

**REPUBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALURGICO
“Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

FRAGILIZACION DE LA ALEACION HH POR PRECIPITACION DE FASES SIGMA

**Tesis presentada en opción al grado científico de
Doctor en Ciencias Técnicas**

AUTOR: Ing. Alberto Velázquez del Rosario

Moa, Septiembre de 2002

REPUBLICA DE CUBA
MINISTERIO DE EDUCACIÓN SUPERIOR
INSTITUTO SUPERIOR MINERO METALURGICO
“Dr. ANTONIO NÚÑEZ JIMÉNEZ”
FACULTAD DE METALURGIA Y ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA

FRAGILIZACION DE LA ALEACION HH POR PRECIPITACION DE FASES SIGMA

Tesis presentada en opción al grado científico de
Doctor en Ciencias Técnicas

AUTOR: Ing. Alberto Velázquez del Rosario

TUTORES: Dr. C. Eleno Alfonso Brindis

Universidad de Matanzas “Camilo Cienfuegos”
Facultad de Química-Mecánica
Departamento de Mecánica

Dr. C. Juan Rodríguez Gamboa

Instituto Superior Minero Metalúrgico “Dr. Antonio Núñez
Jiménez”
Facultad de Metalurgia y Electromecánica
Departamento de Metalurgia

Moa, Septiembre de 2002

SINTESIS

Se realiza un estudio sobre la fragilización en condiciones normales de operación de brazos del mecanismo de barrido de los Hornos de Reducción de la Empresa Ernesto Ché Guevara fabricados con el acero austenítico termo-resistente HH. Se emplearon técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB) y microanálisis (EDAX) para caracterizar las fases y superficies de fractura de brazos averiados durante los servicios, detectándose la presencia de fases sigma de estequiometría FeCr y fases de carburos de estequiometría $(\text{Fe,Cr,Ni})_{23}\text{C}_6$. Los análisis fractográficos permitieron establecer como mecanismo de fractura de los brazos la *rotura frágil con propagación de grietas elasto-plásticas*. Mediante la simulación numérica empleando el método de los elementos finitos (MEF), se establecieron las características tenso-deformacionales teóricas de la aleación a temperaturas entre 500 °C y 780 °C y condiciones de cargas similares a las de operación. Para obtener las características tenso-deformacionales reales de la aleación bajo las mismas condiciones simuladas, se realizaron ensayos de fluencia obteniéndose a través de las correspondientes pruebas de significancia un modelo para predecir el estado deformacional de los brazos para las condiciones analizadas. La influencia de las fases sigma en la fragilidad de los brazos se estableció a través de la relación entre los tiempos de rotura teóricos y reales y al correlacionar esta relación con la temperatura, se obtuvo un modelo validado estadísticamente para predecir la durabilidad de los brazos para los límites estudiados. Como resultado de los análisis y considerando los estudios termodinámicos de precipitación de fases sigma realizados por otros autores en aleaciones del sistema Fe-Cr-Ni-C, se llega a la conclusión de que es factible el empleo de la aleación HH para la fabricación de brazos destinados a operar en los hogares del cero al cuatro, mientras que para los hogares del cinco al 16, se recomienda continuar utilizando la aleación HK 40.

Dedicatoria

A la memoria de mi padre.
A la memoria de mi hermana.

A mi madre, a mis hijos y a mi esposa,
por el inmenso amor que les profeso...
por todo tiempo que no pude dedicarles.

A mi familia.

A mis amigos.

A todos los que me quieren.

Agradecimientos

A la Revolución, por haberme dado la oportunidad de formarme y superarme profesionalmente y realizar mis sueños.

A mis tutores: Dr. Eleno Alfonso Brindis y Dr. Juan Rodríguez Gamboa, por la sabia y oportuna orientación.

A mis compañeros de los Departamentos de Mecánica y Metalurgia, por el constante apoyo y solidaridad.

Al Ing. Frank Cobas, de la Planta de Hornos de la Che Guevara.

A la dirección de la Facultad de Metalurgia y Electromecánica y del ISMMM, a la Empresa Mecánica del Níquel "Gustavo Machín", al Departamento de Tecnología de la Facultad de Mecánica del ISPJAE, al Departamento de Metalurgia y Elaboración del Acero de la Universidad de Gante y al Ministerio de Educación de Flandes, en Bélgica, por el financiamiento aportado para los Proyectos de Investigación.

Al Dr. ir. Pierre M. Boone y la Prof. ir. Patricia Verleysen, del Departamento de Mecánica Aplicada y Análisis Experimental de Tensiones de la Universidad de Gante, por la ayuda y tutoría en las simulaciones y ensayos.

Al Dr. ir. Yvan Houbaert y a la M.Sc. Ing. Tanya Ros, del Departamento de Metalurgia y Elaboración del Acero de la Universidad de Gante por todas las facilidades brindadas.

Al Dr. ir. Ruddy Dennis Director del Laboratorio Soete de la Universidad de Gante y Johan de Clercq, por el apoyo incondicional en cada momento.

Al personal técnico del Laboratorio para el Análisis de Tensiones del Instituto Belga de Soldadura, en especial al Dr. ir. Alfred Dooghe, su Director y al Prof. ir. Eddy Deleu. A Michelle y Andries, por la ayuda y enseñanzas en la preparación de las muestras. A Anja, por la dedicación y el empeño puestos en cada microanálisis. A Karina, por la orientación y tutoría en los ensayos de creep y revisión de los resultados.

A mis amigos.

A aquellos que desinteresadamente colaboraron de una forma u otra en la realización exitosa de este trabajo.

A todos, MUCHAS GRACIAS

TABLA DE CONTENIDOS

	Pág.
SÍNTESIS	
INTRODUCCIÓN	1
CAPITULO I. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN	
1.1. Introducción	6
1.2. Estado del Arte	6
1.3.1. Desarrollo histórico y estado actual de los aceros termo-resistentes	8
1.3.2. El problema de la fragilidad en los aceros inoxidables austeníticos	11
1.3.3. La fluencia lenta en los aceros austeníticos termo-resistentes.	17
1.3. Conclusiones del Capítulo I	20
CAPITULO II. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	21
2.2. Fundamentación de las propiedades a investigar	21
2.3. Metodología de la investigación	23
2.4. Materiales, métodos experimentales y procedimientos	
2.4.1. Selección y preparación de muestras	23
2.4.2. Análisis químico	26
2.4.3. Análisis microestructural	27
2.4.5.1. Análisis microestructural con microscopía óptica	27
2.4.5.2. Análisis MEB-EDAX	27
2.4.4. Análisis de falla	28
2.4.5. Examen fractográfico	28
2.4.6. Ensayos de microdureza.	28
2.4.7. Métodos para evaluar la resistencia mecánica a elevadas temperaturas	28
2.4.7.1. Análisis tenso-deformacional mediante el método numérico	29
2.4.7.1.1. Solución numérica del problema	30
2.4.7.1.2. Condiciones y parámetros establecidos	31
2.4.7.1.3. Selección de las temperaturas de análisis	33
2.4.7.1.4. Metodología utilizada	33

2.4.7.1.5. Fundamentos físico-matemáticos para la modelación	35
2.4.7.1.6. Algoritmo para la simulación	43
2.4.7.2. Análisis tenso-deformacional mediante el ensayo tecnológico de fluencia	45
2.4.8. Valoración estadística de los resultados	46
2.4.8.1. Prueba de significancia	47
2.4.8.2. Obtención del modelo y comprobación de la idoneidad	48
2.5. Conclusiones del Capítulo II	50

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Introducción	51
3.2. Análisis químico	51
3.3. Análisis microestructural	51
3.4. Examen fractográfico	71
3.5. Ensayos de microdureza	76
3.6. Relación entre la microestructura y el carácter de la rotura	77
3.7. Resultados de las simulaciones	81
3.7.1. Cálculos de resistencia	82
3.8. Resultados de los ensayos	93
3.9. Efecto económico y social	100
3.10. Conclusiones del Capítulo III	104

CONCLUSIONES	105
---------------------	-----------	-----

RECOMENDACIONES	106
------------------------	-----------	-----

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	107
-----------------------------------	-----------	-----

ANEXOS

INTRODUCCION

La Industria Minero-Metalúrgica se ha convertido en uno de los pilares en los que se sustenta el desarrollo económico-industrial del país y es una de las que enfrenta en la actualidad el reto del Perfeccionamiento Empresarial, vía para lograr un nivel competitivo mundial. Este perfeccionamiento empresarial como proceso integral no puede soslayar el perfeccionamiento tecnológico a partir de una aplicación consecuente de los avances de la ciencia y la técnica.

El empleo de los aceros inoxidable en la industria minero-metalúrgica ocupa un lugar determinante debido a la combinación de sus buenas propiedades de ingeniería. La atractiva conjugación de excelentes propiedades anticorrosivas y tecnológicas con amplios niveles de resistencia mecánica a bajas, moderadas y elevadas temperaturas los convierten, en ocasiones, insustituibles en un amplio rango de aplicaciones y condiciones ambientales muy variadas.

Las aleaciones inoxidable del sistema Fe-Cr-Ni-C tiene una amplia utilización en la fabricación de brazos para el sistema de barrido (arrastre) de mineral de los hornos de soleras múltiples. Estos elementos se localizan en las plantas Comandante Ernesto Che Guevara y Comandante René Ramos Latour, en las que se utiliza la tecnología de lixiviación carbonato amoniacal, también conocida universalmente como proceso "Caron".

En la tecnología de lixiviación carbonato-amoniacal, los hornos de soleras múltiple representan un importante eslabón de la cadena productiva. En ellos se verifica la reducción de los óxidos de níquel y cobalto mientras que los óxidos de hierro se reducen hasta hierro metálico. En el proceso "Caron", la Planta de Hornos de Reducción se considera entre las de mayor influencia en la finalidad del proceso, ya que la producción del sinter depende directamente de la magnitud del extractable logrado durante la reducción del mineral (Caron Process Study. Technical evaluation by Sherrit Gordon Ltd. 1992)

Los brazos son elementos huecos con una longitud total de 2 648 mm (ver Fig. 1 de los Anexos), fabricados con acero inoxidable del sistema Fe-Cr-Ni-C y operan bajo las siguientes condiciones:

1. Cargas de flexión originadas por el peso propio del elemento, el peso de los dientes rascadores acoplados en la parte inferior y la resistencia que ofrece la carga mineral durante el barrido.
2. Elevadas temperaturas (según un perfil establecido para los distintos hogares) que oscilan entre 350-850° C.
3. Atmósfera reductora compuesta por gases provenientes de la combustión de petróleo.
4. Tiempos de operación prolongados bajo regímenes continuos de producción.

Bajo estas condiciones de operación los brazos requieren de propiedades especiales extremas que permitan mantener un comportamiento estable y prolongado en el tiempo. Desde la puesta en marcha de la Fábrica Cdte. Ernesto Ché Guevara, la rotura repentina y anticipada de brazos y dientes y del mecanismo de barrido han tenido una marcada incidencia en las pérdidas e ineficiencias ocasionadas por las frecuentes paradas imprevistas y los elevados gastos por concepto de reparación y mantenimiento.

La solución a las roturas frecuentes de brazos durante las operaciones, es una de las principales tareas técnicas enfrentadas por diseñadores, especialistas y tecnólogos de la Unión de Empresas del Níquel por constituir estos, uno de los elementos decisivos en la estabilidad operacional de los hornos de reducción y el flujo productivo de la empresa. En consecuencia, ***La rotura repentina y anticipada de los brazos del mecanismo de barrido de los hornos de reducción bajo las condiciones de operación de la Empresa Cdte. Ernesto Che*** Guevara, constituye la **Situación Problémica** de la investigación.

El **Problema Científico** a investigar lo constituye:

Efectos de la temperatura, el tiempo y las condiciones de operación sobre la durabilidad de los brazos fabricados con la aleación HH.

Como **Objeto de la investigación** se establece: los ***brazos del mecanismo de barrido de los hornos.***

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**:

Si el estudio de los efectos de la temperatura, las cargas de trabajo y el tiempo permite establecer las características tenso-deformacionales de los brazos aplicando el mecanismo de fractura por fluencia lenta, entonces es posible obtener un modelo para predecir la durabilidad de los elementos bajo condiciones normales de operación.

Esta hipótesis se fundamenta en la necesidad de establecer las principales regularidades que definen el comportamiento del objeto investigado durante las operaciones bajo condiciones normales de cargas y perfiles de temperatura.

A partir de la hipótesis planteada, se define como **objetivo del trabajo**:

Obtener y validar un modelo que describa la durabilidad de los brazos del sistema de barrido de los hornos de reducción a partir del establecimiento de las características tenso-deformacionales para la aleación HH.

Para lograr el cumplimiento del objetivo propuesto, se plantean las siguientes **tareas de trabajo**:

1. Analizar los efectos de las temperaturas de trabajo sobre la microestructura de la aleación.
2. Caracterizar el tipo de fractura de los brazos fabricados con la aleación HH durante las operaciones de los hornos.
3. Establecer la relación entre la microestructura y el tipo de fractura que se pone de manifiesto.
4. Simular mediante métodos numéricos el comportamiento tenso-deformacional del material para predecir, a través de un modelo teórico, el tiempo de rotura a partir de los valores de deformación por fluencia bajo condiciones de temperatura y esfuerzos similares a los de operación.
5. Realizar ensayos de fluencia a temperaturas y cargas similares a las simuladas para establecer, a través de las valoraciones estadísticas, la correspondencia entre el modelo teórico y los resultados experimentales.

6. Obtener un modelo teórico-experimental que describa la durabilidad de brazos del mecanismo de barrido en hornos de reducción de menas lateríticas fabricados con la aleación HH a partir de la evolución de su estado tenso-deformacional.

En correspondencia con la hipótesis planteada y el objetivo propuesto, se plantean como ***novedades científicas***:

1. El establecimiento del mecanismo de fractura en brazos de hornos de reducción de la Empresa Che Guevara fabricados con la aleación HH.
2. El establecimiento del estado tenso-deformacional en brazos fabricados con la aleación HH aplicando el mecanismo de desarrollo y propagación de microgrietas elasto-plásticas empleando métodos numéricos y experimentales.
3. La obtención y validación de un modelo teórico-experimental que permite pronosticar la durabilidad de los brazos en hornos de reducción de menas lateríticas fabricados con acero del tipo HH.

Las novedades planteadas se argumentan a partir de la significancia que poseen los resultados mostrados en relación con:

1. La ampliación del conocimiento sobre la precipitación y composición de fases secundarias en la aleación HH, el comportamiento tenso-deformacional y su correspondiente mecanismo de fractura en elementos fabricados con este material en las condiciones analizadas.
2. Los métodos de investigación aplicados se complementan con en el empleo de una base teórico-experimental actualizada que incluye la utilización de tecnologías y equipamiento de última generación que proporcionan gran precisión y confiabilidad a los resultados.
3. El trabajo representa una importante fuente de referencia para enfocar la solución del problema planteado sobre una base científicamente argumentada, permitiendo confrontar las decisiones tomadas actualmente en cuanto a la sustitución de la aleación HH por otra cualitativamente superior.

El soporte experimental para la investigación se garantizó a través del financiamiento de los siguientes Proyectos de Investigación aprobados y ejecutados en conjunto por el ISMM y las correspondientes entidades financistas:

1. *Estudio de la estabilidad química de la aleación HH en Hornos de reducción.* Financiado por la *Empresa Mecánica del Níquel (EMNi)* y ejecutado en los laboratorios de *Metalografía* de la EMNi y *Ciencia de los Materiales* del ISMMM. 1997-1998.
2. *Caracterización mediante técnicas de microscopía óptica de la aleación HH.* Financiado por el *Departamento de Tecnología de Construcción de Maquinarias* de la Facultad de Mecánica del ISPJAE y ejecutado en el *Laboratorio de Materiales* del ISPJAE. 1999-2000.
3. *SEM-EDAX Characterization of HH Cast Steel After Failure.* Financiado por el *Departamento de Metalurgia y Elaboración del Acero* de la Facultad de Ingeniería y ejecutado en el *Laboratorio de Metalurgia* de la Universidad de Gante, Bélgica. 2000.
4. *Numeric Simulation and Characterization of Fractures in HH Cast Stainless Steel Under Stress Conditions.* Financiado por el *Ministerio de Educación de la Comunidad Flamenca* y ejecutado en: *Laboratorio Soete*, del *Departamento de Mecánica Aplicada y Análisis Experimental de Tensiones* de la Universidad de Gante y el *Laboratorio para el Análisis de Tensiones* del Instituto Belga de Soldadura, Bélgica. 2001-2002.

CAPITULO I. MARCO TEÓRICO DE LA INVESTIGACIÓN

1.1.Introducción

Los Hornos de Reducción de la Empresa Che Guevara, están compuestos por un cilindro metálico vertical de 15 m de altura revestido interiormente con ladrillos refractarios y exteriormente con una carcasa metálica, sistemas de alimentación, barrido, descarga y cámaras de combustión (ver Figura 2 de los Anexos). Los hornos están provistos de 17 hogares o soleras en forma de bóvedas esféricas a través de los cuales circula la carga (mena) que, proveniente de la planta de secaderos, se le suministra al horno por la parte superior a través de un alimentador sinfín.

Existen en la planta un total de 24 hornos agrupados en 3 tres lozas de 8 hornos cada una. La homogeneización y arrastre de la carga dentro del horno se garantiza con un sistema de 68 brazos (4 en cada hogar) acoplados a un árbol central hueco. Los brazos tienen dispuestos dientes o paletas inclinadas que propician la descarga del mineral por la periferia o por el centro del horno en forma de zigzag.

El movimiento del árbol central se garantiza por una transmisión cónica accionada por un electromotor de 20 kW que proporciona una frecuencia de rotación de 1.4 a 1.5 rev/min. La energía térmica y los agentes necesarios para la reducción del mineral se obtienen de la combustión de petróleo en las cámaras y del petróleo aditivo que se añade al mineral en la planta de secado.

Las cámaras de combustión están equipadas con quemadores del tipo PRIOR que se disponen en los hogares 6, 8, 10, 12 y 15, a razón de dos cámaras en cada hogar ubicadas simétricamente. El mineral, una vez reducido, sale por el hogar 16 hasta los transportadores Jaccobbi y se traslada a los enfriaderos para posteriormente ser sometido a lixiviación.

Desde la puesta en marcha de la planta, los brazos se habían estado suministrando por la ex-URSS y posteriormente, a mediados de la década de los 90, la Empresa Mecánica del Níquel asumió la producción de los brazos y dientes teniendo como base las experiencias del taller de fundición de la Fábrica Comandante René Ramos Latour. Según diseño original, se previó la fabricación de los mismos con el acero fundido 40X24H12C designado por la norma GOST,

equivalente al acero fundido HH del Alloy Casting Institute (ACI) y estandarizado en ASTM A297.

Se han reportado no pocos paros de instalaciones de lozas de hornos (Libros Registro de Datos y Averías de la Planta de Hornos de Reducción) donde han ocurrido roturas repentinas de brazos originadas, en ocasiones, por la presencia de objetos extraños como fragmentos de clinker, ladrillos desprendidos del revestimiento y dientes partidos que han provocado roturas por sobrecarga.

No obstante, no ha sido esta la principal causa de roturas de los brazos durante las operaciones. Según las estadísticas, en los años comprendidos entre 1994 y 1999 se sustituyeron un total de 7 557 brazos (1 511 brazos/año como promedio) y las paradas provocadas por estos cambios representó el 92 % del total de paros por conceptos de averías no planificados en los ciclos de reparación y mantenimiento (Girón 1997, Velázquez *et al.* 1997).

Existe divergencia de criterios en cuanto a la clasificación de la aleación pues Hall 1986; Blair 1992 y Wegst 1995, la clasifican como austenítica, con estructura después de la fundición formada por austenita + carburos. Por la excelente combinación de su estructura metalográfica con las propiedades de termorresistencia, estos autores la sugieren como un material idóneo para ser utilizado en la fabricación de componentes de hornos metalúrgicos y equipos de la industrias petroquímica, energética y del cemento. Sin embargo, Sorokin *et al.* 1989, define la estructura del acero como bifásica compuesta por austenita + ferrita + carburos.

Cálculos preliminares realizados por el autor (Velázquez *et al.* 1997) empleando el diagrama de constitución de DeLong (Botella 1997) arrojan como resultado una estructura totalmente austenítica. Sin embargo, al caracterizar microscópicamente muestras de acero HH en estado de fundición, se han detectado cantidades variables de delta ferrita (Velázquez *et al.* 2001b). En otros trabajos (Girón *et al.* 1997; Velázquez y Mariño 1996) se ha detectado la presencia de δ -ferrita mediante técnicas de ataque coloreado pero sin confirmar mediante los correspondientes análisis químicos.

Los problemas de roturas en aleaciones austeníticas termo-resistentes más difundidos por la literatura se refieren en casi su totalidad a elementos laminados que, a diferencia de las fundidos, se caracterizan por poseer muy bajos contenidos de carbono. El carbono es un elemento decisivo en las propiedades mecánicas y tecnológicas de las aleaciones. Debido a las consecuencias negativas que provoca en la soldabilidad y la resistencia a la corrosión electroquímica, en los aceros laminados del sistema Fe-Cr-Ni-C la presencia del mismo se controla muy rigurosamente en cantidades que teóricamente no deben exceder el 0.1 %.

En las aleaciones fundidas, donde se requiere elevar la resistencia mecánica, los contenidos de carbono se incrementan hasta 0.4 - 0.5 %, por lo que se acentúan las diferencias en los potenciales químicos en relación con los laminados. Como resultado, en los aceros fundidos los comportamientos en cuanto a los mecanismos de segregación y precipitación de fases difieren del comportamiento manifestado en las aleaciones laminadas cuando se incrementa el contenido de elementos de aleación.

De ahí que las bases teóricas y modelos científicos establecidos para los casos de roturas de las aleaciones austeníticas termo-resistentes laminadas pueden sustentar sólo parcialmente la explicación de los fenómenos de roturas de las aleaciones austeníticas termo-resistentes fundidas, por lo que es necesario desarrollar y comprobar nuevas teorías que den solución al problema planteado.

En el presente capítulo se establece como **objetivo**:

1. Realizar un análisis de la bibliografía existente que permita definir el estado del arte en la temática abordada y sustentar los resultados alcanzados en la investigación.

1.2. Estado del Arte.

1.3.1. Desarrollo histórico y estado actual de los aceros termo-resistentes.

La obtención y aplicación de aleaciones especiales de base hierro data desde la segunda mitad del siglo XIX, cuando aún no se tenían conocimientos sobre la estructura de las mismas ni qué relación guardaba esta con las propiedades. En unos inicios, la añadidura de determinados elementos como componentes de la

aleación para mejorar las propiedades del hierro, era un proceso incontrolado, carente de fundamentos científicos. Con el desarrollo y aplicación de las técnicas de análisis y microscopía para la caracterización de la microestructura de los metales, se impulsó la realización de las investigaciones relacionadas con la introducción de elementos de aleación para mejorar las propiedades del hierro (Perkins, 1980).

Algunos autores (Lefèvre 1993; Davis 1997) plantean que de manera oficial el descubrimiento de los aceros inoxidable se remonta a los inicios del siglo XX, momento en que metalúrgicos de Francia, Alemania, Inglaterra y posteriormente de los Estados Unidos publicaron resultados de investigaciones realizadas en aleaciones de hierro y cromo con bajos contenidos de carbono.

Según Jones 1998, entre 1904 y 1909 L. B. Gillet y A. M. Portevin (Francia) publicaron una serie de estudios sobre la estructura y propiedades del acero martensítico 13 % Cr y el ferrítico 17 % Cr con cantidades de carbono desde 0.12 hasta 1.0 %. En 1909 Gillet y W. Giesen (Alemania) dieron a conocer los resultados de investigaciones realizadas con aceros austeníticos del sistema hierro-cromo-níquel (Jones 1998). Estos primeros estudios permitieron la clasificación de acuerdo a la estructura de todos los aceros inoxidable en martensíticos, ferríticos y austeníticos.

En 1908 P. Monnartz (Alemania) estudió la influencia del contenido de carbono en la resistencia a la corrosión de los aceros hierro-cromo y los resultados de su investigación revelaron que el carácter de inoxidable de estos materiales era una función del fenómeno de la pasividad (Lefèvre, 1993).

Las investigaciones sobre el empleo de los aceros inoxidable a escala industrial se remonta al período comprendido entre los años 1910 y 1915 (Lula, 1986; Davis 1997), fecha en que se publicaron las primeras monografías relacionadas con la estructura y propiedades de los mismos: *Aceros inoxidable martensíticos*, por H. Brearley en Inglaterra; *Aceros inoxidable ferríticos*, por F. Becket y C. Dantsizen en los Estados Unidos y *Aceros austeníticos inoxidable* por E. Maurer y B. Strauss en Alemania.

Estudios posteriores relacionados con la composición, estructura y propiedades, el tratamiento térmico y la influencia de los elementos de aleación en los aceros inoxidable condujeron al desarrollo de las aleaciones endurecibles por precipitación en la década de los 40 por la USSC (United States Steel Corporation). El encarecimiento y escasez del níquel durante la II Guerra Mundial provocó el desarrollo de los aceros austeníticos inoxidable altos en manganeso, en los que gran cantidad o la totalidad del níquel se sustituyó por este importante elemento (Blair, 1992).

Aunque los aceros inoxidable dúplex austenito-ferríticos fueron descubiertos en los años 30, su desarrollo comercial no ocurrió hasta los años 60, período en que los estudios sobre la superplasticidad de estas aleaciones con estructura de granos finos renovó el interés por las mismas (Van Wershoven, 1999)

El próximo paso importante en la obtención de los aceros inoxidable, que constituye el punto de partida para la formación de lo que es hoy esta potente industria, fue el desarrollo de los procesos de descarburización argón-oxígeno (DAO) (Lefèvre, 1993).

El empleo de esta novedosa tecnología con otras técnicas adicionales de fusión al vacío han hecho posibles que se mejore considerablemente la eficiencia y calidad de los procesos de eliminación del carbono del acero, evitando la oxidación y la pérdida excesiva del cromo, mejorando la desulfuración y el control de la composición química de la aleación con mayor exactitud y propiciando la producción de una amplia variedad de nuevas aleaciones. Esto hizo posible, además, la añadidura de elementos de aleación en estado gaseoso, como es el caso del nitrógeno

Hasta 1999, en Europa se registraban cerca de 30 000 marcas de aceros inoxidable, en América cerca de 32 000, alrededor de 27 000 en Asia y más de 23 000 en el resto del mundo (Viswanathan y Nutting, 1999).

Un lugar predominante dentro de la familia de los aceros inoxidable lo ocupan los aceros inoxidable austeníticos debido a las insuperables ventajas que proporciona

la combinación de la estructura austenítica monofásica con las buenas propiedades mecánicas y tecnológicas según los distintos requerimientos.

Los surtidos de estos productos generalmente aparecen en forma de laminados (barras, perfiles, planchas y tubos) o en productos fundidos. Los laminados se caracterizan por poseer contenidos de carbono inferiores a 0.1 %, lo que les asegura buena soldabilidad y la mínima presencia de fases de carburos en la estructura; mientras que los fundidos poseen contenidos de carbono superiores a los 0.25 % e inferiores a 0.5 %.

Los aceros inoxidable fundidos usualmente se dividen en dos grupos principales: los termo-resistentes, pertenecientes a la serie H y los resistentes a la corrosión, pertenecientes a la serie C.

Inicialmente, problemas presentados con el comportamiento ante la resistencia a la fluencia con algunos aceros austeníticos inoxidable laminados, especialmente del tipo 321 en tuberías de supercalentamiento, condujeron a investigaciones que determinaron el surgimiento de la serie H como resultado de las modificaciones realizadas por el American Casting Institute (ACI) al aumentar el contenido de carbono en aceros de la serie 300. Ello permitió garantizar buena rigidez y elevada resistencia mecánica en elementos muy cargados a grandes temperaturas (Peckner y Bernstein, 1994).

Dentro del total de la producción mundial de aceros inoxidable, el 52 % pertenece a los aceros austeníticos inoxidable al cromo-níquel. La selección de estos materiales para aplicaciones que implican resistencia a la corrosión a altas temperaturas requiere de un conocimiento profundo sobre los mecanismos y la cinética de la formación de capas superficiales, su composición química, estructura, mecanismos de difusión, etc. Todos estos factores y otros que están estrechamente relacionados con las propiedades mecánicas y estructurales a altas temperaturas permiten la adecuación del acero para usos específicos (De Meyer et al., 2001).

1.3.2. El problema de la fragilidad en los aceros inoxidable austeníticos.

Existen muchos factores que pueden contribuir de manera aislada o conjunta en la disminución de la resistencia de los elementos provocando la aparición de roturas;

sin embargo, existe uno que predomina y generalmente constituye un factor común en las fallas ocurridas a elevadas temperaturas: *las inestabilidades metalúrgicas*.

Se denominan inestabilidades metalúrgicas a los cambios que ocurren en la estructura metalográfica originados por permanencias a altas temperaturas. Estas inestabilidades provocan focos que incluyen transiciones de fracturas transgranulares a intergranulares, recristalización, envejecimiento, precipitación o descomposición de fases, retardo de las transformaciones en el equilibrio de fases, oxidación, corrosión intergranular, agrietamiento por corrosión bajo tensión y contaminación por trazas de elementos, entre otras (Saxena, 1998; Beddoes y Gordon, 1999). Cuando un material es muy propenso a estos cambios a elevadas temperaturas, se modifican y disminuyen las propiedades que lo caracterizan por el surgimiento o aparición de estructuras anómalas.

La existencia de estas estructuras anómalas frecuentemente son las causantes de roturas imprevistas. Ellas pueden actuar de manera independiente o interactuar bajo la influencia de otros factores (temperatura, sobrecargas) provocando cambios en las características de las fracturas.

La fragilización en caliente de aceros austeníticos es un fenómeno muy investigado desde la década de los 50. Roturas catastróficas producidas en tuberías, depósitos, recipientes a presión, equipos para el trasiego de fluidos y otros muy comunes en plantas químicas, energéticas y metalúrgicas, han dado lugar a que se destinen cuantiosos medios y recursos al estudio de la relación entre el carácter de la rotura de elementos fabricados de aceros austeníticos inoxidables y su microestructura (Lai 1992).

Muchas han sido las causas aparejadas a roturas de componentes de hornos industriales en condiciones de servicio, sin embargo, la más común encontrada en la literatura es la fragilización en caliente por procesos de solidificación, envejecimiento, fluencia, fatiga o corrosión bajo tensión.

Naumann 1998, realiza un análisis de la problemática planteando que la falla de componentes de hornos como bandejas, soportes y mecanismos agitadores está

asociada a la fragilización por precipitación de fases producto del envejecimiento, pero sin llegar a realizar un estudio detallado del fenómeno.

Estudios de fallas de aceros austeníticos por precipitación de fases sigma bajo condiciones de operación en plantas petroquímicas, del cemento y hornos para tratamiento de metales fueron realizados por Mazorra *et al.*, 1989 b; Powell *et al.*, 1995; Million *et al.*, 1997 y Zhang, 1999; pero solo se refieren componentes fabricados con aceros de las series 200 y 300 del American Iron and Steel Institute (AISI).

Otros autores como Johansson *et al.*; 1990; Blair, 1992 y Botella *et al.*, 1999; han estudiado la ocurrencia de procesos de precipitación de fases por envejecimiento en productos laminados de aleaciones del sistema Fe-Cr-Ni-Mo e Fe-Cr-Ni-C a escala de laboratorio, sin asociarlos a fenómenos de rotura durante condiciones de servicio.

Hall *et al.*, 1986; Hamano, 1988; Li, 1989; Shah *et al.*, 1990; Brown, 1994 y Mannan *et al.*, 1996, han estudiado las características de fracturas en aceros austeníticos de la serie 300. Sin embargo, a pesar de que estos autores caracterizan y asocian las fracturas a fenómenos de envejecimiento durante ensayos de creep (fluencia) y a la presencia de fases sigma, sus resultados sólo se asocian a fallas ocurridas en uniones soldadas.

La fase sigma se detectó por primera vez en 1907 al observarse escalones térmicos en curvas de enfriamiento de aleaciones Fe-Cr. Desde un principio se supuso que la formación de estos escalones térmicos estaba originada por la precipitación de un compuesto intermetálico del tipo Fe_nCr_m , lo que posteriormente se corroboró por Maurer y Strauss en 1927, quienes la identificaron empleando técnicas de difracción por Rayos X (Powell *et al.*, 1995).

La precipitación de fases endurecedoras y sus efectos sobre las propiedades fueron estudiadas por Hiller y Qiu, 1991. Estos autores establecieron las propiedades termodinámicas de los sistemas Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni-C y Fe-Cr-Mn-N y propusieron modelos termodinámicos para energías de Gibbs de las fases individuales, prestando especial atención a la solubilidad y precipitación de carburos y fases sigma en la austenita bajo distintas condiciones.

Como aplicación práctica de estos trabajos, posteriormente Qiu, 1993a y b, obtuvo secciones verticales de diagramas de fases isotérmicos de los sistemas Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni-C y Fe-Cr-Mn-N. En estos trabajos, se evalúan los efectos de los elementos de aleación sobre la precipitación de fases de carburos y fases sigma y se proponen modelos estequiométricos basados en la estructura cristalina de las fases y el número de átomos en la red.

El efecto de la precipitación de fases sigma sobre el tiempo de rotura bajo tensión en aceros inoxidable austeníticos laminados se expone detalladamente en ASTM Handbook. Failure Analysis and Prevention, 1996. Aunque se especifican las curvas de fluencia para tiempos de rotura hasta 10 000 horas, sólo se analizan aceros del tipo 17Cr-8Ni-0.05C, 20Cr-8Ni-0.05C y 20Cr-8Ni-0.15C con diversos contenidos de nitrógeno.

Lai, 1992; Botella *et al.*, 1997-1999 y Bilmes, 2000a, obtuvieron relaciones estequiométricas de fases sigma empleando técnicas de microanálisis en aceros del tipo AISI 309, 310 y 316 sometidos a procesos de oxidación y envejecimiento en condiciones de atmósfera natural a escala de laboratorio durante tiempos de hasta 1000 horas.

Importantes contribuciones al conocimiento de algunas de las regularidades manifestadas en roturas de componentes fabricados con aceros fundidos de la serie H realizan Ebert, 1976 y Roach y Van Echo, 1981. Como aportes importantes, Ebert se refiere a problemas de agrietamiento en tubos de hornos de pirólisis fabricados de HK 40 durante procesos de recuperación por soldadura a la intemperie y los efectos de las fases de carburos en la reducción de la ductilidad de la aleación a temperatura ambiente como consecuencia de la exposición de la aleación a elevadas temperaturas durante tiempos prolongados. Por su parte, Roach y Van Echo reportan las propiedades de fluencia de uniones soldadas también en la aleación HK- 40.

Otro acercamiento al conocimiento de las características de los aceros de la serie H después de ensayos de fluencia lo proporciona Davis, 1997, al mostrar micrográficas de aceros austeníticos fundidos del tipo HH y HK-40 después de ensayos de creep con tiempos de rotura de hasta 1000 horas. En este caso, sólo se reporta la

presencia de fases sigma en la aleación HH sin profundizar en otras cuestiones esenciales como la estequiometría, composición y el mecanismo de precipitación, entre otras.

Pardo, 1993, también reporta casos de roturas en componentes fabricados con aceros HK 40, pero en fallas inducidas por corrosión de la aleación en presencia de la mezcla $82\%K_2SO_4-18\%V_2O_5$ a temperaturas de $560-820^\circ C$. Aunque aquí se establece la cinética de la corrosión de la aleación, no se analizan siquiera los efectos de las temperaturas sobre la microestructura del metal. Mientras que Avery, 1988, se refiere a la microestructura de aleaciones HH y HK 40 después de procesos de carburización, mencionando solamente el fenómeno de precipitación de carburos.

