antemano, volver a recopilar datos de control y analizarlos, comparándolos con los objetivos y especificaciones iniciales, para evaluar si se ha producido la mejora

Monitorea la Implementación y Evalúa el plan de ejecución documentando las conclusiones.

D. ACT (Actuar)

En base a las conclusiones del paso anterior elegir una opción:

Si se han detectado errores parciales en el paso anterior, realizar un nuevo ciclo PDCA con nuevas mejoras.

Si no se han detectado errores relevantes, aplicar a gran escala las modificaciones de los procesos

Si se han detectado errores insalvables, abandonar las modificaciones de los procesos ofrece una Retro-alimentación y/o mejora en la Planificación.

1.2.1.1 Uso de la metodología PDCA

Objetivo: Conseguir una aleación base con bajo contenido de Azufre y Fosforo.

Meta: Reducir el porcentaje de azufre y fosforo menor a 0.01%

en la aleación base.

Método: Ciclo de Deming

Aplicamos 5W +2H

¿Qué? (What)? Fisura y desbocamiento por dilatación.

¿Por qué? (Why)?

¿Cómo? (How)? Intergranular

¿Quién? (Who)? Equipo de mejora de moldes de bola.

¿Dónde? (Where)? En Tornamesa

¿Cuándo? (When)? Después de 2 días de trabajo en Tornamesa

¿Cuánto? (How Much)? 5mm, 5% (tamaño de fisura)

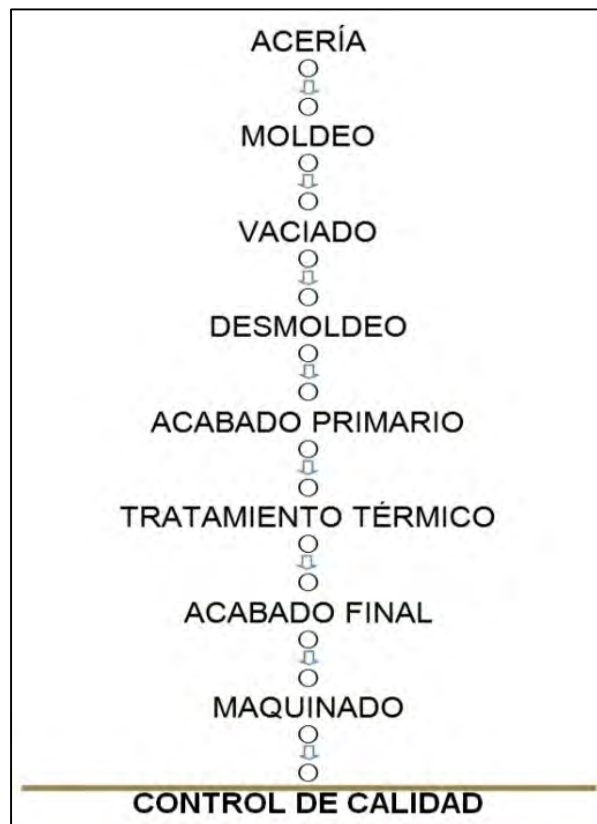


Figura 1.2 – Etapas de la fabricación de los moldes de bolas

1.2.2 Metodología KAIZEN

KAIZEN es una metodología sistemática que se ha desarrollado con el fin de ayudar a una organización a realizar avances significativos en la manera de dirigir los procesos. El principal objetivo consiste en garantizar que la compañía tenga procesos que se adapten a los requerimientos y necesidades de los clientes. Tiene su origen en Japón y proviene de dos ideogramas japoneses: **Kai** que significa cambio, y **Zen** que quiere decir para mejorar.

Es el producto de la suma de una variada serie de instrumentos, metodologías y herramientas, desarrollados a través del tiempo en numerosas empresas, las cuales se acentúan la necesidad de la mejora continua de los individuos en sus diferentes aspectos, como hombre, como ciudadano y como trabajador o empresario. Para desarrollar este cambio para la mejora es fundamental el trabajo en equipo, el desarrollo óptimo de las relaciones humanas y la inteligencia colectiva. En un mundo de elevado nivel de competitividad cada empresa debe lograr que sus integrantes trabajen en equipo para lograr luchar juntos en la búsqueda de los escasos recursos. La inteligencia colectiva es la confluencia de conocimientos, experiencias y decisiones del conjunto de individuos que conforman la organización como un todo. Para esto es fundamental no solamente elevar al máximo la calidad en los sistemas de comunicación interna de la empresa sino desarrollar y fomentar la capacidad de escuchar activamente entre sus miembros.

Ya no es aceptable el trabajo funcional o sectorizado, sin interrelación entre los diversos actores. La ingeniería concurrente ha surgido como formas para superar esas viejas limitaciones que sin embargo siguen subsistiendo en muchas empresas.

"Si hacemos lo que siempre hemos hecho, no llegaremos más allá de donde siempre hemos llegado"



Figura 1.3 – KAIZEN

1.2.2.1 Uso de la metodología KAIZEN

Debido a esto en el área de Acería se decide realizar el cambio en el proceso de fabricación sin realizar grandes inversiones en equipamiento, solo se utilizan materiales existentes en la planta que es la base de la metodología KAIZEN que está enfocada en el proceso.

La única modificación en la instalación del horno de arco eléctrico es la colocación de un DAMPER el cual es un dispositivo que

abre y cierra una compuerta del sistema de extracción de humos primarios para eliminar el ingreso del aire del medio ambiente y con eso se evita la re oxidación del acero luego del desescoriado, el cual fue instalado inicialmente para evitar el mismo efecto en los acero al manganeso tipo Hadfield.

CAPITULO II

IMPACTO EN LA PRODUCCIÓN POR FALLA EN SERVICIO

2.1 Fallas en operación

Las piezas fabricadas en el acero en estudio son moldes permanentes de bolas que trabajan en un sistema de fundición tipo DISAMATIC en el cual una parte del molde es permanente fabricado de acero y la otra parte del molde es de un molde de arena colapsable llamado en nuestro caso alma de bola el cual es renovable, los cuales se unen y en la cavidad interior formada se introduce el acero para fabricar bolas para molienda de mineral.

Estos moldes permanentes se encuentran expuestos a esfuerzos mecánicos de compresión por los brazos mecánicos que se juntan para cerrar el sistema molde alma y por la dilatación de la arena del molde colapsable o alma producto del intercambio de calor con el metal fundido, sufre un choque térmico brusco debido a que la parte posterior del molde (zona en la que no está en contacto con el acero fundido) es enfriada con un chorro de agua la cual se encuentra entre 20°C - 30°C.

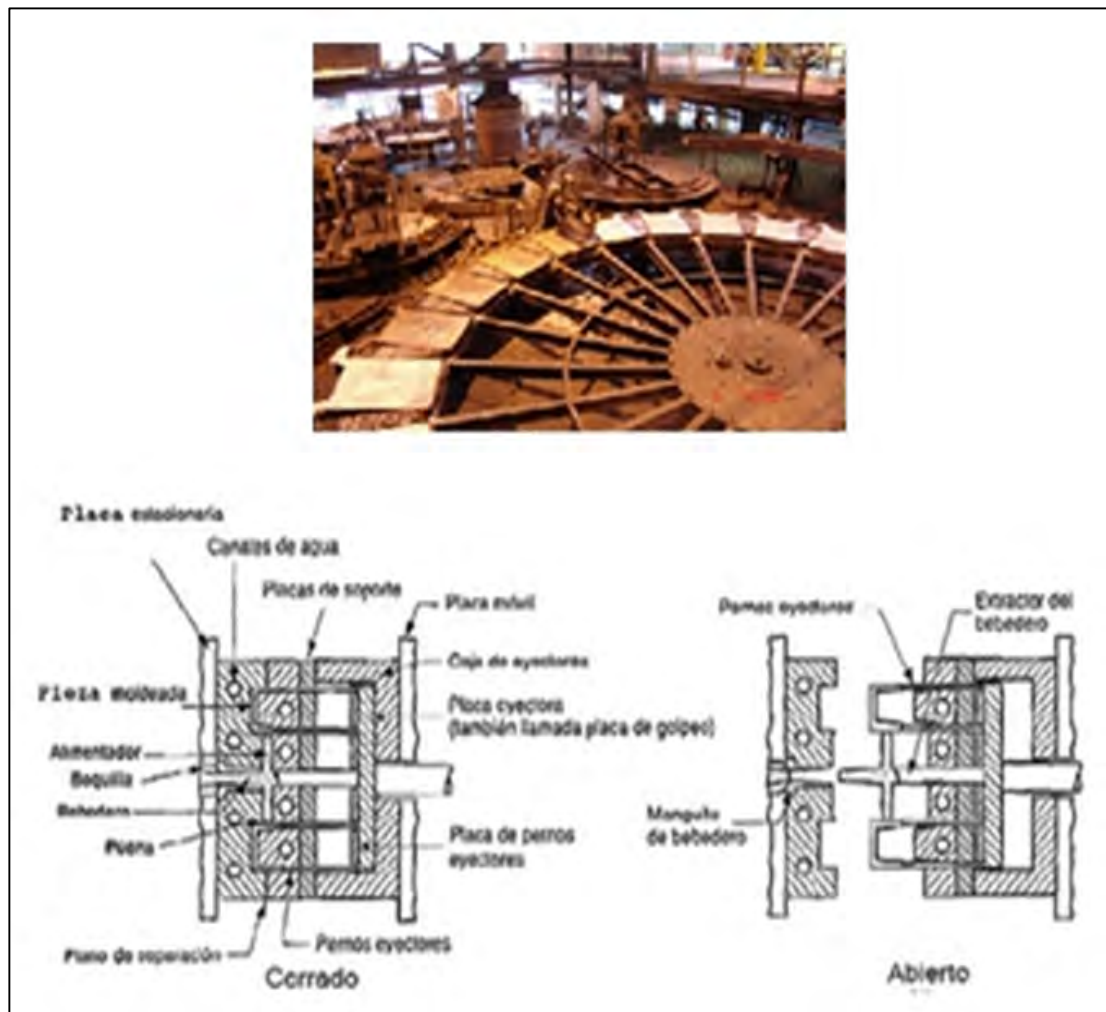


Figura 2.1 – Arriba vista superior de la tornamesa, abajo sistema alma-molde recibiendo el acero

Estas condiciones se puede decir que son cíclicas ya que la rueda sobre la que van montado el sistema molde alma conocido como tornamesa gira con una revolución definida para cada medida de bola a fabricar por lo cual cada cierta cantidad de minutos un mismo molde se encontrara expuesto a las mismas condiciones físicas de trabajo con lo que también se podría sugerir la presencia de fatiga térmica esto solo se menciona y no será caso de estudio.

Debido a estas condiciones de trabajo se presentan defectos en las

piezas después de 2 a 5 días de haber trabajado casi en la totalidad de estas como se muestra en la Tabla 1.1.

Tabla 1.1 - Tiempo de vida en servicio de moldes nuevos

Medida	Días	Coladas Vacías
1 1/2"	2 1/2	38
2"	3	45
2 1/2"	3	45
3"	5	75
3 1/2"	5	75

por lo cual se busca ampliar el tiempo en el cual se presenta el defecto y/o reducirlo a niveles manejables en el cual no perjudique la producción de la U.P. Bolas a causa de piezas defectuosas que tiene que ser cambiadas en algunas oportunidades en horario productivo (días con hora punta) y en otros el cambio se realiza al finalizar la jornada de trabajo (en la hora punta) pero en estos casos la hora de reinicio de operaciones se retrasa por demora en el recambio de estas piezas con lo que se debe paralizar o retrasar las labores en el horno de arco eléctrico 5, disminuyendo la cantidad de acero tratado, y con esto por ende disminuyendo el tonelaje de bola fundida, el tiempo que lleva cambiar un brazo de la tornamesa que contiene 4 molde es de 7' a 8' o lo que es lo mismo cada molde demora en su cambio 1'45" a 2' por lo cual en un cambio total de moldes que serían 40 brazos a 4 moldes cada uno dan un total de 160 tendríamos que el tiempo que se toma en cambiar todos los moldes es de:

$$160 \times 1'45" = 280' \text{ ó } 4.67 \text{ hs} \quad \text{en su defecto } 160 \times 2' = 320' \text{ ó } 5.33 \text{ hs}$$

Con lo cual el tiempo de cambio de moldes se prolonga en campañas

largas con lo cual la pérdida en producción es de 4 horas con un tap to tap del horno de fusión de 75' perdemos 4 coladas es decir 44 Ton de bola neta buena.

En una primera medición con moldes fabricados con el nuevo procedimiento se encontró que la performance de estos mejoro en un 25%, es decir dura en promedio un día más de trabajo con lo cual se reducen los cambios de moldes en una misma campaña, además de tener una menor demanda de estos moldes aumentando la productividad de la UP Piezas, siendo solo cambiados en los casos en que se realiza cambio de medida total en la tornamesa por razones de producción.

CAPITULO III

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

3.1 Diagrama de equilibrio Fe - C

Las aleaciones de Fe y C-aceros y fundiciones- son las aleaciones metálicas más importantes de la técnica moderna ya que supera en volumen de producción a todos los demás metales juntos.

Se le da el nombre de acero a las aleaciones hierro carbono si tienen menos de 2% de C y mayor a este contenido se les denomina fundiciones como se muestra en la Figura 3.1 en la cual se muestra la parte útil del diagrama hierro-carbono de acuerdo a su composición, la aleación hierro-carbono se dividen, usualmente, en tres categorías:

1. **Hierros**, en los que el contenido de carbono es muy bajo y su efecto sobre las propiedades ordinarias es despreciable.
2. **Aceros**, cuyo contenido de carbono es importante. Usualmente se encuentra en el intervalo de 0,1 a 1,5% con un valor máximo de 2,0%.
3. **Fierros fundidos**, en las que el contenido de carbono es tal que haga que se solidifique parte del líquido en la composición eutéctica. El contenido mínimo de carbono es, por lo tanto, de

aproximadamente 2%, mientras que el máximo práctico es de, aproximadamente 4,5%.

De este grafico también podemos determinar que conceptualmente, el acero al carbono están clasificados en:

Acero al bajo carbono = %C varía entre 0,001% hasta 0,30%

Acero de medio carbono = %C varía de 0,30% a 0,60%

Acero de alto carbono = %C varía desde 0,60 hasta 1,00%

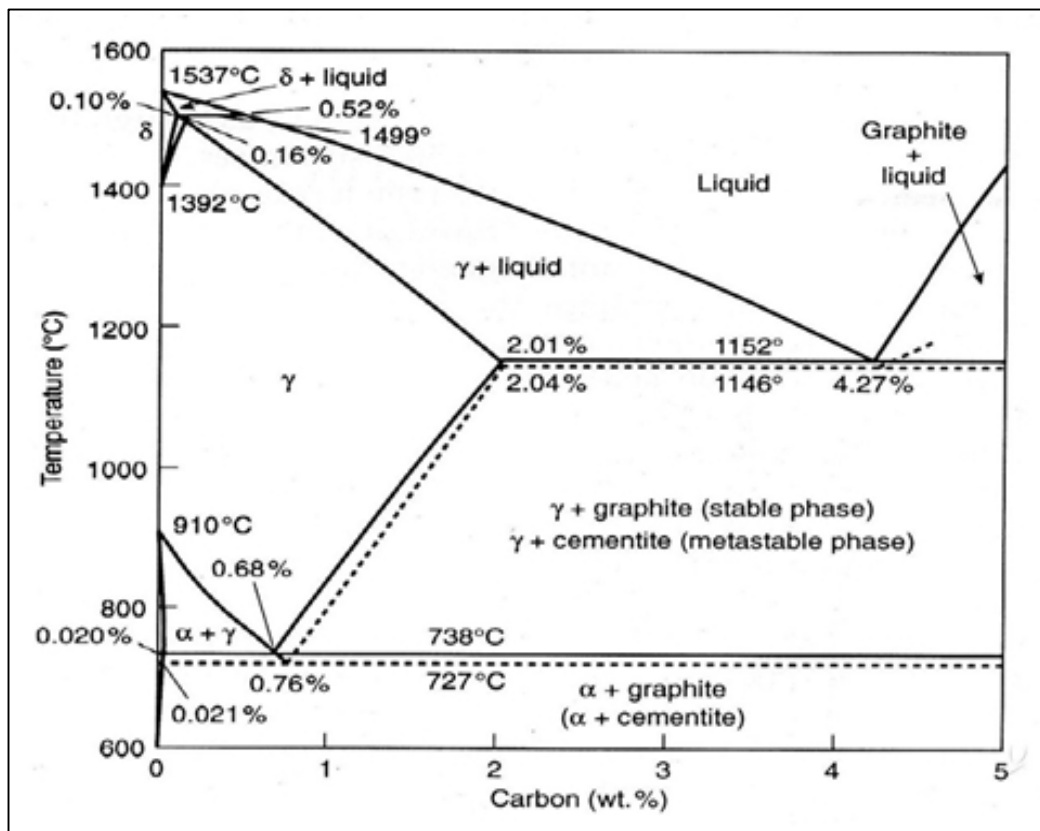


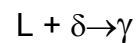
Figura 3.1 – Diagrama Fe-C, metaestable [7] pág. 101

El acero en estudio tiene 0,20% - 0,30% de C por lo que es un acero al bajo carbono, que es la zona izquierda del diagrama que en su parte superior se observa la reacción peritética.

3.1.1 Reacción peritética

Aunque las reacciones peritéticas forman parte de diagramas de tanta importancia comercial como son los diagramas hierro-carbono (acero) y cobre-zinc (latón), solamente existe unos pocos sistemas de menor importancia cuya solidificación se caracterice por un asola reacción peritética.

Un acero al carbono peritético (0,10% - 0,52%C), incluye el acero al carbono de bajo y medio carbono cuya reacción peritéticase presenta en su solidificación, es decir, la fase L_(líquido) + δ en fase sólida se transforma en una fase sólida γ . La fase sólida δ es una solución sólida de C en Fe $_{\delta}$, conocida como fase de ferrita δ y γ es una solución sólida de C en Fe γ conocida como austenita.



Esto se puede ver en el diagrama Fe-C, meta estable de la Figura 3.1, la reacción peritética corresponde a la reacción de la parte superior - izquierda de este diagrama, cuyos detalles pueden ser vistos en la Figura 3.2.

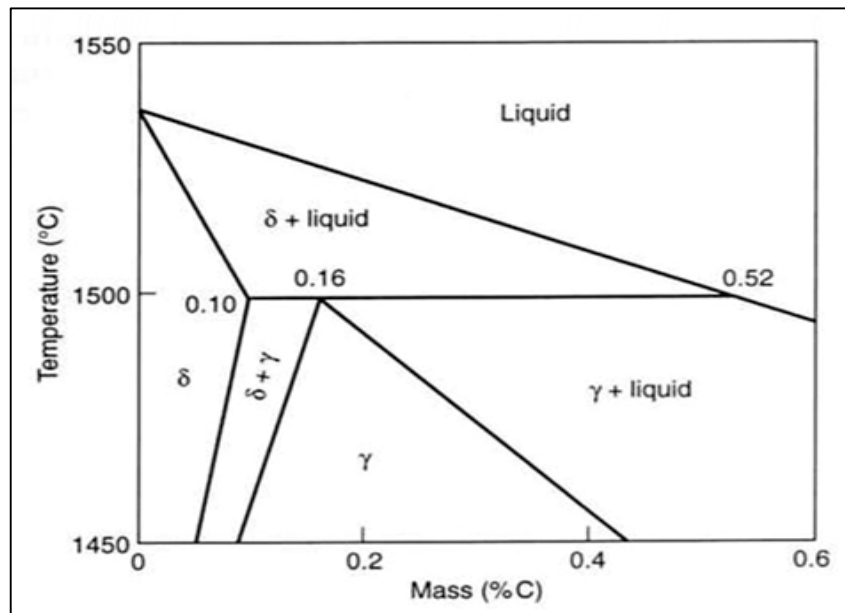


Figura 3.2 - Reacción peritética (0,10% - 0,52%C) con el punto peritético al 0,16%C – [7] Pág. 104

A medida que la temperatura disminuye en la región de dos fases, L + δ , el contenido de C de la fase δ aumenta y la cantidad de líquido residual aumenta. A la temperatura peritética de 1499°C, el hierro δ que contiene 0,10%C reacciona con el hierro líquido que contiene 0,52% de C para formar hierro γ con 0,16% C. La difracción de rayos X muestra que la ferrita δ con 0,10% de C, presenta una densidad de 7,89 g/cm³ y la austenita con 0,16% de C, presenta una densidad de 8,26 g/cm³. Por lo tanto, esta transformación de ferrita δ a austenita va acompañada de una contracción de volumen del 4,7%. Debido a esta contracción, habrá la formación de una "brecha" de aire entre la capa solidificada con la pared del molde. Este fenómeno de gap depende de la presión metalostática actuante en esta región. Es por esta reacción peritética que estos aceros son susceptibles al desarrollo de grietas en la superficie del fundido o muy próximo a

esta que en aquellos con un contenido de carbono más alto.

Es un acero extremadamente sensible a los microrechupes debido a la reacción peritética promoviendo la formación de micro fisuras. Hoy en día sabemos que depende de la presión metalostática ejercida sobre esta región en la reacción peritética. Esto se puede ver en la Figura 3.3.

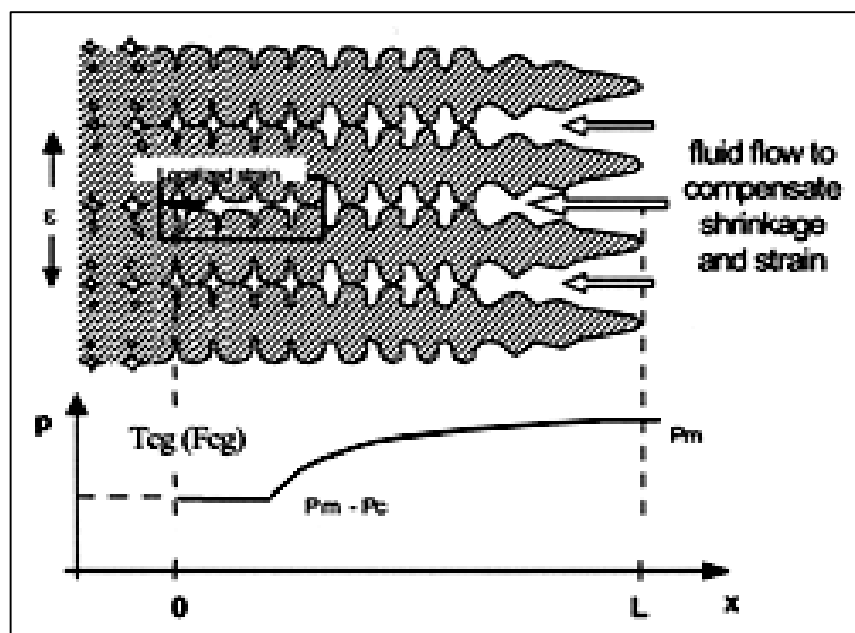


Figura 3.3 - Crecimiento interdendrítico de acero al carbono peritético, se grafica la formación de las microfisuras entre los granos columnares como resultado de una tensión localizada transmitida por el sólido coherente aledaño. La caída de presión en el líquido interdendrítico también se indica.

Como este fenómeno envuelve una formación de micro rechupe, este se torna aún más grave cuando está asociada la segregación de P y S, lo que hace que la región más importante en una pieza, la región que está por debajo de la mazarota o alimentador y lo es también en piezas de gran espesor. Es importante recordar que, los contenidos de P y S en esta región son mayores que los contenidos en la corrida del material, esto es debido a la segregación. También es susceptible

a la formación de micro fisuras ocasionadas por la presencia de micro porosidades de gas CO. Esto implica realizar una desoxidación del acero líquido lo más perfecta posible.

3.1.2 Efectos de los elementos de aleación en la reacción peritética

Efecto de elementos de aleación en la invariante peritética como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.4 para el ternario Fe-C-X, o los aceros de aleación de varios componentes, la reacción peritética se produce en un rango de temperatura y composición. A partir de los datos experimentales de las temperaturas líquido y sólido de aceros al carbono y equivalentes de temperatura de los elementos de aleación han sido evaluadas en tres investigaciones independientes.