Domínguez, 1995 y Prevot, 1994, han atribuido el fenómeno de la rotura de brazos fabricados con la aleación HH a la presencia de entallas mecánicas (defectos de fundición) y sobrecargas durante las operaciones. Ambos analizaron teóricamente, en ausencia de cálculos verificativos de resistencia, los efectos de las sobrecargas producidas durante las operaciones debido a la formación y desprendimiento del clinker, el que ofrece gran resistencia al movimiento del mecanismo de agitación sin llegar a establecer relación alguna entre las roturas y la microestructura de la aleación.

Con la implementación del control automatizado de las operaciones de los hornos, se ha podido detectar prematuramente cuándo hay sobrecargas en el sistema e incidir sobre ellas, lo que permitió disminuir en un 28 % el promedio de brazos partidos en los años 1996-1999. No obstante, continúan presentándose dificultades con la durabilidad de los brazos y, por consiguiente, en la estabilidad de las operaciones y la productividad de los hornos.

Con la incorporación de novedosas técnicas como la Microscopía Electrónica de Barrido y el Microanálisis (MEB-EDAX) al estudio de aleaciones del tipo HH, se ha podido detectar la presencia de fases sigma en muestras de brazos de hornos de reducción averiados durante las operaciones. Después de una minuciosa caracterización, Velázquez *et al.*, 2001b plantea que las causas de roturas repentinas de estos elementos, se debe a la combinación de los factores tensión, temperatura y presencia de fases sigma.

En otras investigaciones (Velázquez y Mariño, 1996; Girón *et al.*, 1997 y Velázquez y Mariño, 1997) los problemas de roturas de brazos se han asociado con la presencia de entallas mecánicas relacionadas con defectos de fundición. Entre estos últimos se pueden citar: poros, micro y macrogrietas de solidificación e inadecuada calidad de las superficies y entallas metalúrgicas como: composición química fuera de los parámetros establecidos y segregación de fases secundarias.

Como se puede observar, el factor común asociado a las roturas de componentes fabricados de aceros austeníticos ha sido la presencia de fases secundarias, especialmente las fases sigma.

Ante las elevadas frecuencias de roturas producidas en los brazos, se decidió por especialistas de los departamentos de Tecnología y Fundición de la EMNi la sustitución paulatina de la aleación HH por la aleación HK-40, introduciéndose algunas modificaciones en el diseño y la tecnología de fundición. Estas modificaciones han mejorado las características metalográficas y el comportamiento mecánico de los brazos ante las elevadas temperaturas y condiciones de carga impuestas durante las operaciones en los hornos de reducción.

Como se observa en la Tablas 3, 4 y 5 de los Anexos, la aleación HK-40 se diferencia de la HH, esencialmente, por el contenido de níquel. Según la Tabla 4, la resistencia mecánica de la aleación HK-40 es ligeramente superior, siendo superiores también las propiedades de resistencia ante la agresividad de los agentes químicos en estado gaseoso presentes en la atmósfera del horno, según Velázquez *et al.* 2001a. Los elevados contenidos de níquel en la aleación HK 40 le confieren mejores propiedades de termoresistencia y por lo tanto mejor comportamiento en condiciones de trabajo.

A pesar de que con el cambio de material se ha aumentado la durabilidad de los brazos, se cuestiona por algunos especialistas y existen criterios diversos sobre la factibilidad de la nueva aleación utilizada, por resultar más cara al poseer casi el doble de níquel en su contenido.

1.3.3. La fluencia lenta en los aceros austeníticos termo-resistentes .

El establecimiento de una relación funcional sencilla para determinar las propiedades a elevadas temperaturas de los materiales constituye un reto para los especialistas, fundamentalmente cuando la información y/o la base experimental que se dispone es escasa. Una solución preliminar aproximada en estos casos es la extrapolación para un tiempo mayor de los datos existentes, pero se corren grandes riesgos de no estimar correctamente los valores de resistencia (Van Wershoven, 1999).

Independientemente de los progresos experimentados en el conocimiento teórico de la resistencia mecánica de los metales a altas temperaturas, no existe mejor recurso que seleccionar juiciosamente las tensiones de diseño a partir de los datos experimentales. Sin embargo, con frecuencia, es necesario disponer de datos de resistencia mecánica a temperaturas elevadas para condiciones no ensayadas experimentalmente (Kwon *et al.*, 1999).

Al examinar la deformación plástica y el endurecimiento por deformación en frío se puede observar que a cada valor de tensión, le corresponde una determinada deformación. Sin embargo, en realidad cualquier material bajo la acción de una tensión constante puede, en determinadas condiciones, deformarse progresivamente con el tiempo. Este fenómeno recibe el nombre de fluencia (Boyle y Spence, 1989).

Según Brooks y Choudhury, 1994 y Brust y Leis, 2001, Orowan sugirió en 1947, el tratamiento de la fluencia como resultado del equilibrio entre el endurecimiento por deformación y la inmediata restauración activada térmicamente. Más tarde, en 1950, Cottrell y Aytakin desarrollaron la teoría de la restauración y propusieron la expresión

$C e^{\frac{-(Q-q\sigma)}{kT}}$ para demostrar las suposiciones de Orowan, donde: C = factor preexponencial que depende de las características del material; Q = energía de activación para la deformación; q = volumen de activación relativo a la concentración atómica de tensiones; k = constante de Boltzmann; T = temperatura de ensayo) .

Dorn (Dieter, 1979) asentó la teoría de la velocidad de reacción aplicada a las experiencias de Cottrell y Aytakin sobre una base física más sólida, observando que experimentalmente se pueden establecer correlaciones entre el tiempo y la

temperatura a través de la expresión $te^{\frac{-Q}{RT}}$ (donde: t = tiempo total para la fluencia lenta; R = constante universal de los gases).

Todas estas teorías sustentan el desarrollo de las leyes de la fluencia lenta como proceso térmicamente activado, donde el mecanismo de trepado de las dislocaciones es el proceso que controla la velocidad de fluencia (Velázquez y Mariño, 1999).

Se han sugerido diversas expresiones tiempo-temperatura para predecir el comportamiento en fluencia lenta o rotura a largos plazos a partir de ensayos de corta duración, siendo la utilización del parámetro de Larson-Miller (LM) el método más difundido y utilizado (Diéter, 1979; Colangelo y Heiser, 1994; Peckner y Bernstein, 1994; Pero-Sanz, 1996 y Davis 1997). Matemáticamente, el parámetro LM tiene la forma

$$LM = T (C + \log t)$$

Donde:

T = Temperatura de ensayo, (K).

C = Constante experimental que depende del tipo de material ($15 \leq C \leq 22$ para los distintos materiales metálicos).

t = tiempo de ensayo, (h).

La energía de activación para la fluencia, Q, depende del valor de la tensión aplicada. La tensión " σ " que llega a producir la rotura por fluencia al aplicar una carga constante cualquiera es función del parámetro LM (Pero-Sanz 1996):

$$\sigma = f(LM) = f [T (C + \log t)]$$

La curva $\sigma = f(LM)$ puede determinarse experimentalmente a muy altas temperaturas para que sean breves los tiempos de rotura durante ensayos de corta duración. Esta curva es de gran utilidad práctica porque permite, para cada tensión σ (a la que corresponde un solo valor de LM) conocer el tiempo en que se produciría la rotura del material si la tensión se aplicara a temperaturas más bajas. Con el desarrollo de las técnicas de control se han introducido métodos para compensar las variaciones

de las dimensiones a lo largo del ensayo, de manera que se puede realizar el ensayo de fluencia bajo condiciones de tensión constante y no de carga constante (ASTM E 139; Ohring, 1995).

Sin embargo, cuando los datos que se requieren son para tiempos de exposición extremadamente grandes, las extrapolaciones que puedan realizarse y las curvas obtenidas $\sigma = f(LM)$ son solo de confianza cuando se tiene la seguridad de que los cambios microestructurales que puedan producirse en el material no modifican la pendiente de las curvas, cosa esta poco probable para el caso de la aleación HH por los efectos que tienen las fases secundarias segregadas (Velázquez y Mariño, 1999) y su influencia en los valores de tensiones requeridas para la termofluencia.

Ello significa que al modificarse la estructura de la aleación HH como resultado de la exposición a elevadas temperaturas durante tiempos muy prolongados, también ocurrirá una modificación en la pendiente de la curva $\sigma = f(LM)$, por lo que las extrapolaciones que se realicen no reportarían valores confiables.

Las investigaciones realizadas por el autor (Velázquez y Mariño, 1996-1999; Velázquez *et al.* 2001) y la sistematización de los postulados y teorías relacionados con la precipitación de fases secundarias y su influencia en la rotura de componentes fabricados de aleaciones termo-resistentes, imponen la búsqueda y utilización de métodos alternativos para conocer o predecir los valores de tiempos de rotura más cercanos a la realidad.

1.5. Conclusiones del Capítulo I

Como resultado de análisis del estado del arte y la base teórica, se plantean las siguientes conclusiones:

1. El extensivo empleo de productos laminados ha provocado una marcada tendencia hacia el estudio de los fenómenos de fractura de estos materiales, siendo muy escasas las publicaciones relacionadas con la caracterización de fases precipitadas en aceros fundidos como el HH y su influencia en las características de fracturas de elementos que operan a altas temperaturas.
2. Las teorías científicas existentes sobre las roturas bajo tensión de elementos fabricados con aceros termo-resistentes laminados del sistema Fe-Cr-Ni-C no resuelven el problema investigado para la aleación HH.
3. No se conocen expresiones matemáticas que relacionen los efectos de la temperatura y el tiempo sobre la durabilidad de componentes fabricados con la aleación HH para condiciones de carga establecidas.

CAPITULO II. MATERIALES Y METODOS

2.1. Introducción

La realización de ensayos y experimentos en la rama de los materiales ha sido siempre una potente herramienta para el tratamiento, verificación de hipótesis y la solución a los problemas de averías en elementos y equipamientos industriales.

En el campo de las aleaciones metálicas no es posible realizar investigaciones con resultados fiables cuando no se cuenta con el equipamiento requerido y suficiente información que propicien las especificaciones de entrada de los modelos; así como la composición, estructura y propiedades de los materiales analizados.

En este capítulo se plantea como **objetivo**:

1. Fundamentar las propiedades a investigar y explicar los métodos, procedimientos y condiciones experimentales para la solución del problema.

2.2. Fundamentación de las propiedades a investigar

El estudio y previsión de fallas en caliente de elementos que operan a temperaturas elevadas constituye uno de los principales focos de atención para los investigadores por las incalculables pérdidas económicas y efectos sociales que implican para la humanidad. Es necesario, por tanto, hacer énfasis en el conocimiento de las regularidades que definen el comportamiento del objeto de estudio ante las condiciones impuestas.

Estas regularidades generalmente se caracterizan por poseer rasgos y peculiaridades características dentro del conjunto de aleaciones metálicas propensas a modificaciones de su estructura bajo la acción de altas temperaturas y otros factores y, por consiguiente, a la modificación de sus propiedades en el transcurso del tiempo. Como se planteó anteriormente, los brazos del mecanismo de barrido de los hornos de reducción operan bajo severas condiciones de temperaturas y cargas que se acentúan al prolongarse los períodos de servicio en el tiempo.

El conocimiento cabal del comportamiento de los brazos en las condiciones de trabajo de los hornos de reducción, debe llevar implícito una exhaustiva investigación

que permita establecer la relación composición-estructura-propiedades de la aleación y sus efectos sobre la ocurrencia de roturas y el tipo de falla que se manifiesta en los mismos, a través de avanzados métodos de ensayo e investigación.

El tipo de falla se establece mediante el análisis de las superficies de fractura y la comparación de los datos iniciales disponibles con las condiciones de operación del componente respecto a las cargas actuantes. Tales puntos de partida son usualmente suficientes para la mayoría de las investigaciones de fallas, pero en el caso que se trata, se requiere de un análisis más completo, ya que las temperaturas y el tiempo provocan cambios en la estructura metalúrgica del componente durante los servicios que afectan la durabilidad de los mismos bajo la acción de los esfuerzos. Sin embargo, un análisis del tiempo de rotura o falla no está completo sin los consiguientes criterios metalográficos y fractográficos para establecer el mecanismo de la falla inicial.

Comúnmente a bajas temperaturas los efectos tenso-deformacionales, la temperatura y el tiempo contribuyen de manera aislada a la disminución de la resistencia de los elementos. Sin embargo, para el caso que se analiza, estos factores actúan de forma simultánea; por lo que se impone la combinación y uso de las técnicas de análisis para definir el conjunto de características metalográficas y tenso-deformacionales asociadas a las propiedades mecánicas para, con la correspondiente valoración estadística, establecer la relación entre estos y su influencia en la durabilidad de los brazos.

Para el desarrollo de la investigación se emplearon los siguientes **métodos de investigación**:

1. Método de investigación documental o bibliográfico para la sistematización del conjunto de conocimientos y teorías relacionadas con el objeto de estudio.
2. Método de investigación numérico-computacional para la simulación del comportamiento del objeto de estudio bajo condiciones similares a las de operación.
3. Método de investigación experimental para describir y caracterizar el objeto de estudio y sus principales regularidades.

4. Método de investigación correlacional y causal para establecer la relación existente entre las variables a través de la validación estadística de los resultados y la interpretación de los fundamentos y causas de dicha relación.

2.3. Metodología para la investigación

1. Formulación del problema a resolver.
2. Búsqueda de datos, información y análisis del estado del arte.
3. Establecimiento de los métodos y etapas de la investigación.
4. Establecimiento del marco teórico y formulación de la hipótesis.
5. Desarrollo de experimentos.
6. Sistematización de las teorías, métodos y procedimientos establecidos.
7. Procesamiento estadístico de los datos.
8. Discusión de los resultados.

2.4. Materiales, métodos experimentales y procedimientos establecidos

2.4.1. Selección y preparación de muestras

Las informaciones obtenidas de los registros de datas y averías de la Planta de Hornos de Reducción de la Empresa Ché Guevara, el seguimiento prestado a la durabilidad de un lote de brazos previamente marcado desde la puesta en explotación hasta la rotura y los resultados obtenidos en investigaciones previas sobre la durabilidad de componentes de hornos de reducción realizadas por Prevot, 1994; Domínguez, 1995; Velázquez y Mariño, 1996 y Girón *et al.*, 1997, permitieron establecer el criterio de decisión a tomar en cuanto a los hogares de interés para el análisis a partir de la frecuencia de roturas manifestada.

Según estos análisis, las zonas de roturas más frecuentes y con menor durabilidad mostradas por los componentes son los hogares del 5 al 15, mientras que en los hogares del 0 al 4 y el hogar 16, los índices de frecuencia de roturas compilados son mucho más bajos, siendo más prolongada la durabilidad de los brazos. Las bajas durabilidades reportadas en brazos pertenecientes a estos últimos hogares se atribuyen a la presencia de poros y microgrietas procedentes de la fundición, como se muestra en la figura 2.1.

Se analizaron muestras de 89 brazos (20.22 % del total de brazos en operación en todos los hornos), procedentes de 11 hornos (45.83 % del total de hornos de la planta) como se muestra en las estadísticas de la tabla 1 de los anexos . Las muestras se fueron tomando sucesivamente según ocurrían las averías, procurando siempre que pertenecieran a las regiones más cercanas a la zona de rotura. Se tomaron, además, 10 muestras en estado de fundición para realizar los correspondientes ensayos metalográficos y comparar los resultados con los de muestras pertenecientes a brazos averiados después de las operaciones.

Las operaciones de corte se realizaron con una cortadora de metales aplicando refrigeración intensa con emulsión refrigerante para evitar transformaciones adicionales en la estructura producto del calentamiento durante el corte. Las muestras, debidamente marcadas, se sometieron a procesos de preparación para su posterior caracterización. Se obtuvieron, además, seis probetas de acero HH para ensayos de fluencia cumpliendo lo establecido por la norma ASTM E 139.

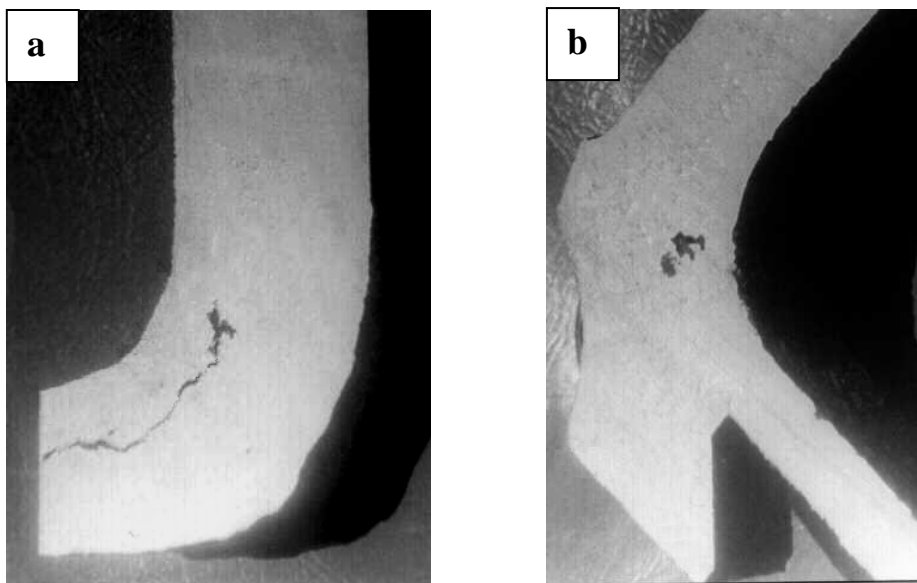


Figura 2.1. Presencia de poros que han causado la rotura por agrietamiento de brazos durante los servicios. a- Muestra de brazo fracturado en el hogar 2 después de 2 225 horas. b - Muestra de brazo fracturado en el hogar 16 después de 1 117 horas.

La preparación de las muestras para la caracterización metalográfica se realizó según los procedimientos establecidos en las normas NC 10-56:86 y ASTM E3-95.

Durante el pulido se emplearon máquinas herramientas, pulidoras de laboratorio, técnicas de pulido manual y pulido electrolítico. Para garantizar un correcto pulido de la superficie sin redondeo en los bordes, las muestras se montaron sobre bakelita y resina epoxídica. El ataque químico se aplicó utilizando soluciones electrolíticas disueltas en agua o alcohol, según lo establecido por la norma ASTM E 407-93 y los procedimientos expuestos por Kehl, 1994, Greaves y Wrighton, 1996 y Bilmes 2000.

Las operaciones de clasificación, preparación y pulido de las muestras se realizaron siguiendo la siguiente secuencia de operaciones:

1. **Fresado:** El alisado de las superficies se realizó en una Fresadora Universal modelo 6T12-1 con refrigeración continua.
2. **Rectificado:** Se aplicó rectificado en dos caras aproximadamente paralelas en una Máquina Rectificadora Horizontal 6T-82-1 con refrigeración continua. Se designó una de las caras para el pulido y ataque y la otra para el análisis químico.
3. **Pulido:** Las muestras analizadas en los laboratorios del ISMM y el ISPJAE se pulieron en una Pulidora Metalográfica modelo Rathenow-43 empleando papel abrasivo de las series 350, 500, 600 y 800, paños de fieltro y una solución de pasta abrasiva de diamante con granulometría de 3 μm .

Las muestras analizadas en la Universidad de Gante se pulieron mediante la técnica de pulido electrolítico bajo las siguientes condiciones:

- Tipo de electrolito: Solución de 400 g de ácido pirofosfórico en 1000 ml de etanol
 - Temperatura del electrolito: 38 – 40 ° C.
 - Tiempo de inmersión: 10 min.
 - Voltaje de la celda: 18 V CC.
4. **Limpieza, lavado y secado:** Después de la adecuada preparación de las superficies, las probetas se lavan con acetona para eliminar restos de grasa, polvo y pasta de pulir cuidando no frotar la superficie pulida. Posteriormente se limpian con etanol absoluto para eliminar cualquier vestigio de humedad.

5. **Ataque de las superficies a investigar:** Inmediatamente después de la limpieza, se procedió a realizar el ataque de las superficies a investigar. Se emplearon las técnicas de ataque manual por inmersión y ataque electroquímico según ASTM E262-Practice A. En los laboratorios del ISMM y el ISPJAE se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante 5 segundos con los reactivos de Marble y Vilella. En la Universidad de Gante se empleó el ataque por inmersión con Glyceregia y el ataque coloreado con inmersión de la muestras con reactivos Beraha II y III especificados por Fosca *et al.*, 1996 y la variantes Lichtenegger-Bloech “LBI” especificada por Weck y Leistner, 1983. El tiempo de ataque osciló entre 5 y 10 min a una temperatura de 37° C.

En la Tabla 2 de los Anexos se muestra la composición de los reactivos empleados.

6. **Limpieza y secado:** Después de atacadas, las superficies de las muestras se lavan con agua destilada y posteriormente en alcohol para finalmente secarlas en aire caliente. A las muestras con superficies de fractura se les aplicó limpieza ultrasónica durante 15 segundos.

2.4.2. Análisis químico

Se comprobó la composición química de las muestras para verificarlas con los estándares y establecer su correspondencia con la aleación a investigar. El análisis químico se realizó empleando un Espectrómetro de Masa ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón en el Laboratorio del Taller de Fundición de la Empresa Mecánica del Níquel.

2.4.3. Análisis microestructural

Para la caracterización microestructural de las muestras se utilizaron las técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica y energía dispersa de Rayos X (EDAX), siguiendo las normas y procedimientos establecidos por Amelinckx *et al.*, 1997 y Golstein *et. al* 1997.

Se analizaron, conjuntamente con las muestras tomadas del acero HH, cinco probetas de la aleación HK-40 envejecidas entre 20 000 y 29 000 horas durante las

operaciones de los hornos para realizar un estudio comparativo entre la microestructura de estas dos aleaciones y confrontar los efectos de las altas temperaturas de trabajo de los hornos sobre la estabilidad estructural de ambas.

2.4.3.1. Análisis microestructural con microscopía óptica

Se emplearon microscopios ópticos OLYMPUS AX70 con cámara de video SONY (DXC-107/107P, 12 V CC) empleando distintas combinaciones de objetivo y ocular para obtener imágenes de 100 a 1000 aumentos.

Las imágenes de las micrografías obtenidas se registraron en un microprocesador por medio de una interfase digitalizadora de video SNAPPY (HJZ Snap 31, 12 V C.C.) con procesador de imágenes OMNIMET ADVANTAGE for Image System, Versión 2.0, Copyright 1996, 1997, Buehler Ltd. Se utilizaron aumentos desde 100x hasta 1000x, en dependencia de las características metalográficas y zonas de interés a analizar según NC 10-55:86. Se midió el tamaño de los granos según las Normas NC 10-57:86 y ASTM E112.

2.4.3.2. Análisis MEB-EDAX

Se utilizaron Microscopios Electrónicos de Barrido MEB PHILIPS XL 20 y MEB PHILIPS XL 50 para obtener mayores resoluciones y realizar los microanálisis con voltajes de aceleración del ánodo de 20-30 Kv, corrientes de irradiación de 20 μ A y barridos de 500 x 500 puntos a intervalos de 1 μ m.

Para la detección y cuantificación de las fases se empleó un Microanalizador de Energía Dispersa de Rayos X (EDX LINK ISIS 200, detector de Ge) y un Microanalizador Asistido por Computadora (MAC JCXA 733, NIHON DENSHI KK) incorporados al MEB PHILIPS XL 50.

Los microanálisis se realizaron en 10 puntos distintos de las microestructuras de interés y se registraron en la PC para posteriormente cuantificar las fases presentes en la microestructura a partir del análisis de imagen asistido por computadora (IAC). La cantidad de ferrita presente en el acero, se determinó siguiendo las reglas y procedimientos de la Norma NC 04-77:86.

2.4.4. Análisis de falla

El análisis de falla realizado incluye el examen fractográfico, la caracterización microestructural y el microanálisis de las superficies de fractura. Para el establecimiento del tipo de falla a elevadas temperaturas se realizó el análisis fractográfico y la comparación de las condiciones de operación de los elementos con los datos e informaciones disponibles de las propiedades físico-químicas y mecánicas de las aleaciones.

Tales exámenes son suficientes para la mayoría de las investigaciones de falla, pero para el caso tratado, se requiere de una valoración más exhaustiva y completa debido a que conjuntamente con los elevados esfuerzos, también las temperaturas y el tiempo de exposición provocan inestabilidades en la estructura metalúrgica de la aleación durante los servicios.

2.4.5. Examen fractográfico

Los exámenes fractográficos para la caracterización de las fracturas, de las macro y microgrietas se realizaron mediante la inspección visual y empleando las técnicas de microscopía óptica (Esteroscopio OLYMPUS AMX-6 con digitalizador de imagen) y técnicas de microscopía electrónica de barrido (MEB PHILIPS XL 50).

2.4.6. Ensayos de microdureza

Los ensayos de microdureza de las fases se realizaron con microdurómetros AKASHI e Instron Wolpert aplicando cargas de 300 g con penetrador piramidal de diamante, totalizándose 5 huellas para cada fase. Los procedimientos para el ensayo de microdureza se realizaron según lo establecido por las Normas NC 10-56:86 y ASTM E 384-89.

2.4.7. Métodos para evaluar la resistencia mecánica a elevadas temperaturas

En la realización de cálculos convencionales de resistencia de materiales a temperatura ambiente las propiedades mecánicas se consideran, para todos los fines prácticos, independientes del tiempo. En los ensayos a temperatura ambiente el comportamiento inelástico de los materiales es de escasas consecuencias prácticas

(Brust et al, 1990). En cambio, a temperaturas elevadas la resistencia mecánica depende mucho de la magnitud y velocidad de aplicación de la carga y del tiempo de exposición.

A elevadas temperaturas, gran cantidad de materiales metálicos se comporta como materiales viscoelásticos, por lo que al ser sometidos a la acción de cargas, por ejemplo, de tracción, el metal “fluye” lentamente y surge un aumento de su longitud que es función del tiempo. Por esta razón, en los cálculos de ingeniería tiene especial significación los resultados que proporcionan los ensayos que describen el mecanismo de deformación de una aleación a temperaturas elevadas (Boyle y Spence, 1989).

Sin embargo, por las características requeridas por el equipamiento (horno eléctrico para elevadas temperaturas, máquina de ensayo a tracción, sistemas de precisión para aplicación y regulación de la carga, control de temperatura y procesamiento y registro de datos) y los elevados tiempos que se necesitan, los ensayos a elevadas temperaturas resultan ser muy costosos.

El desarrollo de las técnicas de simulación mediante los métodos numéricos ha constituido una importante alternativa para conocer el comportamiento de los metales a altas temperaturas, permitiendo reducir los costos al minimizar la cantidad de ensayos y los tiempos requeridos para los mismos a partir de la obtención de los correspondientes modelos teóricos que caracterizan la evolución del estado tenso-deformacional del material.

Hoy en día, los ensayos a elevadas temperaturas sólo se realizan cuando los resultados proporcionados por los métodos de simulación disponibles no son muy confiables para tiempos muy prolongados o se necesita validar los resultados de los mismos (Alfaro, 2001).

2.4.7.1. Análisis tenso-deformacional mediante métodos numéricos.

La gran evolución de los métodos informáticos tanto en su aspecto de hardware como software, ha permitido afrontar la resolución de complejos problemas físico-matemáticos cuya resolución analítica resultaría prácticamente imposible. De hecho,

muchos de estos problemas hace ya años que están planteados matemáticamente, solo falta un medio adecuado para la obtención de resultados prácticos confiables.

En la actualidad, el Método de los Elementos Finitos (MEF) ha sido muy generalizado y constituye una potente herramienta de cálculo numérico capaz de resolver cualquier problema formulable de la matemática, la física y la mecánica; permitiendo simular y realizar una gran cantidad de análisis en componentes y estructuras complejas, difícilmente calculables por los métodos analíticos tradicionales.

Con la simulación mediante MEF se intenta reproducir la realidad a partir de la resolución numérica de las ecuaciones matemáticas que describen el fenómeno estudiado con el uso de un ordenador. Por lo tanto, se puede asumir que la simulación es tan exacta como tantas sean las ecuaciones de partida y la capacidad de los ordenadores para resolverlas, lo cual fija límites a su utilización (Ingham y Moreland, 1993).

2.4.7.1.1. Solución numérica del problema

En lo referido al cálculo estructural, el método de elementos finitos puede ser entendido como una generalización de estructuras al análisis de sistemas continuos. El principio del método consiste en la reducción del problema con infinitos grados de libertad, en un problema finito en el que intervenga un número finito de variables asociadas a ciertos puntos característicos del objeto denominado “nodos”.

Las incógnitas dejan de ser funciones matemáticas del problema cuando pasan a ser los valores de dichas funciones en un número infinito de puntos. Así pues, en el MEF se supone que el comportamiento mecánico de cada parte o elemento en los que se subdivide el objeto, queda definido por un número finito de parámetros (grados de libertad) asociados a los puntos que en dicho momento se unen al resto de los elementos de su entorno (nodos).

Para establecer el comportamiento en el interior de cada elemento se supone que dentro del mismo, todo queda perfectamente definido a partir de lo que sucede en los nodos a través de una adecuada función de interpolación elaborada por ANSYS (Alfaro, 2001).

En el caso específico del análisis tenso-deformacional de elementos sometidos a la acción de cargas estáticas, el método permite la determinación de los componentes de los nodos por el efecto de una sollicitación estática y, en una segunda fase, la determinación del estado deformacional en ciertos puntos característicos. Este tipo de análisis permite acotar la deformación del objeto de estudio y localizar zonas altamente sollicitadas o zonas de baja sollicitación.

Esta presentación aproximada de la realidad en forma de un modelo numérico permite la resolución del problema, donde los coeficientes se calculan automáticamente por el ordenador a partir de la geometría y propiedades físicas de cada elemento. Sin embargo queda en manos del usuario decir hasta que punto la discretización utilizada en el modelo representa adecuadamente el modelo de la estructura.

2.4.7.1.2. Condiciones y parámetros establecidos

Como principio inicial para el análisis, los brazos se consideran como un sistema discreto. Teniendo en cuenta sus características de diseño (las dimensiones de la sección varían de manera suave, continua y proporcionalmente en el sentido longitudinal), los mismos se pueden considerar como vigas empotradas de igual resistencia a la flexión.

En las vigas de igual resistencia a la flexión el módulo de la sección W_x varía proporcionalmente con el momento flector de las cargas exteriores M_x ; por lo que las tensiones normales máximas son análogas en cualquier sección e iguales a las admisibles $[\sigma]$. En este caso, las tensiones se calculan a partir de las fórmulas deducidas para la viga de sección constante (Miroliúbov *et al.* 1989 y Pisarenko 1989) con condiciones de resistencia establecidas para el estado límite (la rotura se produce en la sección más peligrosa).

El cálculo se realiza empleando el Método de los Elementos Finitos (MEF) con ayuda del paquete de software ANSYS (V.5.7) disponible con Licencia Educacional en el Departamento de Mecánica Aplicada y Análisis Experimental de Tensiones de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Gante, Bélgica. Se plantearon como condiciones y parámetros iniciales para el cálculo los siguientes:

a) Condiciones de carga:

Los cálculos se realizan para la condición del máximo de carga, considerando como productividad del horno la establecida según el diseño original: 17 ton/h. Se considera además, el peso total como la suma del peso del brazo mas el peso total de la cantidad máxima de dientes que se pueden acoplar al mismo en los distintos hogares (23 dientes). Teniendo en cuenta que los esfuerzos transmitidos por los brazos ocurren con velocidades de rotación relativamente pequeñas (1.4 –1.5 rev/min), las fuerzas de resistencia al arrastre de la carga alimentada se pueden considerar como cargas estáticas. La carga originada por el peso se considera uniformemente distribuida en toda la longitud actuando en el plano vertical (p_v) y la carga originada por la resistencia al arrastre, también se considera uniformemente distribuida, pero actuando en el plano horizontal (p_h), como se ilustra en el esquema de la figura 2.2.

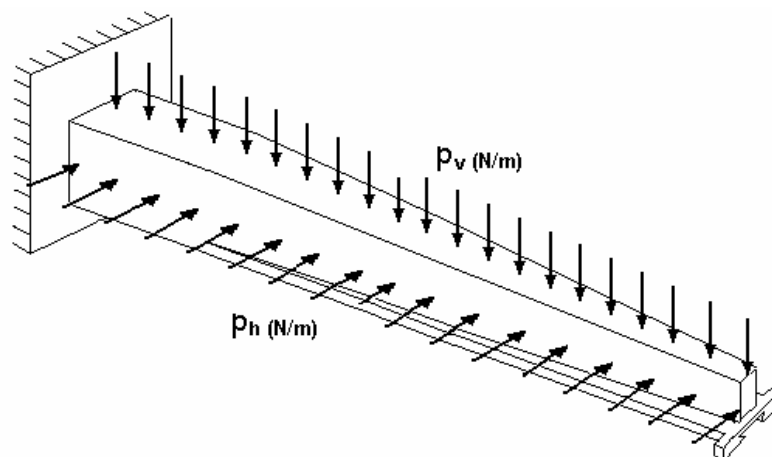


Figura 2.2. Esquema de análisis para el cálculo del brazo como viga en cantilever con carga uniformemente distribuida.

b) Propiedades físicas de la aleación:

E: Módulo de elasticidad del material a temperatura ambiente,

$$E = 20,1 \cdot 10^4 \text{ MPa.}$$

ν : Coeficiente de Poisson, $\nu = 0,23$

$$\text{Densidad: } \rho = 7800 \text{ Kg/m}^3$$

c) Características de diseño:

Como condición indispensable para ejecutar las operaciones de simulación y cálculo, se requiere poseer el diseño del elemento en AutoCAD V.13 o superior. El software interactúa directamente con el diseño preestablecido e interpreta las dimensiones necesarias para realizar los cálculos con los datos iniciales introducidos, elaborar y registrar la base de datos y tomar las decisiones a partir de los criterios de resistencia de materiales.

2.4.7.1.3. Selección de las temperaturas de análisis

La elevada calidad de la tecnología y precisión del equipamiento utilizado en los ensayos hacen que se consideren los resultados como suficientes y altamente fiables, por lo que se seleccionaron valores de temperaturas representativas de las zonas de los hornos donde con mayor frecuencia ocurren las averías por roturas de brazos durante la operaciones.

Se consideró realizar simulaciones y ensayos para valores de temperatura considerados representativos de las zonas de interés, en este caso, las zonas comprendidas entre el hogar 5 y el 15; por lo que se tomó como rango de temperatura de interés el comprendido entre 500-780° C.

Como temperaturas representativas se consideraron: 500° C, 600° C, 650° C, 700° C, 750° C y 780° C. La utilización de idénticos valores de temperatura y tensiones aplicadas para las simulaciones y ensayos, permite realizar la validación de los resultados teóricos y experimentales a partir del correspondiente análisis estadístico de los mismos para establecer la idoneidad de los modelos que describen el comportamiento de las características tenso-deformacionales y de rotura del objeto analizado.

2.4.7.1.4. Metodología utilizada

Debido a las dimensiones del elemento analizado, para el cálculo de los esfuerzos mediante MEF se empleó el método del sub-estructurado. El proceso de sub-estructurado es una técnica de elementos finitos basada en el principio de Saint Venant's que consiste en la interpretación física del método de la condensación

aplicado a problemas mecánicos para la solución de grandes estructuras en las que se requieren, para ser resueltas, miles de elementos, nodos y grados de libertad y los recursos del cómputo no son suficientes para procesar toda la información que se pueda obtener.