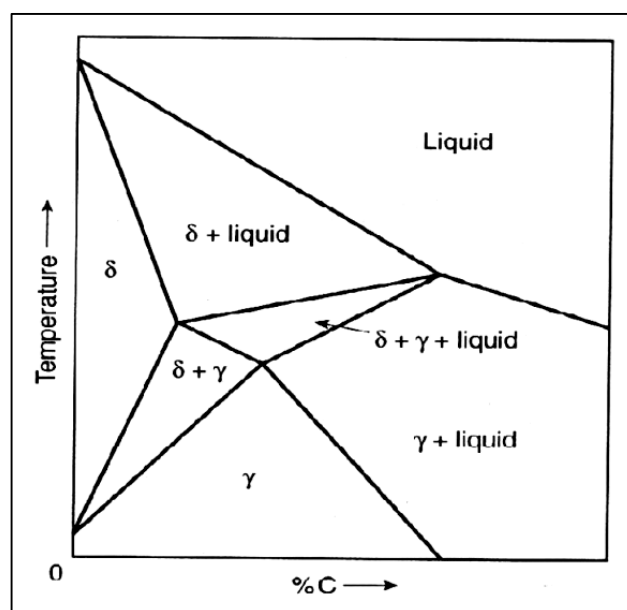


Figura 3.4 – Representación esquemática de los límites de las fases en aceros de baja aleación como un pseudo sistema binario Fe-C [7] - Pág. 105

Los equivalentes de carbono para los elementos de aleación para la reacción peritética

$$C(\delta - Fe) + C(l - Fe) = C(\gamma - Fe) \quad (3.1)$$

Se suelen formular de la siguiente manera

$$\text{Fase líquida:} \quad \Delta\%C = 0.52 + \sum \Delta C_{Pl}^X \cdot [\%X] \quad (3.2)$$

$$\text{Fase delta :} \quad \Delta\%C = 0.10 + \sum \Delta C_{p\delta}^X \cdot [\%X] \quad (3.3)$$

Los cambios en la temperatura peritética se formulan como

$$\text{Fase líquida:} \quad \Delta T = 1499^\circ\text{C} + \sum \Delta T_{Pl}^X \cdot [\%X] \quad (3.4)$$

$$\text{Fase delta :} \quad \Delta T = 1499^\circ\text{C} + \sum \Delta T_{p\delta}^X \cdot [\%X] \quad (3.5)$$

Los coeficientes ΔC_p^X y ΔT_p^X pueden ser positivos o negativos, dependiendo del elemento de aleación X.

Si los valores reportados de estos parámetros peritéticos son fiables numéricamente y por el signo (+) ó (-), deberían correlacionar el uno al otro de una manera consistente ya sea empírica o teóricamente. Es sobre la base de ese criterio de que una reevaluación ahora se hace de los valores reportados por Yamada.

Las inclinaciones de las líneas de líquido y sólido de bajo contenido de soluto en los sistemas binarios F-X se representan en la Figura 3.5, frente a los coeficientes de temperatura peritética ΔT_{Pl} y $\Delta T_{p\delta}$ en las aleaciones Fe-C-X. De los elementos considerados aquí, Mn y Ni son los únicos dos estabilizadores de la austenita que involucran reacciones peritética, por lo que los coeficientes de temperatura peritética son positivos.

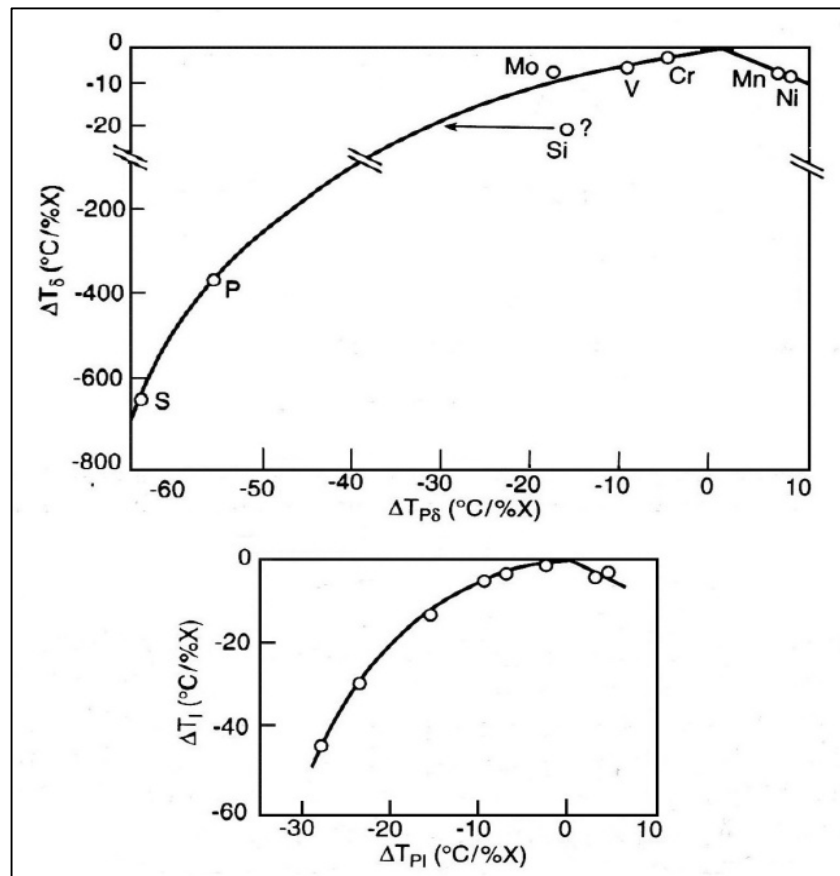


Figura 3.5 – Disminución lineal en el sólido, ΔT_0 líquido, ΔT_1 de las temperaturas a bajos contenidos de soluto en sistemas binarios Fe-X, relacionado con los cambios en las temperaturas peritéticas con respecto al sistema binario Fe-C. [7] - Pág.106

Como se ve en los gráficos de la Figura 3.6, los coeficientes de carbono peritético varían de manera sistemática con los coeficientes de temperatura peritéticos. Parece que el valor declarado de $\Delta C_{p\delta}$ = 0,025 para Mo puede ser reducido a 0,012.

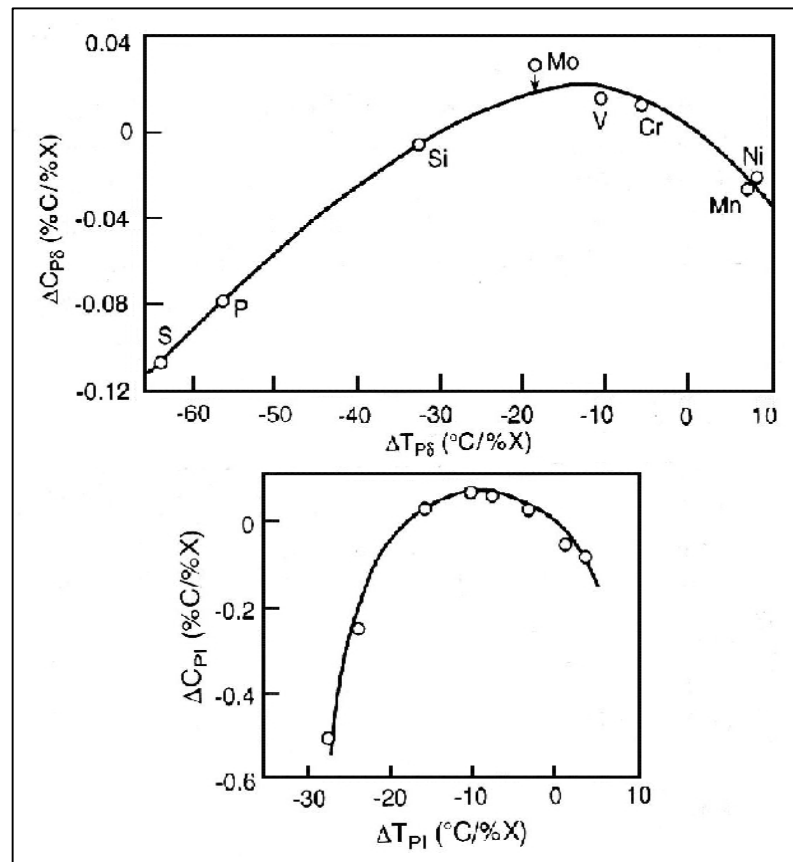


Figura 3.6 – Los cambios en el contenido de carbono peritectico de hierro delta y liquido relacionado con los cambios en las respectivas temperaturas peritecticas con respecto al sistema binario Fe-C. [7] - Pág.107

Las correlaciones se muestran en la Figura 3.7, entre la temperatura peritética y los coeficientes de carbono. Con la previsión de que los parámetros de las fases δ y el líquido pueden tener el mismo signo, es decir, ya sea positivo o negativo, las curvas de la Figura 3.7 se sienten atraídas por pasar por el origen de las coordenadas. Sugiere correcciones en la Figura 3.7 para los valores de Si y Mo son los mismos que los indicados en las Figuras 3.5 y 3.6.

No hay reacción peritética en la aleación Fe-X con un elemento estabilizador de la ferrita. Por lo tanto, la adición de un elemento X estabilizador de la ferrita en el sistema Fe-C deberá disminuir los

coeficientes de temperatura peritética. Además, cuanto más pronunciadas son las pendientes del líquido y sólido en el sistema Fe-X, mayor será la disminución de los coeficientes de temperatura peritética, lo que se desprende de los datos experimentales de la Figura 3.7, el valor reportado de $\Delta T_{P\delta}$ para el Si parece ser bajo; para ser consistente con otros datos, podemos tener $\Delta T_{P\delta} = -32^\circ\text{C}/\% \text{Si}$.

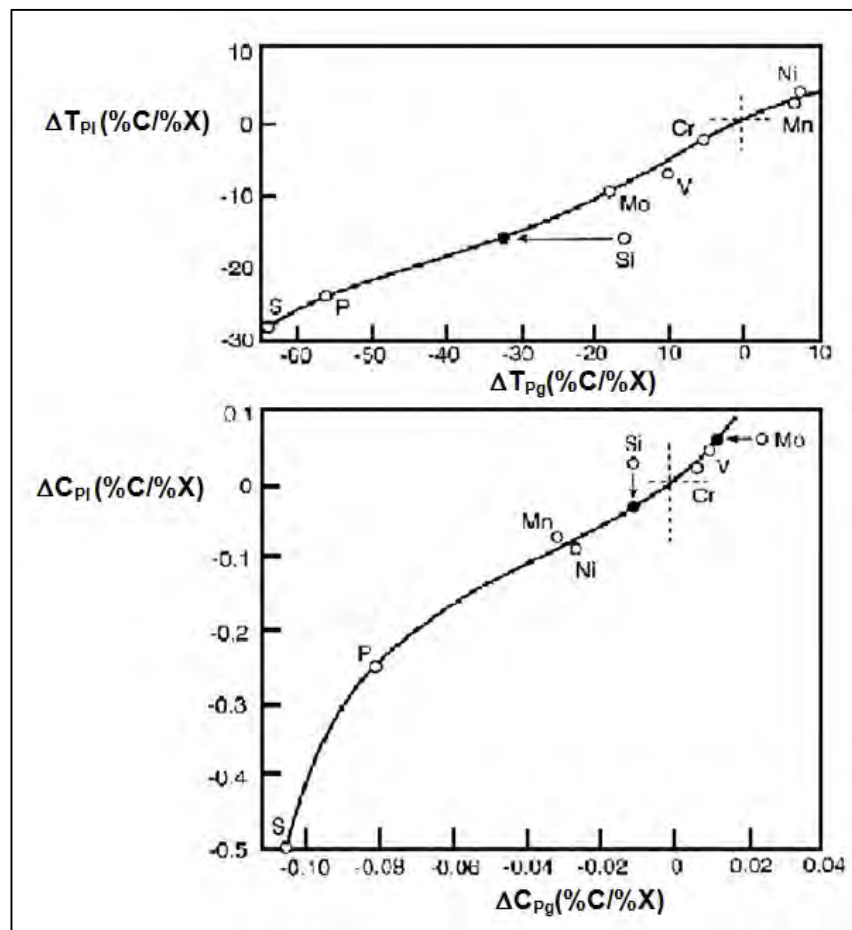


Figura 3.7 - Interrelaciones entre temperatura peritética y la variaciones en la composición. [7] - Pág.108

Los coeficientes de temperatura y peritética de carbono determinado por Yamahada figuran en el Tabla 3.1, con pequeños ajustes numéricos para algunos de los parámetros de acuerdo con

las correlaciones empíricas dadas en la Figura 3.7, los rangos de la composición de las aleaciones utilizadas en el trabajo experimental de Yamahada se indican en la Tabla 3.1. Los parámetros peritética tendrán valores numéricos inferiores a altas concentraciones de elementos de aleación. Para la colada continua de los aceros HSLA para placas que contiene 1,0 a 1,3% de Mn, el contenido de carbono se recomienda en los rangos de 0,06 a 0,08% (máximo) para evitar la región peritética, como se indica en $\% \Delta C / \% Mn = -0,029$ en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 – Temperatura peritectica y parámetros de composición en acuerdo con las curvas en figura 4.7. [7] - Pág.109

Elementos aleantes	Composición Rango, w. %	$\Delta^{\circ}C/\%X$		$\Delta\%C/\%X$	
		ΔT_{Pt}	ΔT_{Pb}	ΔC_{Pt}	ΔC_{Pb}
Cr	<1,5	-3	-5	+0,022	+0,006
Mn	<1,5	+3	+7	-0,085	-0,029
Mo	<1,5	-10	-18	+0,055	+0,012
Ni	<3,5	+4	+9	-0,082	-0,027
P	<0,05	-24	-56	-0,250	-0,080
S	<0,03	-28	-64	-0,500	-0,105
Si	<0,6	-16	-32	-0,035	-0,010
V	<1,0	-6	-11	+0,045	+0,010

Los límites de la fase en la región peritética de las aleaciones Fe-C-X, proyectado en el diagrama de composición Fe-C-X, se muestra esquemáticamente en la Figura 3.8, para las aleaciones donde X es lo siguiente: (a) estabilizador de ferrita y (b) estabilizador

de la austenita. En el sistema Fe-C-Mn(ó Ni), la reacción peritética ocurre en todas las composiciones entre las regiones peritética de los sistemas binarios Fe-C y Fe-Mn (Ni). En las aleaciones Fe-C con estabilizadores de ferrita, la reacción peritética no ocurrirá más allá de una cierta concentración del elemento de aleación X, como se muestra en la Figura 3.8 (a), este caso límite se aplica sólo a los aceros de alta aleación.

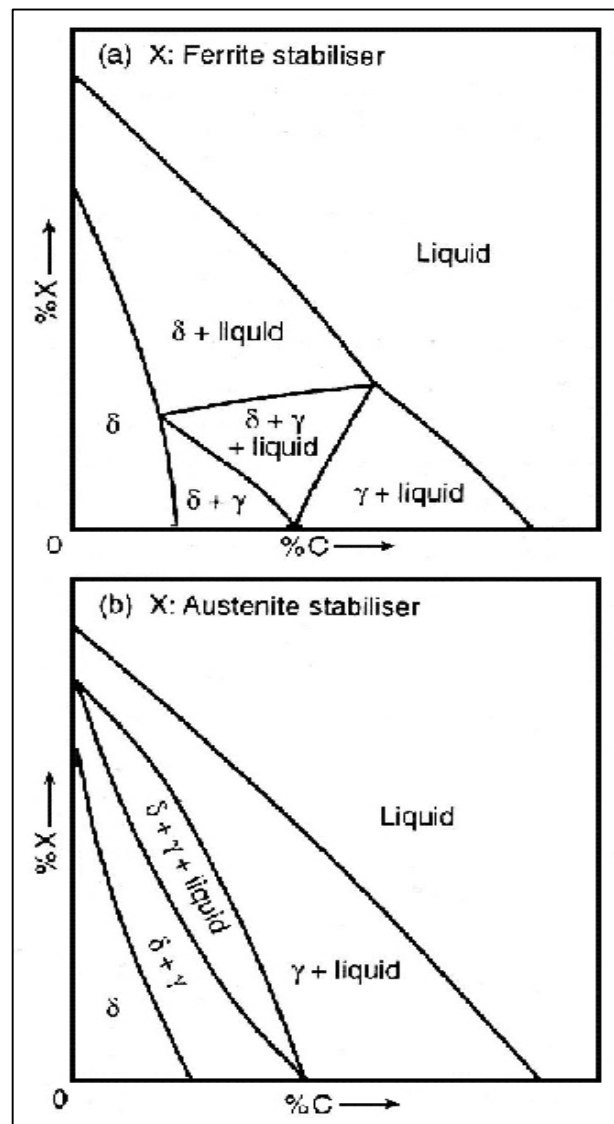


Figura 3.8 – Límite de fase en la región peritética de las aleaciones Fe-C-X proyectada sobre el diagrama de composición. [7] - Pág.110

3.2 Hot tear - hotshortness

Hot-tear.- técnicamente equivale al concepto de grieta en caliente. El hottear es identificado como una rajadura en la superficie de la pieza fundida o en su interior muy próximo a la superficie. Esta rajadura puede ser grande y se observa a simple vista o pequeña y solo se puede detectar por inspección de partículas magnéticas. Una vez que se presenta el hottear estas piezas fundidas deberán ser soldadas en el mejor de los casos o de lo contrario serán rechazadas y chatarreadas. Un esfuerzo considerable es destinado a eliminar el hottear de las piezas fundidas. Este defecto se forma cuando la zona pastosa se ve despojada de alimentación líquida y deformada en tensión. La tensión de deformación sin alimentación provoca una pequeña porosidad adicional. Esta porosidad adicional o porosidad debida a la deformación solida es un localizador de sitios de iniciación de hottear en el fundido, no un predictor completo de rajaduras.

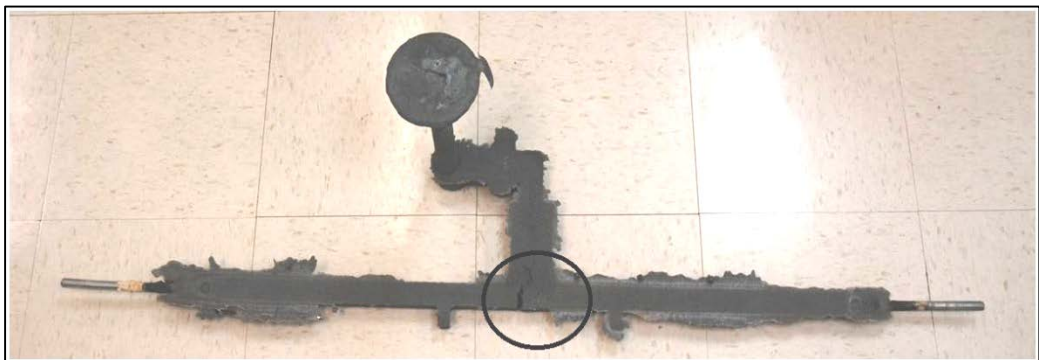


Figura 3.9 – Pieza fundida en un acero similar al estudiado que presenta el defecto del hottear (rajadura en caliente) luego de su desmoldeo encerrado en el circulo.

Hot shortness.- El término se utiliza para el carácter de acero, que se vuelven frágiles a temperatura de trabajo altas superior a $0,6 T_m$

(temperatura de recristalización, donde se elimina el endurecimiento por deformación) hot shortness dificulta el trabajo en caliente, a menudo causada por la presencia de azufre en el metal.

El azufre en el acero se considera perjudicial, excepto cuando se añade para mejorar la maquinabilidad. El azufre se combina fácilmente con el hierro para formar un sulfuro de hierro de bajo punto de fusión. El azufre produce una fragilidad en caliente en el acero a menos que el manganeso se añada en cantidad suficiente. El azufre tiene una mayor afinidad por el manganeso que por el hierro que forma el sulfuro de manganeso, que tiene un punto de fusión encima de la temperatura de laminación en caliente de acero, lo que elimina el hot shortness. Por hot shortness nos referimos a que el acero, literalmente, se rompen durante el trabajo en caliente que resulta en un producto desechado.

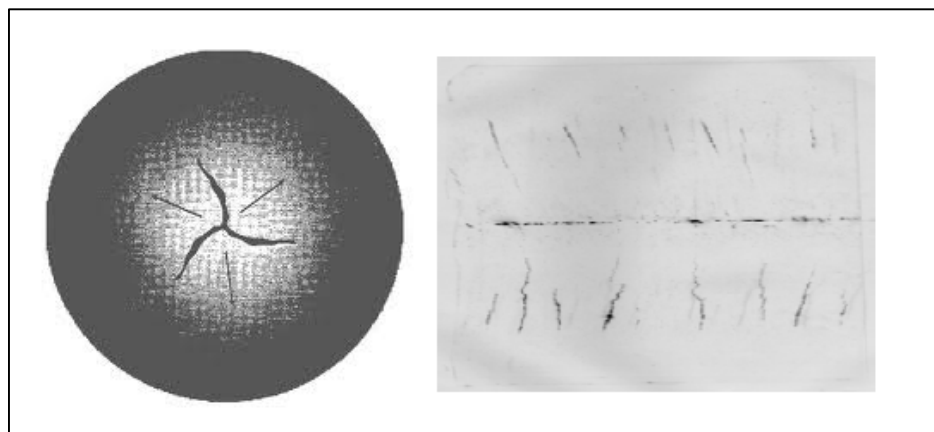


Figura 3.10 – Bola de acero presentando rajadura (izquierda), fisuras más pequeñas reveladas (derecha)

3.2.1 Mecanismo de formación del hottear – hot shortness

Hot tear.- Es causado por una combinación de efectos térmicos, tales como tamaño de los puntos calientes, y restricciones de la

pieza fundida, tales como almas en piezas fundidas cilíndricas. Adicional a esto, la composición química puede afectar la tendencia al hottear. Físicamente, dos factores contribuyen al hottearing en la zona pastosa. El hot tear se forma cuando la zona pastosa deja de ser alimentada por metal líquido y está bajo cargas de tracción.

Los flujos de líquido alimentador son inducidos por la contracción del líquido durante el enfriamiento y la contracción de solidificación. La fricción que experimenta el líquido que fluye a través del metal pastoso crea una significativa caída de presión, de tal manera que la presión en el interior de la zona pastosa se encuentra cerca al vacío. El vacío también puede formarse dentro de una región de punto caliente, aunque la fracción sólida es aun pequeña. Si la presión es lo suficientemente pequeña, se puede formar porosidad. En el acero, la cantidad de gases disueltos suele ser muy pequeña. Por lo tanto, cualquier formación de porosidad será señal de que el flujo de alimentación ha sido cortado.

La carga mecánica, esfuerzo a la tracción o compresión, es causada por la restricción de la contracción térmica. Esta restricción es la consecuencia de almas, de las limitaciones geométricas y otros factores, que actúan para resistir el movimiento de la superficie de la pieza fundida durante la solidificación. Para dar cabida a la restricción de la superficie, las tensiones mecánicas son generadas en el interior de la pieza fundida. Son estas las tensiones mecánicas, y no la tensión térmica, que puede transmitir las cargas de

compresión o tracción. En la zona pastosa, las distintas fases sólidas y líquidas son incompresibles, pero es la mezcla compresible. En la compresión, el líquido es expulsado. En la tensión, el líquido puede ser jalado hacia adentro. Si el líquido no está disponible bajo una carga de tensión, debido a que se cortó el flujo de alimentación, se puede formar adicional a esto porosidad. Esta porosidad se forma al final de la solidificación a lo largo de los bordes de grano. Esta porosidad es el sitio de iniciación del hotteary es referido como porosidad debido a la deformación sólida.

Esto se puede apreciar al detalle en la Figura 4.3 en la cual se observa las microfisuras entre los granos columnares producidas por una tensión localizada y la caída de presión a causa de la falta de alimentación de metal líquido.

Hot shortness.-Se sabe que la presencia de O y/o S en el acero son las causas primarias para el surgimiento del hot shortness el cual ocurre en un intervalo de temperatura de 900°C a 1100°C. Estos elementos forman oxisulfuros líquidos y MnS líquido en el borde de grano. La variación del hot short, depende del tipo de acero, y en particular entre todas las investigaciones llevadas a cabo con el tema del H.S. [Hot - Shortness] a un consenso común con una relación $\%Mn/\%S$, es decir, cuanto mayor sea la relación $\%Mn/\%S$ que figura en el acero, menor es la tendencia a H.S. en consecuencia, existe un valor crítico de la relación $(\%Mn/\%S)_c$, donde los valores de $(\%Mn/\%S)$ menor que el valor crítico ocurre H.S. sin embargo, los

valores de $(\%Mn/\%S)_c$ varía mucho entre cada encuesta, y esto principalmente por: a) el método de ensayo utilizado, b) elección del criterio para definir la transición dúctil/frágil. Los resultados de tres estudios separados se presentan en la Figura 3.11, para el acero desoxidado con Al, que muestra la relación entre el $(\%Mn/\%S)_c$ y el contenido de S en el acero.

Para composiciones arriba de la línea, solamente se forma MnS, debajo de esta se forma algo de FeS con la relación FeS/MnS aumentando con la disminución de la relación Mn/S debajo del valor crítico. Los puntos en la Figura 3.11, son basados en trabajos experimentales la formulación estimada por el autor para la estimación de $(Mn/S)_c$ parecen menos precisas para contenidos bajos de azufre. En la formulación del autor, $(Mn/S)_c = 2,7$ es para un acero de fácil mecanizado con 0,3% de S y 200 ppm de O; esto se compara muy bien con la relación 3.5 estimada con la observación práctica de la transición dúctil/frágil. El valor medio de $(Mn/S)_c = 3,0$ fue utilizado como referencia en la región de H.S. como muestra la Figura 3.12.

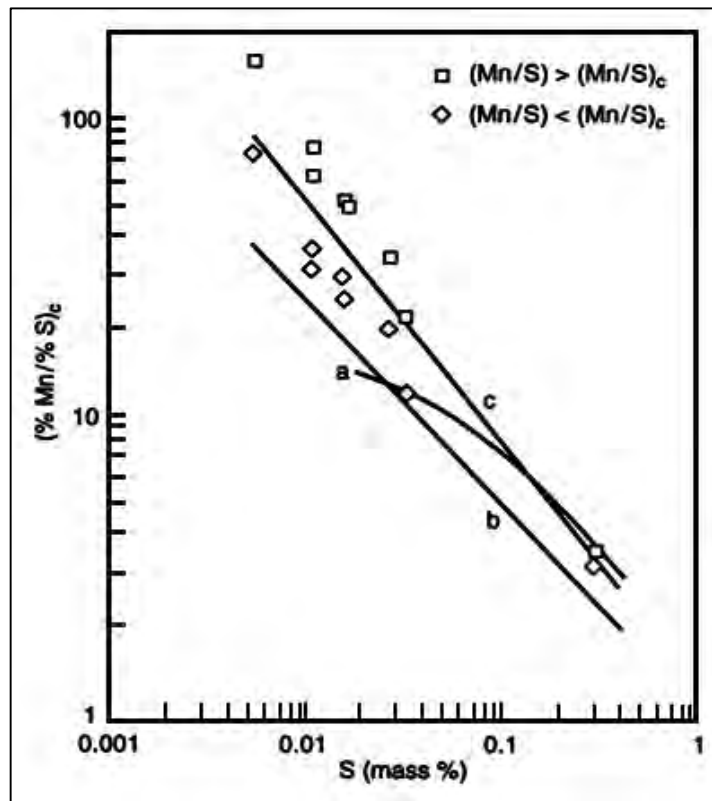


Figura 3.11 – La relación crítica ($\%Mn/\%S$)_c como una función del contenido de azufre en el acero. Puntos experimentales. [7] - Pág.308

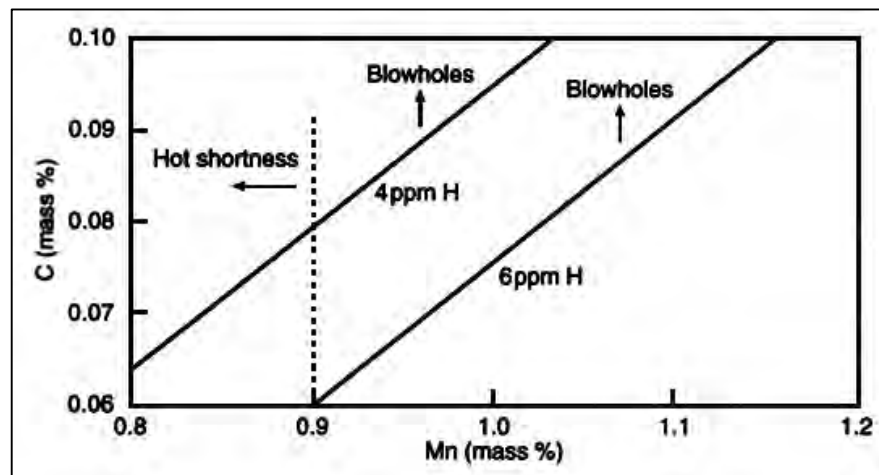


Figura 3.12 – contenidos estimados de C y Mn de aceros de fácil mecanizado (conteniendo 0,3% S, 200 ppm 0,50 ppm N y 4 ÷ 6 ppm H) para colada continua, libre de blowholes sub superficiales. [7] - Pág.306

Se debería resaltar que para futuras investigaciones de $(Mn/S)_c$ es para cero (i) en la condición de bruto de colada y (ii) en la cual la

precipitación de MnS ocurre bajo las condiciones de equilibrio local en la solidificación de líquido interdendritico.

3.2.2 Efecto de los elementos de aleación y parametros operativos en la resistencia al hottear

La resistencia al "Hot-Tear" es una función del contenido de carbono, la temperatura de vaciado del metal liquido al molde y el contenido de Mn, como se muestra en la Figura 3.13.

La Figura 3.13 muestra que la máximo resistencia al hot-tear se produce cuando el contenido de C es equivalente a 0,20%, a partir de este punto, la resistencia disminuye hasta el 0,50%C. El aumento de la resistencia al hot-tear a partir de 0,50%C es muy lento.

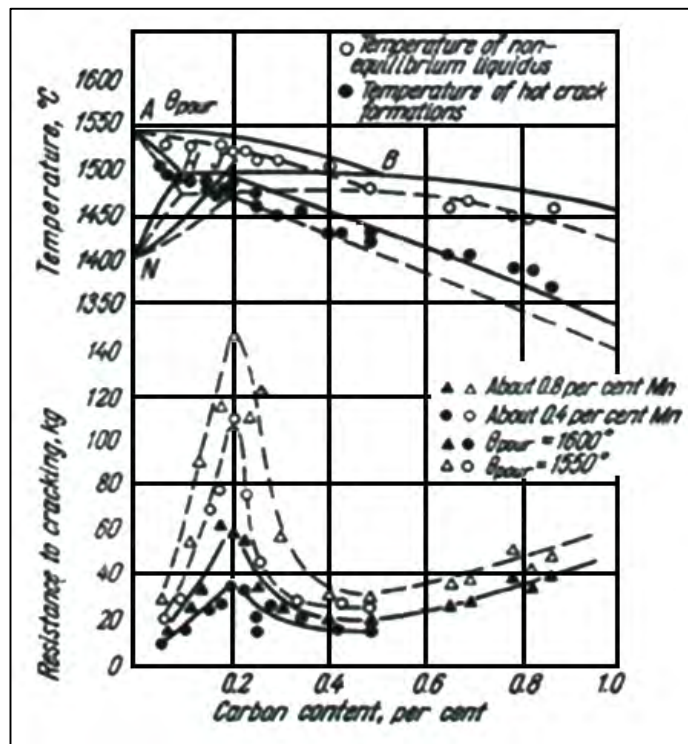


Figura 3.13 – Resistencia al hottear en dependencia del contenido de carbono, manganeso y temperatura de vaciado.

La Figura 3.13 muestra también que, cuanto menor es el contenido de Mn, menor es la resistencia al hot-tear del material. Hoy sabemos que, el Mn modifica la morfología de la reacción peritética. Esta figura muestra también que, cuanto menor es la temperatura de vaciado del metal líquido al molde, mayor será la resistencia al hot-tear del material.

La influencia de los contenidos S, Mn, Si y P sobre la resistencia a la rotura en caliente, depende básicamente del contenido de carbono del acero, como se muestra en la Figura 3.14.

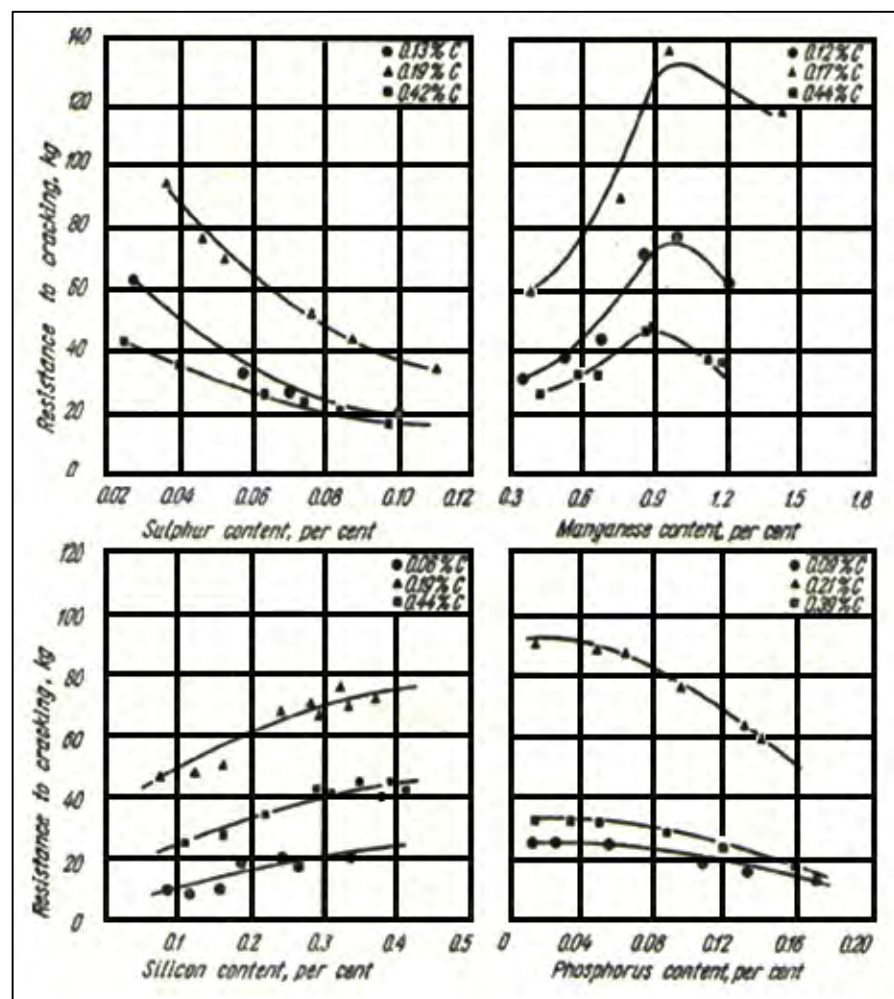


Figura 3.14 – Resistencia al hottear en función del contenido de S, Mn, Si y P.

Se observa en estos gráficos, la clara influencia del %C en la resistencia a rotura en caliente, es decir, la resistencia máxima se obtiene cuando el %C es de 0,20%. Los niveles de P y S por encima de 0,010% comienzan a influir en la resistencia a la rotura en caliente, debida a micro-segregación y a la propia reacción peritética.

La Figura 3.15 muestra la influencia conjunta de Mn y S sobre la resistencia al hot-tear. Nótese claramente la influencia del contenido de S para un mismo contenido de Mn sobre la disminución de la resistencia al hot-tear.

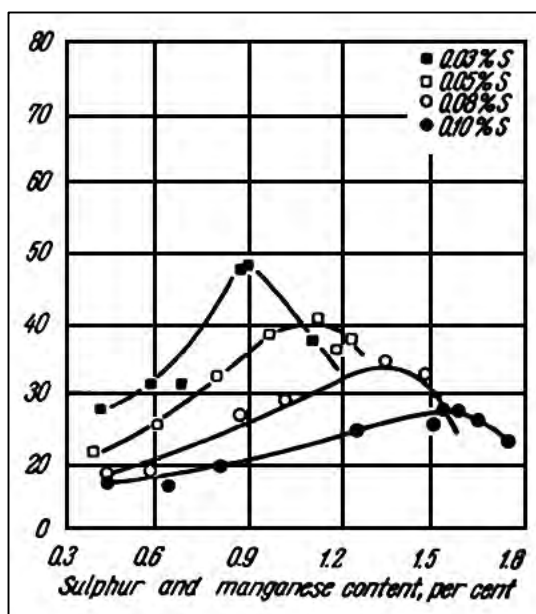


Figura 3.15 – Influencia del contenido de azufre y de manganeso en la resistencia al hot-tear.

3.3 Fosforo y azufre en el acero

En la mayoría de las aplicaciones diarias de metales y aleaciones solamente son de interés directo el metal base y los principales

elementos aleantes. Sin embargo, cuando en una pieza colada, producida en serie, comienzan a formarse sopladuras, las impurezas gaseosas, hidrogeno, nitrógeno y oxígeno, adquieren repentinamente gran importancia. Las impurezas solidas son todavía más corrientes, e incluso una fracción de 1% de un elemento no deseado puede destruir las propiedades útiles de las aleaciones comerciales. Por ejemplo un 0.01% de arsénico es causa de dificultades en la producción de envueltas para cables fabricadas con una aleación plomo-antimonio. El azufre es una impureza no metálica que hace que se formen grietas en el acero al laminarle a temperaturas elevadas. La causa de esta fragilidad en caliente es la fusión en el acero de un compuesto de sulfuro de hierro.

En general, el azufre y el fosforo son considerados elementos nocivos para la calidad del acero y, por eso, en la práctica, se toman todas las medidas de orden tecnológico para su eliminación del baño metálico. El azufre y el fosforo comunica fragilidad al acero ya que tienen tendencia a segregarse en caliente durante la solidificación.

3.3.1 Fragilización del acero por fosforo y azufre

El fósforo por mucho tiempo fue considerado un elemento exclusivamente nocivo, debido a la fragilidad en frio que confiere a los aceros duros, de alto carbono, y cuando su contenido sobrepasa ciertos límites. Por esa razón, las especificaciones restringen los tenores máximos admisibles a los valores abajo, según las

aplicaciones de los aceros:

En los aceros aleados, el fósforo es especificado como 0,04 en el máximo, en algunos casos y en otros 0,025% máximo. No posee ese elemento tendencia a formar carburos, pero se disuelve en la ferrita, endureciendo y aumentando el tamaño de grano del material, ocasionándola llamado fragilidad en frío, representada por baja resistencia al choque y baja tenacidad. Más seria será esa influencia. De cierto modo, el fósforo presenta algunos aspectos favorables, pues aumenta la resistencia a la tracción y la dureza de los aceros, hecho del que se puede echar mano en los aceros de bajo carbono, donde su efecto nocivo es menor, juntamente con otros elementos como cobre, níquel y cromo en contenidos bajos. Además de eso, el fósforo mejora la resistencia a la corrosión y la maquinabilidad de los aceros, principalmente en este último caso, cuando se adiciona junto al azufre.

El fósforo se caracteriza por ser un tanto incompatible con el carbono, o sea, tiende a expulsar el carbono de la austenita, de modo que, cuando en el enfriamiento se sobrepasa la línea Ar, las áreas originalmente ricas en fósforo quedan prácticamente constituidas solo de ferrita, con ausencia casi completa de perlita a este fenómeno se denominada textura ghost lines caracterizada por estrías constituidas casi exclusivamente de ferrita, debido a la presencia del fósforo, agrupándose la perlita, a su vez, en las márgenes de esas bandas.

Un alto contenido de fósforo puede acarrear aun la presencia de un eutéctico fosforoso. El fenómeno, que ocurre cuando el contenido se sitúa en torno de 0,4%, es nocivo, pues el eutéctico fosforoso funde a temperatura un poco por encima de 1000°C, lo que puede ocasionar la ruptura o desmenuzamiento del acero, si este fuera deformado en caliente. Como, sin embargo, contenidos altos de fósforo en los aceros no son comunes.

El azufre está presente en el acero sólido como inclusiones de sulfuro de hierro y de manganeso (FeS, MnS). El volumen, el tamaño, la forma y la distribución de las inclusiones dependen de la concentración de azufre, concentración de oxígeno, velocidad de solidificación, grado de deformación en caliente y en frío y de las temperaturas de trabajado en caliente.

Estas inclusiones de MnS solidifican en torno de 1600°C y el FeS a 1000°C, aproximadamente. El azufre tiene mayor afinidad por el manganeso de que por el hierro, de modo que si hubiera suficiente cantidad de manganeso, se forma de preferencia el MnS, en partículas diminutas, relativamente plásticas, deformándose y amoldándose en el sentido en que el material es trabajado. Predominando, sin embargo, el FeS, por insuficiencia de manganeso en el acero, y siendo trabajado a una temperatura por encima del punto del eutéctico Fe-FeS, este funde y el acero se rompe con gran facilidad, originando el fenómeno llamado fragilidad en caliente. Siendo así, se debe procurar evitar la combinación del azufre con el

hierro o, en otras palabras, la cantidad de manganeso presenta en el acero debe ser tal que todo el azufre existente se combine con él para formar el MnS, en lugar del FeS. Debido a las características mencionadas del azufre, se procura mantenerlo bajo en los aceros, hasta 0,05% en los aceros al carbono comunes y hasta 0,025% en los aceros aleados especiales. Se exceptúa el caso de los aceros de maquinado fácil, donde la presencia de MnS, en contenidos relativamente elevados -exigiendo pues altos porcentajes tanto de azufre como de manganeso- interrumpe la continuidad de la matriz ferrítica de los aceros, que, como se sabe, es muy plástica, permitiendo maquinado más rápido, con menor potencia y mejor acabado superficial tienen diversos efectos en el procesamiento y las propiedades del acero. Dichos efectos son fundamentalmente nocivos ya que estas inclusiones son más bien plásticas y no metálicas. Por lo tanto, durante la deformación actúan como sitios de inicio de fisuras y zonas débiles.

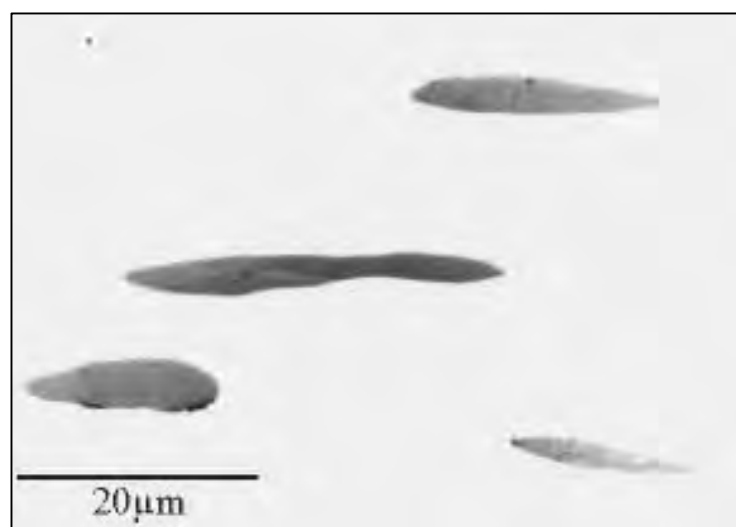


Figura 3.16-Inclusiones MnS alargadas

El azufre afecta la ductilidad, tenacidad, conformabilidad, soldabilidad y resistencia a la corrosión. Sin embargo, el azufre beneficia la maquinabilidad.

Las fisuras internas en caliente durante la solidificación están frecuentemente asociados con la micro segregación de estos elementos indeseables como el fósforo y azufre, ambos tienen relativamente bajos coeficientes de partición y tienden a producir segregación inter dendrítica. El fósforo y azufre son insolubles en ferrita delta forman compuestos intermetálicos.

Niveles más elevados de estos elementos son cada vez más dañinos porque se obtendrá mayor cantidad de micro-segregaciones interdendríticas tal como se muestra en la Figura 3.17.

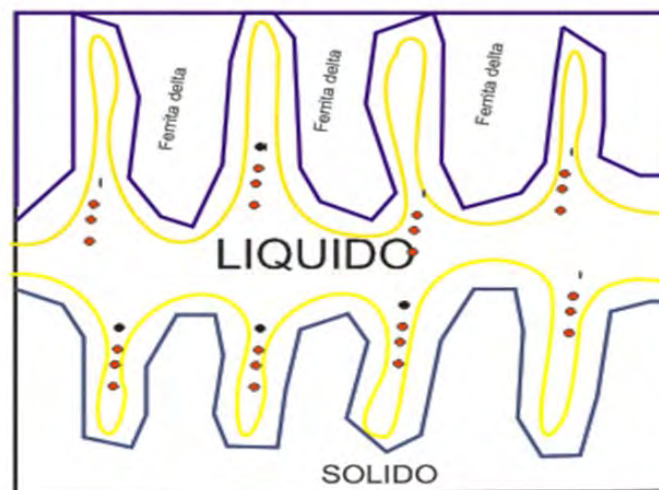


Figura 3.17 - Se muestra micro segregaciones inter dendríticas por la presencia de P y S

3.3.2 Proceso de eliminación del fósforo

El fósforo se disuelve en el acero en unas cantidades considerables. Durante la disolución del fósforo se desprende cierta cantidad de

calor:

$$\frac{1}{2P_{2g}} \rightarrow [P]\Delta G^0 = -140200 - 9.62 T \quad (3.6)$$

Fuentes del fósforo: En hornos para fundir el acero la principal fuente de fósforo como es nuestro caso es la chatarra y las ferroaleaciones. Los aceros de calidad deben tener menos de 0,040% de P, el de alta calidad, 0,010 a 0,020% de P e incluso menos. La operación de eliminación del fósforo se denomina desfosforación.

Influencia de la temperatura: La oxidación del fósforo disuelto en el metal se puede realizar como resultado de su interacción:

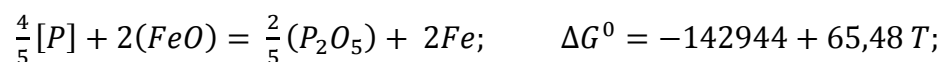
a) Con el oxígeno disuelto de la fase gaseosa:



b) Con el oxígeno disuelto en el metal:



c) Con el oxígeno disuelto en los óxidos de hierro de la escoria:



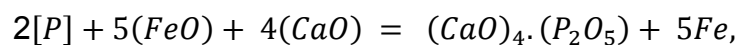
En todos los casos la oxidación del fósforo disuelto en el metal va acompañado del desprendimiento del calor. Al oxidar el fósforo con el oxígeno gaseoso se desprende una cantidad muy grande de calor. Elevando la temperatura pueden crearse las condiciones favorables para la reducción del fósforo. El aumento del grado de oxidación de la escoria contribuye al proceso de oxidación del fósforo y, por el contrario, la disminución de la actividad de los óxidos de hierro de la

escoria obstaculiza la realización de dichos procesos.

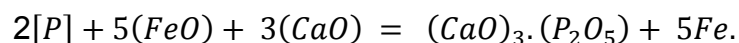
La presencia en el metal de concentraciones elevadas de tales impurezas como Si, Mn, C que se oxidan con facilidad obstaculiza el proceso eliminación del fósforo, ya que dichas impurezas reaccionan con los óxidos de hierro y disminuye el grado de oxidación de la escoria.