A través del sub-estructurado, el objeto de estudio se analiza como resultado del “ensamble” de complejos elementos (Kenneth y Thornton, 1995). La división del elemento en sub-elementos garantizan la facilidad y rapidez de cálculo con los ordenadores disponibles (ANSYS5.7. User’s Guide, 1999)

El sub-estructurado del elemento se desarrolló siguiendo la siguiente secuencia:

1. Creación de los super-elementos. En dependencia de las dimensiones del elemento, ANSYS genera por separado una serie de super-elementos que se modelan en distintas etapas de generación con sus correspondientes archivos para posteriormente poder realizar el ensamblaje de los mismos según la secuencia de análisis.
2. Fase de generación. En esta fase, también denominada fase de mallado, se subdividen los super-elementos en sub-elementos o mallas, las que posteriormente se condensan en un solo super-elemento. La condensación se realiza identificando los grados maestros de libertad que se utilizan como interfase entre las mallas de un super-elemento y las del próximo super-elemento. Con la ayuda de los nodos maestros la información se transmite sucesivamente de un super-elemento a otro.
3. Fase de expansión. En esta fase, la solución dada a los nodos maestros se transmite a los nodos restantes de los super-elementos, realizándose la “expansión” de la información a cada uno de los super-elementos.

Después de aplicar la técnica del sub-estructurado, se aplica la técnica del sub-modelado con el objetivo de determinar las tensiones de trabajo máximas a partir de los cálculos de resistencia a la flexión compilados por ANSYS, luego se determina la zona más peligrosa (zona sometida a mayores esfuerzos). La utilización del sub-modelado después del sub-estructurado tiene dos ventajas:

1. Facilitar, mediante el sub-estructurado, la reducción del frente de onda al trabajar los super-elementos con un mallado “sencillo”.
2. Encontrar una distribución de esfuerzos internos más uniforme en el elemento ya condensado al “asignarle” al sub-modelo un mayor número de elementos a través del mallado.

2.4.7.1.5. Fundamentos físico-matemáticos para la modelación

Para efectuar la modelación matemática de un sistema, es necesario considerar las ecuaciones o conjunto de ecuaciones que describen físicamente el fenómeno a partir de la influencia de las variables involucradas. Para comenzar, se precisarán primero las cuestiones relacionadas con el tipo de sollicitación a la que está sometida el elemento, en este caso, esfuerzos de flexión.

La resistencia a la flexión de los brazos está determinada por el momento flector máximo que actúa sobre la sección más peligrosa, que en este caso, es la zona del empotramiento.

La tensión máxima está determinada por el valor del momento flector resultante de los momentos que actúan en el plano horizontal y vertical y el módulo de la sección transversal, mientras que la deformación máxima producida por las tensiones normales máximas en la zona del empotramiento se describe por la denominada *ecuación de la flecha* de la viga.

Para los efectos de los cálculos convencionales de resistencia de materiales a temperatura ambiente, la flecha máxima (deformación) en la zona del empotramiento de la viga en cantilever es cero, e independiente del tiempo. El hecho de que la deformación se considere independiente del tiempo significa que su valor es el mismo en el momento del cálculo y mucho después del mismo (Cabrera y Prado, 1999).

Sin embargo, para temperaturas elevadas, la viga cargada (aún bajo la acción de su propio peso) podría mostrar un comportamiento totalmente distinto con posibilidades de solución matemática aproximada si se tienen en cuenta las teorías de la fluencia lenta. Si se aplican las teorías de la fluencia lenta a los brazos durante las

Si se comparan las ecuaciones (3) y (4) con (5), se puede observar que las deformaciones elásticas y plásticas (Ec. 3 y 4) son independientes del tiempo, mientras que las deformaciones para la fluencia (Ec.5) son totalmente dependientes del tiempo. Un procedimiento matemático para relacionar los esfuerzos y las deformaciones con el tiempo en los estados elástico y plástico es la ecuación de Ramberg-Osgood (Ross 1995):

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha(t) \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{\beta(t)} \quad (8)$$

Siendo $\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$ una deformación inicial arbitraria producida por una tensión inicial σ_0 transcurrido un tiempo t asumido inicialmente; α y β son los parámetros Ramberg-Osgood que dependen del tiempo.

A partir de datos ofrecidos por Peckner, 1987 para aleaciones del sistema Fe-Cr-Ni ricas en carbono, Olson, 1990, correlacionó la dependencia del módulo de elasticidad “ E ” con la temperatura y estableció que para temperaturas superiores a 500° C la misma tiene un comportamiento lineal expresado por la ecuación (9):

$$E = -122T + 242600 \quad (\text{MPa}). \quad (9)$$

Existen dos maneras diferentes de caracterizar el surgimiento y desarrollo de grietas: la primera es mediante la determinación y comprobación del parámetro K_C , conocido como *tenacidad a la fractura* y la segunda, mediante la integral de contorno J (Delobelle, 1993; Ross, 1995; Toribio, 1997 y Van Wershoven, 1999).

Al parámetro K_C también se le denomina *factor crítico de intensidad de tensiones* y caracteriza el desarrollo y propagación de grietas a partir de una grieta inducida de tamaño a bajo condiciones de cargas dinámicas y cíclicas. Los valores de K_C pueden obtenerse mediante ensayos o simulaciones y permiten conocer el tamaño crítico de una grieta para determinado esfuerzo o número de ciclos de tensiones (Ingham y Moreland, 1983).

Por su parte, la integral- J es una medida de la resistencia del campo elasto-plástico asociado al frente de grietas que pueden originarse, bajo condiciones de cargas

estáticas, a partir de una grieta inducida de tamaño a o de la presencia de un defecto. Los valores de J también se obtienen mediante simulaciones y ensayos y permiten conocer la evolución del estado tenso-deformacional alrededor del defecto (grieta) (Nikbin *et al.* 1992).

En el caso que se analiza, las grietas detectadas en los exámenes fractográficos se originan en los precipitados de fases secundarias presentes en la microestructura. En la interfase *fase precipitada-matriz metálica* o *fase precipitada-borde de los granos* existe una elevada densidad de defectos (esencialmente microhuecos o vacancias) que funcionan como embriones para el surgimiento y desarrollo de microgrietas como la mostrada en la figura 2.3.

Finalmente, bajo los efectos de las cargas y la temperatura y el tiempo, estas microgrietas se propagan siguiendo las trayectorias de los límites de los granos, confiriéndole carácter intercrystalino a las fracturas.

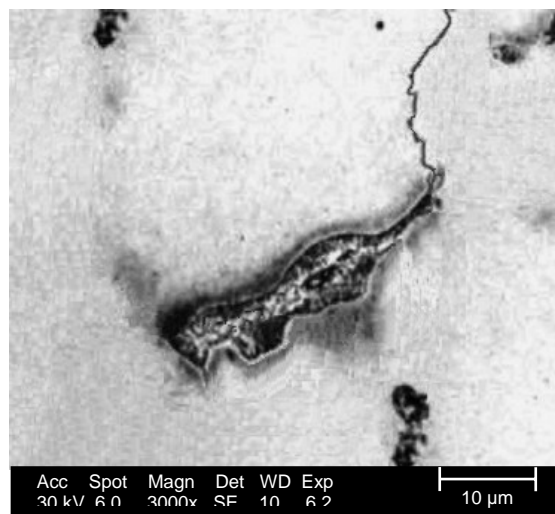


Figura 2.3. Fase secundaria que ha funcionado como embrión para el surgimiento y desarrollo de una microgrieta.

Teniendo en cuenta el carácter de las fracturas manifestadas, las características operacionales, las condiciones de carga establecidas y las posibilidades que ofrecen los modelos obtenidos por otros autores para desarrollar la integral- J con el empleo del método de los elementos finitos (MEF), la misma se emplea como fundamento

físico-matemático para explicar el desarrollo de grietas de fluencia siguiendo un comportamiento elasto-plástico en los brazos fabricados de acero HH.

Matemáticamente, la integral- J puede deducirse a partir del esquema de la figura 2.4 según Ingham y Moreland 1983, Cortie y Potgleiter, 1991, Brooks 1993, Davis 1997 y Jones 1998.

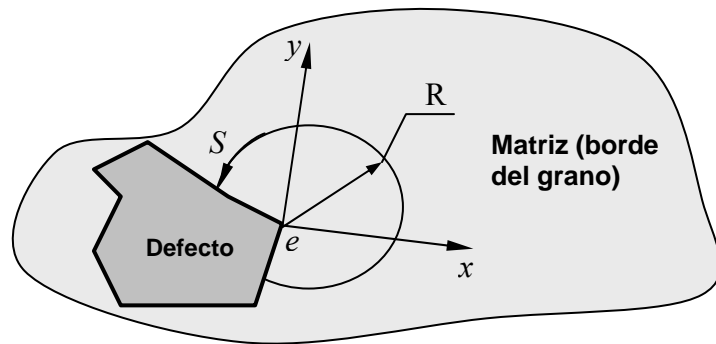


Figura 2.4. Entorno para la definición de la integral- J .

Si en la frontera de uno de los defectos de superficie irregular con la matriz metálica o el borde los granos se escoge una entalla "e", que representa una zona de elevada concentración de tensiones, y en un contorno S de radio R se sitúa un sistema de coordenadas cartesianas con origen en "e", entonces la integral- J queda definida por la ecuación (10):

$$J = \int_S \left(U dy - \sigma \frac{\partial u}{\partial x} \right) ds \quad \dots \dots \dots (10)$$

Donde:

u = Vector desplazamiento;

S = Contorno de integración.

U = Densidad de la energía de deformación y se calcula:

$$U = \frac{1}{2} \sigma \varepsilon \quad \dots \dots \dots (11)$$

σ y ε = Tensores de esfuerzo y deformación respectivamente;

La aplicación de la integral- J para la caracterización del estado tenso-deformacional de los brazos fabricados de acero HH mediante el MEF, se realiza bajo los siguientes supuestos:

1. Las microgrietas se originan en la entalla con mayor densidad de concentración y se propagan en el sentido de J (la microgrieta “sale” del defecto).
2. Las tensiones aplicadas sobre los elementos y la temperatura de los hogares permanecen invariables en el tiempo.
3. La rotura ocurre cuando J alcanza su valor crítico.

A pesar de que las deformaciones evolucionan en el tiempo, en la ecuación (10) la expresión de J es independiente del tiempo. Una forma muy usual para estimar soluciones de J en el tiempo es relacionándola con sus correspondientes componentes elástica y plástica, como se plantea en la ecuación (9) (Boyle y Spence 1989; Brust *et al.* 1990).

$$J = J_e + J_p(t) \quad (12)$$

En este caso, la componente plástica de J sí es dependiente del tiempo, mientras que la componente elástica, independiente del tiempo, se puede determinar por el MEF a partir de un análisis lineal teniendo en cuenta el cumplimiento de la ley de Hooke.

Dentro de las soluciones particulares para la componente plástica de la integral- J dependiente del tiempo en aleaciones termo-resistentes, se encuentra la propuesta por Brust y Leis, 2001:

$$J_p(t) = \alpha(t) \sigma_0 \varepsilon_0 C a h_1 \left(\frac{P}{P_0} \right)^{\beta(t)+1} \quad (13)$$

Aquí $\alpha(\tau)$, $\beta(t)$, σ_0 y ε_0 tienen el mismo significado que en la ecuación (8), C es un parámetro que tiene en cuenta la fuerza de cohesión de las partículas en la vecindad del defecto (microhueco) y depende del tipo de material, h_1 es un parámetro geométrico que depende de las dimensiones del contorno, el factor “ a ” tiene en

cuenta el tamaño relativo inicial de la microgrieta que pueda producirse a partir del defecto ($a = \frac{l}{b}$, donde l y b son las características dimensionales del defecto: longitud y ancho respectivamente), P es la carga equivalente aplicada y P_0 es la carga de referencia relativa a σ_0 .

Para el caso de las tensiones planas (Brust *et al.* 1990)

$$P_0 = 2C\sigma_0 \quad (14)$$

Los valores de la dependencia del tiempo para α y n se obtienen por el desarrollo de las constantes de Ramberg-Osgood según las curvas tensión-deformación para los correspondientes valores de tiempo y conjuntamente con los valores de C , a y h_1 se compilan a partir de las soluciones mediante elementos finitos.

Así, con el planteamiento de una relación tensión-deformación para instantes de tiempo discretos empleando las ecuaciones (1), (2), (3), (4), (5) y (7) y mediante el cálculo de los correspondientes parámetros de Ramberg-Osgood para cada valor del tiempo en la ecuación (8), se pueden determinar los valores de J y seguir su evolución en el tiempo.

Los valores de J gobernarán el proceso de surgimiento y desarrollo de la microgrieta más probable con un frente de micro-deformación plástica orientada según una dirección controlada por el vector desplazamiento “ u ”, determinando la región hacia donde el metal “fluye” bajo los efectos de la tensión, la temperatura y el tiempo (Krempel y Kallianpur 1994).

El crecimiento y desarrollo de la microgrieta simulada ocurre hasta transcurrido el tiempo necesario para que el tamaño de la misma provoque que se alcance la

condición $\frac{dJ}{da} \geq \left[\frac{dJ}{da} \right]_s$. Es decir, como resultado de la acumulación de la

correspondiente deformación asociada en el tiempo, el incremento de las tensiones en la boca de la grieta respecto al tamaño de la misma supera los valores admisibles para un elevado estado de tensión que se incrementa con el aumento del tamaño efectivo de la grieta, mientras que los esfuerzos de crecimiento de la microgrieta

simulada de tamaño “a” requieren de valores de tensión cada vez menores que superen los límites permisibles establecidos para el contorno S asumido.

Planteando la condición de resistencia de la viga cargada a flexión se tiene que:

$$\sigma_{f\text{máx}} \geq [\sigma]_f \quad (15)$$

Es decir, la rotura ocurre cuando las tensiones de trabajo $\sigma_{f\text{máx}}$ superan las tensiones admisibles para el material $[\sigma]_f$.

El paquete ANSYS calcula los valores de $\sigma_{f\text{máx}}$ asociados con la evolución de J y establece los correspondientes valores de $[\sigma]_f$ para los diferentes estados deformacionales en función del tiempo a la temperatura analizada, por lo que la expresión (15) toma la forma:

$$\sigma_{f\text{máx}}(T,t) \geq [\sigma]_f(T,t) \quad (16)$$

Según la teoría resumida por Hutchinson y Paris, 1995, el crecimiento de la grieta de fractura controlada por la integral- J comienza cuando $J = J_{\text{Crít}} \geq J_S$, mientras que la estabilidad a la fractura ocurre cuando se alcanzan las condiciones de la ecuación (8) y la rotura final ocurre cuando se alcanzan las condición de la expresión (16).

2.4.7.1.6. Algoritmo para la simulación

El algoritmo desarrollado por etapas para el análisis que desarrolla el paquete ANSYS fue:

Primera etapa: Introducción de datos.

Segunda etapa: Creación de los superelementos.

Tercera etapa: Generación del mallado y condensación.

Cuarta etapa: Procesamiento de datos y expansión a través de los siguientes pasos:

Paso No. 1. Desarrollo del comportamiento elasto-plástico del material según las Ecuaciones (1), (2), (3), (4), (5) y (7).

Paso No. 2. Desarrollo de las constantes Ramberg-Osgood para valores discretos de tiempo, según la Ecuación (8).

Paso No. 3. Generación del contorno de integración S y de una curva previa σ vs. J , con J independiente del tiempo.

Paso No. 4. Determinación del centro efectivo de la microgrieta más probable que pueda obtenerse de dimensiones l y b . Este paso se desarrolla forzando la tensión σ_f que pueda producir la falla. Los valores de J se toman de las soluciones dadas a la Ecuación (12) empleando las Ecuaciones (13) y (14). Luego, se produce un proceso de iteración alrededor de los valores de l y b , hasta que se alcanza la condición:

$$\sigma_{f\text{máx}}(T; t) > [\sigma]_{f(T,t)}.$$

En la primera iteración se determina una relación efectiva $a = \frac{l}{b}$ y el análisis se realiza en el centro del contorno "S" definido por el MEF. Con este resultado se predice el crecimiento de una microgrieta con su correspondiente tensión de falla (rotura) asignada $[\sigma]_{f(T,t)}$. Esta tensión de rotura se compara con la tensión de trabajo $\sigma_{f\text{máx}}(T,t)$ establecida para la viga empotrada.

Si la tensión de rotura calculada es mayor que la preestablecida ($\sigma_{f\text{máx}}(T,t) > [\sigma]_{f(T,t)}$), entonces se disminuye el valor de "a" para efectuar la próxima iteración. Correspondientemente, si la tensión de rotura asignada es menor que la preestablecida, se aumenta el valor de "a" para realizar la próxima iteración. Este procedimiento de iteración se efectúa hasta que se obtenga una relación efectiva "a" (tamaño crítico de la grieta) con tensión asociada para la rotura $\sigma_{f\text{máx}}(T,t)$ no compatible con el esfuerzo admisible $[\sigma]_{f(T,t)}$ asignado por el MEF para la microgrieta generada (Verleysen y Velázquez, 2002).

Paso No. 5. Para el tamaño de grieta alcanzado, se obtienen resultados de J con los valores del tiempo asumidos en la Ecuación (8). La Ecuación (13), con ayuda de la (14), es forzada a seguir la curva de resistencia del material para modelar el surgimiento y crecimiento de la grieta a medida que ocurren las deformaciones ε .

Paso No. 6. Se repite el paso 5 y cuando se alcanza la condición $\frac{dJ}{da} \geq \left[\frac{dJ}{da} \right]_S$ se

completa el análisis y como resultado final, se predice la falla cuando se cumple la condición de la ecuación (16).

Para obtener una rápida convergencia de los valores estos pasos se computarizaron a través del algoritmo establecido en el esquema iterativo de Newton-Raphson (Kenneth y Thornton, 1995). Así, mediante este algoritmo, se simula el proceso tenso-deformacional del elemento a partir de los modelos utilizados, las propiedades físicas del material, las condiciones de carga y el diseño pre-establecido para el elemento.

2.4.7.2. El análisis tenso-deformacional mediante el ensayo tecnológico de fluencia.

El conocimiento del comportamiento de los metales sometidos a cargas a altas temperaturas, se establece a través de la deformación progresiva que experimentan los mismos y se estudia a través del denominado **ensayo tecnológico de fluencia** (*creep*). La realización del mismo se realiza aplicando una carga constante a una probeta de tracción a temperatura constante. Los valores registrados de deformación se plotean en una gráfica *deformación vs. tiempo*, como se muestra en la figura 2.5.

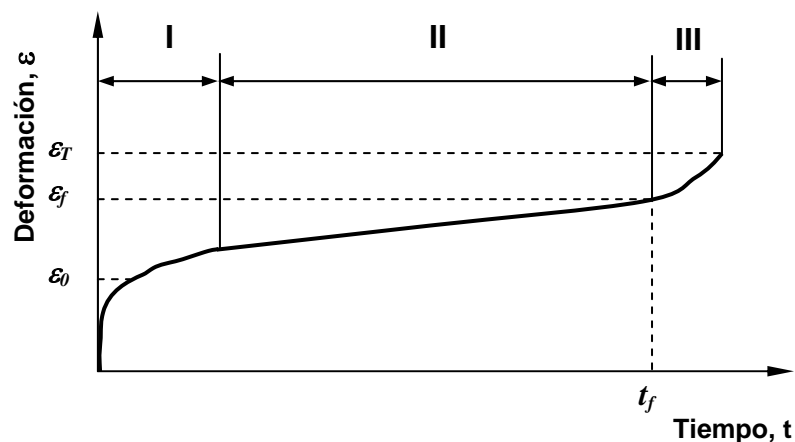


Figura 2.5. Curva tecnológica de fluencia.

En el tramo I de la curva, conocido como *fluencia primaria* o transitoria, ocurre un alargamiento (deformación) inicial " ϵ_0 " muy rápido en la probeta. Posteriormente, la deformación disminuye con el tiempo hasta alcanzar un estado estacionario representado por el tramo II de la curva (*fluencia secundaria* o estacionaria). En la zona III (*fluencia terciaria*), la deformación aumenta rápidamente hasta producirse la rotura de la probeta (Pero-Sanz 1996).

Para comprobar la validez de los datos obtenidos en las simulaciones, se realizaron ensayos de fluencia lenta a 8 muestras de HH a las mismas temperaturas utilizadas en las simulaciones para el valor de tensión de trabajo reportado por ANSYS y utilizado durante las simulaciones.

Los ensayos se realizaron siguiendo las especificaciones establecidas por ASTM E 139 en tres instalaciones de creep: dos del tipo INSTRON y la otra del tipo Gleeble-3200 con las siguientes características de operación:

INSTRON

Carga Máxima: 1,5 Ton.

Equipo de calentamiento: Horno de resistencia

Temperatura máxima: $980 \pm 1^{\circ}$ C

Velocidad máxima de calentamiento: $6 \pm 0,3^{\circ}$ C/seg

Modo de aplicación de la carga: Carga muerta.

Sistemas de muestreo de datos: Gráfico y digital.

Gleeble 3200

Carga Máxima: 2 Ton.

Equipo de calentamiento: Horno de resistencia

Temperatura máxima: $1000 \pm 1^{\circ}$ C

Velocidad máxima de calentamiento: $8 \pm 0,3^{\circ}$ C/seg

Modo de aplicación de la carga: Mecanismo servohidráulico.

Sistemas de muestreo de datos: Gráfico y digital.

2.4.8. Valoración estadística de los resultados

Se realizó el tratamiento estadístico de los resultados teóricos y experimentales para establecer la significancia de los modelos teóricos ofrecidos por el paquete ANSYS, obtener el modelo teórico-experimental y comprobar su idoneidad. Para ello, se utilizaron los paquetes estadísticos Microsoft Excel 2000 y Tierra 2001.

de significación. De lo contrario, no se rechaza la hipótesis asumida, concluyéndose que no existe discrepancia significativa entre los valores observados y los valores esperados.

2.4.8.2. Obtención del modelo y comprobación de la idoneidad

De la información suministrada por las curvas teóricas y reales convencionales de fluencia y a través del procesamiento estadístico de los datos, se obtuvo una función de correlación entre los tiempos teóricos y reales de rotura empleando el método de los mínimos cuadrados, con la correspondiente prueba de bondad de ajuste del modelo.

El análisis de regresión se realizó siguiendo los siguientes pasos:

Representación gráfica de los datos: Se emplearon diagramas de dispersión, ubicándose los datos en un sistema de coordenadas cartesianas, asumiendo la temperatura como variable independiente y el tiempo de rotura como variable dependiente.

Determinación de la ecuación de regresión: Se probaron funciones tipo y como modelos se escogieron aquellos que presentaron mejor ajuste, proporcionando una adecuada descripción física del problema según el fenómeno manifestado.

Formulación de la hipótesis estadística: La idoneidad del modelo para la predicción de valores de durabilidad de los brazos se establece a través de la prueba de significancia del coeficiente de correlación mediante la prueba “t de student”. En este caso, se comprueba si el valor del coeficiente de correlación de la muestra “r” se debe a una relación significativa entre las variables o si es producto de la casualidad, sobre la base del planteamiento de la hipótesis:

$$H_0: \rho = 0$$

$$H_1: \rho \neq 0$$

Donde:

H_0 = Hipótesis nula

H_1 = Hipótesis alterna

ρ = Coeficiente de correlación de la población.

Búsqueda del valor crítico: El valor $t_{Crít}$ se selecciona por tablas para un nivel de significación $\alpha = 0.05$ y $v = N - 2$ grados de libertad.

Cálculo del valor de prueba: El valor de prueba t se calcula (Spiegel, 1986; Mason *et al.* 1994; Bluman, 1995) por la ecuación:

$$t = \frac{r\sqrt{N-1}}{\sqrt{1-r^2}} \quad (18)$$

Donde:

r = Coeficiente de correlación de la muestra.

Toma de decisión: Si bajo la hipótesis estadística asumida se cumple la desigualdad $t_{Cal} > t_{0,05}$, entonces la decisión sería rechazar H_0 y concluir que la relación entre las variables es significativa.

2.5. Conclusiones del capítulo II

1. Se han fundamentado las propiedades a investigar a partir de la necesidad de la descripción y caracterización del objeto de estudio para definir sus principales regularidades a través del empleo de métodos científicos de investigación estructurados metodológicamente con un enfoque dialéctico, sistémico y controlado que posibilitan la ejecución ordenada del proceso investigativo.
2. Los métodos de investigación utilizados se complementan con el empleo de una actualizada base experimental, tecnologías, software y equipamiento novedosos que garantizan precisión y confiabilidad a los resultados.

CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Introducción

En este capítulo se establece el conjunto de criterios y postulados que sustentan las teorías que corroboran la veracidad de las hipótesis científica y estadísticas planteadas, como resultado del análisis y el procesamiento de la información obtenida a través de la observación o realización de los experimentos, simulaciones y ensayos.

El objetivo del capítulo es:

1. Realizar la valoración crítica de los resultados y a través de ella, explicar los fundamentos científicos que dan solución al problema planteado a partir de la interpretación de las regularidades observadas.

3.2. Análisis químico

La composición química de todas las muestras analizadas según el promedio de tres análisis en puntos diferentes, estuvo dentro del rango establecido para la aleación, de acuerdo con las especificaciones de ASTM A297 (Wegst, 1995). En la Tabla III.1 aparece la composición química promedio (% en masa) de cada una de las muestras analizadas.

3.3. Análisis microestructural

Se obtuvieron micrografías empleando microscopios ópticos y técnicas de MEB, realizándose el análisis químico a las fases y constituyentes mediante la combinación de las técnicas MEB-EDAX y el análisis del tamaño de los granos

El análisis microscópico arrojó la presencia de extensas franjas de carburos en el límite de los granos y de otros precipitados en el interior de los carburos, como se ilustra en la figura 3.1. En general, todas las muestras presentaron características microestructurales similares, diferenciándose solamente en la cantidad de precipitados en el interior de los carburos.

Tabla III.1. Composición química (% masa) de las muestras.*

N/O	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	Cu	V	Ti	Mo	Al	Fe
1	0.38	23.56	13.38	2.01	≥0.85	≥0.04	≥0.04	≥0.05	≥0.07	≥0.10	≥0.10	≥0.08	B A L A N C E
2	0.44	23.89	10.69	1.13									
3	0.39	24.35	15.84	1.77									
4	0.42	23.30	12.16	1.35									
5	0.44	23.06	12.44	1.87									
6	0.40	24.08	16.82	1.65									
7	0.41	24.80	14.31	1.32									
8	0.39	24.00	14.23	1.49									
9	0.40	23.12	15.5	1.56									
10	0.41	23.23	11.5	1.38									
11	0.39	22.34	10.94	1.26									
12	0.42	23.36	13.32	1.43									
13	0.40	22.97	16.18	1.59									
14	0.41	23.85	12.12	1.65									
15	0.38	24.01	12.53	1.38									
16	0.40	23.59	10.89	1.17									
17	0.41	24.43	16.39	1.48									
18	0.44	23.97	14.14	1.97									
19	0.43	22.89	15.71	1.86									
20	0.43	23.26	11.24	1.34									
21	0.39	23.98	15.86	1.74									
22	0.40	23.77	13.27	1.15									

* Cada observación es el resultado del promedio de 4 réplicas, excepto la observación 13, en la que se promediaron 5.

La caracterización preliminar con microscopía óptica permitió clasificar las 89 muestras tomadas en 22 grupos con características comunes en cuanto a hogares de procedencia, durabilidad, composición y estructura metalográfica y escoger las muestras representativas de cada grupo para la caracterización con las técnicas de MEB-EDAX.

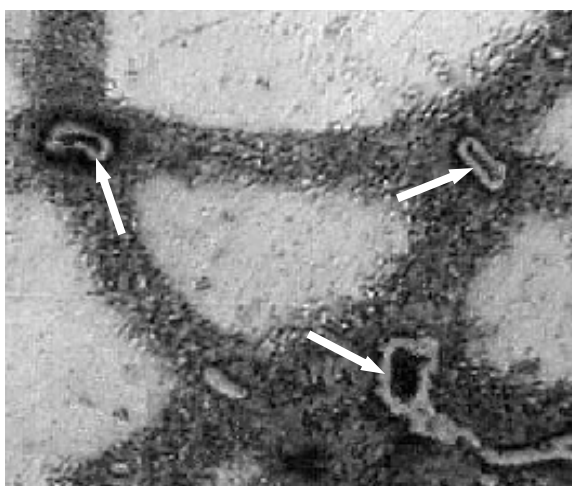


Figura 3.1. Fases de carburos y otros precipitados de fases secundarias en el borde de los granos. x 500.

Se obtuvieron 32 microanálisis de las fases detectadas como los mostrados en las figuras 3.2, 3.3, 3.4 y 3.5. En general, los reportes de resultados de los microanálisis arrojaron la presencia de austenita aleada, carburos y fases sigma. La figura 3.2 es un microanálisis representativo de la composición de la matriz metálica.

Como se observa, se obtuvieron picos que denotan la presencia de cromo, hierro, níquel, silicio y manganeso de la serie K. Los resultados de la tabla EDAX significan que todos estos elementos componentes de la aleación, excepto el carbono, se encuentran disueltos en la red del hierro γ . La ausencia de carbono en la matriz, confirma que el mismo se ha difundido para precipitar en forma de carburos en el límite de los granos.

En la figura 3.3 se muestra un microanálisis representativo de la composición de las fases de carburos. En este caso, los picos de la serie K y los resultados de la tabla

EDAX reportan la presencia de carbono, cromo, hierro, níquel silicio y manganeso en las fases de carburo analizadas.

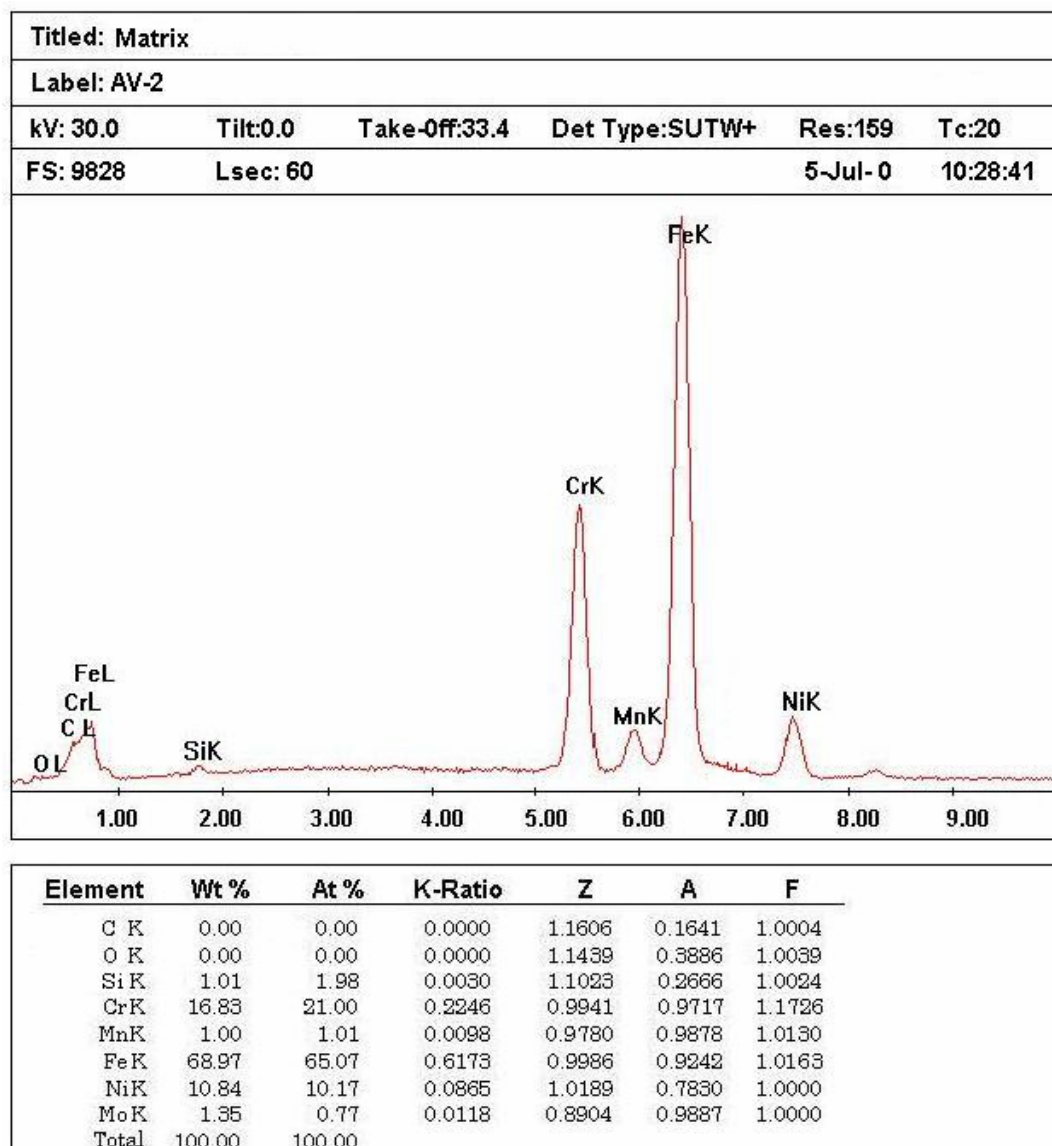


Figura 3.2. Microanálisis característico de la matriz metálica.

Estos resultados se contradicen con los de algunos autores (Guliaev 1983; Shah 1990; Kawama 1992 y Qiu 1993 a), quienes plantean que el níquel no forma parte en las fases de carburos por poseer muy poca o ninguna afinidad con el carbono. Si bien es cierto que los trabajos reportados por ellos se refieren a caracterizaciones de fases de carburos en aceros laminados con muy bajos contenidos de carbono, los resultados obtenidos en los reportes EDAX contradicen estas consideraciones al detectarse pequeñas cantidades de níquel (3 a 5 % at.) en las fases de carburos

caracterizadas. Otros elementos como el silicio y el manganeso también participan en la estequiometría del compuesto (aunque en menores cantidades), considerándose como impurezas.

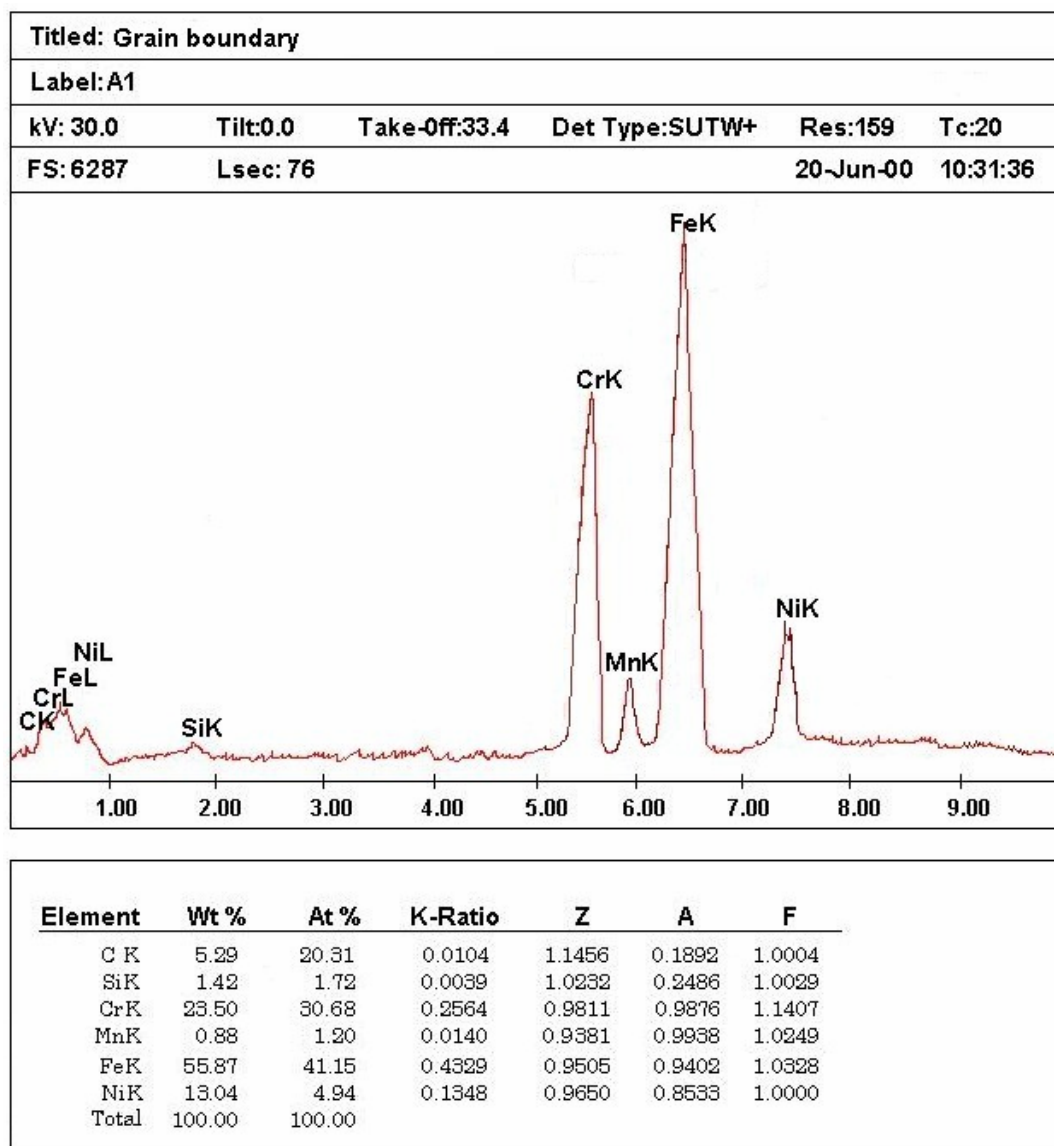


Figura 3.3. Microanálisis característico de las fases de carburos.

La composición de las fases sigma se investigó mediante el empleo de microanálisis como el mostrado en la figura 3.4. Como se puede observar, los picos de la serie K y el reporte de la tabla EDAX denotan la participación del cromo, el hierro, el níquel y el silicio en el compuesto, siendo nula la presencia del carbono.

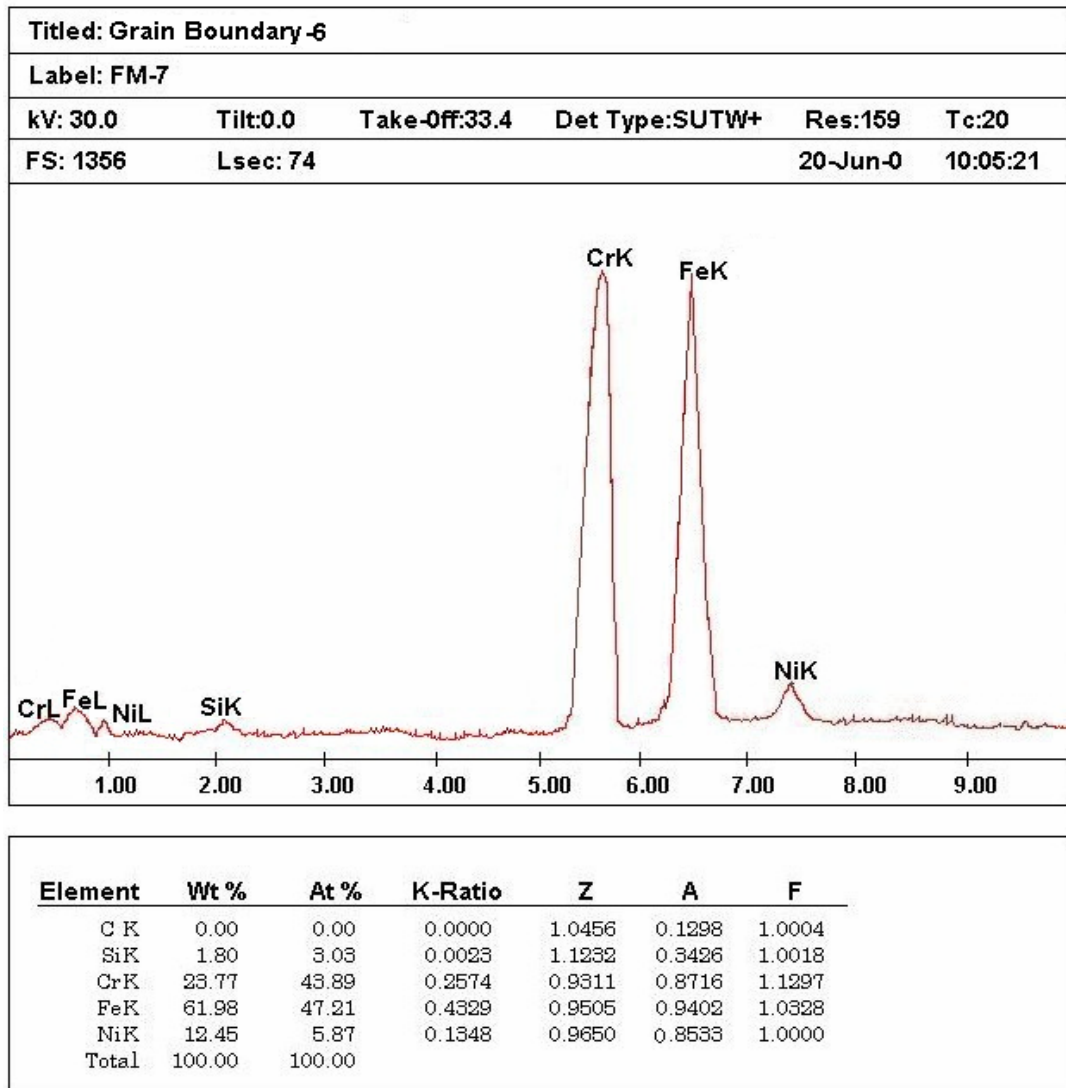


Figura 3.4. Microanálisis característico de las fases sigma.

De manera similar, otros autores (Bahr1997 y Botella *et. al* 1999) han reportado la presencia de estos elementos en fases sigma investigadas, aunque en aceros inoxidables austeníticos laminados.

Se detectó además, la presencia de pequeñas inclusiones de óxidos complejos en cantidades aisladas donde intervienen el aluminio, el cromo, el hierro, el silicio y el níquel, como se muestra en el microanálisis de la figura 3.5. Estos óxidos son el resultado de la interacción del oxígeno proveniente de los gases que interactúan con el metal líquido y los demás componentes de la aleación durante la fusión y la colada y en las cantidades detectadas, se consideran permisibles.

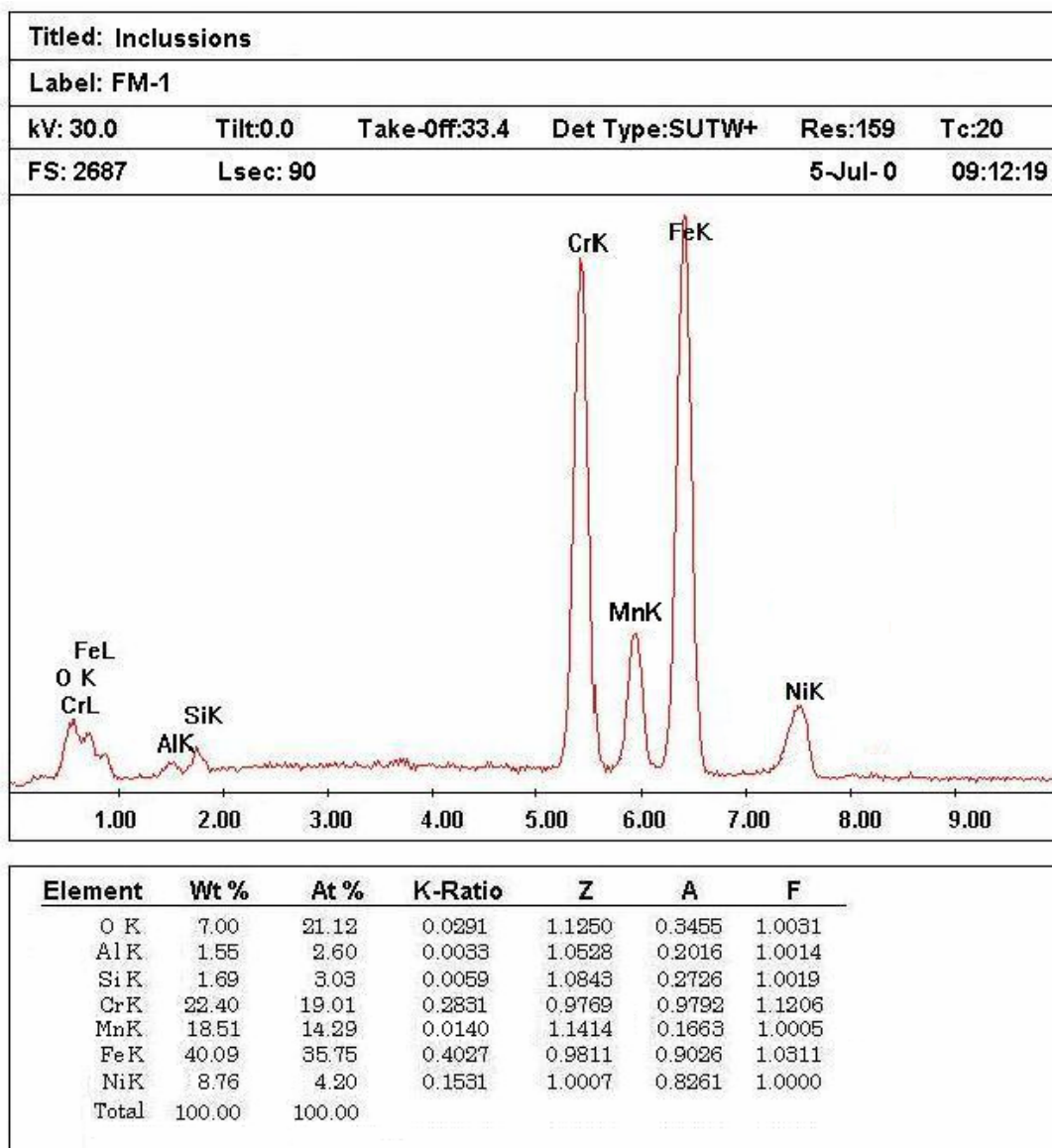


Figura 3.5. Microanálisis característico de las inclusiones

Como resultado importante adicional, en los exámenes micrográficos realizados a muestras de HH en estado de fundición se detectó la presencia de hierro- δ de fundición.

La figura 3.6 es uno de los resultados del análisis de imagen donde se puede observar la presencia de la fase ferrítica en el borde de los granos austeníticos. En este caso, los granos alargados pertenecen a ejes de segundo orden de las dendritas. La figura 3.7 es el reporte de un microanálisis típico de las fases ferríticas analizadas.

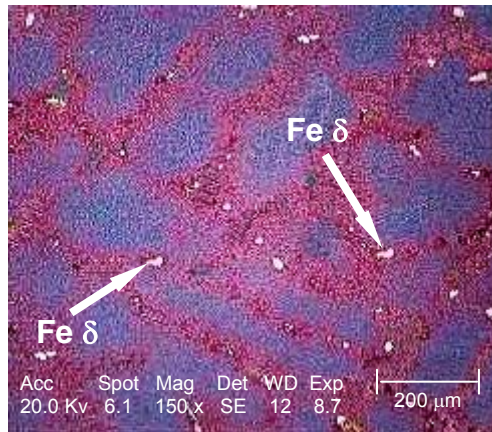


Figura 3.6. Presencia de delta-ferrita en una muestra de un brazo en estado de fundición.

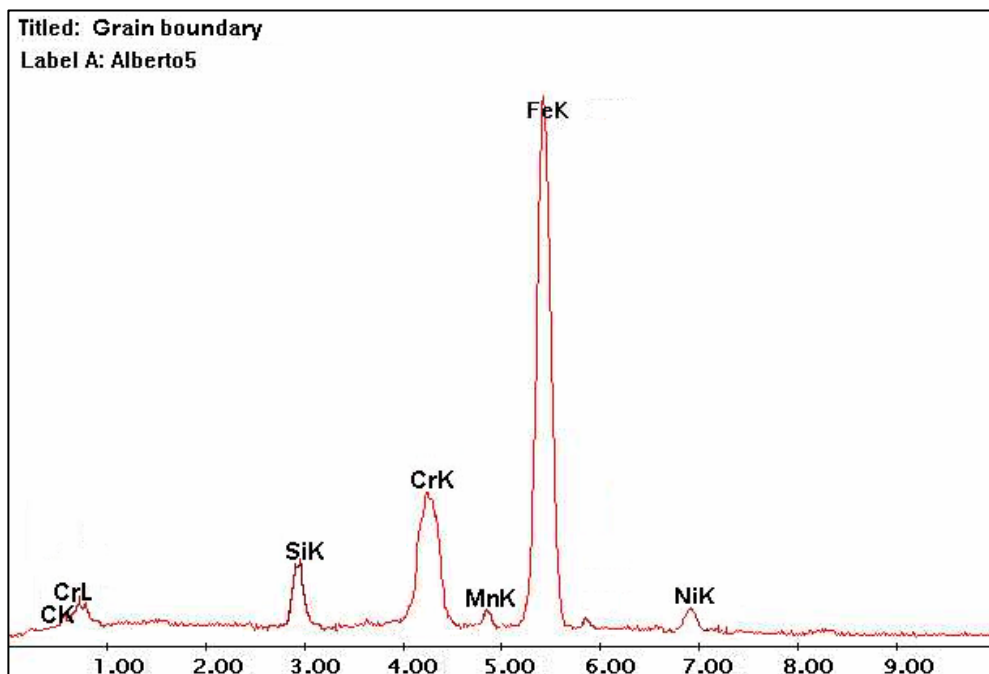


Figura 3.7. Microanálisis característico de la delta-ferrita en una muestra de un brazo en estado de fundición.

Según el microanálisis de la figura 3.7, la fase ferrítica analizada está compuesta esencialmente por hierro, aunque hay disueltas pequeñas cantidades de elementos ferritizantes como el cromo y el silicio e impurezas de elementos austenizantes como el manganeso, el níquel y el carbono.

A partir de los reportes de composición de las fases obtenidos en los microanálisis, se obtuvieron las relaciones estequiométricas deducidas para los carburos y fases sigma, según los datos mostrados en las Tablas III.2 y III.3. Las estequiometrías más probables calculadas para cada fase se muestran en las Tablas III.4 y III.5.

Según la Tabla III.4, las fases de carburos precipitadas en la frontera de los granos obedecen a una relación estequiométrica típica de carburos complejos. Los microanálisis arrojan como resultado principal que los carburos y fases sigma precipitadas obedecen a combinaciones químicas cuyas fórmulas generales son: $M_{23}C_6$ y CrFe respectivamente, donde con la letra M se designan los elementos formadores de carburo que participan en el compuesto según las estequiometrías definidas. Estas fases pueden disolver otros elementos para formar soluciones sólidas sobre la base de sus respectivos compuestos químicos.

En los carburos, el hierro, el cromo y el carbono participan de manera predominante, mientras que otros elementos como el níquel, el silicio y el manganeso se disuelven en el compuesto. De esta forma, se describe la formación de un carburo complejo representado por la fórmula $(Fe,Cr,Ni)_{23}C_6$.

Teniendo en cuenta lo anteriormente expuesto y los resultados de Velázquez y Mariño, 1997, la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ en el borde de los granos de la aleación HH se considera como un proceso espontáneo e inevitable a las temperaturas de operación de los hornos de reducción, lo que significa que no se puede incidir sobre la minimización de la ocurrencia de este fenómeno en aleaciones del tipo Fe-Cr-Ni-C utilizados en la fabricación de componentes para hornos de reducción de menas lateríticas.

A partir de los resultados promediados en la Tabla III.3, se determinaron las fórmulas estequiométricas mostradas en la Tabla III.5, correspondientes a las fases sigma. En este caso, las composiciones han sido normalizadas a un átomo de Fe. La relación estequiométrica propuesta para el compuesto sigma formado es FeCr, considerando el Ni y el Si como impurezas.

Tabla III.2. Composición química (% at.) y estequiometría deducida de los resultados de los microanálisis de las fases de carburos.

N/O	% C	% Cr	% Fe	% Ni	% Si	% Mn	% Cu	% V	% Ti	Fórmula desarrollada	Fórmula Global
1	21.25	30.21	42.03	3.97	1.63	0.91	No detectados			(Cr _{30.21} Fe _{42.03} Ni _{3.97} Si _{1.63} Mn _{0.92}) C _{21.25}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{78.75} C _{21.25}
2	19.71	33.35	40.49	4.18	1.16	1.11		(Cr _{33.35} Fe _{40.49} Ni _{4.18} Si _{1.16} Mn _{1.11}) C _{19.71}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{80.29} C _{19.71}		
3	21.88	31.84	39.73	4.24	1.22	1.09		(Cr _{31.84} Fe _{39.73} Ni _{4.24} Si _{1.22} Mn _{1.09}) C _{21.88}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{78.12} C _{21.88}		
4	20.14	31.90	40.87	3.23	2.88	0.98		(Cr _{31.90} Fe _{40.87} Ni _{3.23} Si _{2.88} Mn _{0.98}) C _{20.14}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.86} C _{20.14}		
5	22.05	30.21	42.3	3.99	1.00	0.45		(Cr _{30.21} Fe _{42.30} Ni _{3.99} Si _{1.00} Mn _{0.45}) C _{22.05}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{77.95} C _{22.05}		
6	19.47	32.93	41.16	4.71	1.52	0.21		(Cr _{32.93} Fe _{41.16} Ni _{4.71} Si _{1.52} Mn _{0.21}) C _{19.47}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{80.53} C _{19.47}		
7	20.86	32.61	40.40	4.56	0.87	0.7		(Cr _{32.61} Fe _{40.40} Ni _{4.56} Si _{0.87} Mn _{0.70}) C _{20.86}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.14} C _{20.86}		
8	20.03	31.37	42.24	4.22	1.14	1.00		(Cr _{31.37} Fe _{42.24} Ni _{4.22} Si _{1.14} Mn _{1.00}) C _{20.03}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.97} C _{20.03}		
9	20.98	31.80	41.41	3.95	1.44	0.42		(Cr _{31.80} Fe _{41.41} Ni _{3.95} Si _{1.44} Mn _{0.42}) C _{20.98}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.02} C _{20.98}		
10	21.26	30.16	41.45	4.14	1.93	1.06		(Cr _{30.16} Fe _{41.45} Ni _{4.14} Si _{1.93} Mn _{1.06}) C _{21.26}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{78.74} C _{21.26}		
11	21.85	30.24	42.69	3.17	1.08	0.97		(Cr _{30.24} Fe _{42.69} Ni _{3.17} Si _{1.08} Mn _{0.97}) C _{21.85}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{78.15} C _{21.85}		
12	20.54	30.91	42.97	4.01	1.23	0.34		(Cr _{30.91} Fe _{42.97} Ni _{4.01} Si _{1.23} Mn _{0.34}) C _{20.54}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.46} C _{20.54}		
13	20.37	30.20	42.68	4.00	1.55	1.20		(Cr _{30.20} Fe _{42.68} Ni _{4.00} Si _{1.55} Mn _{1.20}) C _{20.37}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.63} C _{20.37}		
14	20.93	30.96	42.28	3.89	1.34	0.6		(Cr _{30.96} Fe _{42.28} Ni _{3.89} Si _{1.34} Mn _{0.60}) C _{20.93}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.07} C _{20.93}		
15	20.30	30.31	42.15	4.45	1.95	0.84		(Cr _{30.31} Fe _{42.15} Ni _{4.45} Si _{1.95} Mn _{0.84}) C _{20.30}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.70} C _{20.30}		
16	20.83	31.6	40.70	4.10	1.79	0.98		(Cr _{31.60} Fe _{40.70} Ni _{4.10} Si _{1.79} Mn _{0.98}) C _{20.83}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{81.17} C _{18.83}		
17	22.23	30.16	40.85	4.09	1.86	0.81		(Cr _{30.16} Fe _{40.85} Ni _{4.09} Si _{1.86} Mn _{0.81}) C _{22.23}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{77.77} C _{22.23}		
18	22.81	30.00	41.08	3.91	1.43	0.77		(Cr _{30.00} Fe _{41.08} Ni _{3.91} Si _{1.43} Mn _{0.77}) C _{22.81}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{77.19} C _{22.81}		
19	20.31	30.68	41.15	4.94	1.72	1.20		(Cr _{30.68} Fe _{41.15} Ni _{4.94} Si _{1.72} Mn _{1.20}) C _{20.31}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.69} C _{20.31}		
20	20.82	30.28	40.23	5.35	2.34	0.98		(Cr _{30.28} Fe _{40.23} Ni _{5.35} Si _{2.34} Mn _{0.98}) C _{20.82}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{79.18} C _{20.82}		
21	19.65	31.12	42.08	4.13	1.86	1.16		(Cr _{31.12} Fe _{42.08} Ni _{4.13} Si _{1.86} Mn _{1.16}) C _{19.65}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{80.35} C _{19.65}		
22	21.16	30.09	42.13	4.16	1.48	0.98		(Cr _{30.09} Fe _{42.13} Ni _{4.16} Si _{1.48} Mn _{0.98}) C _{21.16}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) _{78.84} C _{21.16}		

Tabla III.3. Composición química y estequiometría deducida de los resultados de los microanálisis de las fases sigma (% at.).

N/O	% Cr	% Fe	% Ni	% Si	% Cu	% V	% Ti	Fórmula desarrollada
1	45.73	47.59	5.20	1.48	No detectados			Fe _{47.59} Cr _{45.73} Ni _{5.20} Si _{1.48}
2	48.67	44.73	5.21	1.39				Fe _{44.73} Cr _{48.67} Ni _{5.21} Si _{1.39}
3	46.59	46.53	5.21	1.67				Fe _{46.53} Cr _{46.59} Ni _{5.21} Si _{1.67}
4	46.76	45.59	5.73	1.92				Fe _{45.59} Cr _{46.76} Ni _{5.73} Si _{1.92}
5	46.80	45.35	5.99	1.86				Fe _{45.35} Cr _{46.80} Ni _{5.99} Si _{1.86}
6	47.39	45.58	5.25	1.78				Fe _{45.58} Cr _{47.39} Ni _{5.25} Si _{1.78}
7	45.94	46.96	5.25	1.85				Fe _{46.96} Cr _{45.94} Ni _{5.25} Si _{1.85}
8	46.64	46.31	5.25	1.80				Fe _{46.31} Cr _{46.64} Ni _{5.25} Si _{1.80}
9	47.46	44.90	5.48	2.16				Fe _{44.90} Cr _{47.46} Ni _{5.48} Si _{2.16}
10	47.00	45.67	5.77	1.56				Fe _{45.67} Cr _{47.00} Ni _{5.77} Si _{1.56}
11	45.30	47.20	5.77	1.73				Fe _{47.20} Cr _{45.30} Ni _{5.77} Si _{1.73}
12	46.80	45.95	5.77	1.48				Fe _{45.95} Cr _{46.80} Ni _{5.77} Si _{1.48}
13	46.51	46.65	5.29	1.55				Fe _{46.65} Cr _{46.51} Ni _{5.29} Si _{1.55}
14	46.76	46.15	5.29	1.80				Fe _{46.15} Cr _{46.76} Ni _{5.29} Si _{1.80}
15	46.92	46.26	5.29	1.53				Fe _{46.26} Cr _{46.92} Ni _{5.29} Si _{1.53}
16	47.13	45.34	5.81	1.72				Fe _{45.34} Cr _{47.13} Ni _{5.81} Si _{1.72}
17	45.92	46.65	5.81	1.62				Fe _{46.65} Cr _{45.92} Ni _{5.81} Si _{1.62}
18	47.03	46.19	5.23	1.55				Fe _{46.19} Cr _{47.03} Ni _{5.23} Si _{1.55}
19	46.59	46.55	5.23	1.63				Fe _{46.55} Cr _{46.59} Ni _{5.23} Si _{1.63}
20	46.27	46.57	5.33	1.83				Fe _{46.57} Cr _{46.27} Ni _{5.33} Si _{1.83}
21	46.92	45.91	5.49	1.68				Fe _{45.91} Cr _{46.92} Ni _{5.49} Si _{1.68}
22	46.62	46.11	5.75	1.52				Fe _{46.11} Cr _{46.62} Ni _{5.75} Si _{1.52}

Tabla III.4. Estequiometría calculada (% at.) de los carburos normalizada a 23 átomos metálicos.

N/O	Fórmula desarrollada	Fórmula Global
1	(Cr _{8.82} Fe _{12.28} Ni _{1.16} Si _{0.48} Mn _{0.26}) C _{6.21}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.21}
2	(Cr _{9.55} Fe _{11.60} Ni _{1.20} Si _{0.33} Mn _{0.32}) C _{5.65}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.65}
3	(Cr _{9.37} Fe _{11.70} Ni _{1.25} Si _{0.36} Mn _{0.32}) C _{6.44}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.44}
4	(Cr _{9.19} Fe _{11.77} Ni _{0.93} Si _{0.83} Mn _{0.28}) C _{5.80}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.80}
5	(Cr _{8.91} Fe _{12.48} Ni _{1.18} Si _{0.30} Mn _{0.13}) C _{6.51}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.51}
6	(Cr _{9.41} Fe _{11.76} Ni _{1.35} Si _{0.43} Mn _{0.05}) C _{5.56}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.56}
7	(Cr _{9.48} Fe _{11.74} Ni _{1.33} Si _{0.25} Mn _{0.20}) C _{6.06}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.06}
8	(Cr _{9.02} Fe _{12.15} Ni _{1.21} Si _{0.33} Mn _{0.29}) C _{5.76}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.76}
9	(Cr _{9.26} Fe _{12.05} Ni _{1.15} Si _{0.42} Mn _{0.12}) C _{6.11}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.11}
10	(Cr _{8.81} Fe _{12.11} Ni _{1.21} Si _{0.56} Mn _{0.31}) C _{6.21}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.21}
11	(Cr _{8.90} Fe _{12.56} Ni _{0.93} Si _{0.32} Mn _{0.29}) C _{6.43}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.43}
12	(Cr _{8.95} Fe _{12.44} Ni _{1.16} Si _{0.35} Mn _{0.10}) C _{5.95}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.95}
13	(Cr _{8.72} Fe _{12.33} Ni _{1.16} Si _{0.45} Mn _{0.34}) C _{5.88}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.88}
14	(Cr _{9.01} Fe _{12.30} Ni _{1.13} Si _{0.39} Mn _{0.17}) C _{6.09}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.09}
15	(Cr _{8.75} Fe _{12.16} Ni _{1.28} Si _{0.56} Mn _{0.25}) C _{5.86}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.86}
16	(Cr _{8.95} Fe _{11.53} Ni _{1.73} Si _{0.51} Mn _{0.28}) C _{5.34}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.34}
17	(Cr _{8.92} Fe _{12.08} Ni _{1.21} Si _{0.55} Mn _{0.24}) C _{6.57}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.57}
18	(Cr _{8.94} Fe _{12.24} Ni _{1.17} Si _{1.43} Mn _{0.22}) C _{6.80}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.80}
19	(Cr _{8.85} Fe _{11.88} Ni _{1.43} Si _{0.49} Mn _{0.35}) C _{5.86}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.86}
20	(Cr _{8.80} Fe _{11.69} Ni _{1.55} Si _{0.68} Mn _{0.28}) C _{6.05}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.05}
21	(Cr _{8.91} Fe _{12.05} Ni _{1.18} Si _{0.53} Mn _{0.33}) C _{5.62}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{5.62}
22	(Cr _{8.78} Fe _{12.29} Ni _{1.21} Si _{0.43} Mn _{0.29}) C _{6.17}	(Cr; Fe; Ni; Si; Mn) ₂₃ C _{6.17}

M₂₃ C₆

Tabla III.5. Estequiometría calculada (% at.) de las fases sigma normalizadas a un átomo de hierro.

N/O	Fórmula global normalizada a un átomo de Fe.	FeCr
1	Fe Cr _{1.04} Ni _{0.11} Si _{0.03}	
2	Fe Cr _{0.92} Ni _{0.12} Si _{0.03}	
3	Fe Cr Ni _{0.11} Si _{0.04}	
4	Fe Cr _{0.97} Ni _{0.13} Si _{0.04}	
5	Fe Cr _{0.97} Ni _{0.13} Si _{0.04}	
6	Fe Cr _{0.96} Ni _{0.12} Si _{0.04}	
7	Fe Cr _{1.02} Ni _{0.11} Si _{0.04}	
8	Fe Cr _{0.99} Ni _{0.11} Si _{0.04}	
9	Fe Cr _{0.95} Ni _{0.12} Si _{0.05}	
10	Fe Cr _{0.97} Ni _{0.13} Si _{0.03}	
11	Fe Cr _{1.04} Ni _{0.12} Si _{0.04}	
12	Fe Cr _{0.98} Ni _{0.13} Si _{0.03}	
13	Fe Cr Ni _{0.11} Si _{0.03}	
14	Fe Cr _{0.99} Ni _{0.11} Si _{0.04}	
15	Fe Cr _{0.99} Ni _{0.11} Si _{0.03}	
16	Fe Cr _{0.96} Ni _{0.13} Si _{0.04}	
17	Fe Cr _{1.02} Ni _{0.12} Si _{0.03}	
18	Fe Cr _{0.98} Ni _{0.11} Si _{0.03}	
19	Fe Cr Ni _{0.11} Si _{0.04}	
20	Fe Cr _{1.01} Ni _{0.11} Si _{0.04}	
21	Fe Cr _{0.98} Ni _{0.12} Si _{0.04}	
22	Fe Cr _{0.99} Ni _{0.12} Si _{0.03}	

Precipitados de sigma observados en el microscopio electrónico se muestran en las micrografías de la figura 3.8 (ver también figura 2.2).

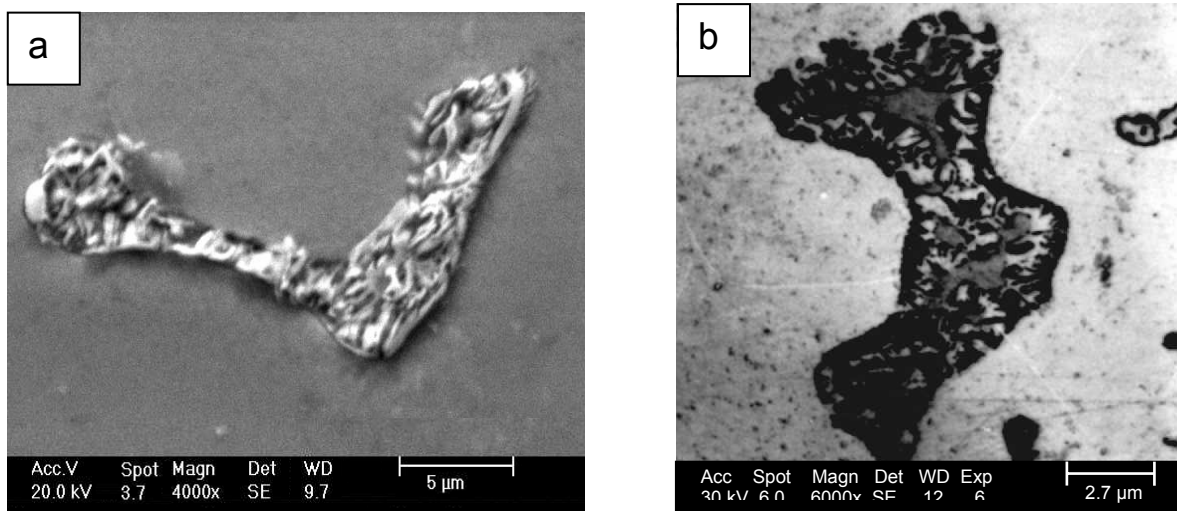


Figura 3. 8. Imagen de electrones retrodispersados que muestran fases sigma detectadas después de 18 000 (a) y 42 000 (b) horas de servicio.

Las fases sigma precipitadas en la aleación, tienen su origen a partir de las δ -ferrita de solidificación. Los precipitados de δ -ferrita de fundición en el borde de los granos, funcionan como gérmenes para el surgimiento y desarrollo de fases sigma bajo la acción combinada de las altas temperaturas y los prolongados tiempos de exposición durante las operaciones de los hornos (Velázquez et. al/ 1999b).

A pesar de la existencia confirmada de la δ -ferrita, no se puede afirmar que la estructura de la aleación HH (40X24H12CП) fundida en la Empresa Mecánica del Níquel es del tipo austenito-ferrítica, típica de aceros dúplex, como la clasifica Sorokin et. al/ 1989. En estado de fundición, la estructura de la aleación está constituida por austenita + carburos con muy pequeñas cantidades ocasionales de δ -ferrita localizadas en las franjas de carburos alrededor de los granos, como se muestra en la figura 3.6.

Velázquez et al, 2001b investigaron los efectos de las condiciones de enfriamiento durante la cristalización sobre la presencia de δ -ferrita en la aleación HH. Para ello, se sometieron muestras de la aleación a distintos regímenes de enfriamiento después de la colada. Para modificar las condiciones de transferencia de calor y obtener distintos grados de subenfriamiento, la colada se realizó en moldes de coquilla con espesores de pared de 15, 30 y 45 mm, y posteriormente el conjunto *molde-muestra* se enfrió en tres medios diferentes: agua, al aire y en un horno eléctrico a 400 °C. Los resultados se resumen en la tabla III.6.

Tabla III.6. Efectos de las condiciones de enfriamiento durante la cristalización sobre la presencia de δ -ferrita en la aleación HH.

Espesor de pared del molde, mm	Medio de enfriamiento del conjunto molde-pieza	% δ-ferrita
15	Agua	8,4
30		7,7
45		6,9
15	Aire	4,3
30		3,6
45		2,5
15	Horno	n.d
30		n.d
45		n.d

Nota: n.d. = No determinado

Para elevados grados de subenfriamiento (enfriamientos en agua y al aire), se obtuvieron precipitados de ferrita que aumentan con la disminución del espesor del molde, siendo nulos cuando los grados de subenfriamiento son pequeños (enfriamiento al horno).

En la figura 3 de los anexos se muestra un corte vertical del sistema Fe-Cr-Ni-C calculado para 24 % Cr y 0.4 % C. La zona sombreada se corresponde con la composición de la aleación HH. La cristalización comienza con formación de cristales de Fe- δ (δ -ferrita), según la línea m-n. Por debajo de m-o también hay desprendimiento de cristales de Fe- γ , coexistiendo en equilibrio la fase sólida, formada por cristales Fe- δ y Fe- γ y el líquido. Finalmente, la cristalización culmina en la línea o-p con formación de cristales, Fe- δ y Fe- γ . Por debajo de o-p ocurre la transformación de Fe- δ en Fe- γ y culmina en la línea p-r

Cuando la cristalización ocurre en condiciones cercanas a las del equilibrio (enfriamiento al horno), los cristales de ferrita se transforman por difusión en cristales de austenita en el intervalo de temperaturas delimitado por las líneas o-p-r para las distintas concentraciones de níquel. En estas condiciones, las pequeñas velocidades de enfriamiento favorecen la ocurrencia de los procesos difusivos y las transformaciones de δ -ferrita a Fe- γ ocurren totalmente, finalizando en la línea p-r con la obtención final de la solución sólida homogénea Fe- γ (austenita). A temperaturas inferiores a la línea r-s tiene lugar la precipitación de carburos $M_{23}C_6$ y como resultado final, a temperatura ambiente, la estructura es de Fe- γ + $M_{23}C_6$.

Cuando las condiciones de enfriamiento propician cambios de temperaturas relativamente rápidos (enfriamiento en agua y al aire), disminuyen las temperaturas de transformación y los procesos difusivos necesarios para la culminación de las transformaciones de δ -ferrita a Fe- γ no ocurren totalmente en el sistema subenfriado. Como resultado, una vez finalizada la cristalización, quedan pequeñas cantidades remanentes de δ -ferrita sin transformar y la estructura final será de Fe- γ + $M_{23}C_6$ + δ -ferrita (figura 3.6).