3.3.2.1 Influencia de la escoria en la eliminación del fósforo

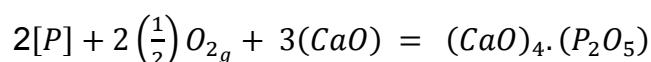
Para eliminar del metal el fósforo y mantenerlo en la escoria es preciso disminuir la actividad de P_2O_5 en ella. Esto se logra afinando la escoria básica con la ayuda de las adiciones de la cal. El componente principal de la cal, CaO , reacciona con P_2O_5 formando los compuestos estables del tipo $(CaO)_4 \cdot (P_2O_5)$ ó $(CaO)_3 \cdot (P_2O_5)$. Durante la interacción del metal con la escoria que contiene los óxidos de hierro y calcio se verifican las reacciones



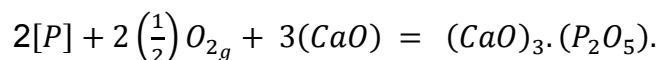
O bien,



Durante el insuflado de oxígeno en el baño cierta cantidad de hierro se oxida y los óxidos de hierro (así como la escoria básica presente) reaccionan con el fósforo. La reacción se puede anotar como:



ó



La característica para el grado de desfosforación con frecuencia se usa el índice $(CaO)_4 \cdot (P_2O_5) / [P]^2$. En la Figura 3.18, se ofrece el grafico que permite obtener el valor de dicho índice, igual a 100, para diversos grados de oxidación y basicidad de la escoria (la cual se considera para su determinación los contenidos de MgO, MnO y otros componentes de la escoria). Se puede observar que para una basicidad dada, el grado de desfosforación necesario puede ser garantizado solo con determinada relación de temperatura del metal y el grado de oxidación de la escoria. Si se aumenta la temperatura del metal es necesario asegurar el grado de oxidación más alto de la escoria. Si la temperatura del metal es constante, el contenido de fosforo en el metal lo determinan la basicidad y el contenido de los óxidos de hierro (Figura 3.19).

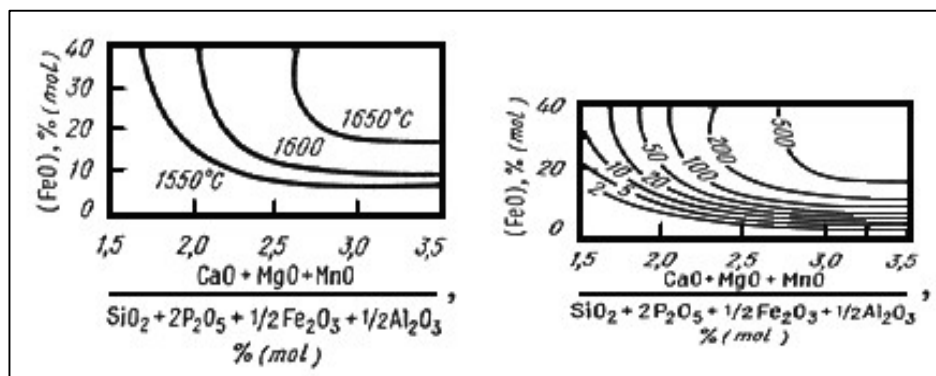


Figura 3.18 – Dependencia entre el índice de desfosforización y la temperatura [5] - Pág. 99

Figura 3.19 – Dependencia entre el índice de desfosforización, de la basicidad de la escoria y el contenido de FeO a 1650°C. Las

cifras en las curvas son valores del índice de desfosforización. [7]

La basicidad de la escoria cuanto mayor es para un grado dado de oxidación de la escoria mayor será la cantidad de fósforo que pasara del metal a la escoria. Para la basicidad dada de la escoria, cuanto más alto es el contenido de FeO en ella, mejores serán las condiciones para remover el fósforo del metal como se observa en la Figura 3.20.

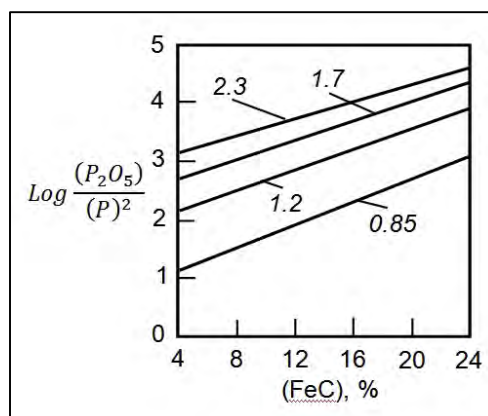


Figura 3.20 – Variación del valor de $\text{Log}(P_2O_5)/[P]^2$ con la basicidad de la escoria $(CaO)/[(SiO_2)+(P_2O_5)]$ y el contenido de FeO en la escoria a 1600°C. Las cifras en las curvas expresan la basicidad de la escoria. [5] - Pág.99

Puesto que la eliminación del fósforo se asegura por la reacción en la que participa CaO, el resultado final depende de la actividad de CaO en la escoria. Debido a que todo debe llegar a un equilibrio el contenido de fósforo en el metal y la escoria también llegara a un estado próximo al equilibrio, aumentando la cantidad de la escoria se puede lograr contenidos bajos de fósforo al final de la fundición.

Para concluir las condiciones para lograr la desfosforación son:

- 1) Atmosfera oxidante y una escoria oxidante con actividad alta

de los óxidos de hierro en la escoria;

- 2) Basicidad alta de la escoria y alta actividad de CaO en la escoria
- 3) Formación rápida de la escoria
- 4) Temperatura relativamente baja
- 5) Actividad baja (contenido) de fósforo en la escoria

3.3.2.2 Escoria espumosa

Una espuma es un medio heterogéneo consistente de burbujas de gas dispersadas en un líquido. Similarmente, una emulsión es una dispersión de partículas subdivididas finamente de un líquido en un líquido inmiscible. La formación de espumas y emulsiones y sus estabilidades relativas están fuertemente influenciadas por la tensión superficial y la viscosidad. La energía requerida para la creación de espuma o emulsión se incrementa con un incremento de tensión superficial del líquido. La estabilidad de la escoria es determinada por la velocidad de drenaje de la película de líquido entre las burbujas; menor es la viscosidad más rápida es la velocidad de drenaje. Consecuentemente, líquidos de alta tensión superficial y baja viscosidad, como los metales y matas, no pueden generar espuma. Debido a que la escoria fundida tiene baja tensión superficial y alta viscosidad, ellos son susceptibles a espumear en procesos que involucran procesos que implican la rápida evolución extensa de gas como el de fabricación de acero

con oxígeno.

La espuma es inestable; cuando el suministro de gas es terminada la espuma colapsa bajo la influencia de la tensión superficial (El efecto Marangoni) y la fuerza de gravedad. La disminución de la tensión superficial y el aumento de la viscosidad, más lenta será la velocidad en que colapsa la espuma. Hay estudios de las características metalúrgicas de escorias espumosas. Estos estudios determinaron que la estabilidad aparente de la espuma se incrementa con la disminución de la temperatura y el incremento de los contenidos SiO_2 y P_2O_5 en la escoria. Se observaron similares efectos con la adición de B_2O_5 y Cr_2O_3 a silicatos fundidos. Cuando la relación tensión superficial/viscosidad (σ/δ) es disminuido por cambio de temperatura y/o composición de la escoria, se incrementa la relativa estabilidad de la espuma.

Un gran volumen de CO evoluciona a un ritmo alto desde el baño de acero durante la descarburización causando expulsión de las gotas de acero en la capa de escoria. Por lo tanto para generar la espuma se adiciona finos de carbono con la finalidad que reaccione con el oxígeno del FeO de la escoria y generar la cantidad de CO necesaria para la espumación de la escoria.

Para reducir el óxido de hierro de la escoria se requiere inyectar finos de carbón, las reacciones generan burbujas de CO las cuales provocan la formación de espuma. Una vez que se

forman, las burbujas tienden a coalescer con objeto de reducir la superficie específica total y con esto reducir la energía libre de todo el sistema para, posteriormente, flotar en el líquido. Su fuerza flotante está dada por la ley de Arquímedes:

$$F = \frac{\pi d^3}{6} (\rho_1 - \rho_2) g \quad (3.7)$$

donde d es el diámetro de la burbuja, ρ_1 es la densidad del líquido, ρ_2 la densidad del gas y g la aceleración de la gravedad. Las burbujas menores a 0,2 mm de diámetro se comportan, en agua pura, esencialmente como esferas rígidas sólidas y su velocidad de flotación, en consecuencia, puede determinarse mediante la ley de Stokes:

$$v = \frac{2}{9} \frac{gr^2(\rho_1 - \rho_2)}{\mu} \quad (3.8)$$

donde, v es la velocidad terminal, r el radio de la burbuja y μ la viscosidad del líquido. Las burbujas más grandes cambian su forma, al principio a una forma esferoidal y posteriormente a formas elipsoidales. La tendencia natural cuando dos burbujas entran en contacto es hacer que la película líquida entre ellas se adelgace y rompa, a menos que exista cierta oposición a estos procesos debido a la presencia de sustancias tensoactivas en las interfaces o que el tiempo de contacto sea muy cortó.

Una espuma, al contener una fase gaseosa, retarda la transferencia de calor y este comportamiento se aprovecha positivamente en la producción de acero en el HEA, en el cual el

consumo de energía es crítico para mejorar su eficiencia térmica. El HEA basa su principal aporte de energía en la transferencia del calor del arco eléctrico hacia la carga; sin embargo, bajo condiciones normales, la punta del electrodo está descubierta y permite radiar un gran porcentaje del calor generado. Estimaciones sobre el porcentaje de energía aprovechado indican que se pasa de un 36% cuando el arco está desprotegido a un 100% cuando el arco está cubierto por la espuma. Al proteger el arco y reducir la intensidad del calor radiado hacia las paredes, el HEA se hace más eficiente térmicamente, reduciéndose globalmente el consumo de energía, logrando ahorros de 10 - 30 KWh/t. Al disminuir el calor radiado disminuirá también el desgaste del refractario, especialmente en los puntos calientes. Otra ventaja de la formación de espuma en el HEA es la disminución del consumo de electrodos. La mayor parte del consumo de electrodos se debe a oxidación a altas temperaturas. Al cubrir el arco con la escoria espumosa, la oxidación del grafito se reduce considerablemente favoreciendo un menor consumo. Ogawa y Pak han demostrado que el espumamiento depende directamente del tamaño de las burbujas de CO y que escorias con una baja concentración de FeO no espuman. Cuando el tamaño de burbuja es inferior a 2 mm observaron un espumamiento intenso, observaron, asimismo, que la escoria de alto horno no espuma debido a su bajo grado de oxidación y alto

contenido de azufre. Para reducir el tamaño de las burbujas, la tensión interfacial metal-escoria debe ser reducida. Un aumento de FeO reduce este valor. Al reducir la tensión interfacial, el ángulo de contacto disminuye, para el arreglo particular metal-gas-escoria, y un menor ángulo de contacto genera burbujas más pequeñas favoreciendo así el espumamiento. El aumento de FeO disminuye fuertemente la viscosidad de la escoria. Este efecto es desestabilizador de la espuma. Es de esperar, entonces, un efecto dual de este óxido. El FeO disminuye la viscosidad superficial y que no es tensoactivo, por lo que no contribuye al efecto Marangoni, causante de la estabilidad de la espuma; en consecuencia, observó una disminución global del índice de espumamiento al aumentar la concentración de FeO. En general, un aumento del FeO tiene un efecto mayor sobre la viscosidad que sobre la tensión superficial por lo que al aumentar su concentración disminuye el espumamiento de la escoria.

En relación con la presencia de partículas suspendidas en la escoria, éstas, en general, tienden a proporcionar mayor estabilidad a la espuma. La fluorita disminuye el espumamiento porque aumenta la solubilidad del CaO y reduce la cantidad de partículas sólidas. En el caso de las partículas de carbón, Kozakevitch indica que "estas partículas en la escoria reducen el espumamiento debido a un fenómeno de superficie que rompe las burbujas de la espuma". Este comentario es sorprendente, ya

que en la práctica real de formación de espuma en el HEA lo que se introduce son precisamente partículas de carbón para espumar la escoria. Los finos de carbón reducen la actividad termodinámica del óxido de hierro con lo cual se promueve el espumamiento. El fenómeno citado se aplica en el uso de agentes antiespumantes a convertidores BOF para colapsar los derrames (generación violenta de espuma). Kozakevitch explica que las partículas de carbón dentro de las membranas de líquido adyacente a las burbujas promueve una segunda generación de CO, incrementando su presión parcial y, en consecuencia, un ascenso más rápido del gas con lo que se desestabiliza la espuma. No existen estudios experimentales publicados hasta la fecha que hayan estudiado esta dualidad. Es necesario investigar las condiciones con las cuales el carbón actúa como espumante y como antiespumante. Es posible, en principio, asignar un papel como agente espumante al carbón cuando este presenta alta reactividad (bajo contenido de materia volátil) y una granulometría fina.

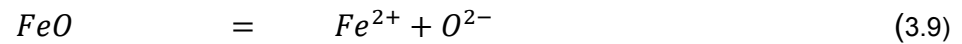
En un estudio reciente, indican una limitación en los estudios anteriores sobre espumamiento que es el haber realizado experimentación utilizando muy bajas velocidades de generación de gas ($0,01 - 0,10 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$) con respecto a las condiciones obtenidas en procesos tipo smelting ($0,18 - 2 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$). Bajo estas últimas condiciones, las propiedades del líquido ya no son

relevantes y la espuma final será controlada por la energía externa suministrada y las condiciones de flujo de gas. El tamaño de las burbujas es del orden de varios centímetros de diámetro haciendo que los efectos de tensión superficial sean despreciables en comparación con otras fuerzas presentes en el sistema.

La cinética de reducción del óxido de hierro de la escoria está influida fuertemente por la rapidez y condiciones de generación de burbujas de CO.

Capodilupo indica que las burbujas de CO generadas en el baño líquido son más pequeñas y están más uniformemente distribuidas que las que se generan en la escoria; en consecuencia, producen un mejor espumamiento a su paso por la escoria. Se estima que del total de gas CO generado, un 20% proviene de reacciones en el metal, y un 80% de reacciones en la escoria, y que lo ideal sería una relación contraria, es decir, más CO generado en el metal ya que, además de las ventajas señaladas durante su ascenso el refinado y disolución de fundentes se incrementa.

El mecanismo de reacción propuesto, meramente especulativo, consiste en difusión de iones de la masa de la escoria a la interface de reacción gas-líquido, en esta interface se forma una película de Fe° y el oxígeno reacciona con el gas CO para formar CO_2 . Las reacciones se indican a continuación:



La burbuja crece hasta que la relación CO_2/CO se equilibra con el potencial de oxígeno que determina la concentración de FeO presente en la escoria. De estas etapas, el mecanismo controlante se asocia con la difusión de iones de la masa de la escoria a la interface de reacción.

3.3.3 Proceso de eliminación del azufre

El azufre se disuelve en el acero en una reacción acompañada con desprendimiento de calor: $\frac{1}{2}S_{2g} \rightarrow [S]$; $\Delta G^0 = -72000 - 10,25 T$, lo cual indica la presencia de enlaces determinados entre S y Fe en la disolución. La temperatura e evaporación del azufre es relativamente baja ($445^{\circ}C$), el azufre en estado elemental no pasa prácticamente al estado gaseoso lo que testimonia los enlaces fuertes del azufre con hierro.

El origen fundamental del azufre es la carga la chatarra y el carbón a utilizar en la carburación de la misma (en nuestro caso antracita). La chatarra muchas veces viene contaminada con aceite, mineral sulfuroso (chatarra minera).

La actividad del azufre en el acero fundido depende de la composición química. Las impurezas como el carbono, el silicio

aumentan la actividad del azufre en el acero líquido (Figura 3.21) ocupando su lugar como si expulsaran el azufre de las microcélulas de las estructuras del metal líquido. Esto explica él porque es más fácil desulfurar fierro fundido gris o nodular que son ricos en carbono y silicio que el acero corriente.

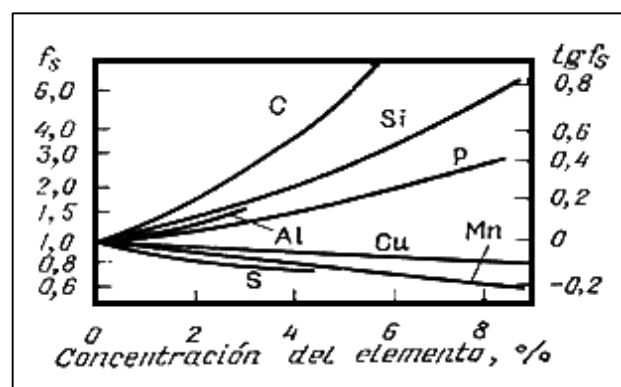


Figura 3.21 – Influencia de los componentes del fundido sobre la actividad del azufre en el acero líquido. [5] - Pág.105

El azufre es un elemento tensoactivo, por lo cual en la superficie de separación de las fases la concentración del azufre es mayor que por todo el volumen de la disolución. Por lo que los métodos de mayor efecto en la desulfuración de los aceros lo dan aquellos que aseguran el aumento del área de la superficie de contacto entre el metal y la fase que está desulfurando (mezclado artificial del metal con la escoria, insuflado en el metal de los reactivos finamente triturados en forma de polvo, etc.).

Se debe mencionar que otras impurezas del metal son tensoactivas al igual que el azufre es el caso del oxígeno lo cual genera algo así como “la lucha por la superficie”, por eso cuando el metal contiene

mucho oxígeno (oxidante), la superficie de contacto entre el metal y la fase desulfurante está cubierta de oxígeno y la reacción de desulfuración se realiza con dificultad. Si el contenido de oxígeno se reduce a determinado nivel ($<0,01\%$) la adsorción de azufre será mayor que la de oxígeno, mientras que la velocidad y el grado de eliminación de azufre del metal se incrementa bruscamente (Figura 3.22.).

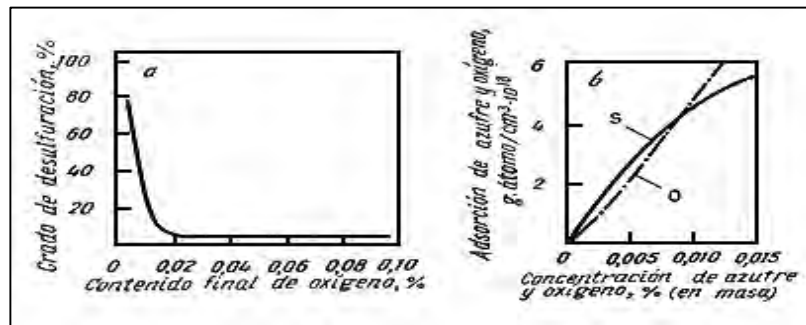


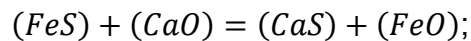
Figura 3.22 – Influencia del grado de oxidación del metal sobre la desulfurización a) aumento del grado de desulfurización durante la inyección de la cal en el acero con la disminución del grado de oxidación del metal; b) la adsorción predominante de azufre para concentraciones bajas de oxígeno. [5] - Pág.106

Elementos desulfurantes: Los elementos cuyo ΔG° es menor al formar compuestos con el azufre que el de formación de compuesto del azufre con el hierro pueden servir de desulfurantes. Estos son Mn, Mg, Na, Ca así como Cerio (Ce) y otros metales de tierras raras. En nuestro caso utilizamos el calcio, en forma de aleación con otros metales (CaSi), pero en mayor proporción en forma de cal, nos ayudamos con adiciones de manganeso para ayudar en la actividad del azufre en el acero líquido.

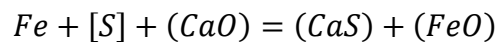
La cal es un desulfurante más barato y de mayor acceso. La

interacción entre CaO disuelto en la escoria y el azufre disuelto en el metal puede representarse como

a) El paso del azufre del metal a la escoria y la interacción del azufre con CaO en la última



b) La interacción en el límite metal-escoria



$$K = \frac{a_{(CaS)}a_{(FeO)}}{a_{[S]}a_{(CaO)}} \text{ o bien } a_{[S]} = \frac{a_{(CaS)}a_{(FeO)}}{Ka_{(CaO)}}$$

Por lo tanto a mayor actividad de CaO en la escoria y menores sean las actividades de FeO y azufre tanto menos azufre quedara en el metal.

La capacidad de la escoria para “extraer” el azufre del metal con frecuencia se usa la expresión más sencilla $L_s = (S)/[S]$. Este valor se denomina factor de distribución del azufre suponiendo una buena disolución de este tanto en el metal como en la escoria básica, y por los enunciados de la ley de distribución el cual estipula que si algún componente (azufre) se disuelve bien en dos líquidos que no se mezclan (escoria y metal), la relación entre las actividades (concentraciones) de dicho componente con estos líquidos será constante a la temperatura dada.

En el Figura 3.23, se observa que el valor de L_s aumenta a medida que aumenta la temperatura ya que con esto mejora el proceso de disolución de las partículas de cal en la escoria elevando su

actividad, con lo cual se acelera la difusión de azufre del interior del metal hacia la superficie metal – escoria. El compuesto CaS es muy estable. El cambio de la energía libre durante la formación de CaS constituye

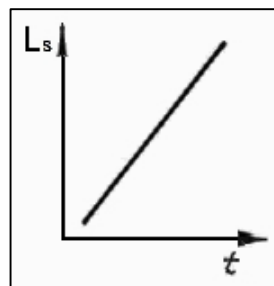
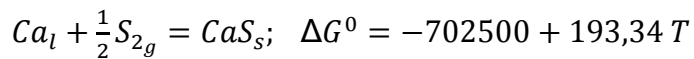


Figura 3.23 – Influencia de la temperatura sobre el coeficiente de distribución del azufre L_s . [5] - Pág.107

El azufre pasado del metal a la escoria prácticamente no retorna al metal (si la escoria es suficientemente básica). En las escorias ácidas la actividad de CaO es ínfima y ellas no pueden quitar el azufre al metal.

Por la constante de equilibrio, para eliminar el azufre del metal son necesarias:

- a) Actividad alta de CaO en la escoria;
- b) Actividad baja de FeO en la escoria;
- c) Actividad baja de azufre en la escoria.

La reacción se verifica en la interface o límite metal – escoria, a mayor superficie de contacto entre el metal y la escoria (a mayor grado de mezclado) tanto más completa y rápidamente transcurrirá el

proceso de eliminación del azufre del metal; esto se facilita gracias a la actividad superficial del azufre.

La Figura 3.24 ilustra la influencia de la composición de la escoria sobre la distribución del azufre y muestra que se puede elevar el grado de desulfuración por dos métodos: aumentando la basicidad de la escoria y disminuyendo el grado de su actividad.

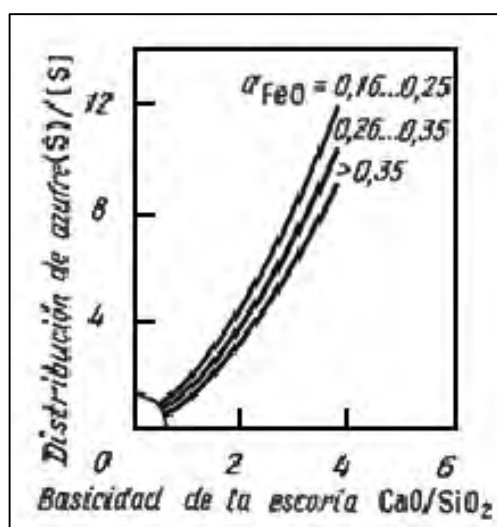


Figura 3.24– Distribución del azufre en función de la basicidad de la escoria.[5] - Pág.108

De todo esto para lograr el aumento de $a_{(CaO)}$ y disminución de $a_{(FeO)}$, gran importancia tiene la disminución de la actividad del azufre en la escoria. Esto se logra aumentando la basicidad de la escoria y renovando la misma. La evacuación de la escoria que contiene azufre y la formación de la nueva escoria con ayuda de las adiciones exentas de azufre (primero el CaO), hace disminuir en gran medida el contenido de azufre en la escoria. Si las condiciones son tales que no permite la desescoriación, es necesario, introduciendo CaO

aumentar la masa de escoria y de este modo reducir la concentración de azufre en la escoria y su actividad.

En resumen, las condiciones principales, indispensables para la realización exitosa de la desulfuración, son:

- 1) La actividad alta de CaO en la escoria;
- 2) La actividad baja de los óxidos de hierro en la escoria;
- 3) La actividad baja del oxígeno en el metal (acero debe estar desoxidado);
- 4) La actividad pequeña (contenido bajo) de azufre en la escoria;
- 5) La temperatura alta;
- 6) El área grande de la superficie de contacto entre el metal y la escoria desulfurante.

3.3.3.1 Desoxidación del acero

Para que el acero líquido sea colable, trabajable en caliente y que el producto tenga las propiedades metalúrgicas y mecánicas deseadas, el acero líquido debe ser desoxidado en el sangrado a la cuchara para lo que los desoxidantes utilizados son: ferrosilicio, ferromanganeso, silicomanganeso y aluminio.