La δ -ferrita es una fase en desequilibrio y tenderá, bajo condiciones termodinámicas favorables, hacia un estado más estable con menor energía libre, como es el caso de

las fases sigma mostradas en la figura 3.8. Durante las operaciones de los hornos las temperaturas en los brazos alcanzan valores que favorecen termodinámicamente la precipitación de estas fases bajo los efectos del envejecimiento de la aleación como resultado del mantenimiento de las temperaturas en valores más o menos estables durante períodos prolongados de tiempo.

Todas las muestras analizadas independientemente del hogar de procedencia, mostraron la presencia de esta fase, cuyas características son similares y se diferencian solamente en la forma y tamaño.

La precipitación de las fases sigma puede considerarse un proceso de nucleación y crecimiento influenciado por la difusión de átomos de hierro y cromo. Esta diferencia en cuanto a forma y tamaño está ocasionada por la diferencia entre tiempos transcurridos para el desarrollo de los procesos de nucleación y crecimiento de las fases.

Como se ha planteado, como resultado del proceso de fundición, la estructura metálica de la aleación está formada por granos de austenita rodeados de carburos $M_{23}C_6$, en cuyo interior aparece la delta ferrita. En las etapas iniciales del envejecimiento, los carburos primarios segregados durante el enfriamiento de la aleación se enriquecen siguiendo los procesos de nucleación y crecimiento por la difusión del cromo y el hierro desde las regiones adyacentes de los cristales de austenita y ferrita.

El cromo y el hierro son elementos altamente ferritizantes, por lo que las zonas de la ferrita cercanas a los carburos quedan empobrecidas en estos elementos, favoreciéndose la transformación austenítica. Como consecuencia, aparece una interfase con estructura austenítica que durante el envejecimiento aísla a la ferrita de los carburos, como si la interfase $M_{23}C_6/\delta$ -ferrita emigrara hacia el interior de la δ -ferrita, separándose de los carburos $M_{23}C_6$.

En el curso de las operaciones de los hornos, la delta-ferrita aislada se enriquece por difusión en elementos estabilizadores y cuando se alcanza la composición requerida para que se produzca la transformación, ocurre la precipitación de la fase sigma. El análisis de imagen asistido por computadora (IAC) permitió conocer las cantidades

de fases sigma diferenciadas por el ataque coloreado, como se muestra en la figura 3.9.

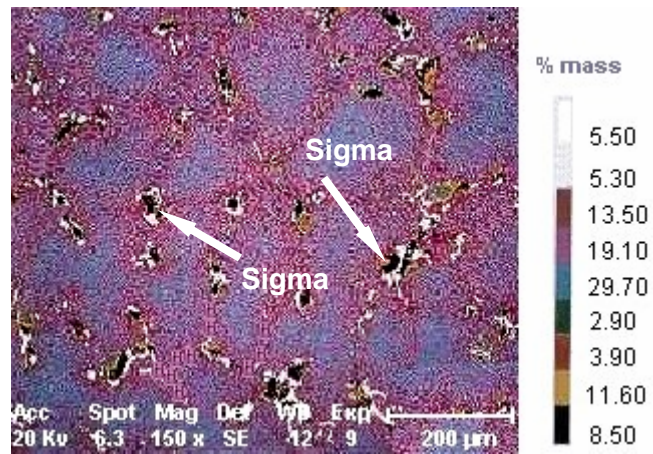


Figura 3.9. Resultados del análisis de imagen empleando el ataque coloreado con el reactivo LB I

En este caso, el fondo azul se corresponde con el interior de los granos austeníticos, las franjas de tonalidad rojiza pertenecen a los carburos, los fondos claros son los precipitados de ferrita δ y los precipitados oscuros son las fases sigma. Los porcentajes de fases sigma detectados oscilaron entre 0.5 y 10 %, según los resultados de los análisis de imagen que aparecen en la Tabla III.7.

Tabla III.7. Resultados de los análisis de imágenes IAC.

No. Muestras	1; 15; 22	2; 11; 16; 20	3	4	5	6; 17	7	8; 12	9	10	13; 21	14	18	19
% σ	7.5	10	2	8	9	0.5	6.4	5	2.5	8.4	1	7	5.5	3.5

Al poseer menor relación área/volumen, los cristales de sigma más grandes poseen mayor estabilidad termodinámica, por lo que las sigma aisladas pueden crecer a expensa de los carburos o aglomerarse siguiendo los mecanismos migratorios o de fusión de los granos y formar granos más grandes.

Un análisis comparativo entre la composición de la matriz original (% en masa) y las fases detectadas (% at.) se ofrece en la Tabla III.8. En la Tabla III.9 se presentan los cocientes entre elementos σ /matriz original comparados con los de otras fases investigadas por Bahr1997 y Botella *et. al* 1999.

Tabla III. 8. Composición química (% masa) de la matriz metálica original comparada con la composición química (% masa) de las fases sigma.

N/O	Matriz Metálica						Fases sigma					
	C	Cr	Fe	Ni	Si	Mn	C	Cr	Fe	Ni	Si	Mn
1	0.38	23.56	60.13	13.38	2.01	0.84	n.d.	45.73	47.59	5.20	1.48	n.d.
2	0.44	23.89	63.81	10.69	1.13	0.69		48.67	44.73	5.21	1.39	
3	0.39	24.35	56.85	15.84	1.77	0.80		46.59	46.53	5.21	1.67	
4	0.42	23.30	62.18	12.16	1.35	0.69		46.76	45.59	5.73	1.92	
5	0.44	23.06	62.09	12.44	1.87	0.42		46.80	45.35	5.99	1.86	
6	0.40	24.08	56.58	16.82	1.65	0.46		47.39	45.58	5.25	1.78	
7	0.41	24.80	58.94	14.31	1.32	0.49		45.94	46.96	5.25	1.85	
8	0.39	24.00	59.35	14.23	1.49	0.70		46.64	46.31	5.25	1.80	
9	0.40	23.12	59.47	15.50	1.56	0.39		47.46	44.90	5.48	2.16	
10	0.41	23.23	62.71	11.50	1.38	0.74		47.00	45.67	5.77	1.56	
11	0.39	22.34	65.27	10.94	1.26	0.68		45.30	47.20	5.77	1.73	
12	0.42	23.36	61.22	13.32	1.43	0.54		46.80	45.95	5.77	1.48	
13	0.40	22.97	58.12	16.18	1.59	0.84		46.51	46.65	5.29	1.55	
14	0.41	23.85	61.6	12.12	1.65	0.42		46.76	46.15	5.29	1.80	
15	0.38	24.01	61.09	12.53	1.38	0.59		46.92	46.26	5.29	1.53	
16	0.40	23.59	64.12	10.89	1.17	0.69		47.13	45.34	5.81	1.72	
17	0.41	24.43	56.71	16.39	1.48	0.61		45.92	46.65	5.81	1.62	
18	0.44	23.97	59.13	14.14	1.97	0.44		47.03	46.19	5.23	1.55	
19	0.43	22.89	59.13	15.71	1.86	0.62		46.59	46.55	5.23	1.63	
20	0.43	23.26	63.29	11.24	1.34	0.64		46.27	46.57	5.33	1.83	
21	0.39	23.98	57.26	15.86	1.74	0.79		46.92	45.91	5.49	1.68	
22	0.40	23.77	60.88	13.27	1.15	0.77		46.62	46.11	5.75	1.52	

Nota: n.d. No determinado.

Tabla III. 9. Cocientes composición sigma/composición matriz original comparados con los obtenidos por otros autores en aceros laminados.

Elementos	25Cr20Ni (AISI 310)	21Cr11Ni	21Cr11Ni* (n = 5)		HH**	
			\bar{X}	$\sigma_{.1}$	\bar{X}	$\sigma_{.1}$
Fe	0.84	0.83	0.82	0.02	0.76	0.08
Cr	1.76	1.81	1.74	0.09	1.98	0.06
Ni	0.45	0.47	0.41	0.15	0.41	0.01
Si	1.75	1.60	1.66	0.03	1.11	0.04
Mo	n.d.	3.95	n.d.		n.d.	

Nota: *. Promedio de cinco aleaciones con diferentes niveles de C, N, La y Ce.

** Promedio de las 22 muestras investigadas.

n.d. No determinado.

Como se observa, las composiciones de las sigma detectadas no difieren mucho de la de otras fases sigma investigadas por estos otros autores, lo que indica que, a

diferencia de las fases de carburos, la estequiometría de las fase sigma no depende de los contenidos de hierro en la aleación, a pesar de que los contenidos de cromo en los aceros de referencia son parecidos.

Con el análisis del tamaño de los granos se estableció en qué medida influyen los perfiles de temperaturas para los distintos hogares de los hornos en la morfología de los mismos. Como resultado de ello se obtuvieron tamaños de grano entre 5 y 6 según ASTM E112, resultado que se corresponde con el obtenido por Canal, 1996.

3.4. Examen fractográfico

En la fotografía de la figura 3.10 se muestra una porción de un brazo fracturado en condiciones de servicio. Como se observa, la sección transversal no presenta indicios que denoten la ocurrencia de deformaciones ni torceduras en el elemento.

El factor común en todas las roturas investigadas fue la sensibilidad al agrietamiento de la aleación a altas temperaturas. Macroscópicamente, en todos los casos las fracturas ocurridas aparentaron ser frágiles, mostrándose con elongaciones o estrechamientos nulos que denotan la no ocurrencia de fracturas dúctiles.

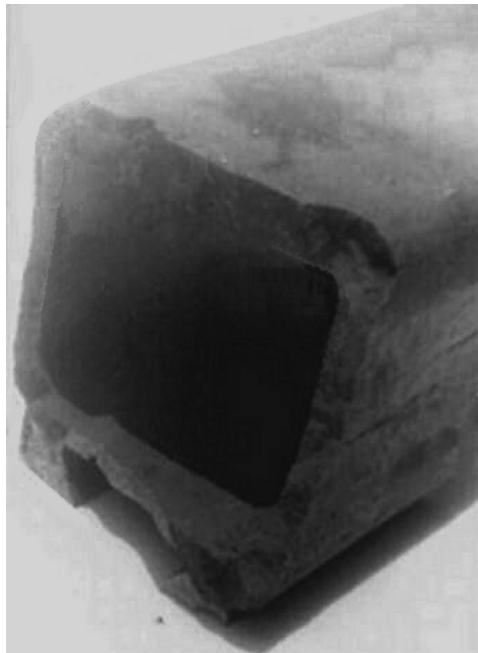


Figura 3.10. Porción de brazo fracturado a las 33 500 horas de servicio.

Las superficies de fractura en todos los casos aparecieron en forma brillante, granular y cristalina, como se observa en la figura 3.11. Las flechas indican la huellas de chevrón con las puntas orientadas hacia la zona por donde se inició la rotura.

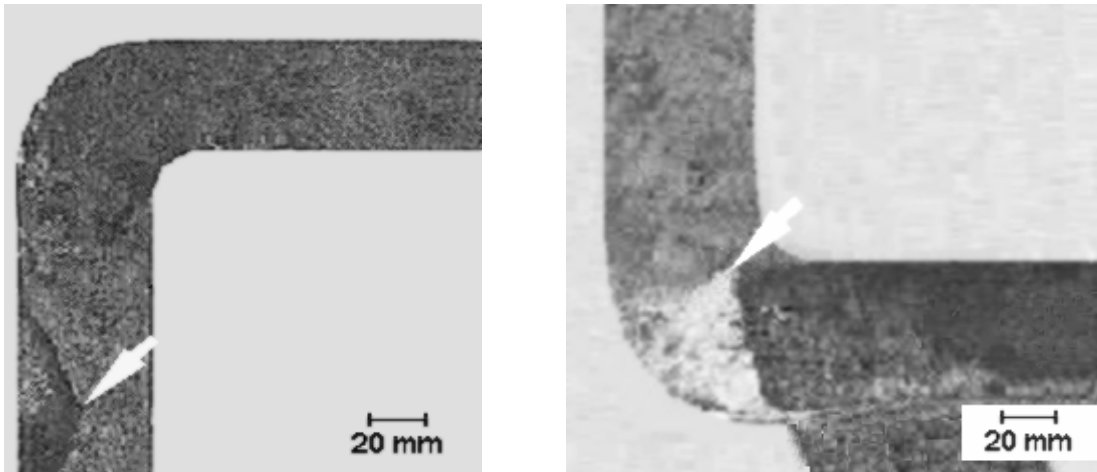


Figura 3. 11. Aspecto exterior de zonas de fractura obtenidas mediante inspección visual

Las micrografías de la figura 3.12 son cortes transversales pertenecientes a zonas diferentes de superficies de fractura. En todos los casos analizados, las microgrietas tienen su origen en los puntos de intersección triple de fronteras simples y posteriormente se propagan hacia la superficie siguiendo las trayectorias de los límites de los granos, como se muestra en la figura 3.12.b.

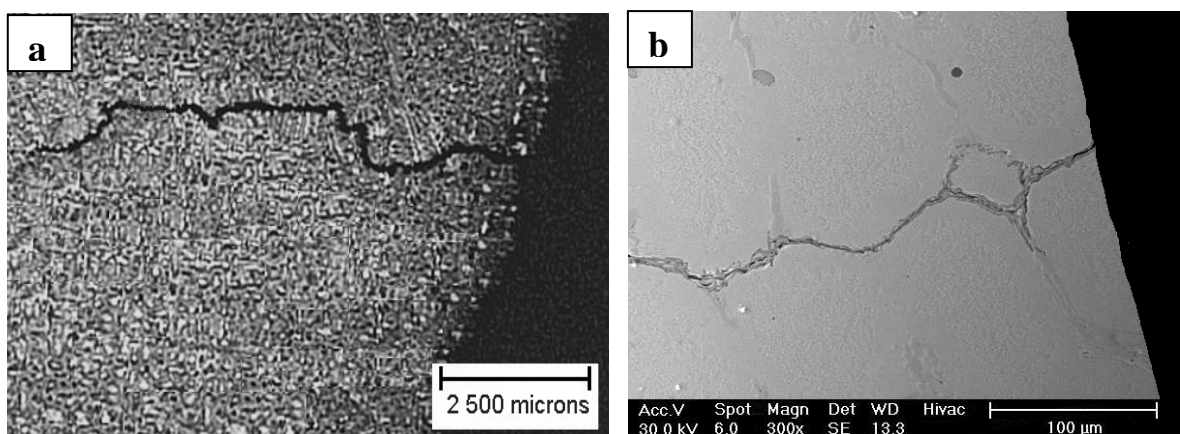


Figura 3. 12. Microgrietas intercristalinas detectadas en regiones cercanas a zonas de fractura. a) Micrografía obtenida con microscopio óptico. 20 X. b) Micrografía obtenida con microscopio electrónico. 300 X

El análisis mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) permite revelar el aspecto tridimensional característico de las superficies de fractura mostrado en la figura 3.13. Aquí puede distinguirse el microrrelieve típico de la rotura frágil con desgarramiento y la presencia de microgrietas ramificadas que contornean los granos desgarrados.

Sin embargo, la propagación de las microgrietas no ocurre solamente por descohesión de los granos según el mecanismo de fractura frágil. En la porción de la imagen destacada dentro del recuadro en blanco de la figura 3.13, se observa la presencia de micro-deformaciones correspondientes a bandas de deslizamiento que revelan la propagación de grietas elasto-plásticas. Aunque prevalecen las zonas con desgarramiento y huellas de clivaje que denotan el predominio de la fractura frágil, la presencia de estas micro-deformaciones denotan la ocurrencia simultánea de la fractura dúctil, a escala microscópica, y la fractura frágil a escala macroscópica..

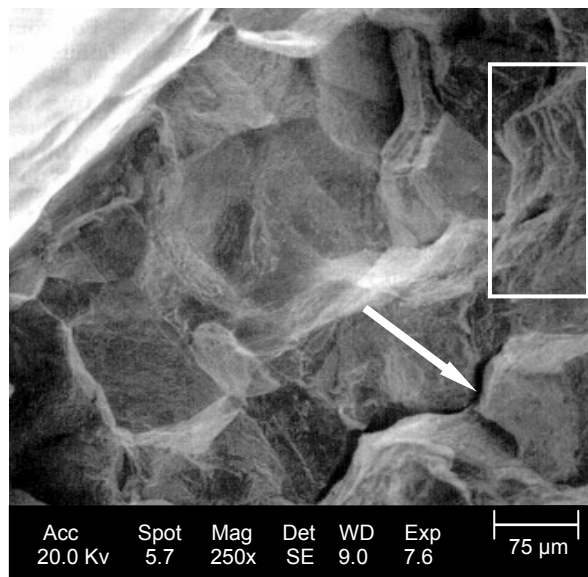


Figura 3.13. Microrelieve típico de superficies de fractura. La flecha indica la presencia de una microgrieta ramificada en un punto triple.

Teniendo en cuenta las características de las superficies de fractura de las muestras, a continuación se expone una explicación más detallada del mecanismo de rotura manifestada en los elementos, si se toma como patrón la micrografía representativa de la figura 3.14.

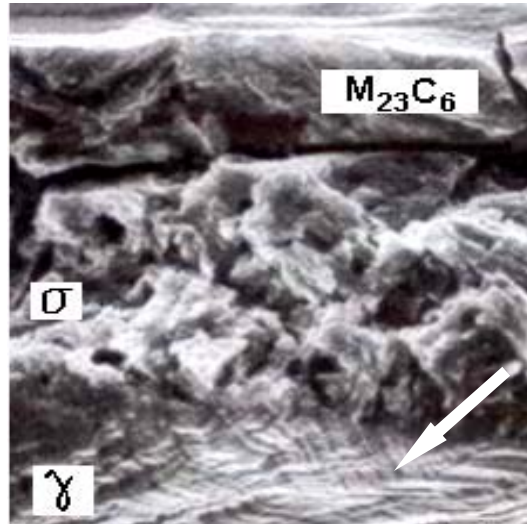


Figura 3.14. Microgrieta localizada en la zona de separación Matriz–fase sigma–carburos $M_{23}C_6$.

Las huellas de fractura en las superficies de sigma presentan aspecto granular más intenso en comparación con la descohesión manifestada en las superficies de fractura de los carburos.

La superficie de rotura, en este caso, se presenta en los límites de separación carburos–sigma–matriz de Fe- γ . Se nota la presencia de la microgrieta principal de fractura propagada por la interfase carburos–fase sigma. Nótese la diferencia entre la morfología de las superficies desgarradas de los carburos $M_{23}C_6$ y la fase sigma colindante.

La manifestación de los mecanismos de fracturas frágiles, dúctiles o combinadas depende del tipo de red cristalina de las superficies de fractura. Las fases sigma y de carburos cristalizan en los sistemas tetragonal y octaédrico respectivamente y como el número de átomos por celdilla elemental es pequeño, carecen de sistemas de deslizamiento definidos. En este caso, las deformaciones pueden producirse en diferentes planos a la vez, tales como los de las familias $\{110\}$ y $\{112\}$.

El hecho de que la deformación se verifique en uno u otro plano depende de la relación entre la magnitud de las tensiones, la dirección de aplicación de estas y las direcciones más compactas. Esta peculiaridad explica la ausencia de plasticidad en

estas fases, por lo que las roturas ocurren por desprendimiento simultáneo de las superficies en planos diferentes sin la ocurrencia de deformaciones.

En la matriz Fe- γ , que cristaliza en el sistema cúbico centrado en las caras, existen cuatro sistemas de planos (111) y en cada uno tres direcciones compactas $\langle 110 \rangle$, lo que garantiza concentraciones atómicas y simetrías superiores a las de cualquier otro tipo de red.

La existencia de suficientes sistemas de deslizamiento en el sistema cúbico centrado en las caras, garantiza que haya siempre un plano y una dirección con orientación adecuada disponible para que se produzca la micro-deformación plástica, lo que explica la presencia de niveles individuales de superficies deslizadas conectadas por peldaños de clivaje o cordilleras de desgarradura como las indicadas por el recuadro de la figura 3.13 y la flecha de la figura 3.14.

La figura 3.15, con mayores resoluciones, confirma la presencia de las bandas de deslizamiento que denotan la ocurrencia de micro-deformaciones plásticas en las fronteras de los granos austeníticos durante las fracturas y por lo tanto, la manifestación de fracturas dúctiles a escala microscópica. A partir del análisis cristalográfico, se destaca como regularidad el hecho de que las micro-deformaciones plásticas ocurridas durante las fracturas siguieron los planos de la familia $\{111\}$.

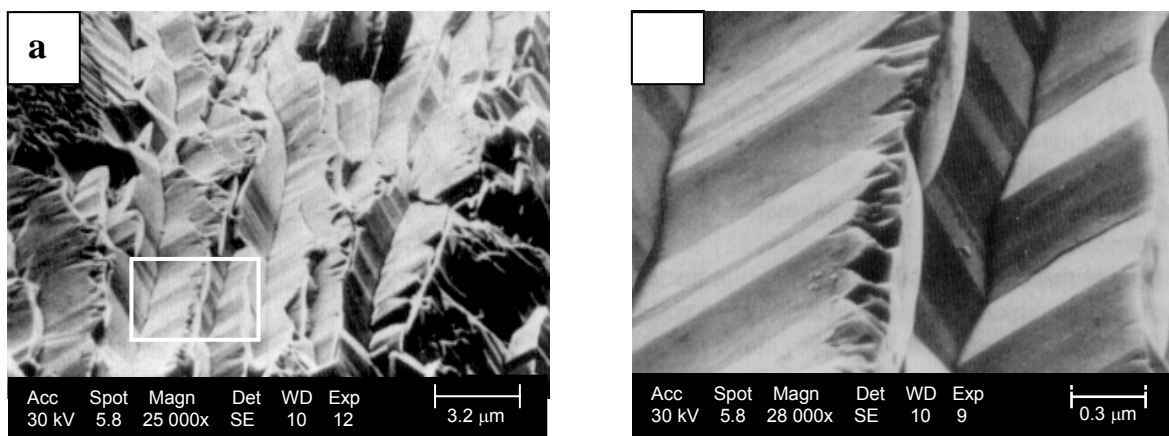


Figura 3.15. a) Bandas de deslizamiento orientadas en la dirección $\{111\}$.
b) Detalle ampliado.

La presencia de estas bandas de deslizamiento en la dirección $\{111\}$ indica el importante rol jugado por la micro-plasticidad en la nucleación y posterior desarrollo de grietas de clivaje siguiendo un comportamiento elasto-plástico a escala microscópica. Mientras las grietas de clivaje se propagan, los peldaños individuales o cordilleras se unen para formar peldaños de mayor tamaño, reduciendo el número de planos sobre los que puede ocurrir el deslizamiento. La convergencia de estos peldaños produce un aspecto de terrazas que revelan el arranque por desgarradura y deslizamiento de una parte del cristal sobre la otra.

3.5. Ensayos de Microdureza

Se obtuvieron valores de microdureza de 225 HV para la matriz metálica, 705 HV para los carburos y 975 HV para las fases sigma, como resultado del promedio de tres mediciones en cada punto.

Estos valores de microdureza obtenidos en las fases de carburo se corresponden con los reportados por Panasiuk y Karin 1990, Shah et. al 1990 y Kawama et al 1992; mientras que Kanninen y Popelar 1985, Brooks y Choudhury 1993 y Viswanathan y Nutting 1999 también reportan valores de microdureza de fases sigma similares a los obtenidos.

El valor de la la microdureza es un factor muy importante a considerar, pues es una medida de la tenacidad de la fase y representa la aptitud de las mismas para disipar o no la energía asociada con el frente de onda de la microgrieta.. En este caso, los bajos valores de dureza de la matriz metálica les aseguran a la misma una buena plasticidad y capacidad para amortiguar la energía elástica del frente de onda de la microgrieta que se propaga, evitando que la misma alcance el interior de los granos.

Por su parte, los elevados valores de microdureza de las fases sigma y las fases de carburos, significan que ambas poseen una gran fragilidad y por lo tanto, poca aptitud para amortiguar la energía elástica del frente de onda de la grieta, representando importantes focos de concentración de tensiones y la vía idónea para la propagación de las grietas, lo que prueba el carácter intercrystalino de las fracturas.

3.6. Relación entre la microestructura y el carácter de la rotura

Aunque la segregación de fases secundarias normalmente eleva la resistencia de las aleaciones al provocar el endurecimiento por precipitación (Mazorra et al 1989, Otero et al 1989, Olson 1990, Mannan 1996, Viswanathan y Nutting 1999, Zhang 1999), en el caso analizado, los cambios estructurales originados también contribuyen a la ocurrencia de las fracturas por la formación de focos concentradores de tensiones.

Existe una relación directa entre los valores de microdureza de los carburos, fases sigma, granos metálicos y las propiedades mecánicas resultantes. Los elevados valores de microdureza de los carburos presuponen la existencia de una marcada rigidez en los límites de los granos, por lo que las posibilidades de deformación plástica y la consiguiente absorción de energía elasto-plástica, son escasas. Es por ello que la resistencia en las fronteras de los granos a las temperaturas de operación de los hornos es mucho menor que en el interior de los granos, lo que se manifiesta a través del carácter intercrystalino de las fracturas.

Los carburos y las fases sigma no actúan de manera independiente en el carácter de las roturas manifestadas. Las fases sigma son focos concentradores de tensiones originadas por las distorsiones de la red en la interfase *fase sigma/Fe-δ/carburos*, mientras que los carburos funcionan como conductos para la propagación de las grietas.

Los carburos aciculares en los bordes de los granos normalmente no actúan como formadores de entallas frágiles que pueden disminuir los tiempos de rotura a temperaturas elevadas (Davis 1997). Sin embargo, en este caso, los cambios estructurales y composicionales en el interior o la vecindad de los carburos sí alteran la resistencia a la rotura.

Las fases sigma poseen una estructura tetragonal, donde los átomos de cromo sustituyen los átomos de hierro en los nodos de la red (Zhang 1999), mientras que la estructura del Fe-δ es del tipo cúbica centrada en el cuerpo. Por su parte, las fases de carburos $M_{23}C_6$ poseen una estructura cristalina compleja.

Según Hiller y Qiu 1991 y Kawama et. al 1992, los cristales de carburos $M_{23}C_6$ están formados por octaedros cuyos ejes poseen ángulos de inclinación de 126° , de manera similar a los de la cementita, pero con la diferencia de que en el interior de cada octaedro hay dos átomos de carbono.

Así, como resultado de la coexistencia de varias estructuras, existe una heterogeneidad en el enrejado cristalino de la interfase sigma/Fe- δ / $M_{23}C_6$. Los cristales de Fe- δ y sigma no están ligados por su orientación de forma coherente a los carburos. Las capas de átomos exteriores de los carburos lindan con las capas de átomos exteriores de la ferrita y las fases sigma, originándose una desarticulación en las zonas de unión de las redes cristalinas que provoca la aparición de grandes cantidades de defectos.

Como los enlaces no son coherentes en el límite de separación, estos defectos distorsionan la red, apareciendo una zona con deformaciones elásticas de grandes tensiones estructurales que serán tanto mayores, cuanto mayor sea la diferencia entre las estructuras.

Las altas temperaturas de los hornos propician que se añada energía térmica de activación a las oscilaciones de los átomos alrededor de su núcleo, disminuyendo la energía de enlace en las fronteras sigma/carburos. De esta manera, los átomos se desprenden con mayor facilidad de la estructura cristalina, originándose vacíos que al difundirse y concentrarse bajo los efectos de las elevadas temperaturas y cargas de trabajo, se convierten en focos potenciales para el surgimiento de grietas.

Las tensiones aplicadas a los metales, por muy pequeñas que sean, producen deformaciones que pueden ser elásticas o plásticas. En el caso de los brazos, sometidos a cargas de flexión, se producen tensiones normales que provocan deformaciones elásticas por el movimiento y surgimiento de dislocaciones cuyo frente de onda inicia su movimiento en aquellas zonas donde la energía de perturbación elástica es menor (zonas donde las densidades de defectos son muy elevadas).

En presencia de los campos de fuerzas de atracción y repulsión, las dislocaciones tienden hacia las zonas con menor energía, incrementándose el movimiento elástico

de vaivén entre estas y los átomos ubicados de forma regular en el enrejado cristalino. La acción constante de las cargas aplicadas durante las operaciones de los hornos y las elevadas temperaturas de trabajo de los brazos favorecen estos efectos.

Como se ha quedado demostrado a través de los microanálisis (ver Tabla III.3), las fases sigma en el acero HH pueden disolver pequeñas cantidades de Ni y Si, lo que permite clasificarla como una solución sólida de Ni y Si en el compuesto químico FeCr. El cromo y el níquel, participan en el compuesto sustituyendo átomos en la matriz metálica del hierro.

Aunque no se incluyen en la fórmula la relación estequiométrica FeCr por considerarse impurezas, la presencia de Ni y Si en el compuesto debe considerarse conjuntamente con el Cr y el Fe a la hora de los análisis por los efectos que provocan la ausencia o exceso de los mismos en las distorsiones de la red.

Las fases sigma poseen red tetragonal con una relación aproximada de $c/a = 0.52$. La transformación de la red cúbica centrada en el cuerpo del hierro delta a la red tetragonal de la fase sigma ocurre por la sobresaturación de átomos de cromo en la red del hierro que provoca que la misma se deforme en presencia de los campos elásticos de las interacciones atómicas.

Esta solubilidad de los átomos de cromo en la matriz del hierro se ve favorecida por la proximidad que existe entre los radios atómicos de ambos elementos. La formación del compuesto FeCr puede ocurrir no sólo por la sustitución de unos átomos por otros en los nodos de la red cristalina, sino también por la existencia de vacancias. La disolución o ausencia de los elementos en el compuesto químico produce distorsiones en la red, originando focos concentradores de tensiones.

Según la teoría de Griffith (Nikbin, 1992; Naumann, 1998; Van Wershoven, 1999), en los cuerpos frágiles cualquier interacción de los componentes que produzca efectos que reduzcan la energía superficial debe facilitar el surgimiento de grietas. Para el caso de las fases sigma precipitadas en los brazos de hornos de reducción, independientemente de los grandes esfuerzos, son válidos también aquellos efectos

como las distorsiones en la red que reducen la energía de activación de los átomos del metal ubicados en la superficie de las dislocaciones.

En el campo de dislocaciones, la magnitud de los esfuerzos normales combinados con los estructurales provocan una disminución en la energía superficial, creándose las condiciones óptimas para el surgimiento de las microgrietas. Como se dijo anteriormente, los elevados valores de microdureza que poseen las fases sigma (975 HV) les confieren gran fragilidad, lo que favorece la propagación de las grietas al poseer los cristales de sigma poca aptitud para absorber la energía del frente de onda de las dislocaciones en movimiento.

Ross, 1996 y Saxena, 1998, han demostrado que se pueden originar grandes tensiones de tracción en los puntos triples por efecto de las tensiones de cizallamiento que actúan en los límites de los granos, por lo que según lo planteado por Pero-Sanz, 2000, estas elevadas tensiones de tracción facilitan el mecanismo de trepado (climb) de las dislocaciones, provocando la aparición de micro-deformaciones con la correspondiente disminución en la energía superficial.

Este mecanismo de deformación por trepado requiere de muchos mayores esfuerzos que el mecanismo de deformación por deslizamiento, pues las dislocaciones, al trepar, deben vencer mayores obstáculos durante su movimiento en ascenso o descenso en los planos perpendiculares al plano de deslizamiento.

Sin embargo, a pesar de ocurrencia de micro-deformaciones por trepado de dislocaciones, la existencia de zonas de deslizamiento micro-localizadas como las mostradas en las figuras 3.13, 3.14 y 3.15, demuestra que a las elevadas temperaturas de servicios de los hornos es posible, aunque a pequeñas escalas, el resbalamiento en los límites de los granos bajo los efectos de las tensiones de trabajo y la activación térmica.

Pero, como se muestra en la figura 3.15, las micro-deformaciones no son continuas a lo largo de los límites de los granos, por lo que son muy remotas las posibilidades de que los deslizamientos se propaguen hasta considerables distancias y se produzca la migración o traslado de los límites hacia una región nueva (no deformada) dentro del cristal con la consiguiente disminución de los concentradores de tensiones. Bajo

estas condiciones, la ocurrencia de micro-deformaciones conducirán obligatoriamente a la formación de microhuecos por condensación de vacantes y crecimiento de los mismos al converger hacia ellos los citados defectos reticulares. De esta manera, el efecto combinado de la presencia de fases sigma, fases de carburos y la ocurrencia micro-deformaciones por deslizamiento con predominio del trepado, favorecen los mecanismos de formación y propagación de grietas bajo los efectos sumarios de las tensiones originadas en los puntos de intersecciones triples de las fronteras de los granos.

Como se ha demostrado, la ocurrencia de las fracturas prematuras de brazos fabricados con la aleación HH está determinada por la influencia de tres factores estrechamente relacionados: *delta ferrita-fases sigma-agrietamiento*. La presencia de δ -ferrita después de la fundición provoca la precipitación de fases sigma bajo los efectos del envejecimiento de la aleación por la exposición a altas temperaturas durante tiempos prolongados y a su vez, las fases sigma promueven el agrietamiento del material bajo los efectos de la temperatura, el tiempo y las tensiones de trabajo.

3.7. Resultados de las simulaciones

Se generaron por separado, 10 super-elementos con un total 30 778 nodos, 17 821 tetraedros y sus correspondientes archivos de almacenamiento de datos que incluyen los resultados de los cálculos de esfuerzos que actúan sobre el elemento y los ficheros gráficos del comportamiento tenso-deformacional del mismo.

En la figura 3.16 se muestra una porción mallada del brazo simulado, distinguiéndose el super-elemento 5 ya condensado del super-elemento 6, a punto de condensar.

La principal restricción encontrada fue no exceder el límite del frente de onda que ofrece ANSYS (frente de onda de 1 200). Este método de solución denominado *frente de onda* o *wavefront* se utiliza para resolver sistemas de ecuaciones y encontrar los valores nodales de la estructura en su fase de solución. La división de todo el elemento en sub-elementos pudo evitar exceder el límite del frente de onda.

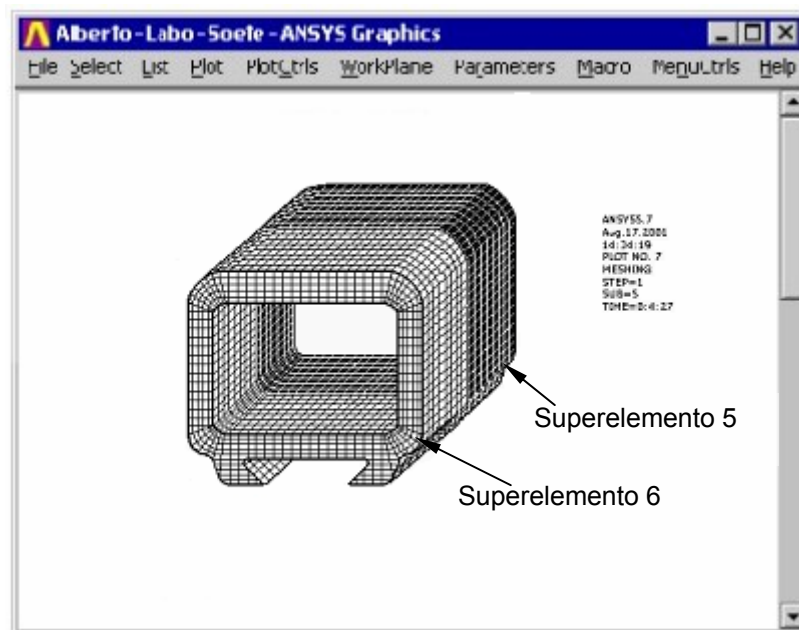


Figura 3. 16. Super-elementos de cálculo 5 y 6.

3.7.1. Cálculos de resistencia

En la figura 3.17 aparecen los gráficos de los esfuerzos que actúan sobre un brazo cargado, mientras que en la Tabla III.10 se muestran los resultados de los cálculos de resistencia compilados por ANSYS.

Como se observa, los valores máximos de esfuerzos se localizan en la zona del empotramiento, correspondiéndose la misma con la sección más peligrosa del brazo. Los momentos flectores originados por la resistencia de la carga durante el movimiento de barrido (plano horizontal) y el peso del elemento cargado con los dientes (plano vertical) originan un momento flector equivalente igual a 8549,25673 N.m; el que a su vez tiene asociado una tensión de flexión de 15.98 N.

En ambos planos se originan fuerzas cortantes con una fuerza cortante equivalente igual a 7354,199337 N; sin embargo, las tensiones asociadas a esta fuerza cortante

son prácticamente insignificantes (0.54 N) en comparación con las tensiones a la flexión. De lo anterior se deduce que la mayor incidencia en las causas de fracturas de los brazos las tienen las tensiones de flexión.

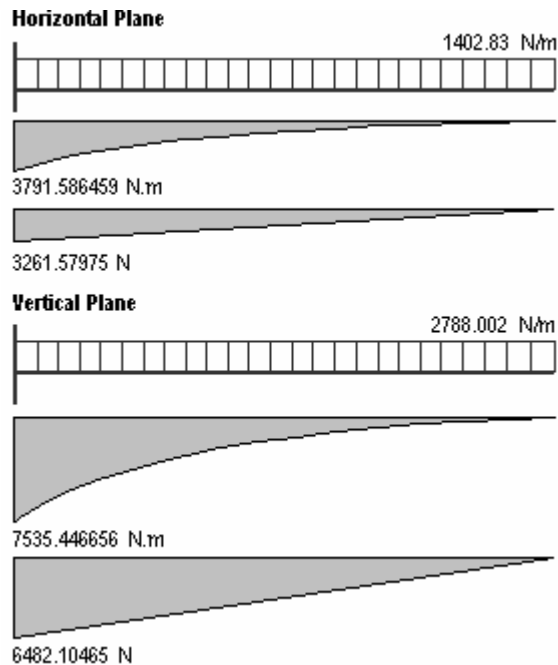


Figura 3. 17. Gráficos de esfuerzos que actúan sobre un brazo analizado como viga en cantilever con carga uniformemente distribuida (reportado por ANSYS).

Tabla III.10 Resultados de los cálculos de la viga.

Parámetros		Valores
Carga distribuida en el plano horizontal	(N/m)	1402,83
Carga distribuida en el plano vertical	(N/m)	2788,002
Momento flector provocado por la carga distribuida en el plano horizontal	(Nm)	4038,172152
Momento flector provocado por la carga distribuida en el plano vertical	(Nm)	7535,446656
Momento flector equivalente	(Nm)	8549,25673
Tensión de flexión	(MPa)	15,98
Fuerza cortante provocada por la carga distribuida en el plano horizontal	(N)	3473,696475
Fuerza cortante provocada por la carga distribuida en el plano vertical	(N)	6482,10465
Fuerza cortante equivalente	(N)	7354,199337
Tensión asociada a la fuerza cortante equivalente	(MPa)	0,540352633

A los efectos del análisis, es importante investigar el comportamiento de los elementos bajo condiciones de carga similares a las de operación. Para ello, se tomó el máximo valor de tensión calculada correspondiente a la zona donde ocurren las roturas en la región más peligrosa que en este caso es de 16 MPa.

Conocido el valor de las tensiones de trabajo, se procedió a la realización de las simulaciones y ensayos. En la figura 3.18 aparece la distribución de las tensiones de Von Mises reportada por ANSYS para la zona más peligrosa del brazo.

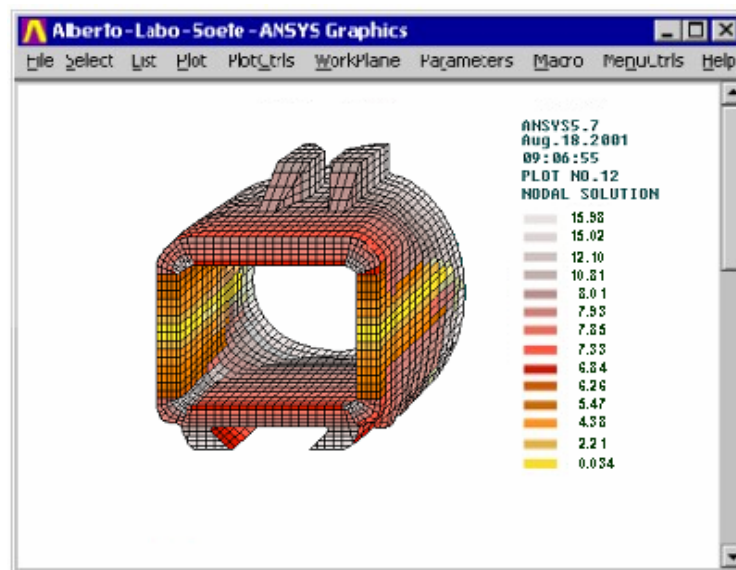


Figura 3.18. Distribución de tensiones en la zona más peligrosa del brazo.

Se obtuvieron los valores de deformaciones en función del tiempo mostrados en las Tablas 6, 7, 8, 9, 10, y 11 de los Anexos y a partir de los mismos se construyeron las curvas convencionales de fluencia simuladas y experimentales a las diferentes temperaturas para la tensión nominal de trabajo de los brazos de la figura 3.19.

Las curvas en líneas rojas describen el comportamiento de las deformaciones para los procesos simulados, mientras que las de líneas azules representan las deformaciones correspondientes a los ensayos. Por resultar extremadamente largos los tiempos de rotura requeridos, se empleó la escala logarítmica para el eje de las abscisas. Como se observa, las deformaciones son inferiores en el caso de las probetas ensayadas, regularidad atribuida a los efectos de las fases de carburos que

aumentan la rigidez y resistencia del metal y no han sido tenidos en cuenta en los modelos utilizados para las simulaciones.

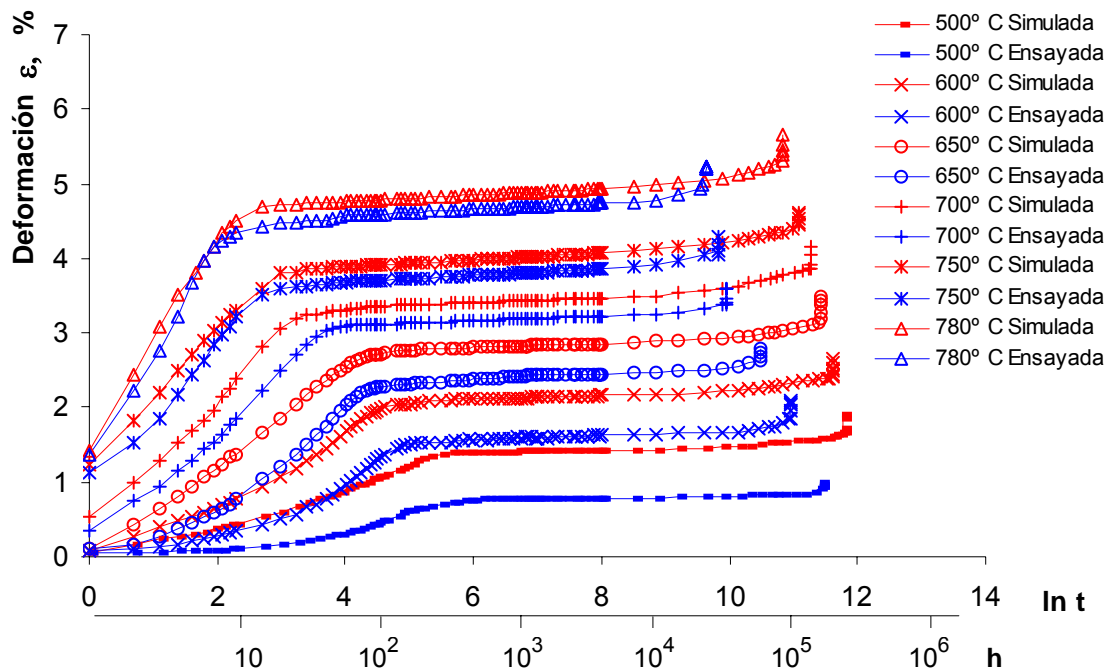


Figura 3.19. Curvas convencionales de fluencia simuladas y ensayadas.

La presencia de estas fases de carburos tiene un efecto positivo sobre el comportamiento de la aleación ante las cargas aplicadas, mejorando la rigidez y resistencia mecánica. En sentido general, se puede plantear que las fases de carburos, aunque reducen considerablemente los valores de resistencia al impacto, bajo la acción de cargas estáticas no afectan los tiempos de rotura a temperaturas elevadas.

De esta manera, con la ausencia de entallas metalúrgicas, la presencia de los carburos en el borde de los granos representa un mecanismo de fortalecimiento de la matriz que contribuye a que se eleven así las propiedades de termo-resistencia de la aleación. Los tiempos de rotura observados son inferiores a los esperados como consecuencia del efecto fragilizante de las fases sigma.

El comportamiento mostrado por el material durante la evolución de las simulaciones se puede expresar a través de las ecuaciones ajustadas (19), (20), (21), (22), (23) y (24). Estas soluciones particulares describen la dependencia de las deformaciones

en los intervalos de tiempo correspondientes al período de fluencia transitoria para cada una de las temperaturas de análisis.

$$\mathcal{E}_{500} = \begin{cases} (a) & 0,2604 \ln(t) - 0,1068 ; & 0 \leq t \leq 323 & (r^2 = 0,98) \\ (b) & 1,406 \cdot e^{3 \cdot 10^{-6} t} ; & 323 \leq t \leq 128678 & (r^2 = 0,96) \end{cases} \quad .(19)$$

$$\mathcal{E}_{600} = \begin{cases} (a) & 0,4635 (t) - 0,2266 ; & 0 \leq t \leq 157 & (r^2 = 0,97) \\ (b) & 2,12 \cdot e^{3 \cdot 10^{-6} t} ; & 157 \leq t \leq 110611 & (r^2 = 0,97) \end{cases} \quad .(20)$$

$$\mathcal{E}_{650} = \begin{cases} (a) & 0,62 \ln(t) - 0,0018 ; & 0 \leq t \leq 97 & (r^2 = 0,98) \\ (b) & 2,805 \cdot e^{3 \cdot 10^{-6} t} ; & 97 \leq t \leq 92946 & (r^2 = 0,97) \end{cases} \quad .(21)$$

$$\mathcal{E}_{700} = \begin{cases} (a) & 0,7748 \ln(t) + 0,5082 ; & 0 \leq t \leq 52 & (r^2 = 0,97) \\ (b) & 3,396 \cdot e^{3 \cdot 10^{-6} t} ; & 52 \leq t \leq 77185 & (r^2 = 0,97) \end{cases} \quad .(22)$$

$$\mathcal{E}_{750} = \begin{cases} (a) & 0,8059 \ln(t) + 1,3616 ; & 0 \leq t \leq 27 & (r^2 = 0,97) \\ (b) & 3,961 \cdot e^{3 \cdot 10^{-6} t} ; & 27 \leq t \leq 65325 & (r^2 = 0,96) \end{cases} \quad .(23)$$

$$\mathcal{E}_{780} = \begin{cases} (a) & 1,27631 \ln(t) + 1,6092 ; & 0 \leq t \leq 17 & (r^2 = 0,97) \\ (b) & 4,812 \cdot e^{3 \cdot 10^{-6} t} ; & 17 \leq t \leq 49728 & (r^2 = 0,95) \end{cases} \quad .(24)$$

En las ecuaciones (19-24) los submodelos (a) describen un comportamiento logarítmico de las deformaciones en el período transitorio, mientras que los submodelos (b) describen la evolución de las deformaciones en la etapa de fluencia estacionaria siguiendo un comportamiento exponencial. En todos los casos, los modelos se ajustaron muy bien a los datos, lo que se refleja a través de los elevados valores de los coeficientes de determinación.

Estas ecuaciones representan los modelos brindados por el paquete ANSYS que dan soluciones particulares a las deformaciones que experimenta el metal a las correspondientes temperaturas analizadas. En la Tabla III.11 aparecen los resultados del análisis estadístico para la prueba de significancia de los mismos por el criterio χ^2

a partir de los datos obtenidos de los ensayos y la metodología desarrollada en el epígrafe 2.6.

Los valores de prueba (χ^2_{Calc}) son, en todos los casos, mucho menores que los valores críticos ($\chi^2_{\alpha=0,05}$) por lo que, teniendo el criterio de decisión establecido, no se rechaza la hipótesis estadística asumida para el nivel de significación $\alpha = 0.05$, concluyéndose que **no existe discrepancia significativa entre los resultados teóricos y los resultados experimentales.**

Tabla III.11. Resumen estadístico para la prueba de significación de los modelos de las ecuaciones (19-24).

Temperatura	$\nu = N - 1$	$\chi^2_{\alpha=0,05}$	χ^2_{Calc}
500 °C	83	105,19	25,580414
600 °C	80	101,87	14,140177
650 °C	75	96,20	7,532189
700 °C	73	93,69	2,312315
750 °C	72	92,54	0,918557
780 °C	72	92,54	0,630716

El hecho de no rechazar la hipótesis asumida para el nivel de significación establecido permite plantear que, como los resultados teóricos son probadamente significativos, se pueden utilizar los modelos de las ecuaciones (19-24) para la predicción del estado tenso-deformacional de brazos fabricados con la aleación HH operando en regímenes normales de explotación para cada una de las temperaturas indicadas.

En virtud de los resultados de la prueba de significancia y la forma de los modelos de las ecuaciones (19-24), se puede plantear la forma general expresada en la ecuación (25):

$$\varepsilon = \begin{cases} (1) & A_1 \ln(t) + B & \forall & 0 \leq t \leq (118473 e^{-0,0112T}) \\ (2) & A_2 e^{3 \cdot 10^{-6} t} & \forall & (118473 e^{-0,0112T}) \leq t \leq (-281T + 273587) \end{cases} \quad (25)$$

Donde:

A_1 , A_2 y B = Parámetros que tienen en cuenta la influencia de la temperatura.

Los valores de los coeficientes A_1 y A_2 y el término independiente B se pueden determinar por las ecuaciones (26), (27), (28) y (29). Los resultados del correspondiente tratamiento estadístico para la obtención de las ecuaciones (26), (27) y (28), aparecen en las Tablas III.12, III.13 y III.14.

$$A_1 = \left(\frac{16}{-200T + 340000} \right)^k ; \quad \dots \quad (26)$$

$$B = 13 - 0,0473T + 4 \cdot 10^{-5} T^2 \quad \dots \quad (27)$$

$$A_2 = (4,791 - 0,0186T + 2 \cdot 10^{-5} T^2) \cdot e^{\frac{-Q}{RT}} ; \quad \dots \quad (28)$$

Tabla III.12. Resultados del tratamiento estadístico para la obtención de la ecuación (26)

Determinante de la matriz del sistema	702500
Determinante normalizado del sistema	6.54×10^{-5}
Error máximo al resolver el sistema	3.46×10^{-18}
Variación explicada	15.91
Grados de libertad	1
Variación residual	3.28
Grados de libertad	5
Variación total	19.19
Grados de libertad	6
Error estándar de una estimación	1.04
Error probable de una observación	0.61
Coeficiente de correlación, r	0.94
Para una prueba t de Student con nivel de confianza 0.95:	
Intervalo de confianza de r	[0.93; 95]
Para una prueba F de Fisher con nivel de confianza 0.95:	
F calculado para el ajuste (Fc)	19.38
F tabulado (Ft)	6.94
El ajuste es estadísticamente significativo ya que $F_c > F_t$.	

El dividendo en la ecuación (26) se corresponde con las tensiones de trabajo, mientras que el exponente k es un factor que tiene en cuenta la influencia de la temperatura sobre las propiedades elásticas de la aleación. Los valores calculados del exponente k a las temperaturas de análisis aparecen en la Tabla III.15.

Tabla III.13. Resultados del tratamiento estadístico para la obtención de la ecuación (27).

Determinante de la matriz del sistema	185000
Determinante normalizado del sistema	2.03×10^{-5}
Error máximo al resolver el sistema	1.77×10^{-15}
Variación explicada	0.44
Grados de libertad	1
Variación residual	0.042
Grados de libertad	5
Variación total	0.48
Grados de libertad	6
Error estándar de una estimación	0.14
Error probable de una observación	0.08
Coefficiente de correlación, r	0.98
Para una prueba t de Student con nivel de confianza 0.95:	
Intervalo de confianza de r	[0.97, 0.99]
Para una prueba F de Fisher con nivel de confianza 0.95:	
F calculado (Fc) para el ajuste	31.17
F tabulado (Ft)	9.55
El ajuste es estadísticamente significativo ya que $F_c > F_t$.	
Prueba para los Coeficientes del Modelo (0.95)	
Valor teórico de t de Student, $t_{Tab} = 2.0151$	
Valor de prueba de t de Student, $t_2 = 20.19$	
Valor de prueba de t de Student, $t_3 = 16.25$	
Los coeficientes 2 y 3 son estadísticamente significativos ya que $t_{Tab} < (t_2 \text{ y } t_3)$.	

Tabla III.14. Resultados del tratamiento estadístico para la obtención de la ecuación (28)

Determinante de la matriz del sistema	181200
Determinante normalizado del sistema	2.45×10^{-5}
Error máximo al resolver el sistema	1.26×10^{-15}
Variación explicada	7.27
Grados de libertad	1
Variación residual	1.007
Grados de libertad	5
Variación total	8.28
Grados de libertad	6
Error estándar de una estimación	0.70
Error probable de una observación	0.39
Coefficiente de correlación, r	0.93
Para una prueba t de Student con nivel de confianza 0.95:	
Intervalo de confianza de r	[0.93, 0.94]
Para una prueba F de Fisher con nivel de confianza 0.95:	
F calculado (Fc) para el ajuste	21.65
F tabulado (Ft)	9.55
El ajuste es estadísticamente significativo, ya que $F_c > F_t$.	
Prueba para los Coeficientes del Modelo (0.95)	
Valor teórico de t de Student, $t_{Tab} = 2.0151$	

Valor de prueba de t de Student, $t_2= 28.34$
Valor de prueba de t de Student, $t_3= 24.20868703$
Los coeficientes 2 y 3 son estadísticamente significativos ya que $t_{Tab} < (t_2 \text{ y } t_3)$.

Tabla III.15. Valores calculados del exponente k de la ecuación (26) a distintas temperaturas

Temperatura (°C)	k
500	0,139
600	0,080
650	0,050
700	0,027
750	0,023
780	-0,026

Estos valores compilados de k se ajustan muy bien a la recta:

$$k = -0,0005T + 0,4061 \quad (r^2 = 0,96). \quad (29)$$

Sustituyendo las ecuaciones (25), (26) y (27) en la ecuación (25), se tiene:

$$\varepsilon = \begin{cases} (1) & \left(\frac{16}{-122T + 242600} \right)^K \ln(t) + 4 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0473T + 13 \\ (2) & e^{\left(\frac{-Q}{RT} + 3 \cdot 10^{-6} t \right)} [2 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0186T + 4,791] \end{cases} \quad (30)$$

El modelo de la ecuación (30) representa la solución general para la predicción del estado tenso-deformacional en el dominio del tiempo de brazos fabricados con la aleación HH operando en regímenes normales de explotación para el intervalo de temperaturas de $500 \text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 780 \text{ }^\circ\text{C}$.

En la ecuación (30) se tiene la expresión $\left(\frac{16}{-122T + 242600} \right)^K \ln(t)$ representa la componente de la deformación elástica para el estado transitorio, el término $-122T + 242600$ es la ley de variación del módulo de elasticidad de la aleación con la temperatura, $(4 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0473T + 13)$ es la componente de la deformación plástica asociada al estado transitorio y la expresión $e^{\left(\frac{-Q}{RT} + 3 \cdot 10^{-6} t \right)} (2 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0186T + 4,791)$ es la componente de la deformación por fluencia en el estado estacionario dependiente de la temperatura y el tiempo. El factor exponencial $e^{\frac{-Q}{RT}}$ significa que la deformación

por fluencia a las temperaturas analizadas es un proceso térmicamente activado y explica la influencia marcada de la temperatura sobre la capacidad de deformación del metal. Es evidente que al aumentar la misma, la proporción de moléculas que poseen energía en exceso sobre el valor de activación para la deformación “ Q ” se incrementa considerablemente.

A temperatura ambiente la deformación por fluencia obedece a una ecuación mecánica de estado, donde la deformación en un instante dado depende solamente de los valores instantáneos de la tensión; pero a elevadas temperaturas, la deformación por fluencia lenta depende fuertemente de la deformación anterior y el historial térmico. Por lo tanto, cualquier expresión que describa la deformación por fluencia a elevadas temperaturas debe incluir necesariamente los factores tensión, temperatura y tiempo, como es el caso de las ecuaciones (19-25).

La solución aportada por el modelo de la ecuación (30), deducida del análisis de los resultados ofrecidos por ANSYS, significa una importante contribución al estudio de las teorías de la fluencia lenta de la aleación HH y su comportamiento ante las condiciones de operación de los brazos de los hornos de reducción.

Además de la relevancia del conocimiento del estado tenso-deformacional de la aleación bajo las condiciones estudiadas, resulta importante disponer de un modelo que describa también la durabilidad de los componentes en función de las variables estudiadas, si se tiene en cuenta que inevitablemente bajo los efectos de las temperaturas, las cargas y el tiempo de trabajo ocurrirá la rotura del elemento.

A los efectos de los cálculos ingenieriles, en la etapa de diseño y proyecto los tiempos t_f a los que ocurren las deformaciones finales ε_f también son significativos. El conocimiento de los tiempos t_f a los que se producirán las roturas para las diferentes condiciones de temperaturas y tensiones investigadas tiene, para el caso que se analiza, mucha más importancia en los cálculos por considerarse que a partir de los mismos la rotura es inminente.

Para condiciones normales de operación (considerando que las cargas de trabajo permanecen constantes en el tiempo) se conoce que las deformaciones obtenidas para tensiones de $\sigma=16$ MPa están estrechamente relacionadas con las

temperaturas de exposición y que a su vez, los tiempos de rotura dependen de las deformaciones límites provocadas por los efectos de las tensiones a diferentes temperaturas, por lo que a partir de los datos de la tabla III.16 tomados de las curvas de la figura 3.19 y aplicando el método de composición de modelos, se puede obtener una expresión para predecir directamente los tiempos transcurridos hasta la rotura.

Tabla III.16. Tiempos teóricos de rotura (t_R) con sus correspondientes deformaciones a las distintas temperaturas.

Temperatura, (°C)	Tiempo transcurrido hasta la rotura t_R , (h)	Deformación final ϵ_f (%) [*]
500	128678	3,275
600	110611	5,516
650	92946	7,918
700	77185	8,185
750	65325	8,804
780	49728	10,047

* Hasta el inicio de la etapa de fluencia acelerada

Las deformaciones correlacionan con la temperatura a través de la ecuación (31).

$$\epsilon_f = 0,0241T - 8,5 \quad (r^2 = 0,9581) \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad (31)$$

Mientras que los tiempos de rotura, en función de las deformaciones, también se ajustan a la ecuación (32).

$$t_{Rot} = -11602\epsilon_f + 171378 \quad (r^2 = 0,96) \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad (32)$$

Al hacer la composición de modelos se sustituye (31) en (32) y se obtiene:

$$t_{Rot} = -280T + 269879 \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad . \quad (33)$$

Con el modelo de la ecuación (33) se pueden predecir los tiempos teóricos de rotura considerando como variable única la temperatura para valores comprendidos en el rango analizado ($500 \text{ }^\circ\text{C} \leq T \leq 780 \text{ }^\circ\text{C}$).

3.8. Resultados de los ensayos

Hasta este momento se ha tratado el problema desde el punto de vista del comportamiento teórico de la aleación ante procesos tenso-deformacionales; es decir, se han tratado los modelos que describen el comportamiento tenso-

deformacional de los elementos sin analizar los resultados de las respuestas reales de las deformaciones y tiempos de rotura para la aleación obtenidas mediante los ensayos de fluencia.

En virtud de la confiabilidad de los resultados de las simulaciones validadas por la prueba de significancia a partir de los datos experimentales y los análisis de regresión, es posible utilizar el modelo de la ecuación (33) con fines predictivos pero lógicamente, tiene sus limitaciones. Este modelo significa solo una descripción parcial la realidad, pues aunque tiene en cuenta con gran aproximación la variación de las deformaciones expresadas por la ecuación (31), e implícitas en la ecuación (32) los tiempos teóricos de rotura predecibles son muy superiores en todos los casos a los reales. Resulta necesario entonces, hacer modificaciones a la ecuación (33) de modo que se puedan considerar los factores que influyen en la disminución de los tiempos hasta la rotura y por tanto, de la durabilidad de los elementos.

En la Tabla III.17 se resumen los tiempos reales de rotura obtenidos en los ensayos y sus correspondientes deformaciones a las distintas temperaturas.

Tabla III.17 Tiempos experimentales de rotura (t'_R) con sus correspondientes deformaciones a las distintas temperaturas.

Temperatura, (°C)	Tiempo transcurrido hasta la rotura t'_{Rot} (h)	Deformación final ϵ_f (%)	Cociente t'_{Rot}/t_{Rot}
500	90542	1,22	0,704
600	56681	1,452	0,512
650	35626	1,82	0,399
700	20947	3,099	0,271
750	18403	3,67	0,282
780	15216	3,948	0,306

Se puede obtener una descripción más aproximada de la realidad si se busca la relación entre la durabilidad teórica y la durabilidad real y luego se considera este resultado como una consecuencia de la influencia de factores externos en la disminución de los tiempos de rotura. El cociente t'_{Rot}/t_{Rot} de la Tabla III.17, denominado durabilidad relativa, establece el índice de disminución del tiempo de rotura real en relación con el teórico por los efectos de la fragilización por fases sigma. Si se correlaciona la durabilidad relativa con la temperatura, se obtiene la

La ecuación (36) es el modelo que explica la durabilidad de los brazos del sistema de barrido en función de la temperatura, obtenido a partir del establecimiento de las características tenso-deformacionales de la aleación HH bajo condiciones normales de operación de los hornos de reducción.

Es importante destacar que a pesar de estar en función de una sola variable: la temperatura, el modelo de la ecuación (36) tiene en cuenta no sólo el historial térmico, sino también las características tenso-deformacionales de la aleación expresadas en la ecuación (30) y reflejadas en la ecuación (33) a partir de la combinación de las ecuaciones (31) y (32).

De esta manera, al considerar la temperatura de operación para los distintos hogares, se puede predecir con relativa facilidad la durabilidad (tiempos hasta la rotura) para los brazos una vez puestos en explotación, por ser temperatura uno de los parámetros operacionales que se controlan rigurosamente en el proceso. Esto permite que a través de los planes de mantenimiento previstos, se pueda incidir sobre la minimización de los paros imprevistos ocasionados por las roturas prematuras y repentinas y las consiguientes consecuencias secundarias que puedan generarse.

En los últimos años, como resultado de las modificaciones y mejoras introducidas en la tecnología, se han incrementado los ritmos productivos de la fábrica, lo que implica un aumento de la carga alimentada a los hornos. Estos aumentos de carga también están influenciados por la ocurrencia de paros planificados o imprevistos que traen como consecuencia una redistribución de la misma en los demás hornos en operación.

Se han reportado cantidades de carga alimentadas a un horno de hasta 24 ton/h, lo que representa un aumento de las tensiones de flexión en los brazos en 5 MPa en comparación con los valores de tensión establecidos para condiciones de normales de operación (16 MPa) y como resultado final, las tensiones de trabajo han alcanzado valores de hasta 21 MPa. Los efectos de estas sobrecargas se acentúan bajo la influencia del incremento de las temperaturas de operación, pues, los aumentos en la carga requieren aumentos en los valores de temperatura para

mantener las condiciones de reducción, los que en ocasiones pueden alcanzar los 850 °C.

La variación de los tiempos de rotura simulados y experimentales con la temperatura para condiciones normales de carga (16 MPa) y sobrecarga (21 MPa), se muestra en la figura 3.20.

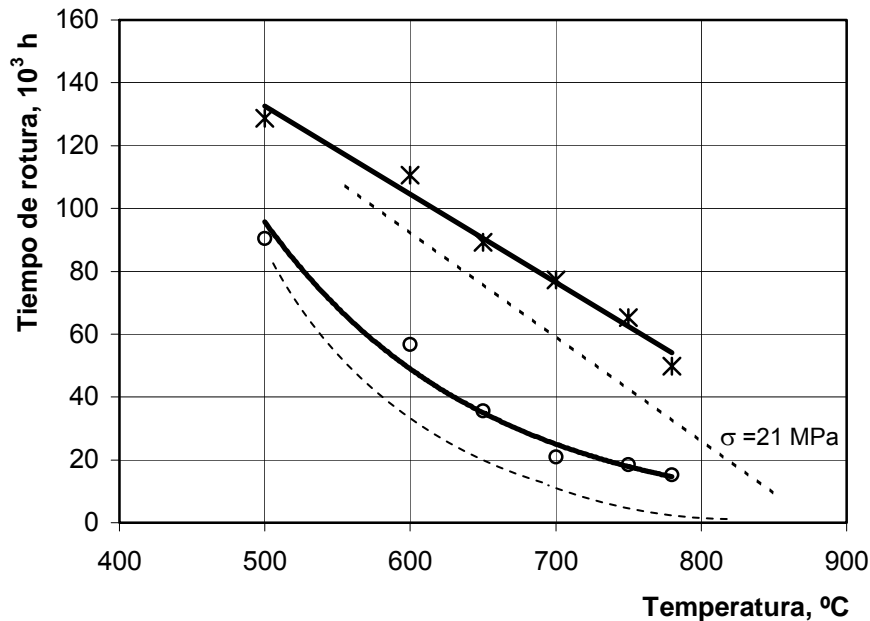


Figura 3.20. Dependencia de los tiempos de rotura con la temperatura para condiciones normales de carga y sobrecargas.

Las líneas continuas representan la dependencia lineal de los tiempos de rotura simulados (modelo de la ecuación 33) y la dependencia exponencial de los tiempos de rotura ensayados (modelo de la ecuación 36). En ambos casos, los valores son decrecientes con el aumento de la temperatura y la diferencia manifestada entre las dos líneas se debe al efecto fragilizante de las fases sigma, considerado en la expresión $e^{-0,24727+2,47.10^{-3}T-6.10^{-6}T^2+4.10^{-9}T^3}$. Como puede observarse, esta diferencia se acentúa cuando el término $e^{-0,24727+2,47.10^{-3}T-6.10^{-6}T^2+4.10^{-9}T^3}$ alcanza su mínimo valor, y ello ocurre en el intervalo de temperaturas entre 580 °C y 650 °C aproximadamente.

En la prolongación de los puntos extremos de la curva exponencial se observa una tendencia a converger hacia los valores de la recta.

Esta convergencia presupone la igualdad entre los tiempos de rotura simulados y ensayados y según la ecuación (35) deben existir dos valores de temperatura para

los que la relación entre los tiempos de rotura sea igual a la unidad ($\frac{t'_{Rot}}{t_{Rot}} = 1$). Si ello

es posible, entonces ocurre que $e^{-0,24727+2,47 \cdot 10^{-3}T-6 \cdot 10^{-6}T^2+4 \cdot 10^{-9}T^3} = 1$, para lo que debe cumplirse la igualdad:

$$-0,24727 + 2,47 \cdot 10^{-3}T - 6 \cdot 10^{-6}T^2 + 4 \cdot 10^{-9}T^3 = 0 \quad . \quad . \quad . \quad (37)$$

La expresión (37) tiene como soluciones $T_1 = 477 \text{ °C}$ y $T_2 = 875 \text{ °C}$. Según Mazorra, 1989, Qiu 1993b y Botella *et. al* 1999, la precipitación de fases sigma en aceros austeníticos fundidos ocurre en el intervalo de temperaturas comprendido entre 450 °C y 900 °C . Si se tiene en cuenta lo planteado por estos autores, el hecho de que para valores de $T_1 = 477 \text{ °C}$ y $T_2 = 875 \text{ °C}$ se cumpla la igualdad entre

los tiempos reales y teóricos de rotura ($\frac{t'_{Rot}}{t_{Rot}} = 1$), significa que estas son las

temperaturas que determinan la influencia de las fases sigma en la durabilidad de los brazos para las condiciones investigadas. Luego, los valores calculados de T_1 y T_2 se pueden considerar físicamente como una referencia aproximada de la temperatura mínima y máxima de estabilidad termodinámica de las fases sigma en la aleación HH.

La recta de trazos discontinuos de la figura 3.20 representa el comportamiento de los tiempos de rotura obtenidos para simulaciones con sobrecargas de 21 MPa y a temperaturas superiores en 50 °C (550 °C , 650 °C , 700 °C , 750 °C , 800 °C y 830 °C) a las tomadas para las simulaciones y ensayos en condiciones normales.

Aunque no se disponen de datos de tiempos de rotura ensayados para condiciones de sobrecargas, sí existen valores compilados de tiempos de rotura reales de brazos durante las operaciones de los hornos, representados en este caso, por la curva exponencial de trazos discontinuos según los datos de la tabla III.19.

La presencia de sobrecargas origina un desplazamiento de las curvas en el eje de las ordenadas (tiempos de rotura) y en el caso de la recta, el aumento de la

pendiente, mientras que el aumento de las temperaturas provoca una traslación de las curvas en el eje de las abscisas y como resultado final, se produce una disminución en los tiempos de rotura, por lo que los índices de durabilidades reales son inferiores a los obtenidos en los ensayos.

Tabla III.19. Valores compilados de tiempos de rotura de brazos en hornos en operación.

Temperatura	Tiempo hasta la rotura
500	90322
600	33748
650	29155
700	16337
750	6606
780	1250

En los aceros austeníticos con altos contenidos de carbono y ricos en cromo, el níquel, en cantidades superiores al 18 %, influye muy poco sobre la resistencia mecánica (Roach y Van Echo, 1981; Shah et al. 1990; Bahr, 1997 y Beddoes y Gordon, 1999). El papel fundamental del níquel como elemento de aleación en los aceros inoxidable es garantizar la estructura austenítica homogénea al hacer descender la línea Ac_3 correspondiente al diagrama de fases y ensanchar la zona correspondiente a la fase Fe- γ (Séferiam, 1962; Nakahigashi et al. 1991; Qiu, 1993b y Peckner, 1994). Según Nakahigashi et al. 1991, la resistencia mecánica se afecta muy poco cuando los contenidos de níquel varían hasta un 22 % aproximadamente.

Si se consideran los resultados de Nakahigashi et al. 1991 y que la diferencia esencial entre la composición química de las aleaciones austeníticas fundidas de la serie H está en los contenidos de níquel, se puede plantear que el modelo de la ecuación (36) es generalizable para aceros con características tenso-deformacionales similares a las del acero HH, como es el caso de las aleaciones HI y HK 40. Como penalizaciones para el modelo se establecen contenidos de níquel inferiores a 12 % y superiores a 22 % y temperaturas fuera del rango establecido para los análisis: 500 °C a 780 °C.

El criterio de máxima calidad para garantizar el comportamiento idóneo de los aceros HH, HI y HK 40 bajo las condiciones de trabajo de los hornos de reducción se

establece cuando se cumpla la condición $e^{-2,4727+0,0247T-0,00006T^2+4.10^{-8}T^3}=1$; es decir, para ausencia total de fases sigma. Ello es sólo posible cuando las cantidades de δ -ferrita de solidificación (embriones para la precipitación de las fases sigma) sean nulas, lo que puede lograrse por dos vías: procurando la disminución de los grados de subenfriamiento hasta los niveles más cercanos posibles a las condiciones de equilibrio o manteniendo las mismas condiciones de enfriamiento, pero modificando la composición química de la aleación en el sentido de obtener una estructura austenítica más homogénea.