- i) Acero resulfurizado desoxidado con ferromanganeso con 100-200 ppm O.
- ii a) Acero semi-calmado desoxidado con Si/Mn con residual de 50-70 ppm O.
b) Acero semi-calmado desoxidado con Si/Mn/Al con

residual de 40-25 ppm O.

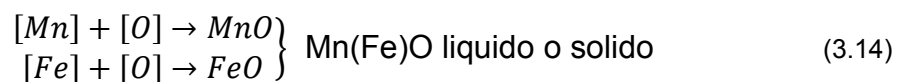
c) Acero semicalmado desoxidado con Si/Mn/Ca con residual 20-15 ppm

iii) Acero calmado desoxidado con Al con residual 4 - 2 ppm O.

Desoxidación ayudada por la escoria: La disolución de los productos de la desoxidación Mn(Fe)O o silicatos de manganeso en una escoria neutral en la cuchara, como aluminato de calcio, reducirá las actividades termodinámicas de los productos de desoxidación, por lo tanto, aumentará el grado de desoxidación. El concepto de desoxidación asistida por escoria no es nuevo. En el proceso de Perrin desarrolló en la década de los 1930s, la desoxidación a hogar abierto o de acero Bessemer con ferromanganeso o ferrosilicio se ha mejorado sangrando el acero en una escoria fundida de aluminosilicatos de calcio (magnesio) colocado en la parte inferior de la cuchara en el sangrado.

A. Desoxidación parcial con Fe/Mn

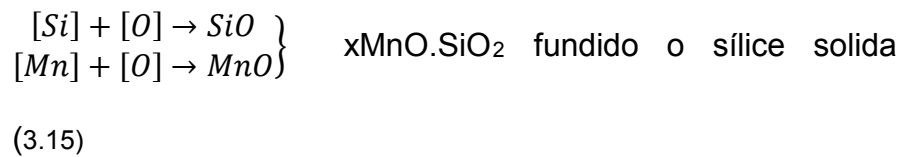
Cuando el acero es parcialmente desoxidado con Mn, el hierro también participa en la reacción, formando Mn(Fe)O líquido o sólido como producto de desoxidación.



B. Desoxidación parcial con FeSi/Mn

Dependiendo de la concentración de Si y Mn adicionado al acero, el producto de desoxidación suele ser silicato de

manganeso fundido o sílice sólida.



C. Desoxidación con Si/Mn/Al

El acero semicalmado con oxígeno disuelto en el rango de 40 a 25 ppm es hecho por una desoxidación en el sangrado del acero en la cuchara con la adición de pequeñas cantidades de aluminio junto con adiciones de ferroaleaciones de silicio y manganeso. En este caso, el producto de la desoxidación es aluminosilicatos de manganeso fundido teniendo una composición similar a $MnO \cdot Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$.

D. Desoxidación con Aluminio

Numerosos experimentos de laboratorio se han hecho la desoxidación con aluminio del acero usando la EMF técnica para la medición de la actividad de oxígeno en el fundido. La constante de equilibrio obtenida de los estudios experimentales independientes concuerda acerca de 1 factor de 2. Un valor promedio de la constante de equilibrio se tiene que:



$$K = \frac{[\%Al]^2 [ppmOx f_0]^3}{a_{Al_2O_3}} \quad (3.17)$$

$$\log K = -\frac{62680}{T} + 31.85 \quad (3.18)$$

E. Desoxidación con CaSi

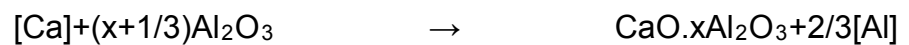
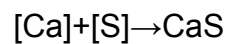
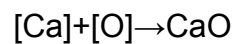
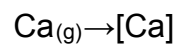
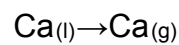
Cuando el acero calmado con Al es tratado con CaSi las inclusiones de alúmina son convertidas a aluminato de calcio fundido que facilitan el colado. El calcio es agregado al acero en forma de polvo, una parte reacciona con las inclusiones del baño, mientras que la otra parte se perderá por evaporación y/o reacción con la escoria y los refractarios a medida que evoluciona el proceso, el planteo de las ecuaciones de reacción supone las siguientes hipótesis:

- Las reacciones químicas son suficientemente rápidas por lo que el proceso es controlado por difusión.
- Hay equilibrio termodinámico en la interfaz acero-inclusión.
- No existen gradientes de composición en el interior de las inclusiones.

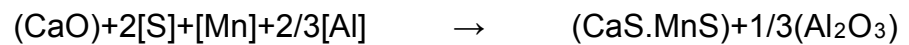
Durante el tratamiento con calcio la sílice también se convierte en silicato de calcio fundido, que son de forma globular debido al efecto de la tensión superficial. Estos cambios en composición y forma son conocidos como control morfológico de las inclusiones.

Las inclusiones de aluminato de calcio retenidas en el acero líquido suprimen la formación de MnS durante la solidificación. Este cambio de composición y modo de precipitación de las inclusiones de sulfuro en la solidificación es conocido como morfología de sulfuro o control de forma de

sulfuro. En aceros de bajo contenido de azufre tratados con calcio, la precipitación en el borde de grano de MnS se suprime por la precipitación de sulfuro complejo tipo Ca(Mn)S sobre la inclusión de aluminato de calcio durante la solidificación, las siguientes son las reacciones que ocurren durante este proceso:



(3.19)



(3.20)

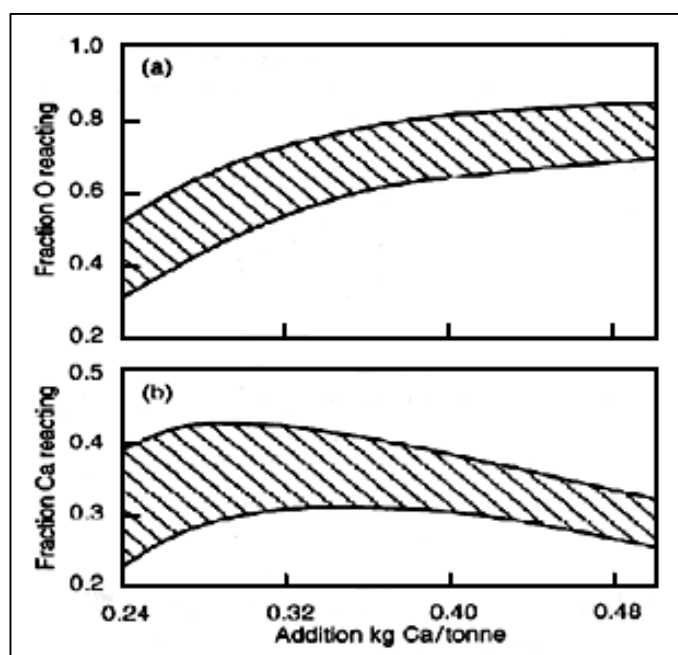


Figura 3.25 – Fracciones reaccionantes de calcio y oxígeno en un acero

semicalmado (75 ppm O) con inyección de alambre con centro de Ca-Si (30%Ca), se relaciona con la cantidad de Ca adicionado. [7] - Pág.269

La extensión del control de forma de sulfuro eso puede conseguirse durante la solidificación del acero tratado con calcio es gobernado por el oxígeno total, los contenidos de azufre y calcio en el acero. En la Figura 3.25 se muestran las fracciones reaccionantes de oxígeno y calcio como una función de la adición de calcio.

F. Flotación de las inclusiones con argón

Después de calentar y afinar las adiciones para el ajuste de la composición. La velocidad de burbujeo del argón debería ser reducido a un nivel menor de 75 a 150 NI min^{-1} , por ejemplo la limpieza del argón, para flotar productos en desoxidación, conocidos como inclusiones. Con la limpieza del Argón por 5 a 8 min. El contenido del oxígeno total del acero como una inclusión simple o compuesta es menor que 15 ppm.

Con la velocidad del flujo del Ar sobre 200 NI min^{-1} , las burbujas del gas abren un ojo de 30 a 60 cm. En la capa de escoria. De este modo exponiendo la superficie del acero al aire. Esta situación inicia una re oxidación del baño, por lo tanto genera más inclusiones oxidantes y aminora la eficiencia de remoción de inclusiones.

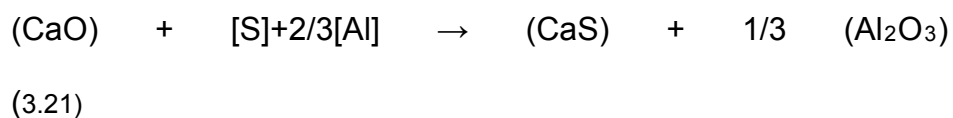
El contenido total de aluminio en la muestra de metal tomada del distribuidor o el molde es próximo a 0,007% menor que el

contenido de la última muestra tomada en la cuchara. Este desvanecimiento en aluminio es debido primordialmente a la re oxidación del acero durante la fundición.

3.3.3.2 Desulfuración

En cierto grado de acero limpio, por ejemplo, líneas de tuberías el contenido de azufre debe ser menor que 20 ppm. Este bajo nivel de azufre en el acero puede ser logrado solo por desulfuración de un acero totalmente calmado en la cuchara. La escoria de la cuchara para ser efectiva deberá ser cal saturada en aluminato de calcio con contenido menor que 10% SiO₂ y menor que 0,5% de FeO y MnO de ambos.

La reacción total de desulfuración está representada por:



Para que esta proceda rápidamente, es necesario una buena mezcla de metal escoria, esto es logrado por la inyección de argón con una lanza por la parte superior de la cuchara a una velocidad de 1,0 – 1.8 Nm³min⁻¹. Deberá indicarse que con un tapón poroso en la parte inferior de la cuchara, el máximo flujo de argón alcanzable es próximo a 0,6 Nm³min⁻¹. En algunas estaciones de trabajo de acero, tres tapones porosos son instalados en el fondo de la cuchara para una mayor agitación con argón. Sin embargo, en muchas plantas el agitado intenso con argón para la desulfuración es realizado introduciendo una

lanza dentro del metal fundido por la parte superior de la cuchara. Para prevenir el ingreso de nitrógeno y la reoxidación en el baño de acero, la cuchara deberá ser cubierta con una tapa; el lado libre debajo de la tapa existen limpiezas de argón a una velocidad cercana a $0,6 \text{ NI min}^{-1}$. Además, debería estar a menos de 75 cm de profundidad desde el lado libre en la parte superior de la cuchara en la superficie de la escoria para prevenir salpicaduras de metal y escoria en la tapa de la cuchara. Muchos hornos cuchara no tienen suficiente medida el lado libre de la tapa para una considerable desulfuración con un agitado intenso de argón. La razón de mencionar lo anterior y los siguientes métodos de desulfuración es debido a que la técnica de desulfuración presentada se basa en parte a estos procesos ya que es el principio de la escoria sintética pero fabricada en el horno de arco eléctrico.

A. Métodos de desulfuración

Los siguientes métodos de desulfuración mencionados fueron utilizados como base para la puesta en marcha del presente proyecto, los resultados y datos obtenidos distan un tanto de los resultados mencionados en estos procedimientos ya que estos parten de una escoria profundida y en nuestro caso se tuvo que fabricar esta escoria en el horno por ser ese mismo de fusión y afino, pero la idea general se mantiene que es la de agitación por argón y la obtención de una escoria

altamente reductora.

Esto debido a que se necesitan altos contenidos de sílice en la escoria para lograr una escoria fluida y así pueda lograrse una mejor mezcla acero/escoria

- **Proceso TN (Thyssen-Niederrheim):**

La escoria de la cuchara se hace agregando en la parte superior de la cuchara, por tonelada de acero, alrededor de 8 Kg de una mezcla de 80%CaO + 20%CaF₂. La alúmina formada en la desoxidación del acero durante el sangrado del horno reacciona con la cal y el espato flúor adicionados en la cuchara quienes forman una cal fundida rica en alúmina. El contenido de aluminio del acero es ajustado a 0,07 - 0,1% y el acero es desulfurado en la parte superior por inyección de cualquiera de los dos Cal-Sil (30% Ca) o una mezcla en polvo de CaO y CaF₂, con un flujo de argón a una velocidad cercana a 1 Nm³min⁻¹. Para grados de acero con contenidos bajos de silicio, la desulfuración se realiza con una inyección de Cal + Espato. Dependiendo de la cantidad inyectada, 50 a 80 por ciento de la desulfuración es logrado en un tiempo de 12 a 15 min de tratamiento.

Cantidad Inyectada Kg t ⁻¹	Porcentaje de desulfuración	
	Cal-Sil	CaO-CaF ₂
1	55	45
2	70	60

3	80	70
---	----	----

Con este tratamiento, el acero puede desulfurarse a niveles de 20 o 40 ppm S, con la condición de un contenido inicial menor que 110 ppm S_0 .

En una versión modificada del proceso TN, el acero es desulfurado con una co-inyección de CaSi (30% Ca) y una mezcla en polvo de 7% Al + 15% CaF_2 + 78% CaO dentro del metal fundido. Las siguientes cantidades son utilizadas por tonelada de acero:

- i) 10 a 15 kg aluminato de calcio base de la escoria de la cuchara con $CaO/Al_2O_3 = 1,5$ a 1,8;
- ii) 0,8 a 1,3 Kg Cal-Sil inyectado a razón de 35 kg min^{-1} ;
- iii) 1 a 2 Kg (Al - CaF_2 - CaO) inyectado a una razón de 60 Kg. min^{-1} .

Usando este método, el contenido inicial de azufre del acero S_0 0,014 ± 0,002% es desulfurado hasta 25 a 45 ppm en un tiempo 6 o 7 min de co-inyección.

- Escoria de aluminato de calcio y agitado por argón

Si aquí es suficiente el lado libre sobre la capa de escoria en la cuchara, ≈ 1 m, una desulfuración considerable puede conseguirse con una escoria de cal saturada de aluminato y una intensa agitación por argón a una velocidad de 1,5 a 1,8 $Nm^3 min^{-1}$. Esta práctica es mejor ubicada para operaciones

en tanque de desgasificado, aquí donde se mezcla muy bien la escoria-metal a reducir la presión del tanque. Además, aquí el hidrogeno y algo de nitrógeno es removido durante la desulfuración.

La razón de distribución de azufre en escoria/metal hacia el final de la desulfuración es graficada en la Figura 3.26. Los datos de la planta de U.S. Steel Works dentro del área de la escotilla para la desulfuración de varios grados de acero por (i) proceso TN, (ii) con escoria de cal rica en aluminato y un intenso agitado por argón en cuchara cubierta y (iii) en el tanque desgasificador. La proporción de distribución del azufre después de la desulfuración son en estrecho acuerdo con el equilibrio metal escoria valores de 0.0006 ± 0.002 y $0,03 \pm 0,02\%$ de Al a temperaturas de $1600 \pm 15^{\circ}\text{C}$. Mayor será el grado de desulfuración cuanto menor sea el contenido de sílice en la escoria con aluminato.

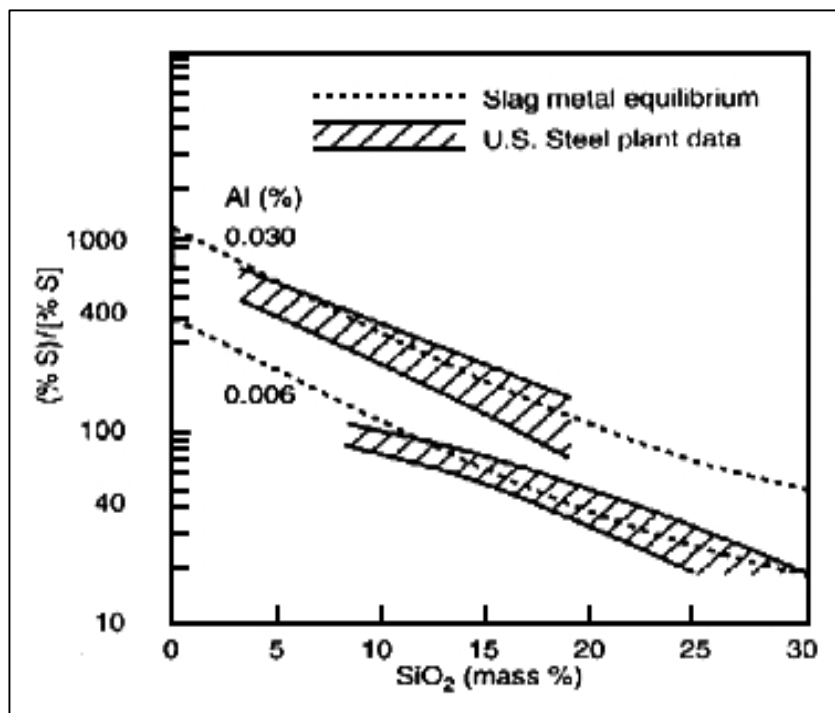


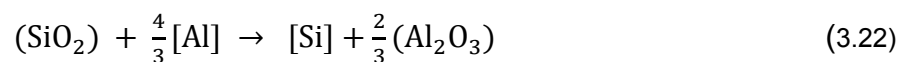
Figura 3.26 – Razón de distribución del azufre escoria/metal después de la desulfurización con escorias de cal saturada en $\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ a $1600 \pm 15^\circ\text{C}$ con contenidos residuales en el acero sw 0,006 0,002%Al ó 0,03 0,01%Al son comparados con los valores de equilibrio. [7] - Pág.271

Según lo informado por Bannenberg et al. 13 de Dillinger Huttenwerke, aceros con altos contenidos de azufre pueden ser desulfurados a niveles residuales bajos por una intensa agitación por argón en los tanques de desgasificación. Usando escoria de cal rica en aluminato conteniendo menos de 1% de SiO_2 . En esta práctica con 180 toneladas de acero fundido, adicionando cal fundida aluminio en barras por la parte superior de la cuchara y la escoria del horno es mantenido cerca de 400 Kg. Los contenidos iniciales y finales de azufre y cantidades de escoria en la cuchara son como se muestran a continuación.

Carga de	Sulfuros, ppm
----------	---------------

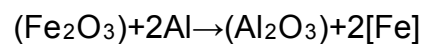
escoria Kg t⁻¹	Inicial	Final
22	700	60
16	500	40
14	300	20
12	200	15
10	100	10

Si el contenido de sílice en la escoria es alto y el contenido de silicio en el acero es bajo, habrá una reducción de sílice de la escoria por aluminio en el acero durante una intensa agitación por argón.



- **Práctica EXOSLAG:**

El acero calmado con aluminio puede ser desulfurado, por lo menos parcialmente, durante el sangrado del horno para acero colado en cal fundida saturada en aluminato de calcio, por la reacción exotérmica aluminio-térmico.



(3.22a)



(3.22b)

Una mezcla de escoria exotérmica, EXOSLAG, fue formulada y probada en el laboratorio de investigación de USS en 1984. La mezcla siguiente preferida incluye la cal adicional necesaria para el flujo de alúmina generada en la reacción de

desoxidación para dar una escoria de cal rica en aluminato con una razón nominal de $\%CaO/\%Al_2O_3 = 60/40$.

Mantener	}	58% cal viva
mezcla		30% hematita fina (bajo SiO_2)
seca		12% polvo de aluminio

La temperatura de ignición de la reacción exotérmica en la ecuación 3.22a para esta mezcla se determinó en pruebas de laboratorio está en el rango de 870 a 890°C la cual es 130 a 110°C más bajo que la cara caliente del refractario de la cuchara precalentada.

En una cuchara precalentada, con una temperatura de su cara caliente de alrededor de 1000°C, es suficiente para que ocurra la ignición espontánea de la mezcla EXOSLAG en alrededor de 5 minutos de permitir el sangrado en la deseada escoria fundida de aluminato de calcio. El material de ignición espontánea está parcialmente fundido porque la presencia en exceso de cal, quien funde subsecuente con la alúmina generada en la desoxidación del acero con aluminio.

Esto deberá ser enfatizado en la mezcla EXOSLAG colocada en el fondo de la cuchara precalentada deberá de estar limpia para prevenir una erupción violenta cuando el acero sea vaciado en su interior. También, tan pronto como la reacción exotérmica sea completada formando aluminato de calcio fundido, con exceso de cal flotando en la superficie, el acero deberá de ser aprovechado de inmediato. La escoria fundida

formada en el fondo de la cuchara no debe permitirse su solidificación antes del inicio del sangrado del horno. El vaciado de acero líquido en una masa de escoria en el fondo de la cuchara puede tener peligrosas consecuencias, causando por subsecuente flotación de la masa de escoria en la superficie del metal fundido en la cuchara.

B. Grado de desulfuración

El grado de desulfuración está dado por:

$$\frac{[\%S_t]}{[\%S_0]} = \frac{e^{\{-k_s t[1+\alpha]\} + \alpha}}{1+\alpha} \quad (3.23)$$

Dónde:

y $k_s \sim 0,0013 \varepsilon^{0,25}$ para $\varepsilon < 60 \text{ W TM}^{-1}$ mientras

$k_s \sim 8,1 \times 10^{-6} \varepsilon^{2.1}$ para $\varepsilon > 60 \text{ W TM}^{-1}$.

S_t Azufre en tiempo t en el acero

S_0 Azufre en tiempo 0 en acero

k_s Constante de reacción

t Tiempo

L_s Coeficiente del azufre (%S)/[%S]

W_m Masa del acero

W_s Masa de la escoria

ε Potencia de agitación

En el caso en estudio se tomara para los gráficos realizados en tiempo de 45' el cual es el promedio en tratamiento en el horno.

CAPITULO IV

**MATERIAL A EVALUAR UTILIZADO EN LAS PRUEBAS,
PROCEDIMIENTOS Y EXPERIMENTOS**

En esta sección se dará a conocer el acero que es estudiado en su proceso de fabricación, las rutas de fabricación tanto la actual como la modificada, los materiales utilizados en todo el proceso, sus características químicas, características eléctricas de los hornos de arco eléctrico Lectromelt utilizados en el estudio.

Se debe resaltar que no se realizó una búsqueda de chatarra en especial, es decir se realiza el estudio utilizando las condiciones normales de producción tanto en composición química como condiciones de almacenaje y manipulación de los materiales utilizados así como la cal, antracita o electrodo molido (carbono refinado), los ferroaleantes, material refractario utilizado en la reparación de los hornos, en conclusión no se buscó situaciones especiales ya que se necesita determinar si el nuevo proceso puede ser llevado de manera sostenida en el tiempo y reemplazar el proceso actual.

4.1 Acero estudiado, materiales de carga y características del horno de arco eléctrico

El acero en estudio es el MA-5E de la especificación MEPSA el cual presenta la siguiente composición química:

Tabla 4.1 - Especificación de composición química MEPSA

Código	NORMA	Rango	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al
MA-5E	SAE	Tol.min.		0,75								
	1026	Min.	0,20	0,80	0,20				0,30	0,04	0,10	0,030

		Max.	0,30	0,90	0,40	0,020	0,020	0,50	0,45	0,10	0,20	0,030
		Tol.max.		1,00	0,50	0,025	0,025			0,15	0,25	0,100

Los análisis químicos de los distintos materiales utilizados para completar la carga del horno y utilizados durante el procesamiento del acero se detallan a continuación:

Tabla 4.2 - Materiales utilizados y sus composiciones químicas

w	%CaO	%Si	%Cr	%Mn	%C	Al	SiO ₂	P	S	Ca
Cal	80-85									
FeSi		75								
Mnescamas				99						
FeMnstd	w			75	7					
FeCrstd		2	65		8					
Al lingotes						98				
Chatarra Perú		0,5	0,1	0,5	0,25	0,02		0,05 max.	0,05 max.	
CaSi		60								30

Las características del horno de arco eléctrico son:

Tabla 4.3- Características de los hornos 1 y 2

Potencia	3 MVa
Corriente Máxima	7 KAmper
Voltaje Tap 1	230 volt
Voltaje Tap 2	190 volt
Voltaje Tap 3	170 volt
Voltaje Tap 4	160 volt

4.2 Procedimiento de fabricación de acero

El proceso actual de fabricación del MA-5E era una corrida de doble oxidación y doble desoxidación ya que el procesamiento del azufre generalmente se realiza antes del insuflado de oxígeno para descarburar el acero.

Cada etapa de oxidación y la etapa de desulfuración era seguida del proceso de desescoriado que se realiza de forma manual ayudado con una barra de acero estructural y un taco de madera estando el operario expuesto al calor del horno frente a la compuerta de trabajo, esta operación se hace de 3 y hasta 4 veces para eliminar las escorias generadas.

Con la ruta propuesta la etapa de afino y desulfuración se hace al mismo tiempo, la operación de desescoriado del acero se reduce a 2 operaciones y de optimizarse el proceso este se reduciría hasta 1 sola vez.

4.2.1 Procedimiento actual

1. Primera carga:

Chatarra Perú	2000 kg
Molde de bolas	2000 kg
Cal	200 kg
Antracita	60 kg

2. Fusión, se prende el horno en la segunda toma del transformador (Tap 2).

3. Al tener 60 - 70% de la primera carga fundida se adiciona la segunda carga:

Chatarra Perú	2000 Kg
---------------	---------

4. Fusión, encendido del horno en tap 2.
5. Al tener algo de metal liquido se da inicio a la inyección de oxígeno a una presión de 50 - 60 psi agregando cal 50 Kg, antracita 20 Kg; con la finalidad de procesar el fosforo.
6. Medición de temperatura, si esta se encuentra en 1530 - 1550°C se envía primera muestra de acero para análisis químico.
7. Primera muestra a laboratorio.
8. Desescoriado. Proceso simultaneo con análisis de la muestra en laboratorio.
9. Procesamiento de S, si es que se encuentra por encima de la especificación.
10. Bloque con Al (0,5 Kg/Ton) + (Fe - Si) a (8 Kg/Ton).
11. Colocación de cal (150 Kg) + Fluorita (60 Kg). Adición de Fluorita después de cal.
12. Medición de temperatura. Debe estar en 1550°C a 1580°C. Verifica con la consistencia de la escoria.
13. Segunda muestra para laboratorio. Se saca porcentaje de S esta OK dentro de la actual especificación.
14. Retiro de escoria.
15. Inyección de Oxigeno (1600°C, presión = 80 a 100 psi, tiempo de

10 a 20 min), para bajar % de C, reducir impurezas, etc.

16. Tercera muestra para laboratorio. Si la composición química esta OK.
17. Retiro de escoria.
18. Bloque con Al (0,5 Kg/Ton) + (Fe - Si) a (8 Kg/Ton).
19. Adición de ferroaleantes (Fe-Mn) con escamas, (Fe-Cr.)
20. Medición de temperatura. Debe estar en 1700°C.
21. Inyección de gas Argón a 15/20 psi, durante 6 a 10 min.
22. Cuarta muestra para laboratorio. Si composición química correcta, si no, adicionar elementos químicos en la cuchara en el sangrado (Ca – Si) en la cuchara a razón de 1 Kg/Ton y 1,17 Kg de Al/Ton.
23. Sangrado de metal líquido a la cuchara.

4.2.2 Procedimiento modificado

1. La primera carga:

Chatarra Perú	400 Kg
Molde de Bolas	1600 Kg
Regresos	2000 Kg
Carbono para oxidación	40 Kg
Cal	150 Kg

Ver calculo

Ver cálculo es una parte de los 250 Kg

2. Fusión – Teniendo la carga completa.

3. Segunda carga - recarga

Chatarra Perú	400 Kg
Molde de Bolas	1600 Kg
Cal	100 Kg

Representa una parte de 250 Kg

4. Fusión, nuevamente después de la recarga

5. Proceso de oxidación –desfosforización

Inyección de oxígeno (10 a 15 minutos después de la recarga, tiempo de soplado = 10 a 15 minutos una presión de 50 a 60 psi.) + Fluorita (si es necesario). Esta inyección de oxígeno debe hacerse directamente en el metal líquido.

6. Medición de la temperatura. Debe ser 1530°C hasta 1550°C. si la temperatura está dentro de este rango,

7. Primera muestra a laboratorio. Comprobar el contenido de [C], [Si], [P] y [S]. El contenido de [P] debe estar por debajo de 0,010%. Si este valor está por encima de 0,010%, el metal deberá ser reprocesado de acuerdo a la fase 5. Si el contenido de P es inferior a 0,010%, el siguiente paso es, CERRAR EL DAMPER DE EXTRACCIÓN DE HUMOS ESTA ES LA ETAPA MÁS IMPORTANTE PARA EL PROCESAMIENTO DEL AZUFRE.

8. La eliminación total de escoria oxidante deberá realizarse con el dámper cerrado, de lo contrario el metal quedara expuesto a oxidarse más y dificultara la formación de la escoria básica reductora.

9. El bloqueo del baño metálico. Desoxidar primeramente con (Fe - Si) a (8 - 10 Kg/Ton de metal líquido) y luego con Al (0,5 Kg/Ton de metal líquido) En el metal líquido.
 10. Segunda muestra al laboratorio. Este análisis químico está destinado principalmente para verificar los principales niveles de P, S y Si. El contenido de Si es muy importante para el cálculo de (CaO) necesaria para la formación de escoria reductora. Nuevamente, el resultado en sí es altamente influenciado por la operación de secuenciamiento del tiempo de reacción (Fe - Si) utilizados durante la desoxidación.
 11. La colocación de cal (80 Kg) + fluorita (<20 Kg.) Dentro del horno. El valor del peso de la cal depende del valor del %Si después de la desoxidación.

Este valor de 80 Kg, es un ejemplo, esto depende de la cantidad de SiO₂ formada se realiza un cálculo similar al realizado para lograr la basicidad en función de CaO/SiO₂.
 12. Proceso para reducir o perfeccionar la DESULFURACION.

Existen dos técnicas de desulfuración de carbono.

TÉCNICA A = Utilizando la mezcla de (Ca-Si) + C.

TÉCNICA B = Utilizando Al en vez de C
- A. PROCESO DE REDUCCIÓN O DE REFINACIÓN-
DESULFURACION**
- TÉCNICA A = utilizando la mezcla de (Ca - Si) + C.
- Medición de la temperatura. Cuando la temperatura está por

encima 1620°C, a partir de ahí, se prepara una mezcla de:

- a. (Ca - Si) la cantidad de 2 Kg/Ton de Metal líquido. Es necesario antes de comprobar el contenido de Si de baño metálico.
- b. C en la cantidad de 1 Kg/Ton metal líquido.
- c. (Ca - Si) y C deben estar secos, esta adición se divide en tres mezclas realizadas fuera del horno y deben ser agregadas lo más cerca posible a los electrodos.

Repita el procedimiento con las otras dos partes restantes. La importancia de esta operación es "No revuelva el baño" para evitar la reversión de la C en el baño metálico.

En esta condición, irá a ocurrir la siguiente reacción química para la formación de (CaC₂)

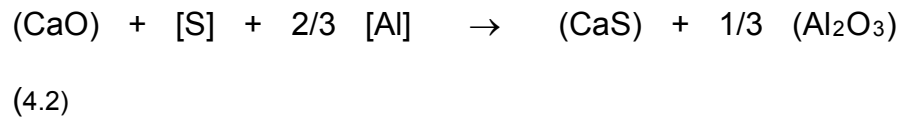


B. PROCESO PARA LA REDUCCIÓN O DE REFINADO - DESULFURACIÓN.

TÉCNICO B =utilizando Al

Medición de la temperatura. Cuando la temperatura está por encima de 1620°C en acero de bajo carbono y C puede ser sustituido total o parcialmente por Al o (Fe - Si), por seguridad para evitar la reversión del C (TÉCNICA A) para el baño metálicos.

En el caso de sustitución de C por Al, la reacción de desulfuración es



ETAPAS COMUNES pasos técnicos como A y B.

- 13 Medición de la temperatura. Esta debe ser la temperatura por encima de 1620°C.
- 14 En tercer lugar de la muestra al laboratorio. Este análisis es para verificar el contenido de S. Si el contenido de S está por encima de 0,010% seguir el procedimiento de la fase 15, repetir de nuevo la fase de 12A y 12B. El análisis químico indica también la necesidad de adiciones de elementos de aleación.
- 15 Además de elementos de aleación.
- 16 La cuarta muestra al laboratorio. Para verificar la necesidad de añadir algún elemento químico en la fuga del recipiente. Ya es un ajuste fino de la composición química.
- 17 La inyección de gas argón a 15/20 psi por 6 - 10 min. Su objetivo es eliminar las micro-inclusiones no metálicas. Lo ideal es que la inyección de gas argón sea a través del fondo por un tapón poroso.
- 18 No retire toda la escoria reductora de horno eléctrico. Esta es una escoria muy reductiva y metal líquido protege contra la re-oxidación. Debe hacer la prueba visual de la verificación de la "escoria de color" y "agua" para verificar la producción de gas acetileno, si esto ocurre, la escoria todavía contiene C. En este caso, es aconsejable para eliminar toda la escoria de la forma,

porque existe el peligro de volver a la carburación durante la agitación durante el vaciado de la bandeja de metal líquido.

- 19 El sangrado del metal líquido a la cuchara. Coloque en el fondo del molde (Ca-Si) en la cantidad de 1 Kg/Ton de Metal líquido, y añadir la cantidad de Al en 1 Kg/Ton

La primera estrella de Al debe ser puesto en marcha en la región cercana al chorro de participante metal líquido en la masa líquida, cuando el nivel de metales llegan 1/4 de la altura de la cuchara, para luego ser lanzado en otras estrellas, separadas de vez en cuando, completa hasta el nivel de metal líquido en la cuchara.

4.2.3 Cálculo de adiciones de cal, carbón y ferroaleantes

MÉTODO DE CÁLCULO DE CANTIDAD DE CAL EN LA CARGA FRÍA

La cantidad total de cal a utilizar debe calcularse de la siguiente manera:

Normalmente, el contenido de Si de la carga de un acero común es de 0,50%. Este valor siempre será estimado conociendo la composición química de la materia prima.

Para una carga fría de 6000 Kg, la cantidad de Si sería $0,005 \times 6000 = 30$ Kg.

Considerando que todo el silicio del baño metálico se oxida a (SiO₂), generalmente el contenido de [Si] es siempre inferior a 0,01% después del periodo de oxidación, y eso debido a la reacción química

siguiente:



Luego

$$\text{Peso molecular de SiO}_2 = 28 + 16 \times 2 = 60$$

$$28 \text{ Kg Si} \leftrightarrow 60 \text{ Kg SiO}_2$$

$$30 \text{ Kg Si} \leftrightarrow x \rightarrow x = 64,29 \text{ Kg SiO}_2 \text{ Trabajaremos con } 65 \text{ Kg.}$$

La proporción de $\text{CaO/SiO}_2 = \text{Basicidad} = B$, por definición, debe ser por lo menos 3, en la siguiente proporción:

$$3 \leq B \leq 4,5 \text{ Son valores empíricos}$$

Cuando $B < 3$, la escoria atacara a los ladrillos refractarios, y $B > 4,5$ la escoria se vuelve muy viscosa y es difícil de removerla del horno.

Para $B = 3 = \text{CaO}/65$, o sea, la cantidad de $\text{CaO} = 195 \rightarrow 200 \text{ Kg}$ mínimo y para $B = 4,5 = \text{CaO}/65$ la cantidad máxima de $\text{CaO} = 292,5 \rightarrow 300 \text{ Kg}$ máximo. El valor ideal sería 250 Kg .

Esta cantidad de 250 Kg de CaO fue dividida en $150 \text{ Kg} + 100 \text{ Kg}$.

MÉTODO DE CÁLCULO DE CARBONO EN LA CARGA EN FRÍA

En la operación de oxidación con inyección gas oxígeno, debemos considerar los siguientes pasos:

- a. Conocer el contenido de C nominal de la especificación = C_e y el porcentaje total estimada de la carga fría.
- b. Sobre el valor de carbono de la especificación C_e aumentar en 0.3% adicional para la etapa de oxidación de carbono para formar gas CO y promover una perfecta desfosforación.
- c. El carbono final luego de la desfosforación deberá ser de $(\%C_e -$

0,1% C). Deberá oxidarse 0,4% en total de C. El valor de C = 0,10% es una seguridad de incremento en porcentaje de carbono en la fase reducción-desulfuración.

En este caso la chatarra Perú, los moldes de bolas y retornos se les considera con un contenido de carbono de 0,25% y realizando el cálculo:

$0,3\% \times 6.000/0,6 = 30$ Kg trabajamos con 40 Kg debido a la oxidación que ocurre en la apertura del horno al realizar la recarga para completar el peso de metal.

MÉTODO DE CÁLCULO DE FeSi, FeMn o Manganeso en escamas y FeCr

Calculo de FeSi agregado durante la desoxidación: Luego de la etapa de oxidación el silicio en el acero generalmente esta en 0% por lo que se ajusta en 0,2% por encima del máximo de la especificación MEPSA para garantizar una buena desoxidación, el cálculo es como sigue:

Objetivo: Si: 0,6%, inicial: 0,00, para una carga de 6000 Kg utilizando FeSi tenemos:

Peso FeSi = $(0,6-0.00) \times 6000/75 = 48$ Kg, utilizaremos 50 Kg.

Los cálculos de FeMn estándar, FeCr estándar, Manganeso en escamas se realizan de la misma manera, estos elementos tienen contenidos variables luego de la etapa de desoxidación.

4.2.4 Similitudes y diferencias entre ambos procesos

El proceso actual y el modificado presentan las siguientes similitudes y diferencias.

Similitudes:

- La primera etapa de oxidación, en esta etapa se busca obtener una escoria espumosa, y que esta oxidación sea la más intensa posible y poder obtener una buena defosforación.
- Presiones de insuflado de oxígeno.
- Presiones de insuflado de argón.
- Temperatura para primer análisis químico.
- Desoxidación a la cuchara.
- Temperatura de sangrado.

Diferencias:

- La etapa de desescoriado, aquí el factor principal es que se cierra el dámper luego de la etapa oxidante, esto para evitar la reoxidación del acero.
- La etapa de desulfuración, el momento de esta se da al final de la colada luego del calmado del acero.
- La técnica de desulfuración es la mayor diferencia la cual busca una escoria altamente reductora.

4.3 Experiencias y pruebas

Se realizaron 31 pruebas en total de las cuales una de ellas se realizó en un acero diferente al estudiado, especificación MEPSA MC-3 que fue una colada en la cual se buscó observar los fenómenos que ocurren por

el agregado de la mezcla desulfurante ya que era una técnica totalmente nueva.

4.3.1 Primera etapa de pruebas y toma muestras de escoria

En esta primera etapa se realizaron 12 coladas una de ellas con un acero eutectoide especificación MEPSA MC-3, las cuales se realizaron en los hornos 1 y 2.

4.3.2 Recopilación de datos y resultados obtenidos en pruebas

Los datos recopilados en todas las pruebas se dan en el Anexo A de las coladas procesadas con el nuevo procedimiento de fabricación. En los cuales se encuentran: (i) los análisis químicos del acero en sus diferentes etapas del proceso, (ii) los análisis químicos de escorias recolectadas en algunas coladas y (iii) el cálculo del porcentaje de desulfuración (ΔS) y el grado de desulfuración ($[S_t]/[S_0]$).

El grado de desulfuración es una relación del azufre en el acero al final del proceso de desulfuración que generalmente demora 45' y el contenido de azufre inicial en el acero.

Las etapas de pruebas se separan de la siguiente manera:

- Primera etapa: de la colada 178677 a la 178801
- Segunda etapa: de la colada 178979 a la 179745

4.3.3 Observaciones realizadas en primera etapa de pruebas

Los datos al detalle de la corrida de cada colada se da en el Anexo A, se indica consumo de ferroaleantes realizados en cada una de las etapas resumiendo se puede obtener lo siguiente:

- a. En colada 280840, el no retirar la poca escoria oxidante generada en el insuflado de O_2 trajo consecuencia nefasta con la desoxidación realizada. En base a esto se decidió aumentar la cantidad de FeSi a utilizar de 50 a 70 Kg en las siguientes coladas.
- b. De colada 178688 el porcentaje de fosforo se revierte alarmantemente en un 1000% de 0,001 a 0,011% en el horno, por lo cual se decide aumentar el rango de temperatura para enviar la primera muestra se sube de 1520 - 1540°C a 1580 -1600°C para tener un contenido de fosforo más estable, además se reduce la utilización de FeMn estándar por tener alto contenido de fosforo lo cual podría estar promoviendo la recuperación acelerada de este en el horno.
- c. En colada 280901 se decide eliminar la utilización de fluorita o reducirla en las siguientes pruebas al mínimo ya que podría estar acelerando la reversión del fosforo a altos niveles y atacando en demasía al refractario del horno, se observó que el aluminio agregado en la mezcla desulfurante también promovía una buena fluidez de la escoria y no ataca al refractario con la severidad que lo hace la fluorita.
- d. En colada 280923 se observa los primeros resultados de la no

utilización de fluorita al revertirse el fosforo en 16,7% que es lo que se logra aumentando la temperatura de la primera muestra y realizando el desescoriado de la etapa oxidante en 2 etapas.

- e. En colada 280948 se descarburo a niveles muy por debajo de 0,10%, a 0,06%C, con lo cual el acero tiene un contenido de oxígeno alto y el resultado de la prueba fue insatisfactorio debido a un nivel bajo de desoxidación, se presume que había un alto contenido de FeO que consumió el FeSi agregado y además bloqueo la desulfuración.
- f. En colada 178796 es la primera en la cual se logra los objetivos planteados, se controla todos los parámetros posibles (temperaturas de inicio de adición de ferrealmente, agregado de cal y de cada una de las mezclas desulfurantes), además se aumentó el consumo de aluminio para mejorar la desoxidación, además de esto se consiguió un nivel de P de 0,006% en la cuchara con lo que queda demostrado que tanto la fluorita y el FeMn estándar promovían una rápida reversión del fosforo en el horno.
- g. En colada 178800 se empezó con un contenido de P alto por lo que se decide reducir el contenido de carbono con pellets (mineral oxidado de hierro) pero a una temperatura de 1600°C, ya habiendo retirado la escoria oxidante previamente pero el P se revirtió casi a su nivel inicial por lo que queda claro que la mejor oportunidad de procesarlo es a baja temperatura y con una alta

basicidad en temperaturas relativamente alta. Debido a que el fosforo tuvo un proceso de reducción por algún elemento desoxidante redujo el poder desulfurante de la escoria.

4.3.4 Recálculo de adiciones por observaciones realizadas en primera etapa de pruebas

De las observaciones realizadas se determina:

- a. La adición de cal se aumenta en 50 Kg. durante la etapa oxidante debido a la elevación de la temperatura para procesar el fosforo, según el Figura 3.18, a mayor temperatura para obtener un mismo grado de defosforación se debe aumentar la oxidación y la basicidad de la escoria.
- b. Elevar la adición de FeSi en 30 Kg por la necesidad de formar SiO_2 y darle fluidez a la escoria reductora ya que la sílice es un potente fluidizador de la escoria.
- c. Se aumenta el Al a 5 Kg en el bloqueo para aprovechar la alúmina formada y aumente la fluidez de la escoria, es un caso similar al de la sílice.
- d. Se aumenta la presión de insuflado de gas argón para obtener un agitado más intenso de 40 a 50 psi.

4.3.5 Segunda etapa de pruebas y tomas de muestra de escoria

En la segunda etapa de pruebas decide observar por separado el efecto de las nuevas adiciones de FeSi y Al por separado de la

siguiente manera:

- De colada 178979 a 179311 el aumento FeSi.
- De colada 179470 a 179745 el aumento de FeSi y Al.

4.3.6 Recopilación de datos y resultados obtenidos en segunda etapa de pruebas

- De colada 178979 a 179311 los contenidos de FeO en las escorias analizadas se encuentra alto, de esto se observa que el solo elevar el FeSi en desoxidación no era suficiente.
- En Colada 179470 se observa que elevando la dosis de aluminio para la desoxidación más enérgica mejora la desulfuración, además que ayuda una mayor desulfuración del acero en la cuchara al momento del sangrado ya que todavía se tiene Al en el acero que pasa a Al_2O_3 y ayuda a la fluidez de la escoria.
- La reversión del fosforo en esta 2da. etapa se controla mejor, pero aún existe reversión a niveles controlados ($\%P \leq 0.010$).
- Al aumentar la presión de agitación por argón se observa un mejor nivel de desulfuración en la mayoría de los caso excepto en aquellas coladas en la que el azufre se revirtió por alto contenido de MgO proveniente del ladrillo refractario como en las coladas 179070, 179071, 179118.
- La pobre desulfuración por altos contenidos de FeO en la escoria lo que indica una mala desoxidación o lo que es peor un exceso de oxidación en la primera etapa de la colada lo que se debería

desoxidar utilizando otras técnicas como se ve en las coladas 179070, 179071, 179118.

- El contenido de sílice aun continua alto en la escoria, se observa que con niveles mayores a 26% ya empieza a reducir el poder desulfurante del proceso, el contenido ideal es 20% según datos obtenidos, ya que ayuda a la fluidez de la escoria y no interrumpe la desulfuración.

CAPITULO V

ANÁLISIS ECONÓMICO

El presente trabajo se basa en la mejora continua del proceso y debido a esto se debe tener en cuenta el costo del proceso puesto en práctica con respecto al anterior y lógico la mejora en trabajo, en cuanto tiempo o cantidad de coladas recibidas por estas piezas se paga la inversión hecha en este proceso y su viabilidad.

5.1 Análisis económico de ambos procesos

Tomando datos de costos de ferroaleaciones en las cuales se observó variación en exceso o defecto (FeSi, CaSi, Al, Cal, Mn escamas, FeMn std), no se toman en cuenta aquellas adiciones que se mantienen casi invariables (FeCr, FeMo, Chatarra Perú, regresos internos, etc.), por lo que este análisis del proceso y el comparativo con el actual será solo de las adiciones al horno que sufrieron diferencias notables:

Tabla 5.1 - Costos unitarios y totales de ambos procesos

Aleantes	Precios (US\$)	Consumos promedio (kg) (PM)	Costo unitario (PM)	Consumos promedio (kg) (PA)	Costo unitario (PA)
FeSi	1,95	71,5	139,43	95	185,25
Al	2,41	17	40,97	11	26,51
CaSi	3,39	16,23	55,02	6	20,34
Mn escamas	3,91	41	160,31	0	0
FeMnstd	1,62	0	0	55,22	89,46
Cal viva	0,14	500	70	400	56

Costo total por proceso	465,72	377,56
*Proceso Modificado		
**Proceso Actual		

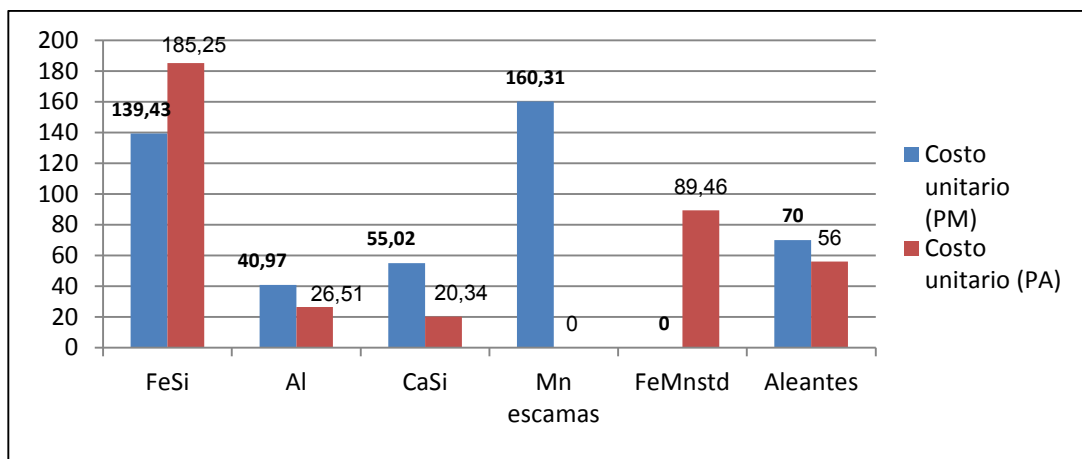


Figura 5.1 - Costos unitarios y totales de ambos procesos Proceso Modificado y Proceso Actual

De la Tabla 5.1, tenemos que la diferencia de ambos procesos es: 88,17 US\$, lo que se puede observar en la Figura 5.1.