La selección de una u otra variante debe estar sustentada sobre la base de criterios de factibilidad técnico-económica. Para la disminución de los grados de subenfriamiento se requiere de un estudio exhaustivo que determine la posibilidad de modificación de algunas características del molde, esencialmente, la determinación del espesor óptimo de pared; mientras que la modificación de la composición química se puede lograr si se aumentan los contenidos de níquel en la aleación.

Según el diagrama de la figura 3.21 (Qiu, 1993b), la ausencia total de la fase ferrítica de solidificación en aceros austeníticos fundidos de la serie H se garantiza para contenidos de níquel superiores al 22 %, aún cuando la cristalización ocurra en condiciones de desequilibrio.

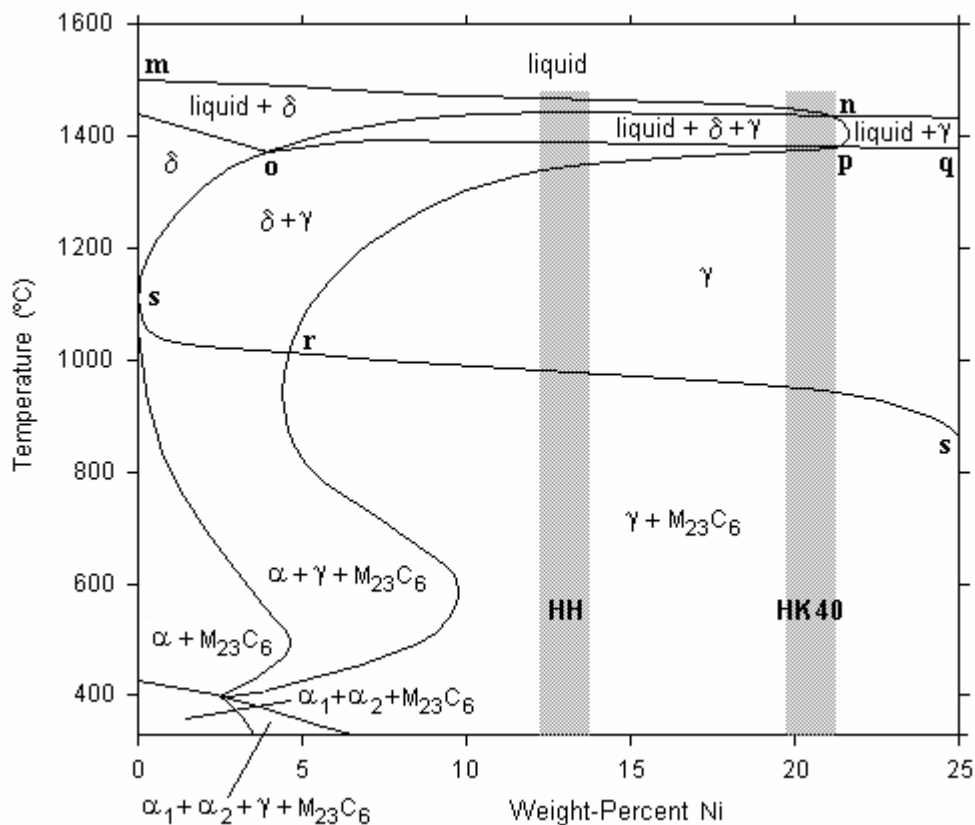


Figura 3.21 Sección vertical del sistema Fe-Cr-Ni-C calculado para 24 % Cr y 0.4 % C.

Como se observa, la línea n-p-r-s marca el límite de estabilidad de los cristales de δ -ferrita en las aleaciones con contenidos de níquel hasta 21 %, aproximadamente, por lo que toda aleación cuya composición esté a la derecha de n-p solidifica con la precipitación de cristales de Fe- γ . En este caso, las posibilidades de retención de δ -ferrita de solidificación son nulas, independientemente de las condiciones de enfriamiento.

A pesar de que para aleaciones con contenidos aproximados de níquel hasta 21 % es posible la presencia de la δ -ferrita después de la fundición, es poco probable que a temperaturas inferiores a 477 °C se promueva la precipitación fases sigma a partir de la δ -ferrita de solidificación si se tienen en cuenta las soluciones obtenidas para la expresión (37) y los resultados de los cálculos termodinámicos realizados por Qiu 1993b. Entonces, es recomendable el empleo de una aleación con menores contenidos de níquel en su composición y por tanto, menos costosa, para la fabricación de los brazos destinados a operar en los hogares cuyas temperaturas son inferiores a 477 °C. Para los hogares que operan a temperaturas superiores a 477 °C se debe utilizar una aleación con mayores contenidos de níquel y por consiguiente, menos propensa a la precipitación de fases sigma.

En consecuencia, es factible el empleo de la aleación HH para brazos destinados a los hogares del cero al cuatro, mientras que para los brazos de los hogares del cinco al 16 se debe continuar utilizando la aleación HK 40. No obstante, los mejores resultados en cuanto a durabilidades de los brazos los proporciona el incremento en los contenidos de níquel en un 1-2 %, lo que podría garantizar el necesario equilibrio entre la factibilidad económica y la factibilidad tecnológica.

Es importante tener como referencia la aleación HK 40 fundida por la Empresa Mecánica del Níquel en Nicaro (20%Ni-26%Cr), pues a pesar de poseer contenidos de níquel similares a la HK 40 fundida en Moa (20%Ni-24% Cr), proporciona

mayores índices de durabilidad de los brazos para condiciones de carga similares. Esto responde, principalmente, a los efectos positivos del incremento en los contenidos de cromo sobre las propiedades de termo-resistencia (termofluencia) en el material.

3.9. Efecto económico y social

Es importante controlar adecuadamente la estructura de la aleación no solo por los efectos que puedan tener los elementos de aleación sobre la formación de estructuras anómalas que empeoran la calidad de la misma al disminuir las propiedades de termo-resistencia, si no también por los efectos económicos negativos aparejados, por una parte, a los elevados costos de mantenimiento por concepto de intervenciones que se ejecutan como consecuencia de las averías y roturas repentinas que ocurren durante las operaciones y por la otra, a las pérdidas productivas reportadas como resultado de la paralización de las instalaciones para la realización de las intervenciones.

Las paradas por concepto de roturas de brazos durante las operaciones, representan uno de los renglones que inciden de manera determinante en la productividad y calidad del producto reducido. Para las condiciones actuales de operación, la eficiencia metalúrgica de un horno se logra para un flujo de mena de 19÷20 ton/h. Si se considera que aproximadamente el 18 % se escapa hacia los ciclones, la productividad del producto reducido está entre 15 y 16 ton/h, por lo que por cada hora que se detenga la producción en un horno, se dejan de procesar alrededor de 15 a 16 toneladas aproximadamente.

Cuando se requieren realizar operaciones de cambio de brazos, el tiempo promedio de parada de una instalación es de 4,6 horas, en cada parada se dejarán de procesar 71.3 toneladas de menas lateríticas que garantizarían la extracción de 1 tonelada de sínter de Ni+Co aproximadamente (Torres, 1999). Según los precios actuales del mercado, esto representa una pérdida de 7 470.00 USD/horno.

Si se tiene en cuenta que las operaciones de cambio de brazos se repiten en un mismo horno con una periodicidad promedio de 36.3 días, al año se producirían alrededor de 10 intervenciones en cada horno y un total de 240 intervenciones en

los 24 hornos que dispone la planta. Esto representa un total de 1 104 horas totales de paro y aproximadamente 240 toneladas de sínter dejadas de producir, con la consiguiente pérdida de 1 792 800.00 USD/año por concepto de paros por roturas de brazos.

Las consecuencias de las paradas imprevistas, aunque acarrear problemas serios en la estabilidad de la producción, generalmente se resuelven en períodos de tiempo relativamente cortos, pues los atrasos se recuperan a costa del aumento de la carga alimentada a los demás hornos, hasta equilibrar el flujo total. Finalmente, la producción se cumple y hasta se sobrecumple, como ha ocurrido en los últimos tres años.

La redistribución de la carga (que se ha dejado de alimentar al horno averiado) en los demás hornos en operación, resuelve aparentemente el caos operacional. Sin embargo, aquí radica una de las principales consecuencias negativas que afectan considerablemente la posterior estabilidad operacional de la planta, pues como ya se ha planteado, al aumentar la carga alimentada a los hornos hay que alterar los perfiles establecidos, pues se requieren mayores valores de temperatura al incrementarse el volumen del producto a reducir. En estas condiciones, se superan las tensiones nominales de trabajo para las que han estado diseñados los brazos, por lo que fallan por rotura prematura y repentina bajo los efectos del aumento de los esfuerzos y las temperaturas de trabajo.

Otro factor negativo e importante a considerar aparejado a las roturas de los brazos, son los gastos por concepto de mantenimiento. Según las estadísticas compiladas, en el período 1994–1999 en la Planta de Hornos de la Empresa Che Guevara se sustituyeron un total de 7 557 brazos a razón de 1 511 brazos por año como promedio. El costo de un brazo fabricado con la aleación HH es de \$ 3009.36 MN + \$ 301.00 USD, por lo que según estas cifras, los gastos por concepto de adquisición de los elementos representan \$ 4 548 346,7 pesos/año + \$ 454 931,4 USD/año.

Otros indicadores de gastos por concepto de mantenimiento como los gastos de salario, transporte, equipos, materias primas, materiales auxiliares, energía y otros gastos indirectos, arrojan un total de \$ 993 456.00 pesos/año + \$ 136 843.00 USD/año.

Cada parada por concepto de avería implica la revisión y cambio de elementos en los interiores de los hornos, esto provoca la entrada de aire hacia los hogares a través de las escotillas y la posterior re-oxidación de los minerales que ya habían sido parcial o totalmente reducidos al entrar en contacto con el oxígeno y la humedad del aire. En la práctica, una vez restablecidas las operaciones de los hornos, el mineral retenido se descarga a la siguiente etapa sin aplicar tratamiento de re-reducción alguno, lo que conlleva a una disminución en la eficiencia metalúrgica. Se estima que las pérdidas por este concepto están alrededor de los \$ 4000.00 USD.

Teniendo en cuenta todos estos indicadores, el total de gastos anuales en que se incurre como consecuencia de las roturas repentinas y prematuras de brazos del mecanismo de barrido fabricados con la aleación HH, representa para la economía una importante cifra de alrededor de \$ 5 541 802,7 pesos/año + \$ 2 251 731,4 USD/año.

A partir de 1997, sobre la base de conocimientos empíricos, se ha sustituido progresivamente la aleación HH por la HK-40, observándose hasta la fecha cierta mejoría en la durabilidad de los brazos. La aleación HK-40, al poseer mayores contenidos de níquel que la HH, es menos propensa a la precipitación de fases sigma a partir de la delta-ferrita de solidificación durante las operaciones a las temperaturas de trabajo de los hornos.

Aunque la aleación HK-40 supera a la HH por poseer una microestructura cualitativamente superior, los problemas de roturas de brazos aún subsisten, manteniéndose este como una de las prioridades en las líneas de investigación de la Industria Cubana del Níquel; por lo que cualquier investigación que, sobre bases científicamente argumentadas, enfoque la solución al esclarecimiento de los fenómenos de fracturas en condiciones de servicio de aleaciones termo-resistentes similares a las utilizadas en los hornos de reducción, resulta un punto de partida para la solución del problema.

Los resultados de esta investigación son, además, una modesta contribución a la ampliación de los conocimientos en la rama de la ciencia de los materiales referidos a los aceros austeníticos termo-resistentes, expresada a través del estudio de las

características y composición de fases secundarias en la aleación HH, el comportamiento tenso-deformacional y el establecimiento del correspondiente mecanismo de fractura de los brazos del mecanismo de barrido bajo las condiciones de operación de los hornos de reducción de menas lateríticas en la Empresa Che Guevara.

La aplicación de estos resultados a posteriores investigaciones en aras de seleccionar la aleación idónea que garantice la durabilidad de los brazos según los períodos de tiempo requeridos, repercutirán favorablemente en la disminución de los costos de producción de concentrados de Ni+Co y propiciarán la estabilización e incremento de la producción y la consolidación y fortalecimiento de los niveles de competitividad del níquel cubano en el mercado mundial.

Conclusiones del Capítulo III

1. La cristalización de la aleación HH en condiciones de desequilibrio origina la obtención de una estructura metaestable con precipitados de delta-ferrita en la frontera de los granos que promueve la precipitación de fases sigma como resultado del envejecimiento de la aleación a las temperaturas de operación de los hornos.
2. Las fases sigma y carburos precipitados en la aleación responden a relaciones estequiométricas definidas que pueden disolver otros elementos como Ni, Si y Mn para formar soluciones sólidas sobre la base de los respectivos compuestos químicos: FeCr y $M_{23}C_6$.
3. Las fases sigma son importantes entallas metalúrgicas que comunican fragilidad e inconsistencia al acero y al combinarse con los carburos, funcionan como embrión para el surgimiento y propagación de grietas intergranulares según el mecanismo de fractura frágil.
4. Se establecieron las características tenso-deformacionales de la aleación HH a partir de la resolución por métodos numéricos de ecuaciones matemáticas que describen el comportamiento elasto-plástico del material para las condiciones de operación de los hornos de reducción de la Che Guevara.

CONCLUSIONES

1. La rotura prematura de los brazos del sistema de barrido fabricados con la aleación HH, ocurre según el *mecanismo de fractura frágil con propagación de grietas elasto-plásticas* que surgen a partir de las fases sigma precipitadas bajo las condiciones de operación de los hornos de reducción en el rango de temperaturas de $500\text{ °C} \leq T \leq 780\text{ °C}$.

2. El modelo $\varepsilon = \begin{cases} (1) & \left(\frac{16}{-122T + 242600} \right)^K \ln(t) + 4 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0473T + 13 \\ (2) & e^{\left(\frac{-Q}{RT} + 3 \cdot 10^{-6} t \right)} [2 \cdot 10^{-5} T^2 - 0,0186T + 4,791] \end{cases}$ constituye

la solución general para la predicción del estado tenso-deformacional de brazos fabricados con la aleación HH operando en regímenes normales de explotación para el intervalo de temperaturas analizado.

3. La durabilidad de los brazos del sistema de barrido de los hornos de reducción en el rango de temperaturas analizado se describe por el modelo

$t'_{Rot} = [-280T + 269879] \cdot e^{-0,24727 + 2,47 \cdot 10^{-3} T - 6 \cdot 10^{-6} T^2 + 4 \cdot 10^{-9} T^3}$, validado experimental y estadísticamente y obtenido a partir del establecimiento de las características tenso-deformacionales de la aleación HH bajo condiciones normales de operación de los hornos de reducción.

4. Es factible el empleo de la aleación HH para la fabricación de los brazos destinados a operar a temperaturas inferiores a 477 °C , mientras que para los hogares que operan a temperaturas superiores a 477 °C se puede continuar utilizando la aleación HK 40.

RECOMENDACIONES

1. Profundizar en el estudio cinético y termodinámico de precipitación de las fases sigma en la aleación HH a temperaturas similares a las de operación en los hornos de reducción, de modo que se pueda conocer con precisión las temperaturas de estabilidad termodinámica de las fases y su influencia en la morfología de las mismas.
2. Desarrollar un estudio de factibilidad económica y tecnológica que permita determinar la variante óptima a utilizar para minimizar la presencia de fases sigma en la aleación a partir de las posibilidades que existen de propiciar la cristalización de la aleación en condiciones lo más cercanas posibles al equilibrio o de incrementar los contenidos de níquel hasta un 22 %.
3. Utilizar la aleación HH para la fabricación de brazos destinados a los hogares del cero al cuatro, mientras que para los brazos de los hogares del cinco al 16 se recomienda continuar utilizando la aleación HK 40.
4. Generalizar los resultados de esta investigación en las industrias del níquel, del cemento y otras, como la Empresa Metalúrgica "Patricio Lumumba", donde se utilizan componentes que operan bajo regímenes similares de elevadas temperaturas y cargas de trabajo prolongadas en el tiempo.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS.

1. Alfaro, W.: Simulación de procesos. En: <http://www.monografias.com/trabajos6/>. 2001.
2. Akhnazarova, S. y V. Kafanov: Experiment Optimization in Chemistry and Chemical Engineering, Moscú: Editorial Mir, 1982.
3. Amelinckx, D.; J. Van Landoyt y G. Van Tedeloo: Handbook of Microscopy, Weinheim: Verlagsgesellschaft Mbh, 1997.
4. Annual Book of ASTM Standards, Ohio: ASTM. Vol. 03.01, 1996.
5. Annual Book of ASTM Standards, Ohio: ASTM. Vol. 14.13, 1996.
6. ANSYS. Version 5.7. Users Guide. Swanson Analysis Systems, Inc. 1999.
7. Arzamazov, B.: Materials Science, Moscú: Editorial Mir, 1995.
8. ASM Handbook, Volume 9. Metallography and Microstructures, Ohio: ASM International, 1985.
9. ASM Metals Reference Handbook, Second Edition. Ohio: American Society for Metals, 1984.
10. ASTM Handbook. Failure Analysis and Prevention, Ohio: ASM International, 1996.
11. Avery, R. y C. M. Schillmoller: Repair Welding High Alloy Furnace Tubes. En: Hydrocarbon Processing No.1 1988.
12. Bahr, N.: Safety, Engineering and Risk Assessment: A Practical Approach, Bristol: Taylor & Francis, 1997.
13. Beddoes, J y J. Gordon: Introduction to Stainless Steels, Hitchin: ASM International, 1999.
14. Bilmes, P.: Análisis de falla de una estructura de acero inoxidable AISI 310 de un horno de tratamientos térmicos. En: Memorias del IV Taller Científico Internacional TECNOMAT' 2000. C. Habana, 2000.
15. Bilmes, P.: El análisis y prevención de fallas metalúrgicas en la ingeniería de los materiales. En: Memorias del IV Taller Científico Internacional TECNOMAT' METANICA'2000. C. Habana, 2000.
16. Blair, M.: ASM Handbook of Cast Stainless Steels, Properties and Selection: Irons, steels and high-performance alloys Vol. 1, Ohio: ASM International, 1992. Págs: 333-337.

17. Bluman, A. G.: Elementary Statistics. A Step by Step Approach. Dubuque: Brown Communications, Inc., 1995.
18. Botella, J.; P. Hierro y C. Merino: Efectos gammágenos del cobre en los aceros inoxidables 18Cr8Ni. En: Revista de Metalurgia, Vol. 33 (5), 1997. Págs: 285-360.
19. Botella, J.; J. Almagro; E Otero; P. Hierro y C. Merino: Caracterización y propiedades mecánicas a altas temperaturas de un acero inoxidable dúplex. En: Revista de Metalurgia, Vol. 35 (4), 1998, Págs: 296-300.
20. Botella, J.; J. Almagro; E Otero; P. Hierro y C. Merino: Comportamiento a altas temperaturas de aceros inoxidables austeníticos refractarios: formación de fases sigma y oxidación al aire. En: Revista de Metalurgia, Vol. 34 (1), 1998. Págs: 64-70.
21. Botella, J.; J. Almagro; E Otero; P. Hierro y C. Merino: Fenómenos de envejecimiento y oxidación a altas temperaturas en tres aceros inoxidables altamente aleados. Revista de Metalurgia, Vol. 35 (1), 1999. Págs: 22-32.
22. Boyle, J. y J. Spence: Stress analysis for creep. Londres: Butterworths, 1989.
23. Brekelmans, W.; P. Shreurs y J. Vree: Continuum damage mechanics for softening of brittle materials. En: Acta Mechanica. Vol. 93. 1992. Págs: 133-143.
24. Brooks, C. y A.Choudhury: Metallurgical Failure Analysis: N.Y: Mc Graw-Hill, 1993.
25. Brown, R. S.: How to select the right stainless steel. En: Advanced Materials & Processes. Vol. 145 (4). April, 1994. Págs. 20-24.
26. Brust, F y B. Leis: A new Model for characterizing creep damage in wrought steels. En: International Journal of Fracture. Vol. 64 (1), 2001. Págs: 45-65.
27. Brust, F; N. Nakagaki y P. Gilles: Comparison of elastic-plastic fracture mechanics techniques. ASTM STP 1074, 1990. Págs: 448-449.
28. Cabrera, J. y J. M. Prado: Efecto de la Composición química sobre las ecuaciones Constitutivas de la Fluencia en Caliente de Aceros Aleados. En: Revista de Facultad de Ingeniería de la Universidad Central de Venezuela. Vol. 14 (2). 1999. Págs: 33-41.
29. Canal, O. L.: Estudio de la austenización del acero termorresistente 40X24H12C. Informe técnico. ISMM, Moa, 1996.
30. Caron Process Study. Technical evaluation by Sherrit Gordon Ltd: Alberta, 1992

31. Colangelo, V. y E.Heiser: Analysis of Metallurgical Failures, N.Y.: Wiley & Sons, 1994.
32. Cortie, M. B. y J. H. Potgieter: The effect of temperature and nitrogen content on the partitioning of alloy elements in duplex stainless steel. En: Metallurgical Transactions A. Vol. 22 A October, 1991. Págs: 2173-2179.
33. Davis, G.: Cracking Failure Analysis, Ohio: ASM International, 1997.
34. De Meyer, M.; D. Toch y B. C. De Cooman: The characterisation of retained austenite in trip steels by X-Ray Diffraction. En: Proceedings of 41th Mechanical Working and Steel Processing Conference. Baltimore, MD. 2001. Vol. XXXXVII. Págs: 483-491.
35. Delobelle, P.: Synthesis of the elastoviscoplastic behaviour and modelization of and austenitic stainless steel over a large temperature range under uniaxial and biaxial loadings. En: International Journal of Plasticity. Vol. 9. 1993. Págs: 65-85.
36. Diéter, G.: Mechanical Metallurgy. New York: McGraw Hill Book Book Company. Third Edition, 1979.
37. Domínguez, A.: Influencia del perfil de temperaturas en la formación de clínter y rotura de brazos. Informe Técnico. Empresa Ernesto Ché Guevara, 1995.
38. Eastterling, K.: Materiales del futuro. Londres: Instituto de Materiales, 1997.
39. Ebert, H.: Fabrication of HK 40 in the Field. Welding Journal 55 (11). 1976. Págs: 37-43.
40. Fosca, C.; C. Merino; E. Otero y P. Hierro: Metalografía en color de los aceros inoxidables mediante la técnica de ataque coloreado. En: Revista de Metalurgia, Vol.32 (4), 1996. Págs: 213-217.
41. Francis, R.; R. Lamar y A. Rivero: Problemas resueltos y propuestos de estadística matemática, C. Habana: Departamento de Ediciones ISPJAE, 1980.
42. Girón, A; A. Velázquez y M. Mariño: Causas de roturas de la aleación austenítica 40X24H12C en Hornos de Reducción de Mineral Laterítico. En: Memorias de la Conferencia Científica Internacional GEOMIN'97. ISMM, Moa, 1997.
43. Golstein, J. I.; D. E. Newburry; P. Echling; D. C. Joy; A. D. Roming (Jr); C. E. LymanC. Fiori y E. Litshin: Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis: a text for biologists, materials scientist and geologists. Second Edition. N.Y.: Plenum Press, 1997.

44. Greaves, R. H. y H. Wrighton: Metalografía Microscópica Práctica, Sexta Edición. Bilbao: Ediciones URMO, 1996.
45. Guliaev, A. P.: Metalografía. Tomos I y II, Moscú: Editorial Mir, 1983.
46. Guzmán, L.: Problemas de estadística matemática, C. Habana: Ediciones EMPES, 1992.
47. Hall, D. J. y J. J. Jones: High Temperature Alloys Their Exploitable Potential. En: Applied Science 54 (3), 1986): Págs. 113-124.
48. Hamano, R.: The effect of microstructure on the fatigue cracks growth behaviour age-hardened high strength stainless steels in a corrosive environment. En: Metallurgical Transactions A. Vol. 19 A. 1988. Págs: 1461-1469.
49. Hiller, M y C. Qiu: Thermodynamic Analysis and evaluation of the Fe-Cr-C and Fe-Cr-Ni-C systems. En: Metallurgical Transaction A. Vol. 22A,1991. Págs: 2187-2198
50. Hoel, P. G.: Estadística elemental, C. Habana: Edición Revolucionaria, 1980.
51. Hutchinson, J.y P. C. Paris: Stability Analysis of *J*-Controlled Crack Growth. Second Edition. ASTM STP 668, 1995. Págs. 37-64.
52. Ingham, T. y E. Moreland: The Influence of Time-dependent Plasticity on elastic-plastic fracture toughness. En: ASTM STP 803, Vol. I, 1983.
53. Johansson, R., J. Hamer, J. D. Redmond y R. M. Davison: Oxidation and High Temperature Corrosion Resistance of REM-Treated Austenitic Stainless Steels. CORROSION 15 (4), 1990: Págs. 234-239.
54. Jones, D.: Failure Analysis Case Studies, Amsterdam: Elsevier Science Publishers, 1998.
55. Kanninen, M. F. y C. H. Popelar: Advanced Fracture Mechanics, New York: Oxford University Press, 1985.
56. Kawama, A.; S. Kawashima y Y. Ohta: Wear properties (Fe, Cr)₇ C₃ carbides bulk alloys. En: Materials Transactions, JIM. Vol. 33 (12) 1992. Págs: 1171-1177.
57. Kehl, G. L: Fundamentos de la Práctica Metalográfica., Sexta Edición. Madrid: Aguilar, 1994.
58. Kenneth, H. y E. A. Thornton: The Finite Element Method for Engyneers. John Wiley & Sons, Inc. 1995.

59. Krempl, E. y V. Kallianpur: Some critical uniaxial experiments for viscoplasticity at high temperature. En: Journal of Mechanic and Physic of Solids, Vol. 32 (7) 1994. Págs: 301-314.
60. Kubachevsky, O. y C. B. Alcock: Metallurgical Termochemistry, Moscow: Metallurgy, 1982.
61. Kwon, O.; K. Nikbin; G. Webster y K. Jata: Crack Growth in the Presence of Limited Creep Deformation. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 62, 1999. Págs: 33-46.
62. Lai, G. Y.: Heat Resistant Materials for Furnace Parts, Trays and Fixtures: Heat treating. ASM Handbook, Ohio: ASM International Vol. 1. 1992. Págs: 510-518.
63. Lefèvre, J.: Stainless Steels. Edit. Les Editions de Physique. Paris. 1993. Págs: 919-937.
64. Li, D. J: Influence of sigma phase in creep properties of Cr2520Ni stainless steel. En: Scripta Metallurgica. 23 (8). 1989. Págs: 1319-1323.
65. Libro registro de datas y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 1995.
66. Libro registro de datas y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 1996.
67. Libro registro de datas y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 1997.
68. Libro registro de datas y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 1998.
69. Libro registro de datas y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 1999.
70. Libro registro de datas y averías. Planta de Hornos de Reducción: Empresa Comandante Ernesto Ché Guevara, 2000.
71. Little, M.; E. Krempl y C. Shih: On the Time and Loading Rate Dependence of Crack-tip Fields at Room Temperature-a viscoplastic analysis of tensile small-scale yielding. En: ASTM STP 803, Vol. I, 1983.
72. Lula, R.: Stainless Steels. Ohio: ASM, 1986.
73. Mannan, S. L. y M. D. Mathew: Creep of austenitic stainless steel welds. En: Bulletin of Materials Science. Vol. 19. No. 6. 1996. Págs: 985-1007.

74. Mason, R. D.; D. A. Lind y W. G. Marshal: Statistics an introduction. Four Edition, Orlando: The Dryden Press, 1994.
75. Mazorra, L.; F. Gutierrez-Solana; J. González y J. M. Varona: Análisis de la fragilización por envejecimiento a baja temperatura de los aceros CF8M. En: Revista de Metalurgia, Vol. 25 (6), 1989. Págs: 411-419 .
76. Mazorra, L.; F. Gutierrez-Solana; J. González y J. M. Varona: Fragilización por envejecimiento de aceros inoxidable moldeados. En: Revista de Metalurgia, Vol. 25 (5), 1989. Págs: 344-349.
77. Mesa Redonda Informativa Sobre el Desarrollo de la Ciencia y la Técnica en Cuba. Periódico Granma, C. Habana, Enero 30 del 2001.
78. Microsoft ® Excel 2000. Copyright © 1985-1999. Microsoft Corporation. 2000.
79. Million, B.; P. Michalička; J. Čermák y J. Jučera: Turn-back up-hill carbon diffusion in steel weldments. En: Defect and Difussion Forum. Vols. 143-147. 1997. Págs: 415-418.
80. Miroliúbov, I.; S. Engálishiev; N. Serguiévski; F. Almamétov; N. Kuritsin; K. Smirnov-Vasiliev y L. Yashina: Problemas de Resistencia de Materiales. Moscú: Editorial Mir, 1989.
81. Nakahigashi, S.; M. Kodana; K. Fukuya; S. Nishimura; S. Yamamoto; K. Saito y T. Saito: Effects of neutron radiation on corrosion and segregation behaviour in austenitic stainless steels. En: Journal of Nuclear Materials Vol. 8,1991. Págs: 1061-1064.
82. Naumann, K.: Failure Analysis, Case Histories and Methodology, Stuttgart: Riederer-Verlag GmbH, 1998.
83. Nikbin, K.; D. J. Smith y G. A. Webster: An Engineering Approach to the prediction of Creep Crack Growth. En: Journal of Engineering Materials and Technology. Vol. 108 (2), 1992. Págs: 186-191.
84. Normas Cubanas:
 - NC 04-77:86. Determinación del contenido de la fase ferrítica en aceros austeníticos.
 - NC 10-55:86. Metalografía. Microfotografías. Escala de las Imágenes.
 - NC 10-56:86. Metalografía. Microestructura de Metales de aleaciones duras. Métodos de ensayo.
 - NC 10-57:86. Metalografía. Determinación del Tamaño del grano en los Metales. Métodos de Ensayo.

85. Normas internacionales:
- ASTM E 3-95. Preparation of Metallographic Specimens.
 - ASTM E 45. Test Method for Determining the Inclusion Content of Steel.
 - ASTM E 92. Harness Testing.
 - ASTM E112. Determination of Grain Size of Steels.
 - ASTM E139. Practice for conducting Creep, Creep-Rupture and Stress Rupture Tests of Metallic Materials.
 - ASTM E 262-Practice A. Electrolytic Etchants.
 - ASTM A 297-95. Heat-Resistant Cast Alloys.
 - ASTM A 351-95. Heat-Resistant Austenitic Cast Alloys.
 - ASTM E 384-89. Test Methods for Microhardness of Materials.
 - ASTM E 407-93. Microetching Metallographic Specimens.
 - ASTM E 562-95. Determining Volume Fraction by Systematic Point Count.
 - ASTM E 1382-91. Determine Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis.
86. Ohring, M.: Engineering Materials Science, San Diego: Academic Press Inc.1995.
87. Okazaki, Y., K. Ichikawa y M. Matsuo: Solute element distribution and carbide formation in Ni-base superalloys fabricated by rheocasting, En: Materials Transaction, Vol 33 (12), 1992. Págs: 1093-1104.
88. Olson, G. B.: Steels Products Manual: Stainless steels and heat resistant steels. Ohio: Iron and Steel Society, 1990.
89. Ostle, B.: Estadística Aplicada. Edit. Científico Técnica. C. Habana, 1980. Pág.
90. Otero, E.; C. Merino; A. Pardo; J. Hernández y F. Räu chle: Influencia de la microestructura en la resistencia a la corrosión a alta temperatura de aceros dúplex. En: Revista de Metalurgia, Vol. 25 (6), 1989. Págs: 393-397.
91. Panasiuk, V. y V. Karin: The influence of hydrogenating environments on crack propagation in metals. En: Environment Assisted Fatigue/EGF 7. Mechanical Engineering Publications. Londres, 1990. Págs:123-144.
92. Pardo, A.: Estudio de la cinética de corrosión a altas temperaturas de las superaleaciones I-657 y HK-40 en presencia de la mezcla eutéctica fundida 82 % K_2SO_4 -18 % V_2O_5 . En: Revista de Metalurgia, Vol. 29 (5) 1993.

93. Peckner, D. e I. M. Bernstein: Handdbook of Stainless Steels. Third Edition. Pittsburgh: McGraw Hill Book Co., 1994.
94. Perkins, R. A.; J. Kirman y J. B. Elliot: Carburization of High Temperature Alloys. En: Behaviour of High Temperature Alloys in Aggressive Environments, London: The Metal Society, 1980, Págs. 617 - 647.
95. Pero-Sanz, J. A.: Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Madrid: DOSSAT 2000, 1996.
96. Pisarenko, G. S.: Manual de Resistencia de Materiales, Moscú: Editorial Mir, 1989.
97. Powell, G. W.; S. E. Mahmoud y K. Mills: Failure Analysis and Prevention, Metals Handbook of ASM, Ohio: ASM International, Vol.11, 1995 Págs: 380-410
98. Prevot, S.: Algunas consideraciones sobre la rotura de brazos por formación de clinker en los hornos de reducción. Informe Técnico. Empresa Comandante "Ernesto Ché Guevara", 1994.
99. Qiu, C.: Thermodynamic Analysis and evaluation of the Fe-Cr-Mn-N system. En: Metallurgical Transaction A. Vol. 24A,1993. Págs: 2393-2409.
100. Qiu, C.: Thermodynamic calculation and precipitation of carbides in the Fe-Cr-Ni-C system. En: Steel research. Vol. 64, (12), 1993. Págs: 618-622.
101. Rice, J.: Mathematical statistics and data analysis. California: Wadsworth & Brooks, 1988.
102. Roach, D. y J. Van Echo: Creep-rupture Properties of HK 40 and Alloy 800 Weldments. CORROSION 8 (4), 1981 : Págs 6-10.
103. Ross, B.: Investigating Mechanical Failures, London: Chapman & Hall, 1995.
104. SAE: Metals and Alloys in the Unified Numbering System, Hitchin: American Technical Publication, 1996.
105. Saxena, A.: Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers. Boca Ratón: Editorial CRC Press. 1998.
106. Séferiam, D.: Metalurgia de la soldadura, Madrid: TECNOS, S.A., 1962.
107. Shah, B. K.; A. K. Shina; P. K. Rastogi y P. G. Kulkarni: Effect of prior cold work on low temperature sensitisation susceptibility of austenitic stainless steel AISI 304. En: Materials Science and technology, Vol (6). Febrero 1990. Págs: 157-160.
108. Software *Tierra* V.1.5. Copyright 03674-3674. ISMM, 2001.

109. Sorokin, B.; A. Bolosnikova; S. Biatkin; M. Gerbasiev; M. Greditor; K. Krilova; B. Kubachek y B. Mirmelshtein: *Marochnik Stalei y Splabob*, Moscva: Izdatelstba Mazhinostroenie, 1989.
110. Spiegel, M. R.: *Teoría y problemas de estadísticas 875 problemas resueltos*, C. Habana: Edición Revolucionaria, Octava Reimpresión, 1986.
111. Toribio, J. y V. Kharin: *Aplicabilidad de la mecánica de fractura a la fragilización por hidrógeno de elementos estructurales*. En: *Memorias del III Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica*. CD ROM. C. Habana. 1997.
112. Torres, G.: *Modelación matemática para predecir el comportamiento del extractable de Ni en los Hornos de Reducción*. Tesis presentada en opción al grado científico de Master en Ciencias. Universidad de Oriente, 1999.
113. Tošenovský, J.: *Procedimiento de selección de factores de influencia en el análisis de regresión*. En: *Revista de Metalurgia*, Vol. 32 (6), 1996. Págs. 397-399.
114. Van Wershoven, T.: *How to Conduct Failure Analysis*, En: *Advanced Materials & Processes*, Vol. 11, 1999.
115. Vanderschueren, M.; M. De Meyer; B. C. De Cooman: *Deformation and transformation characteristics of retained austenite in C-Mn-Si and C-Mn-Si-Al trip steels*. En: *Thermomechanical Processing of Steels Conference*. Londres, 2000. Págs: 505-514.
116. Velázquez, A. y M. Mariño: *Caracterización preliminar de la rotura de la aleación austenítica 40X24H12C en Hornos de Reducción de Mineral Laterítico*. En: *Memorias de la Conferencia Científica Internacional MATERIALES'96*. ISPJAE, C. Habana, 1996.
117. Velázquez, A. y M. Mariño: *Consideraciones termodinámicas sobre la precipitación de fases secundarias en la aleación HH a elevadas temperaturas*. En: *Memorias de la Conferencia Científica Internacional GEOMIN'97*. ISMM, Moa, 1997.
118. Velázquez, A. y M. Mariño: *Corrosión a altas temperaturas de la aleación austenítica 40X24H12C en atmósfera reductora*. En: *Memorias del IV Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica*. Santiago de Chile. 1999.
119. Velázquez, A. y M. Mariño: *Efectos del perfil de temperaturas en Hornos de Reducción sobre la microestructura del acero termorresistente AISI HH*.