Con lo cual esta sería la inversión promedio por colada que se estaría haciendo para alcanzar los niveles requeridos, sabiendo además que con el proceso actual nunca se llegó a menos 0,015%S.

5.2 Análisis económico debido a la mejora en servicio de las piezas fabricadas con el nuevo procedimiento

En operación se observa una mejora en promedio de 25% más de estos moldes, asumiendo una ganancia hipotética de 100 US\$ por tonelada de bola neta buena y además que cada colada del horno 5 produce 10,8 Ton de bola neta buena; por lo cual modificando la Tabla 5.1 y se

obtiene la siguiente Tabla 5.2 y su correspondiente grafico para la visualización de las ganancias.

Tabla 5.2 - Modificación de Tabla 5.1 con la mejora de 25%

Medida	Días	Coladas Vaciadas	Mejora 25%	Diferencia	Ganancia (US\$)
1 1/2"	2.5	38	47,5	9,5	10450
2"	3	45	56,25	11,25	12375
2 1/2"	3	45	56,25	11,25	12375
3"	5	75	93,75	18,75	20625
3 1/2"	5	75	93,75	18,75	20625

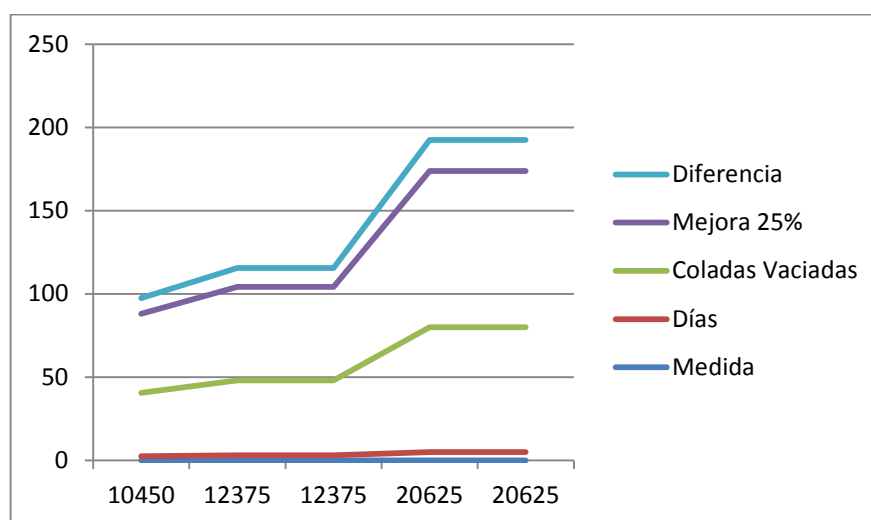


Figura 5.2 – Visualización grafica de la ganancias

La tornamesa consta de 40 brazos en los cuales se colocan 4 moldes por brazo con lo cual se necesita 160 moldes y además se funde 48 moldes de bolas por colada de 6 Ton procesada tenemos:

coladas de MA-5E para completar tornamesa = $160/48 = 3,33$, se redondea a 4 coladas.

Por lo tanto se realiza una diferencia de inversión en Acería de:

Inversión Acería= $4 \times 88,17 = 352,68$ US\$; comparando los datos de ganancia de Tabla 5.2 la inversión está más que justificada y se recupera

recibiendo una colada más de acero para bolas en estos moldes.

CONCLUSIONES

De las pruebas realizadas y con los datos obtenidos se concluye lo

siguiente:

1. El aumento de temperatura en la etapa oxidante del proceso trajo buenos resultados ya que se pudo controlar mejor la reversión del fósforo, una mayor remoción del mismo se logró con insuflado enérgico de oxígeno.
2. Durante la etapa oxidante se logró intenso espumamiento de la escoria al agregar antracita sobre esta al insuflar oxígeno, se observa que reduce en algo la emisión de gases al exterior del horno.
3. La temperatura a la cual se llega durante la desulfuración promueve la reversión del fósforo, lo mismo que la condición altamente reductora del acero y el cerrado del dámper del ducto extractor de humos primarios que es condición totalmente opuesta para lograr la disminución del fósforo en el acero.
4. La disminución del uso de fluorita (CaF_2) disminuyó la reducción del fósforo de la escoria al acero durante la etapa de desulfuración, ya que al quedar algo de escoria oxidante en las paredes del horno esta era disuelta y reducida al metal por los elementos desoxidantes.
5. La obtención de P y $\text{S} \leq 0,010$ es factible, siempre y cuando se realice el retiro de la mayor cantidad de escoria de la etapa oxidante posible, buena técnica de desoxidación del acero y la rápida reactividad de la cal (≤ 1 min en lo posible).
6. Las temperaturas de sangrado altas ayudan a la desulfurización pero agreden al refractario con lo cual puede haber un efecto dual en este parámetro ya que promueven la remoción de MgO del ladrillo.

7. La desulfuración en el horno llegó a ser de 45 a 60%, y en la cuchara 20 - 27% adicional teniendo en cuenta que la cantidad de MgO en la escoria debe estar entre 10 - 12%, la alúmina entre 9 - 14%, y el contenido de aluminio en el horno arriba de 0.03%.
8. El proceso reduciría la cantidad de veces que se realiza el desecoriado del acero en el horno en por lo menos 1 vez, si se domina el proceso y se consigue una escoria oxidante fluida esta reducción sería en dos veces es decir un 66,7%; con lo cual los operarios reducirían su exposición a altas temperaturas y posiciones forzadas de la tarea reduciendo así estrés térmico, lesiones musculares y/o óseas.
9. En la etapa oxidante se puede hacer uso de un acondicionador de escoria (a base de MgO) para reducir el ataque al refractario y un fluidificador de escoria (a base de Al_2O_3) que ayudara a llevar más CaO a solución acelerando la reacción con el fósforo y así fijándolo en la escoria.
10. Buscar otro procedimiento para el retiro de la escoria oxidante debido a que el actual podría no ser el adecuado ya que al usar la barra de acero esta cede y se deforma al estar en condiciones de alta temperatura, la barra podría ser refrigerada para así reducir su deformación.
11. Controlar el contenido de carbono inicial, preferible a 0,15% para así ayudar a la desulfuración agregando algo de carbono en esta etapa logrando una escoria mucho más reductora sin poner el riesgo la composición química del acero.
12. La desulfuración podría acelerarse al insuflar los agentes desulfurantes

así como la mezcla desulfurante desarrollada en este trabajo, con lo cual se optimiza el contacto de la cal con el azufre (como se sabe es una reacción de contacto) además de mejorar la performance de la mezcla desulfurante.

13. El tap to tap de la colada no se vio afectado es decir permaneció en 180 min promedio, este podría acelerarse al utilizar escoria sintética en la cuchara, teniendo solo que acondicionar el acero y la escoria en el horno.
14. Se puede conseguir la escoria de cal rica en aluminato de calcio con el proceso EXOSLAG y poder reducir el azufre aún más en la cuchara, menos de 70 ó 60 ppm que son los contenidos que se han logrado hasta el momento.

BIBLIOGRAFÍA

- [1]. **Basu**, Somnath. Studies on dephosphorisation during steelmaking,

Doctoral Thesis School of Industrial Engineering and Management
Department of Materials Science and Engineering Division of Materials
Process Science, Royal Institute of Technology, Sweden 2007.

- [2]. **Cornejo**, A. N., **Torres**, R., **Cuellar**, E., Análisis industrial de la reducción del óxido de hierro mediante la inyección de finos de carbón al horno eléctrico de arco. Consejo superior de investigaciones científicas licencia creative commons 3.0 España (by-nc). Rev. Metal. Madrid, 1999.
- [3]. **Drezet**, J.-M., **Gremaud**, M., **Graf**, R. and **Gäumann**, M. A new hot tearing criterion, Presented at the 4th ECCO, Birmingham, UK, 14-16 Oct. 2002.
- [4]. **Guy**, Albert W. Metalurgia Física para Ingenieros, ADDISON WESLEY PUBLISHING COMPANY, INC, 1965.
- [5]. **Kudrin**, V.A. Metalurgia del acero, Editorial Mir, 1984.
- [6]. **Muñoz**, J. C. Efecto de los elementos residuales e impurezas en la ductilidad y mecanismos de fragilización en caliente de un acero de construcción 0,23C-0,9Mn-0,13Si, Tesis doctoral. Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, UPC, Barcelona, febrero 2006

[7]. **Turkdogan**, E. T. Fundamentals of Steelmaking, the Institute of Materials. The University Press, Cambridge, 1996.

[8]. <http://www.steeluniversity.org>

ANEXOS

Anexo A – Composiciones químicas obtenidas durante el procesamiento del acero en cada una de las coladas

- Colada de prueba acero para bolas

Colada 178677									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS
	0.71	0.37	0.2	0.021	0.031	0.35	0.014	-	GD
AS	0.84	0.86	0.5	0.025	0.017	0.46	0.019	0.031	
Cuchara	0.81	0.77	0.5	0.022	0.013	0.43	0.015	0.082	58

0.42

Colada 280840									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS
	0.30	0.2	0.01	0.003	0.026	0.17	0.055	-	GD
	0.20	0.54	0.1	0.009	0.024	0.30	0.062	-	
	0.21	0.55	0.36	0.009	0.024	0.30	0.052	0.01	
AS	0.20	0.54	0.31	0.008	0.023	0.29	0.052	0.006	12

0.88

Colada 178685									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS
	0.48	0.25	0.02	0.003	0.019	0.19	0.066	-	GD
	0.2	0.14	0.00	0.003	0.022	0.13	0.065	-	
	0.2	0.94	0.55	0.008	0.015	0.21	0.062	0.023	
AS	0.2	0.92	0.5	0.008	0.015	0.21	0.062	0.015	
Cuchara	0.25	0.96	0.46	0.008	0.011	0.35	0.063	0.037	50

SiO ₂	28.0
Al ₂ O ₃	9.26
Fe ₂ O ₃	1.59
MnO	0.80
CaO	49.3
MgO	14.42
Cr ₂ O ₃	

0.5

Colada 178760									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS
	0.80	0.42	0.01	0.005	0.021	0.08	0.13	-	GD
	0.37	0.22	0.00	0.006	0.028	0.09	0.14	-	
	0.23	0.18	0.00	0.005	0.029	0.08	0.12	-	
	0.27	0.87	0.77	0.009	0.017	0.08	0.3	0.029	
	0.28	0.86	0.71	0.009	0.015	0.09	0.29	0.02	
	0.27	0.79	0.57	0.009	0.015	0.08	0.29	0.016	
AS	0.27	0.78	0.52	0.008	0.014	0.08	0.28	0.006	
Cuchara	0.3	0.87	0.4	0.008	0.015	0.09	0.34	0.052	52

0.48

Colada 280923									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS
	0.37	0.25	0.02	0.005	0.021	0.06	0.08	-	GD
	0.22	0.72	0.61	0.004	0.016	0.07	0.26	0.015	
AS	0.23	0.66	0.36	0.006	0.015	0.07	0.30	0.005	
Cuchara	0.25	0.96	0.49	0.006	0.015	0.07	0.35	0.062	29

0.71

Colada 178796									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS
	0.32	0.25	0.02	0.002	0.023	0.04	0.07	-	GD
	0.16	0.85	0.70	0.004	0.009	0.04	0.18	0.012	
	0.19	0.86	0.56	0.004	0.008	0.04	0.21	0.007	
AS	0.21	0.90	0.41	0.005	0.007	0.04	0.36	0.063	
Cuchara	0.21	0.88	0.41	0.006	0.008	0.04	0.37	0.064	70

SiO₂	21.5
Al₂O₃	9.47
Fe₂O₃	1.91
MnO	0.53
CaO	54.6
MgO	12.24
Cr₂O₃	

0.30

- Se procesa carbono con pellets (mineral oxidado de fierro)

Colada 178800											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS		
	0.79	0.27	0.02	0.015	0.030	0.07	0.21	-	GD	SiO ₂	20.0
	0.27	0.13	0.00	0.005	0.029	0.07	0.14	-		Al ₂ O ₃	12.86
	0.27	1.10	0.70	0.013	0.014	0.07	0.34	0.027		Fe ₂ O ₃	1.55
	0.27	1.06	0.61	0.013	0.012	0.07	0.35	0.020		MnO	0.52
AS	0.27	1.06	0.61	0.013	0.012	0.07	0.35	0.020	52	CaO	54.5
Cuchara	0.25	0.96	0.49	0.011	0.017	0.07	0.35	0.062	0.48	MgO	10.62
										Cr ₂ O ₃	

Colada 178801											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS		
	0.20	0.16	0.00	0.003	0.032	0.07	0.08	-	GD	SiO ₂	20.0
	0.20	0.82	0.20	0.011	0.012	0.07	0.26	0.015		Al ₂ O ₃	14.98
	0.19	0.87	0.89	0.009	0.011	0.07	0.3	0.005		Fe ₂ O ₃	2.06
	0.19	0.87	0.89	0.009	0.011	0.07	0.3	0.005		MnO	0.94
AS	24	0.83	0.66	0.008	0.008	0.07	0.35	0.062	75	CaO	54.5
Cuchara	0.23	0.96	0.63	0.009	0.008	0.07	0.35	0.062	0.25	MgO	10.12
										Cr ₂ O ₃	

Colada 178979											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS		
	0.47	0.29	0.00	0.004	0.014	0.06	0.05	-	GD	SiO ₂	21.5
	0.23	0.26	0.00	0.004	0.017	0.06	0.06	-		Al ₂ O ₃	7.55
	0.23	1.04	0.73	0.008	0.010	0.07	0.29	0.034		Fe ₂ O ₃	4.59
	0.23	1.04	0.73	0.008	0.010	0.07	0.29	0.034		MnO	0.33
AS	0.25	0.96	0.60	0.008	0.009	0.06	0.28	0.02	47	CaO	54.5
Cuchara	0.27	0.96	0.43	0.008	0.010	0.07	0.4	0.066	0.53	MgO	13.69
										Cr ₂ O ₃	

Colada 179070											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD	SiO ₂	
	0.55	0.36	0.01	0.010	0.029	0.15	0.029	-		21.22	
	0.09	0.16	0.00	0.004	0.028	0.11	0.031	-		6.72	
	0.27	0.45	0.53	0.008	0.015	0.32	0.031	0.027		5.58	
AS	0.27	0.51	0.49	0.008	0.015	0.33	0.030	0.020		1.28	
Cuchara	0.26	0.87	0.47	0.008	0.019	0.38	0.055	0.095	48	40.83	
										20.98	
										0.37	

0.52

Colada 179071											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD	SiO ₂	
	0.34	0.14	0.02	0.004	0.026	0.10	0.042	-		19.88	
	0.25	0.84	0.56	0.006	0.016	0.31	0.033	0.016		7.21	
AS	0.30	0.90	0.51	0.007	0.013	0.33	0.034	0.010		3.89	
Cuchara	0.28	0.82	0.44	0.007	0.015	0.35	0.059	0.070	50.0	0.91	
										46.93	
										19.02	
										0.32	

0.50

Colada 179118											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD	SiO ₂	
	0.07	0.08	0.00	0.001	0.019	0.04	0.024	-		20.89	
	0.29	0.83	0.46	0.006	0.014	0.14	0.025	0.004		6.56	
AS	0.28	0.73	0.37	0.006	0.016	0.16	0.026	0.005		7.17	
Cuchara	0.27	0.96	0.48	0.007	0.017	0.41	0.059	0.086	16	1.50	
										41.79	
										20.11	
										0.44	

0.84

Colada 281239											
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD	SiO ₂	
	0.39	0.29	0.02	0.005	0.023	0.21	0.062	-		26.20	
	0.24	0.19	0.00	0.003	0.025	0.18	0.052	-		5.84	
AS	0.21	1.08	0.44	0.008	0.011	0.35	0.054	0.006		1.77	
Cuchara	0.23	0.77	0.34	0.007	0.011	0.30	0.052	0.022		0.85	
FP	0.25	0.77	0.35	0.010	0.011	0.30	0.053	0.022	56	51.45	
										12.75	
										0.18	

0.44

Colada 179487									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.59	0.21	0.01	0.008	0.031	0.19	0.049	-	
	0.12	0.10	0.00	0.003	0.027	0.14	0.056	-	
AS	0.16	0.87	0.40	0.006	0.010	0.34	0.051	0.028	
Cuchara	0.20	0.92	0.52	0.006	0.007	0.37	0.051	0.062	
FP	0.20	0.90	0.52	0.006	0.008	0.37	0.051	0.066	77

0.23

Colada 179502									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.67	0.28	0.02	0.004	0.018	0.19	0.050	-	
	0.18	0.14	0.00	0.003	0.020	0.15	0.050	-	
AS	0.23	0.88	0.55	0.006	0.011	0.30	0.048	0.043	
Cuchara	0.24	0.89	0.54	0.005	0.008	0.35	0.049	0.079	
FP	0.25	0.84	0.52	0.006	0.009	0.35	0.048	0.073	60

SiO₂	19.08
Al₂O₃	9.93
Fe₂O₃	1.27
MnO	0.44
CaO	47.44
MgO	18.76
Cr₂O₃	0.08

0.40

Colada 179592									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.79	0.39	0.02	0.009	0.016	0.20	0.025	-	
	0.12	0.14	0.00	0.003	0.015	0.11	0.041	-	
AS	0.16	0.75	0.42	0.006	0.009	0.34	0.032	0.015	
Cuchara	0.27	0.89	0.56	0.006	0.010	0.37	0.061	0.092	44

0.56

Colada 179597									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.17	0.18	0.01	0.003	0.024	0.13	0.047	-	
AS	0.19	1.03	0.43	0.010	0.010	0.43	0.047	0.023	
Cuchara	0.22	0.95	0.46	0.009	0.010	0.40	0.047	0.057	58

0.42

Colada 281781									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.39	0.25	0.01	0.007	0.022	0.20	0.056	-	
	0.39	0.15	0.01	0.002	0.023	0.13	0.052	-	
	0.17	0.12	0.00	0.002	0.025	0.13	0.049	-	
AS	0.19	0.79	0.33	0.009	0.013	0.34	0.044	0.003	
Cuchara	0.27	0.91	0.53	0.010	0.011	0.38	0.084	0.064	56 0.44

Colada 281784									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.72	0.27	0.02	0.004	0.016	0.20	0.077	-	
	0.17	0.08	0.00	0.002	0.017	0.07	0.058	-	
AS	0.19	0.77	0.48	0.005	0.010	0.31	0.055	0.015	
Cuchara	0.27	0.90	0.40	0.008	0.009	0.45	0.094	0.067	47 0.53

Colada 281793									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.50	0.26	0.01	0.005	0.017	0.17	0.056	-	
	0.24	0.12	0.00	0.002	0.021	0.16	0.072	-	
AS	0.28	0.64	0.26	0.006	0.011	0.37	0.067	0.004	
Cuchara	0.27	0.88	0.58	0.006	0.011	0.35	0.071	0.067	48 0.52

Colada 179716									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.34	0.25	0.01	0.004	0.019	0.16	0.022	-	
	0.14	0.17	0.00	0.003	0.018	0.14	0.022	-	
AS	0.24	0.84	0.36	0.007	0.011	0.32	0.022	0.005	
Cuchara	0.23	0.80	0.38	0.007	0.011	0.34	0.066	0.077	42 0.58

Colada 179722									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.45	0.11	0.00	0.002	0.015	0.10	0.013	-	
	0.09	0.10	0.00	0.003	0.016	0.10	0.014	-	
AS	0.18	0.54	0.43	0.004	0.011	0.25	0.014	0.003	
Cuchara	0.28	0.82	0.50	0.005	0.011	0.36	0.063	0.070	31
Obs.	Horno contaminado con acero al manganeso								0.69

Colada 179730									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.46	0.26	0.02	0.006	0.026	0.20	0.017	-	
	0.12	0.20	0.00	0.006	0.032	0.19	0.018	-	
AS	0.22	0.78	0.48	0.010	0.013	0.27	0.018	0.014	
Cuchara	0.24	0.90	0.56	0.010	0.011	0.34	0.064	0.071	66
									0.34

Colada 179745									
	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %	%ΔS GD
	0.26	0.18	0.01	0.003	0.020	0.14	0.076	-	
	0.11	0.14	0.00	0.002	0.019	0.12	0.074	-	
AS	0.18	0.64	0.35	0.005	0.011	0.25	0.068	0.005	
Cuchara	0.26	0.88	0.51	0.006	0.010	0.34	0.068	0.073	50
									0.5

Nomenclatura:

AS	Antes del Sangrado
FP	Final Plataforma
CIE	Compuestos Importantes en la Escoria
%ΔS	Porcentaje de desulfuración
GD	Grado de desulfuración

Anexo B – Analisis de escoria em Laboratorios de MEPSA y Brasil

Colada	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	MnO	MgO	CaO	Cr ₂ O ₃	MgO+FeO	FeO+MnO+Cr ₂ O ₃	Basicidad de la escoria	Porcentaje de desulfuración	Grado de desulfuración
178685*	26,0	9,26	1,59	0,80	13,02	49,3		14,61	2,39	2,1	50	0,50
178688*	25,0	8,16	1,98	0,90	13,46	50,5		15,44	2,88	2,2	59	0,41
178796*	21,5	9,47	1,91	0,53	12,24	54,3		14,15	2,44	2,6	70	0,30
178800*	20,0	12,86	1,55	0,52	10,52	54,5		12,07	2,07	2,5	52	0,48
178801*	20,0	13,98	2,06	0,94	10,12	52,9		12,18	3,00	2,4	75	0,25
178979*	21,5	7,55	3,50	0,33	13,69	53,4		17,19	3,83	2,7	47	0,53
179070**	21,22	6,72	5,58	1,28	20,98	40,83	0,37	26,56	7,23	2,7	48	0,52
179071**	19,88	7,21	3,89	0,91	19,02	46,93	0,32	22,90	5,12	2,9	50	0,50
179118**	20,89	6,56	7,17	1,50	20,11	41,79	0,44	27,28	9,11	2,7	16	0,84
281239**	26,20	5,84	1,77	0,85	12,75	51,45	0,18	14,51	2,80	2,2	56	0,44
179470**	22,91	10,02	1,46	0,58	10,28	53,06	0,12	11,74	2,15	2,3	65	0,35
179477**	19,98	9,84	2,33	0,52	16,09	47,98	0,11	18,42	2,97	2,6	55	0,45
179502**	19,08	9,93	1,27	0,44	18,76	47,44	0,08	20,03	1,79	2,8	60	0,40

* Análisis de escoria realizado en MEPSA y Alex Stewart

** Análisis en laboratorio Magnesita-Brasil

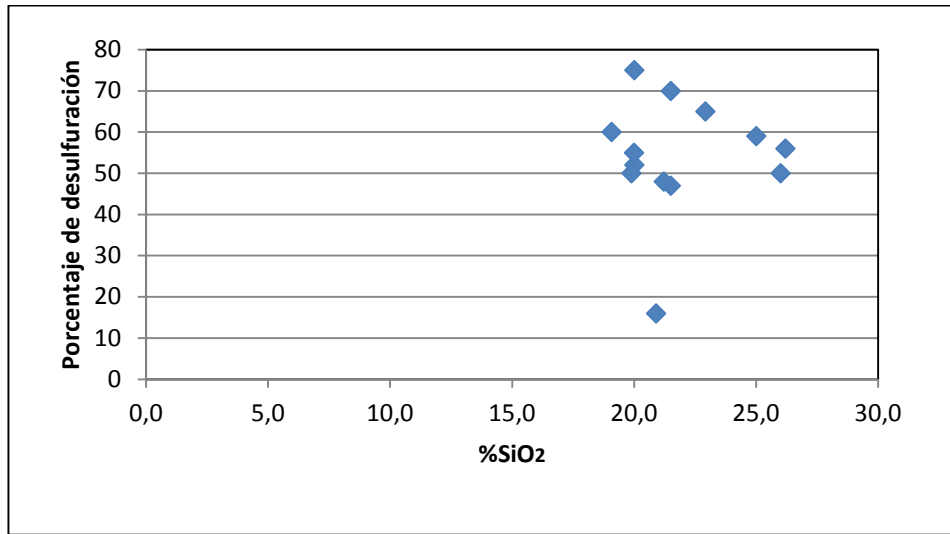


Figura B01 - Porcentaje de desulfuración vs SiO₂

Interpretación

El porcentaje de SiO₂ se encuentra entre 20 y 25% para la desulfuración.

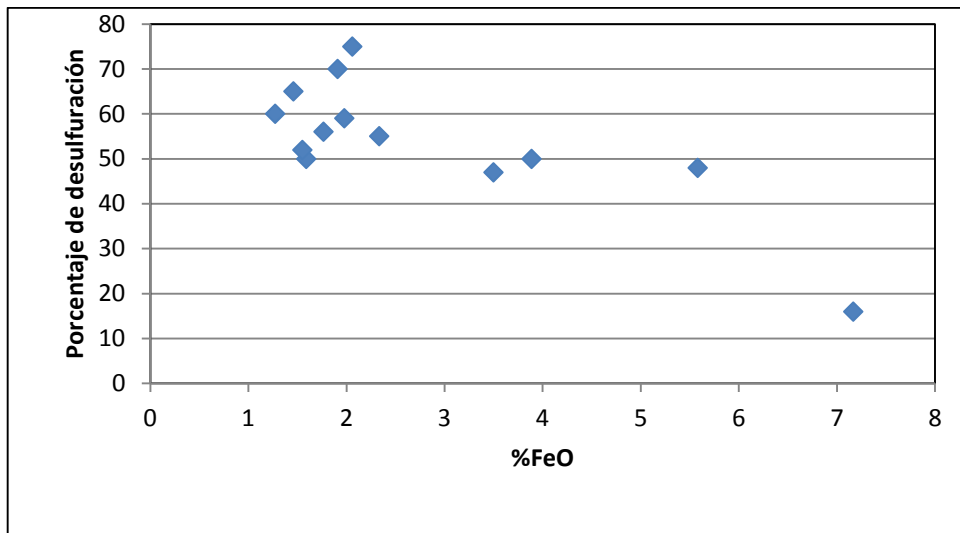


Figura B02 - Porcentaje de desulfuración vs %FeO

Interpretación

El porcentaje de FeO se encuentra entre 1 y 2% para la desulfuración.

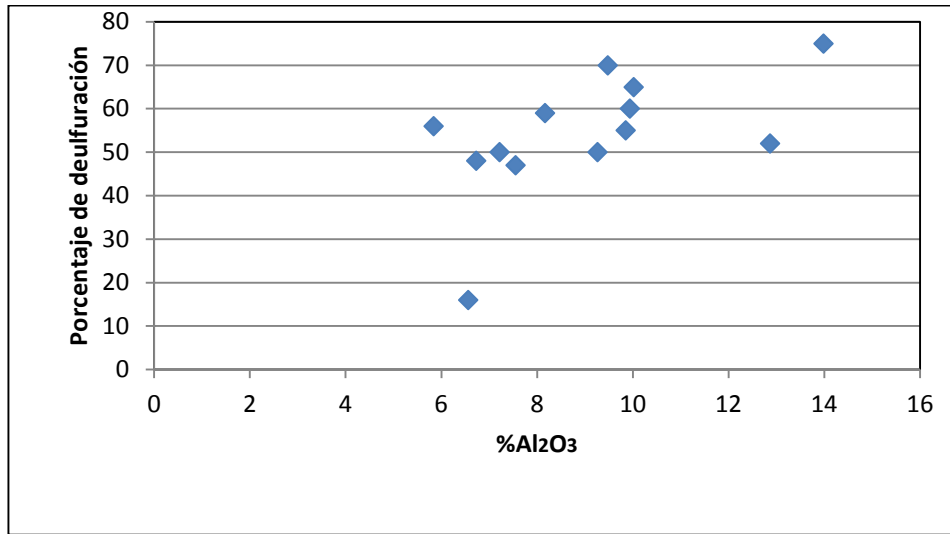


Figura B03 - Porcentaje de desulfuración vs Al₂O₃

Interpretación

El porcentaje de Al₂O₃ se encuentra entre 6 y 10% para la desulfuración.

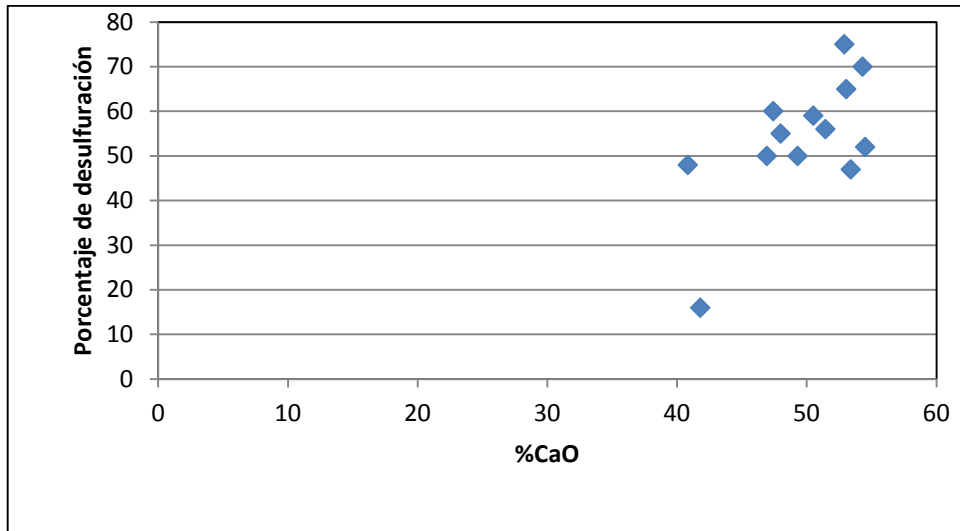


Figura B04 - Porcentaje de desulfuración vs %CaO

Interpretación

El porcentaje de CaO se encuentra entre 45 y 55% para la desulfuración.

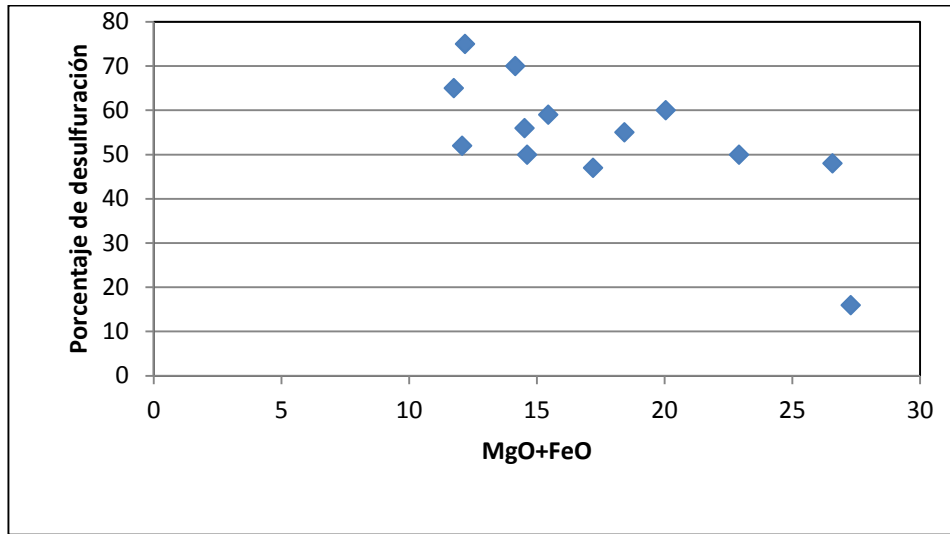


Figura B05 - Porcentaje de desulfuración vs %MgO+FeO

Interpretación

El porcentaje de (MgO+FeO) se encuentra entre 10 y 20% para la desulfuración

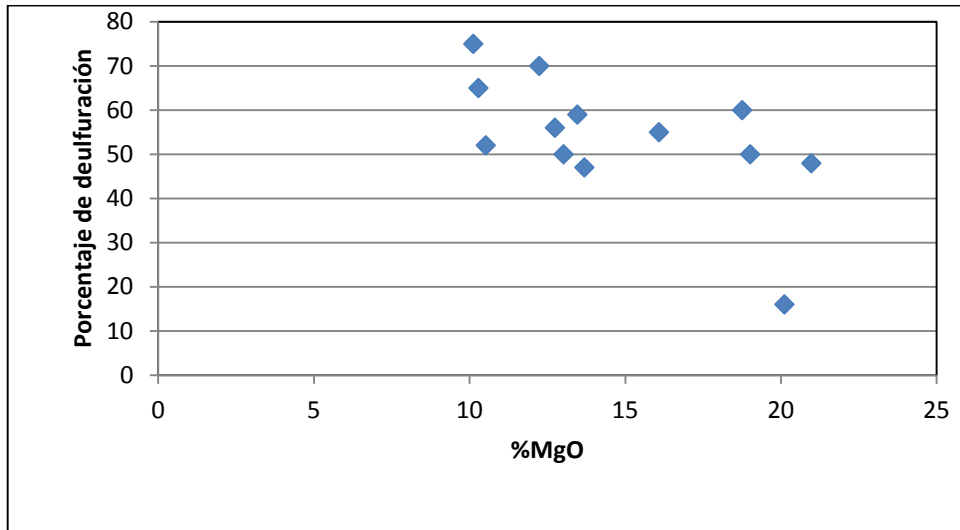


Figura B06 - Porcentaje de desulfuración vs %MgO

Interpretación

El porcentaje de MgO se encuentra entre 10 y 20% para la desulfuración

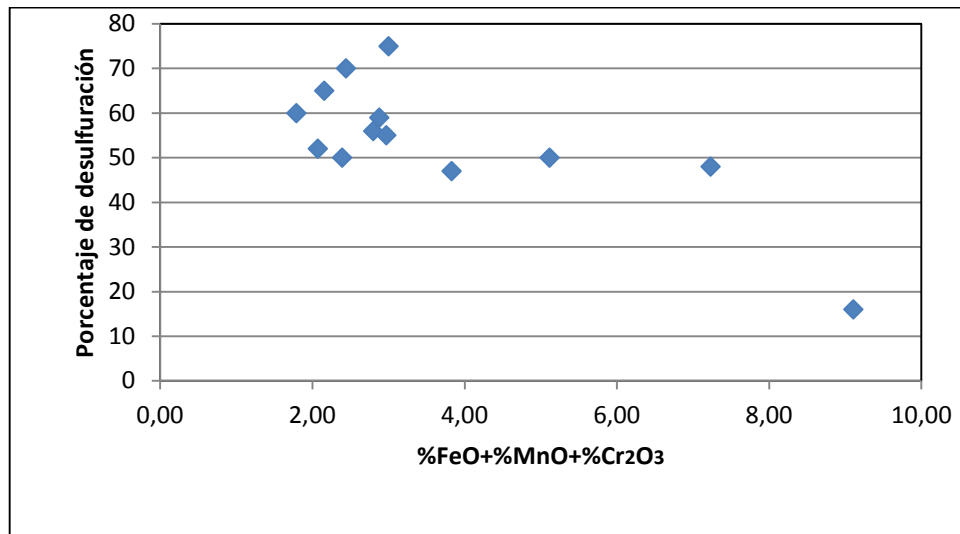


Figura B07 - Porcentaje de desulfuración vs %FeO+%MnO+%Cr₂O₃

Interpretación

El porcentaje de FeO + El porcentaje de MnO + El porcentaje de Cr₂O₃ se encuentra entre 2 y 4% para la desulfuración

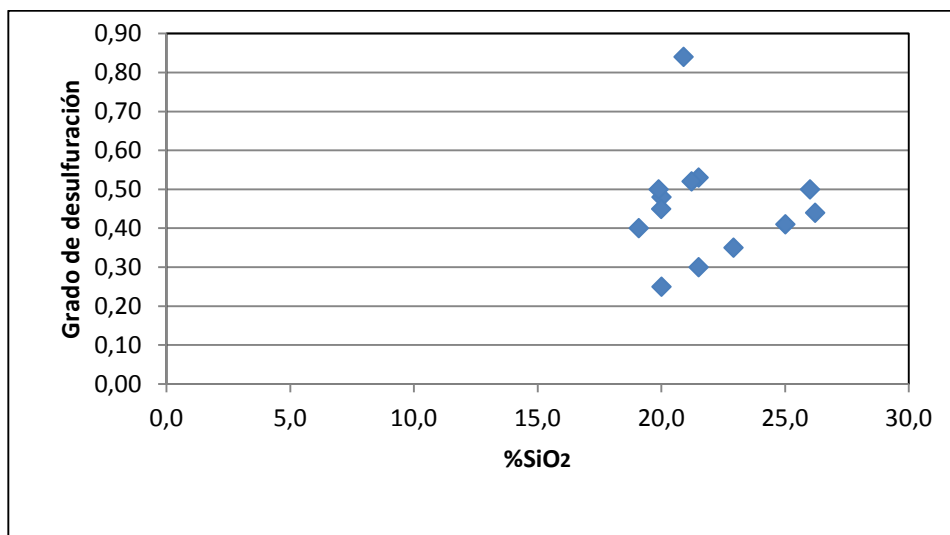


Figura B08 - Grado de desulfuración vs %SiO₂

Interpretación

El porcentaje de SiO₂ se encuentra entre 20 y 25% para la desulfuración

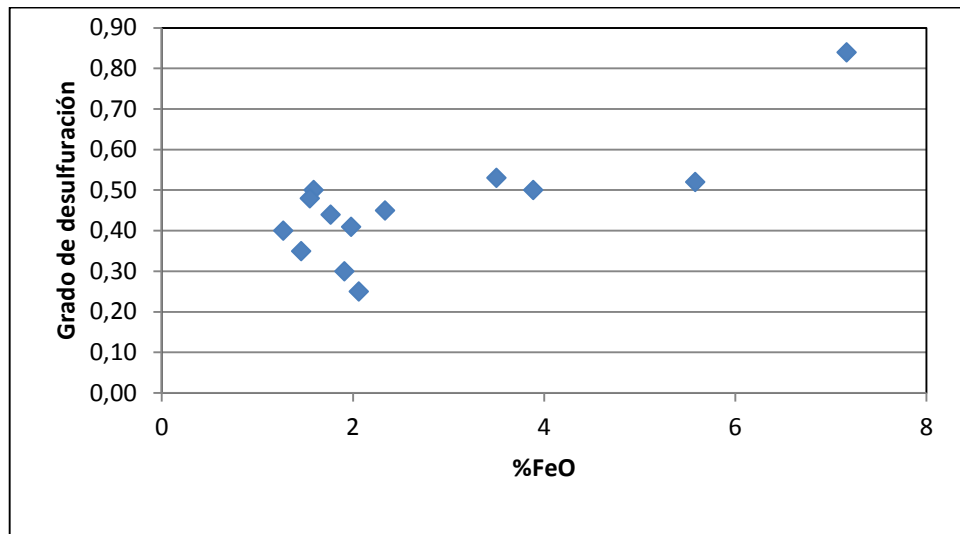


Figura B09 - Grado de desulfuración vs. %FeO

Interpretación

El grado de desulfuración se encuentra entre 0.3 y 0.5 para el FeO

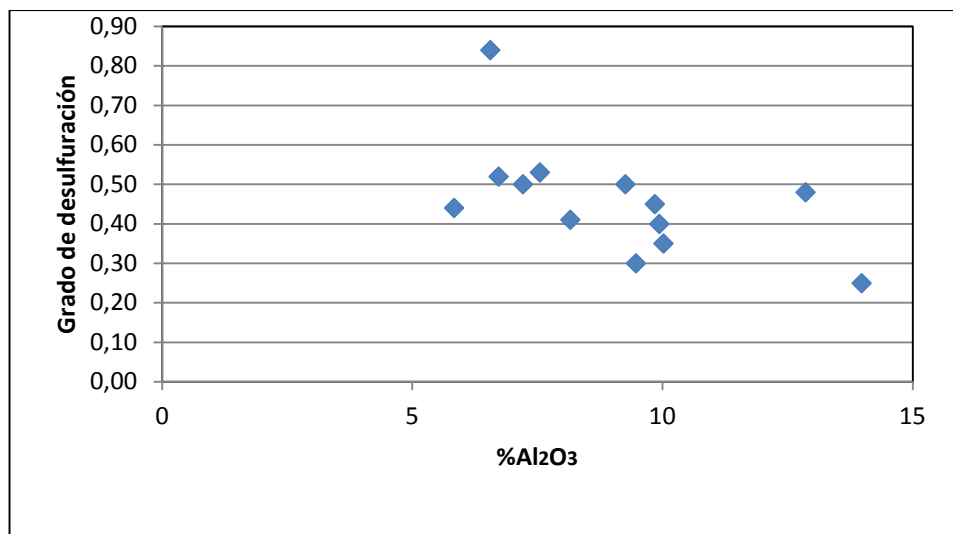


Figura B10 - Grado de desulfuración vs. %Al₂O₃

Interpretación

El grado de desulfuración se encuentra entre 0.3 y 0.6 para el Al₂O₃

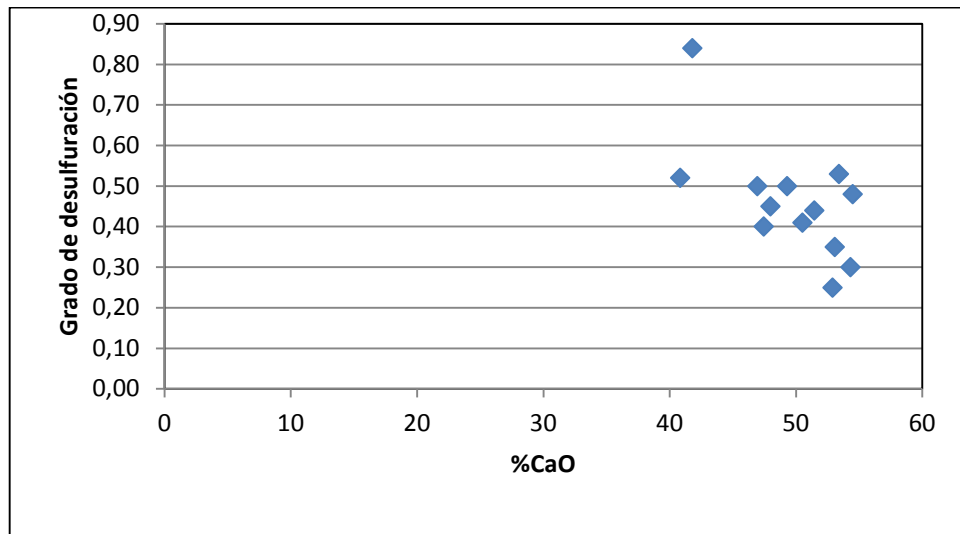


Figura B11 - Grado de desulfuración vs. %CaO

Interpretación

El grado de desulfuración se encuentra entre 0.3 y 0.6 para el CaO

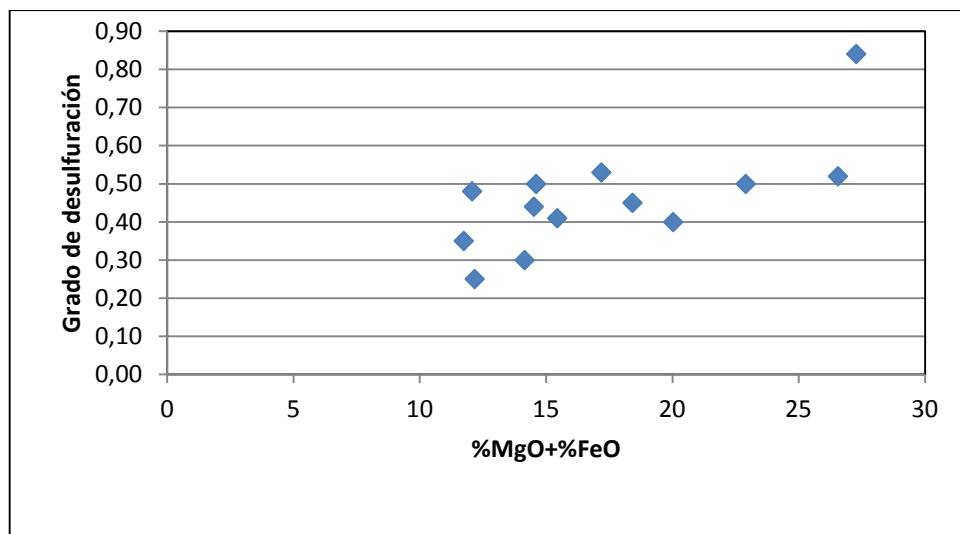


Figura B12 - Grado de desulfuración vs. %MgO+%FeO

Interpretación

El grado de desulfuración se encuentra entre 0.2 y 0.6 para el %MgO+%FeO

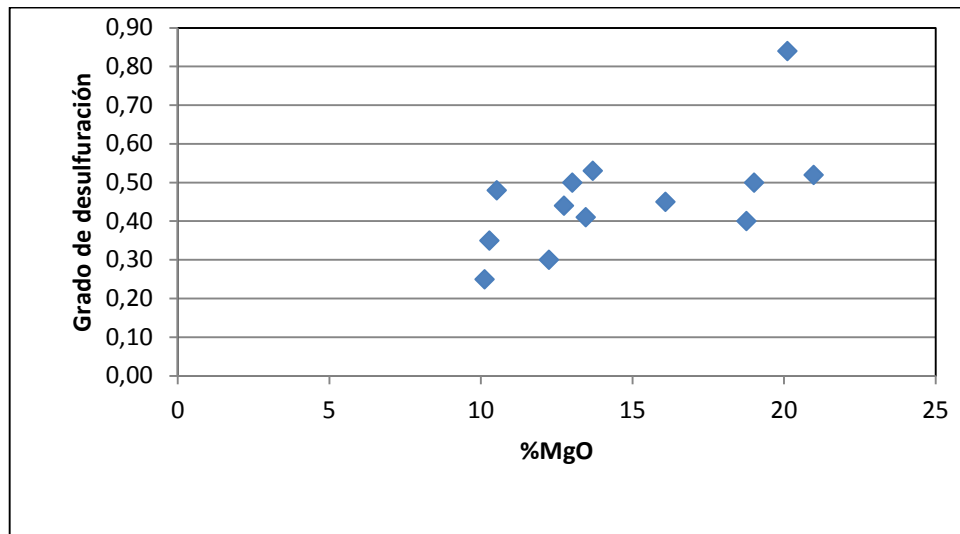


Figura B13 - Grado de desulfuración vs. MgO

Interpretación

El grado de desulfuración se encuentra entre 0,3 y 0,55 para el MgO

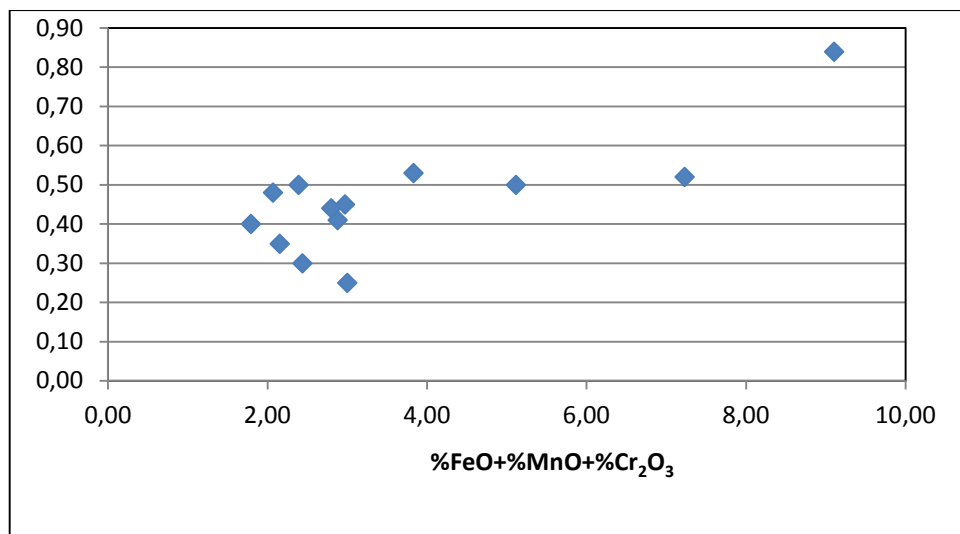


Figura B14 - Grado de desulfuración vs. %FeO+%MnO+%Cr₂O₃

Interpretación

El grado de desulfuración se encuentra entre 0,2 y 0,6 para %FeO+%MnO+%Cr₂O₃