- En: Memorias del IV Taller Científico Internacional METANICA'99. C. Habana 1999.
120. Velázquez, A. y M. Mariño: Resistencia a la carburización de los aceros refractarios 0.4%C-24%Cr-12%Ni-1%Si (AISI HH) y HK40. En: Revista Cubana de Química. Vol. XI, No. 2 1999.
 121. Velázquez, A.; M. Mariño y E. Alfonso: Comportamiento de las aleaciones termorresistentes AISI HH y HK-40 ante los procesos de carburización y nitruración. En: Revista de Minería y Geología. Vol. 18 (1) 2001.
 122. Velázquez, A.; E. Deleu y P. Boone: Cooling conditions for precipitation of δ -ferrite in HH cast steel during casting. En: Proceedings of The International Conference Superalloyed Stainless Steels'2001. Belgian Welding Institute, Brussels, December, 2001.
 123. Velázquez, A.; P. Boone; A. Dooghe y E. Deleu: Le Comportement de la Chair de poule D'austenitique HH a Lancé Acier Pendant Stablétat Dans les Épreuves du Court-temps. En: Journal 'Isntitut de la Soudre Belge. Vol. 42 (1), Janvier 2002. Págs: 48-53.
 124. Verleysen, P.y A. Velázquez: A model for predicting total strain in aged HH cast stainless steel. En: Advanced Equipment Design. Vol. 9, No. 2, 2002. Págs: 997-1005.
 125. Viswanathan, R. y J. Nutting: Advanced heat-resistant steels for power generation, London: The Institute of Materials, 1999.
 126. Wegst, C.: Key to Steel, Marbach: Wegst Gmbh, 1995.
 127. Weck, E. y E. Leistner: Metallographic instructions for colour etching by immersion. Düsseldorf: Deutscher Verlag für SchweiBtechnik (DVS) Gmbh, 1983.
 128. Zhang, K.: Sigma-phase precipitation in AISI 304, 309 and 310 welded stainless steel. En: Scripta Metallurgica 23 (7), 1999. Págs 1109-1114.
 127. Zhu, S. J.: Previous-ageing effects on growth of creep cracks behaviour in the HK-40 austenitic steel. En: Materials Science Engineering A. Vol. A (114). 1989.

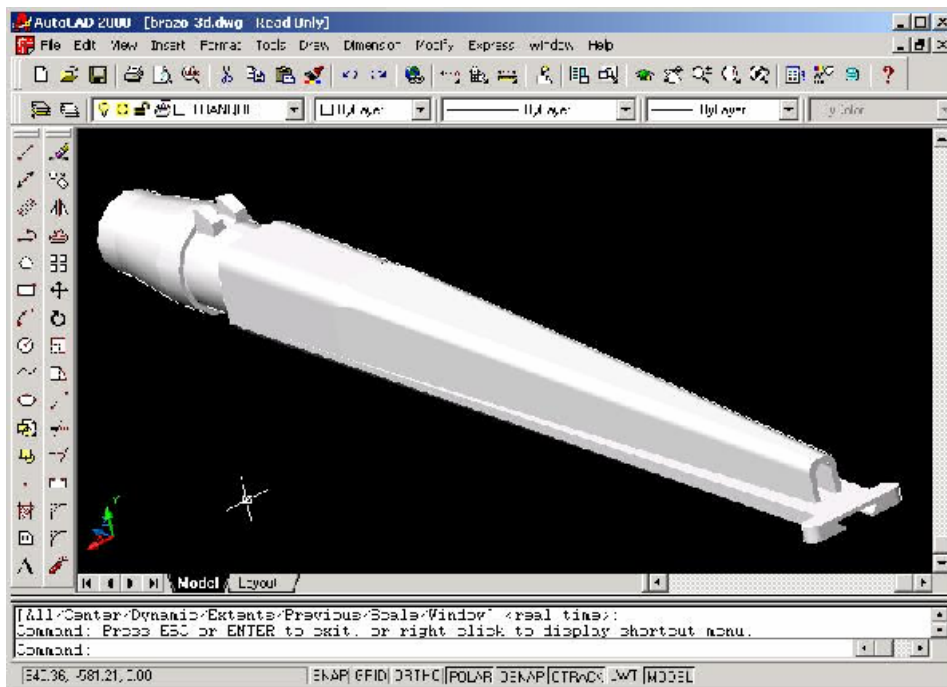


Figura 1. Vista general de un brazo.

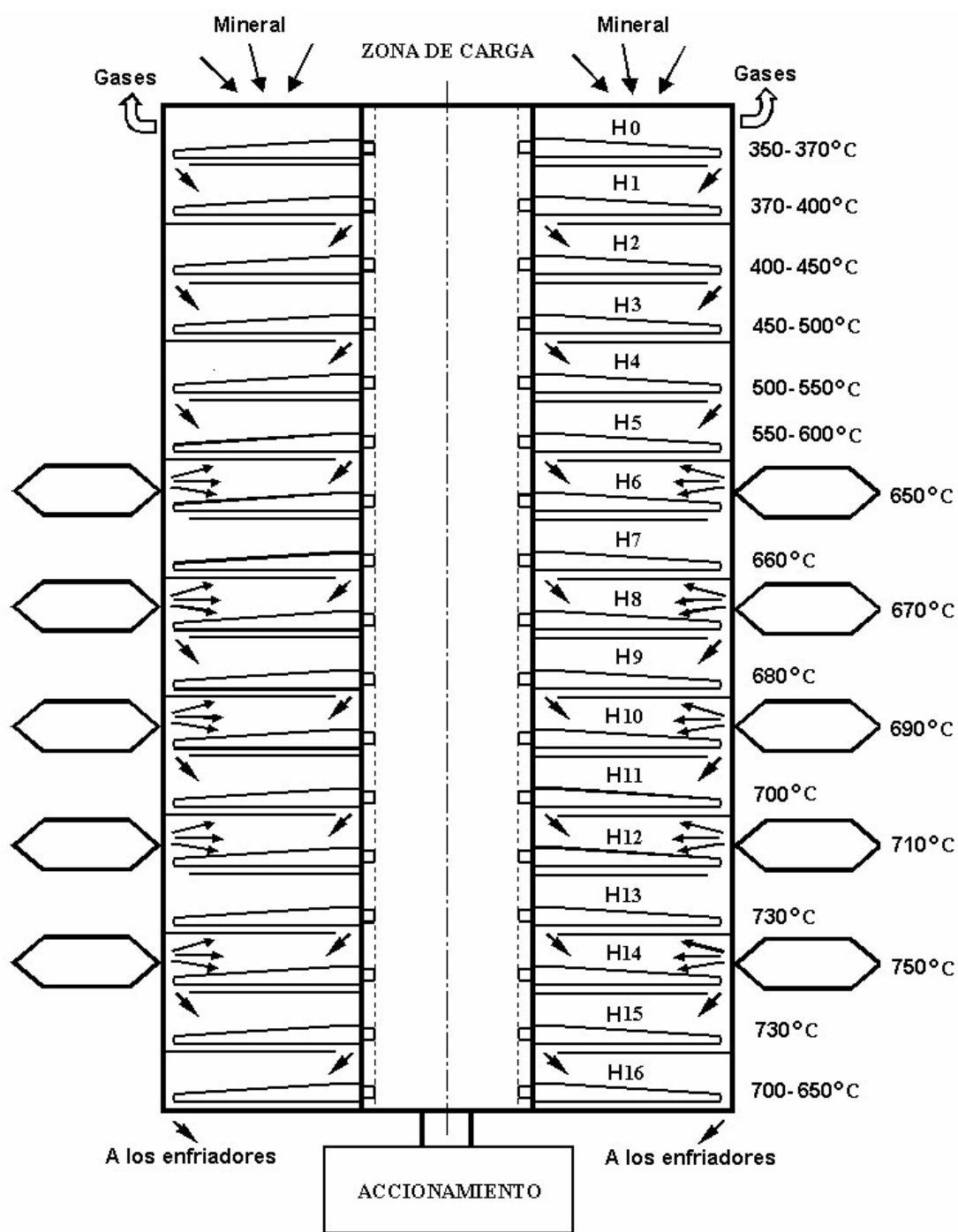


Figura 2. Esquema general de la instalación de un horno de reducción.

Tabla 1. Lugares de procedencia de las muestras investigadas.

N/O	Horno	Loza	Cantidad de Brazos analizados	% que representan del total de brazos
1	11	2	8	20
2	19	3	10	25
3	22	3	7	17.5
4	2	1	9	22.5
5	14	2	7	17.5
6	17	3	8	20
7	4	1	7	17.5
8	24	3	10	25
9	8	1	8	20
10	5	1	7	17.5
11	9	2	8	20
Total			89	20.22

+

Tabla 2. Composición de los reactivos empleados para el ataque químico de las muestras según ASTM E262-Practice A.

Designación	Composición
Glyceregia	Solución de 10 ml HNO ₃ + 30 ml HCl + 30 ml Glycerol
Reactivo de Marble	Solución de 10 g de CuSO ₄ + 50 ml de HCl en 50 ml de agua destilada
Reactivo de Vilella	Solución de 1 g Acido pícrico + 5 ml HCl en 100 ml de Etanol absoluto
Reactivo Beraha II	Solución de 48g de difluoruro de amonio + 400 ml de ácido hidroclorhídrico concentrado en 800 ml de agua destilada
Reactivo Beraha III	Solución de 50g de difluoruro de amonio + 400 ml de ácido hidroclorhídrico concentrado en 600 ml de agua destilada
LB I	Solución de 20g de difluoruro de amonio + 0.5 g de bisulfito de potasio en 100 ml de agua destilada

Tabla 3. Composición química de las aleaciones (Wegst, 1995).

Material	C	Ni	Cr	Si	Mn	Fe
HH	0.35 ÷ 0.45	11 ÷ 14	20 ÷ 24	≤ 2	≤ 2	Balance
HK 40	0.35 ÷ 0.45	19 ÷ 22	23 ÷ 27	≤ 1.75	≤ 1.75	

Tabla 4. Propiedades mecánicas de las aleaciones (Wegst, 1995).

Material	Estado	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_t (MPa)	δ (%)	HB	$\sigma_{10\,000}$ (1%) (MPa) ≥				Contracción (%)
						700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C	
HH	Recocido	230	440	7	190-210	50	26	12.5	5.5	2.5
HK-40	Recocido	230	440	6	190-210	54	29	14	6.3	2.5

Tabla 5. Propiedades físicas de las aleaciones (Wegst, 1995).

Material	Temp. de servicio (° C)	Temperatura máxima (° C) en atmósferas de combustión						Dilatación térmica ($\times 10^{-6}$ K) entre 20 y (°C)				Densidad (Ton/m ³)	Calor Específ (J/g.K)	Cond. Térmica (W/K.m)
		Oxidante			Reductora			400	800	1000	1 200			
		Sin azufre	< 2 g de azufre/m ³	> 2 g de azufre/m ³	Sin azufre	< 2 g de azufre/m ³	> 2 g de azufre/m ³							
HH	< 1 050	1 150	1 100	1 050	1 040	1 040	-	17.5	18.5	19	19.5	7.80	0.5	14.5
HK-40	< 1 100	1 150	1 100	1 050	1 080	1 040	-	17	18	19	19.5	7.85	0.5	14.4

Tabla 6. Valores de deformaciones en el tiempo para las simulaciones y ensayos a 500° C.

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
1	0	0,050001	1	0	0,04797755
2	0,69314718	0,16096	2	0,69314718	0,04033795
3	1,09861229	0,231288	3	1,09861229	0,06050692
4	1,38629436	0,271512	4	1,38629436	0,06722991
5	1,60943791	0,291624	5	1,60943791	0,07312537
6	1,79175947	0,331848	6	1,79175947	0,08125041
7	1,94591015	0,382128	7	1,94591015	0,08531339
8	2,07944154	0,392184	8	2,07944154	0,09268745
9	2,19722458	0,422352	9	2,19722458	0,09751984
10	2,30258509	0,442464	10	2,30258509	0,10834851
15	2,7080502	0,543024	15	2,7080502	0,14334705
20	2,99573227	0,60336	20	2,99573227	0,16602551
25	3,21887582	0,673752	25	3,21887582	0,19294985
30	3,40119738	0,713976	30	3,40119738	0,21513572
35	3,55534806	0,774312	35	3,55534806	0,23799389
40	3,68887945	0,814536	40	3,68887945	0,26017976
45	3,80666249	0,844704	45	3,80666249	0,28236563
50	3,91202301	0,864816	50	3,91202301	0,29917311
55	4,00733319	0,90504	55	4,00733319	0,32135898
60	4,09434456	0,945264	60	4,09434456	0,33816646
65	4,17438727	0,965376	65	4,17438727	0,36035233
70	4,24849524	0,975432	70	4,24849524	0,38791659
75	4,31748811	1,0056	75	4,31748811	0,39934567
80	4,38202663	1,03595599	80	4,38202663	0,42690994
85	4,44265126	1,04959653	85	4,44265126	0,42976889
90	4,49980967	1,06736278	90	4,49980967	0,45633297
95	4,55387689	1,0803672	95	4,55387689	0,47625603
100	4,60517019	1,09937366	100	4,60517019	0,49010606
120	4,78749174	1,1603944	120	4,78749174	0,54590688
130	4,86753445	1,19008092	130	4,86753445	0,58041184
140	4,94164242	1,22008296	140	4,94164242	0,6064138
150	5,01063529	1,24008364	150	5,01063529	0,60907644
160	5,07517382	1,280085	160	5,07517382	0,63599496
180	5,19295685	1,309	180	5,19295685	0,64876865
200	5,29831737	1,334655	200	5,29831737	0,67700521
240	5,48063892	1,3701233	240	5,48063892	0,70591407
280	5,6347896	1,38509452	280	5,6347896	0,72809994
300	5,70378247	1,39100959	300	5,70378247	0,73549523
340	5,82894562	1,39760684	340	5,82894562	0,75028581
380	5,94017125	1,39802277	380	5,94017125	0,76184054
400	5,99146455	1,40069949	400	5,99146455	0,76188839
450	6,10924758	1,40168475	450	6,10924758	0,76974474
500	6,2146081	1,40256247	500	6,2146081	0,76977555
550	6,30991828	1,40382035	550	6,30991828	0,77257122
600	6,39692966	1,40472681	600	6,39692966	0,77257122
650	6,47697236	1,40549902	650	6,47697236	0,77338839

700	6,55108034	1,40646459	700	6,55108034	0,77445554
-----	------------	------------	-----	------------	------------

Tabla 6.../continuación

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
750	6,62007321	1,40725466	750	6,62007321	0,77445554
800	6,68461173	1,40952029	800	6,68461173	0,77626398
850	6,74523635	1,40978706	850	6,74523635	0,77717646
900	6,80239476	1,41005496	900	6,80239476	0,77726016
950	6,85646198	1,41132401	950	6,85646198	0,7777288
1000	6,90775528	1,41259421	1000	6,90775528	0,77832495
1050	6,95654544	1,41386554	1050	6,95654544	0,77867647
1100	7,00306546	1,41513802	1100	7,00306546	0,77997027
1150	7,04751722	1,41641164	1150	7,04751722	0,78035855
1300	7,17011954	1,41768641	1300	7,17011954	0,78105095
1400	7,24422752	1,41896233	1400	7,24422752	0,78291049
1500	7,31322039	1,4202394	1500	7,31322039	0,7832628
1700	7,43838353	1,42151761	1700	7,43838353	0,78361527
1900	7,54960917	1,42279698	1900	7,54960917	0,7839679
2000	7,60090246	1,4240775	2000	7,60090246	0,78432068
2200	7,69621264	1,42535917	2200	7,69621264	0,78467363
2400	7,78322402	1,42664199	2400	7,78322402	0,78502673
2600	7,86326672	1,42792597	2600	7,86326672	0,78537999
2800	7,9373747	1,4292111	2800	7,9373747	0,78573341
2895	7,97074039	1,43049739	2895	7,97074039	0,78608699
3000	8,00636757	1,43178484	3000	8,00636757	0,78644073
5000	8,51719319	1,43307344	5000	8,51719319	0,78679463
7000	8,85366543	1,43436321	7000	8,85366543	0,79068531
10000	9,21034037	1,43565414	10000	9,21034037	0,79329526
15000	9,61580548	1,450116	15000	9,61580548	0,79348368
20000	9,90348755	1,47605042	20000	9,90348755	0,79517957
25000	10,1266311	1,48650554	25000	10,1266311	0,81347217
30000	10,3089527	1,5201216	30000	10,3089527	0,8208632
35000	10,4631033	1,5301224	35000	10,4631033	0,82156326
40000	10,5966347	1,5607332	40000	10,5966347	0,82576358
45000	10,7144178	1,5807426	45000	10,7144178	0,82836378
50000	10,8197783	1,59087456	50000	10,8197783	0,83456426
60500	11,0103986	1,63089656	60000	11,0020998	0,84176481
70400	11,1619485	1,7108037	70000	11,1562505	0,8428649
80000	11,2897819	1,7508225	80000	11,2897819	0,84736524
90000	11,4075649	1,8108507	90000	11,4075649	0,92103874
100000	11,5129255	1,8608742	90542	11,4135691	0,92776165
105800	11,5693058	1,8908883	90546	11,4136133	0,94120747
110000	11,6082356	1,9209024	90549	11,4136464	0,94793038
115000	11,6526874	1,9409118	90550	11,4136575	0,96809911
120000	11,695247	1,9709259	90551	11,4136685	0,98154493
125000	11,736069	2,0109447			
128678	11,7650684	2,0709729			
128681	11,7650918	2,1812426			
128685	11,7651228	2,2812996			

128687	11,7651384	2,3413338			
128688	11,7651461	2,301311			

Tabla 7. Valores de deformaciones en el tiempo para las simulaciones y ensayos a 600° C.

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	ln t	Deformación (%)	Tiempo (h)	ln t	Deformación (%)
1	0	0,07550483	1	0	0,08523974
2	0,69314718	0,28001232	2	0,69314718	0,11763174
3	1,09861229	0,39001716	3	1,09861229	0,13633962
4	1,38629436	0,47002068	4	1,38629436	0,15790147
5	1,60943791	0,54002376	5	1,60943791	0,22000968
6	1,79175947	0,6000264	6	1,79175947	0,250011
7	1,94591015	0,64002816	7	1,94591015	0,27001188
8	2,07944154	0,69003036	8	2,07944154	0,3000132
9	2,19722458	0,73003212	9	2,19722458	0,31001364
10	2,30258509	0,77003388	10	2,30258509	0,3500154
15	2,7080502	0,94004136	15	2,7080502	0,43001892
20	2,99573227	1,08004752	20	2,99573227	0,52002288
25	3,21887582	1,19005236	25	3,21887582	0,57002508
30	3,40119738	1,28005632	30	3,40119738	0,67002948
35	3,55534806	1,38006072	35	3,55534806	0,71003124
40	3,68887945	1,46006424	40	3,68887945	0,77003388
45	3,80666249	1,52006688	45	3,80666249	0,83003652
50	3,91202301	1,62007128	50	3,91202301	0,91004004
55	4,00733319	1,68007392	55	4,00733319	0,96004224
60	4,09434456	1,73007612	60	4,09434456	1,01004444
65	4,17438727	1,76007744	65	4,17438727	1,07004708
70	4,24849524	1,8500814	70	4,24849524	1,12004928
75	4,31748811	1,88008272	75	4,31748811	1,18005192
80	4,38202663	1,92008448	80	4,38202663	1,23005412
85	4,44265126	1,92008448	85	4,44265126	1,26005544
90	4,49980967	1,9500858	90	4,49980967	1,31005764
95	4,55387689	1,99008756	95	4,55387689	1,33005852
100	4,60517019	2,000088	100	4,60517019	1,38006072
120	4,78749174	2,04008976	120	4,78749174	1,46006424
130	4,86753445	2,04008976	130	4,86753445	1,48006512
140	4,94164242	2,04008976	140	4,94164242	1,49006556
150	5,01063529	2,0500902	150	5,01063529	1,500066
160	5,07517382	2,06009064	160	5,07517382	1,52006688
180	5,19295685	2,07009108	180	5,19295685	1,52006688
200	5,29831737	2,08009152	200	5,29831737	1,52006688
240	5,48063892	2,09009196	240	5,48063892	1,54006776
280	5,6347896	2,1000924	280	5,6347896	1,54006776
300	5,70378247	2,11047919	300	5,70378247	1,5500682
340	5,82894562	2,11110726	340	5,82894562	1,56006864
380	5,94017125	2,1151493	380	5,94017125	1,58006952
400	5,99146455	2,11663709	400	5,99146455	1,56006864
450	6,10924758	2,11796252	450	6,10924758	1,58006952
500	6,2146081	2,119862	500	6,2146081	1,56006864

550	6,30991828	2,12009328	550	6,30991828	1,58006952
600	6,39692966	2,12123082	600	6,39692966	1,59006996
650	6,47697236	2,1223969	650	6,47697236	1,59006996
700	6,55108034	2,12385498	700	6,55108034	1,59006996

Tabla 7.../continuación

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
750	6,62007321	2,12504803	750	6,62007321	1,59006996
800	6,68461173	2,12846928	800	6,68461173	1,6000704
850	6,74523635	2,12887212	850	6,74523635	1,59006996
900	6,80239476	2,12927668	900	6,80239476	1,6000704
950	6,85646198	2,13119303	950	6,85646198	1,6000704
1000	6,90775528	2,1331111	1000	6,90775528	1,6000704
1050	6,95654544	2,1350309	1050	6,95654544	1,59006996
1100	7,00306546	2,13695243	1100	7,00306546	1,59006996
1150	7,04751722	2,13887569	1150	7,04751722	1,6000704
1300	7,17011954	2,14080068	1300	7,17011954	1,59006996
1400	7,24422752	2,1427274	1400	7,24422752	1,61007084
1500	7,31322039	2,14465585	1500	7,31322039	1,61007084
1700	7,43838353	2,14658604	1700	7,43838353	1,61007084
1900	7,54960917	2,14851797	1900	7,54960917	1,62007128
2000	7,60090246	2,15045163	2000	7,60090246	1,61007084
2200	7,69621264	2,15238704	2200	7,69621264	1,62007128
2400	7,78322402	2,15432419	2400	7,78322402	1,62007128
2600	7,86326672	2,15626308	2600	7,86326672	1,63007172
2800	7,9373747	2,15820372	2800	7,9373747	1,64007216
2895	7,97074039	2,1601461	2895	7,97074039	1,62007128
3000	8,00636757	2,16209023	3000	8,00636757	1,63007172
5000	8,51719319	2,16403611	5000	8,51719319	1,63007172
7000	8,85366543	2,16598375	7000	8,85366543	1,63007172
10000	9,21034037	2,16793313	10000	9,21034037	1,6500726
15000	9,61580548	2,18977151	15000	9,61580548	1,65
20000	9,90348755	2,22009768	20000	9,90348755	1,67007348
25000	10,1266311	2,26009944	25000	10,1266311	1,67007348
30000	10,3089527	2,29548461	30000	10,3089527	1,68007392
35000	10,4631033	2,31058649	35000	10,4631033	1,72007568
40000	10,5966347	2,35681083	40000	10,5966347	1,74007656
45000	10,7144178	2,38702635	45000	10,7144178	1,750077
50000	10,8197783	2,40232628	50000	10,8197783	1,81007964
60000	11,0020998	2,46276216	55000	10,9150885	1,84008096
70000	11,1562505	2,5501122	56681	10,9451943	2,09009196
80000	11,2897819	2,61011484	56686	10,9452825	2,06009064
90000	11,4075649	2,69011836	56688	10,9453178	2,03008932
100000	11,5129255	2,77012188	56690	10,9453531	1,97008668
105000	11,5617156	2,82385077	56692	10,9453884	1,86008184

110000	11,6082356	2,85536696			
101611	11,6137748	2,93090577			
110613	11,6137929	2,95621878			
110616	11,61382	2,97622906			
110618	11,6138381	3,000132			
110620	11,6138562	3,01013244			

Tabla 8. Valores de deformaciones en el tiempo para las simulaciones y ensayos a 650° C.

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	ln t	Deformación (%)	Tiempo (h)	ln t	Deformación (%)
1	0	0,11280973	1	0	0,108295
2	0,69314718	0,4201848	2	0,69314718	0,149449
3	1,09861229	0,650286	3	1,09861229	0,260110
4	1,38629436	0,8103564	4	1,38629436	0,370157
5	1,60943791	0,950418	5	1,60943791	0,460000
6	1,79175947	1,0704708	6	1,79175947	0,530000
7	1,94591015	1,1605104	7	1,94591015	0,600000
8	2,07944154	1,2405456	8	2,07944154	0,650000
9	2,19722458	1,3305852	9	2,19722458	0,710000
10	2,30258509	1,3706028	10	2,30258509	0,780000
15	2,7080502	1,650726	15	2,7080502	1,040000
20	2,99573227	1,8608184	20	2,99573227	1,210000
25	3,21887582	2,0408976	25	3,21887582	1,370000
30	3,40119738	2,1709548	30	3,40119738	1,510000
35	3,55534806	2,2810032	35	3,55534806	1,640000
40	3,68887945	2,3610384	40	3,68887945	1,750000
45	3,80666249	2,4310692	45	3,80666249	1,860000
50	3,91202301	2,4910956	50	3,91202301	1,960000
55	4,00733319	2,551122	55	4,00733319	2,040000
60	4,09434456	2,5911396	60	4,09434456	2,090884
65	4,17438727	2,6311572	65	4,17438727	2,150909
70	4,24849524	2,651166	70	4,24849524	2,190926
75	4,31748811	2,6811792	75	4,31748811	2,230943
80	4,38202663	2,701188	80	4,38202663	2,250952
85	4,44265126	2,701188	85	4,44265126	2,250952
90	4,49980967	2,7111924	90	4,49980967	2,270960
95	4,55387689	2,7211968	95	4,55387689	2,271603
100	4,60517019	2,74023838	100	4,60517019	2,280964
120	4,78749174	2,75023925	120	4,78749174	2,300973
130	4,86753445	2,76024012	130	4,86753445	2,310977
140	4,94164242	2,76145463	140	4,94164242	2,310978
150	5,01063529	2,77024099	150	5,01063529	2,311975
160	5,07517382	2,7714599	160	5,07517382	2,320981
180	5,19295685	2,78146517	180	5,19295685	2,321814
200	5,29831737	2,78741998	200	5,29831737	2,322985
240	5,48063892	2,79177956	240	5,48063892	2,340990

280	5,6347896	2,7996506	280	5,6347896	2,360998
300	5,70378247	2,80167496	300	5,70378247	2,360998
340	5,82894562	2,80191717	340	5,82894562	2,361000
380	5,94017125	2,80217171	380	5,94017125	2,371003
400	5,99146455	2,80780949	400	5,99146455	2,381007
450	6,10924758	2,81017536	450	6,10924758	2,381261
500	6,2146081	2,8106595	500	6,2146081	2,391011
550	6,30991828	2,81723354	550	6,30991828	2,391011
607	6,40852879	2,81723354	600	6,39692966	2,392089
650	6,47697236	2,81915511	650	6,47697236	2,418553
707	6,56103067	2,82166454	700	6,55108034	2,420706

Tabla 8.../continuación

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
750	6,62007321	2,82166454	750	6,62007321	2,420706
800	6,68461173	2,82591709	800	6,68461173	2,424354
850	6,74523635	2,8280628	850	6,74523635	2,426195
907	6,81014245	2,82825962	900	6,80239476	2,426364
950	6,85646198	2,82936162	950	6,85646198	2,427309
1000	6,90775528	2,83076349	1000	6,90775528	2,428512
1050	6,95654544	2,83159008	1050	6,95654544	2,429221
1100	7,00306546	2,83463246	1100	7,00306546	2,431831
1150	7,04751722	2,83554551	1150	7,04751722	2,432614
1300	7,17011954	2,83717368	1300	7,17011954	2,434011
1400	7,24422752	2,84154641	1400	7,24422752	2,437763
1500	7,31322039	2,84237487	1500	7,31322039	2,438473
1700	7,43838353	2,8432037	1700	7,43838353	2,439184
1900	7,54960917	2,84403291	1900	7,54960917	2,439896
2000	7,60090246	2,84486249	2000	7,60090246	2,440608
2200	7,69621264	2,84569244	2200	7,69621264	2,441320
2400	7,78322402	2,84652276	2400	7,78322402	2,442032
2600	7,86326672	2,84735346	2600	7,86326672	2,442745
2800	7,9373747	2,84818453	2800	7,9373747	2,443458
2895	7,97074039	2,84901598	2895	7,97074039	2,444171
3000	8,00636757	2,8498478	3000	8,00636757	2,444884
5000	8,51719319	2,8713202	5000	8,51719319	2,462173
7000	8,85366543	2,8913294	7000	8,85366543	2,479331
10000	9,21034037	2,901334	10000	9,21034037	2,487910
15000	9,61580548	2,9113386	15000	9,61580548	2,496489
20000	9,90348755	2,9413524	20000	9,90348755	2,522226
25000	10,1266311	2,9713662	25000	10,1266311	2,547963
30000	10,3089527	3,0213892	30000	10,3089527	2,590858
35000	10,4631033	3,0614076	35626	10,480831	2,625174
40000	10,5966347	3,1214352	35629	10,4809152	2,676648
45000	10,7144178	3,1814628	35632	10,4809994	2,728122

50000	10,8197783	3,2414904	35635	10,4810836	2,779596
60000	11,0020998	3,3415364			
70000	11,1562505	3,4415824			
80000	11,2897819	3,5816468			
90000	11,4075649	3,6816928			
92946	11,439774	3,65031755			
92948	11,4397955	3,66031842			
92949	11,4398062	3,66031842			
92951	11,4398278	3,7717719			
92952	11,4398385	3,9518565			

Tabla 9. Valores de deformaciones en el tiempo para las simulaciones y ensayos a 700° C.

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	ln t	Deformación (%)	Tiempo (h)	ln t	Deformación (%)
1	0	0,54052933	1	0	0,361224
2	0,69314718	0,996732	2	0,69314718	0,75255
3	1,09861229	1,288704	3	1,09861229	0,9500456
4	1,38629436	1,520268	4	1,38629436	1,14005472
5	1,60943791	1,681356	5	1,60943791	1,28006144
6	1,79175947	1,8310248	6	1,79175947	1,44006912
7	1,94591015	1,9711032	7	1,94591015	1,54007392
8	2,07944154	2,1411984	8	2,07944154	1,64007872
9	2,19722458	2,2612656	9	2,19722458	1,76008448
10	2,30258509	2,3913384	10	2,30258509	1,8500888
15	2,7080502	2,8115736	15	2,7080502	2,227548
20	2,99573227	3,0617136	20	2,99573227	2,488432
25	3,21887582	3,1917864	25	3,21887582	2,699146
30	3,40119738	3,2318088	30	3,40119738	2,839622
35	3,55534806	3,25182	35	3,55534806	2,96003
40	3,68887945	3,2618256	40	3,68887945	3,040302
45	3,80666249	3,2918424	45	3,80666249	3,06037
50	3,91202301	3,301848	50	3,91202301	3,080438
55	4,00733319	3,3118536	55	4,00733319	3,090506
60	4,09434456	3,3218592	60	4,09434456	3,10002281
65	4,17438727	3,3218592	65	4,17438727	3,10267222
70	4,24849524	3,3318648	70	4,24849524	3,10512519
75	4,31748811	3,34495551	75	4,31748811	3,10740886
80	4,38202663	3,34692504	80	4,38202663	3,10954508
85	4,44265126	3,34877513	85	4,44265126	3,11155176
90	4,49980967	3,35051944	90	4,49980967	3,1134437
95	4,55387689	3,36217501	95	4,55387689	3,11523333
100	4,60517019	3,36374033	100	4,60517019	3,11693113
120	4,78749174	3,36930425	120	4,78749174	3,12296598
130	4,86753445	3,37174692	130	4,86753445	3,12561539
140	4,94164242	3,37400848	140	4,94164242	3,12806836
150	5,01063529	3,37611394	150	5,01063529	3,13035203
160	5,07517382	3,37808347	160	5,07517382	3,13248825
180	5,19295685	3,38167786	180	5,19295685	3,13638687
200	5,29831737	3,38489316	200	5,29831737	3,1398743
240	5,48063892	3,39045708	240	5,48063892	3,14590915
280	5,6347896	3,39516131	280	5,6347896	3,15101154
300	5,70378247	3,39726677	300	5,70378247	3,1532952
340	5,82894562	3,40108638	340	5,82894562	3,1574381
380	5,94017125	3,40448067	380	5,94017125	3,16111967
400	5,99146455	3,40604599	400	5,99146455	3,16281748
450	6,10924758	3,40964038	450	6,10924758	3,16671609
500	6,2146081	3,41285568	500	6,2146081	3,17020353
550	6,30991828	3,41576426	550	6,30991828	3,1733583
600	6,39692966	3,4184196	600	6,39692966	3,17623837
650	6,47697236	3,42086227	650	6,47697236	3,17888779
700	6,55108034	3,42312383	700	6,55108034	3,18134076

Tabla 9.../continuación

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
750	6,62007321	3,42522929	750	6,62007321	3,18362442
800	6,68461173	3,42719881	800	6,68461173	3,18576065
850	6,74523635	3,4290489	850	6,74523635	3,18776732
900	6,80239476	3,43079321	900	6,80239476	3,18965927
950	6,85646198	3,43244318	950	6,85646198	3,19144889
1000	6,90775528	3,4340085	1000	6,90775528	3,1931467
1050	6,95654544	3,43549744	1050	6,95654544	3,19476165
1100	7,00306546	3,43691709	1100	7,00306546	3,19630147
1150	7,04751722	3,43827363	1150	7,04751722	3,19777282
1300	7,17011954	3,4420151	1300	7,17011954	3,20183096
1400	7,24422752	3,44427665	1400	7,24422752	3,20428393
1500	7,31322039	3,44638212	1500	7,31322039	3,20656759
1700	7,43838353	3,45020173	1700	7,43838353	3,21071049
1900	7,54960917	3,45359601	1900	7,54960917	3,21439206
2000	7,60090246	3,45516133	2000	7,60090246	3,21608987
2200	7,69621264	3,45806992	2200	7,69621264	3,21924464
2400	7,78322402	3,46072525	2400	7,78322402	3,22212471
2600	7,86326672	3,46316792	2600	7,86326672	3,22477413
2800	7,9373747	3,46542948	2800	7,9373747	3,2272271
2895	7,97074039	3,46644771	2895	7,97074039	3,22833151
3000	8,00636757	3,46753494	3000	8,00636757	3,22951077
5000	8,51719319	3,48312385	5000	8,51719319	3,24641909
7000	8,85366543	3,493392	7000	8,85366543	3,25755633
10000	9,21034037	3,5314826	10000	9,21034037	3,26936227
15000	9,61580548	3,59	15000	9,61580548	3,3211952
20000	9,90348755	3,6415288	20000	9,90348755	3,3712132
25500	10,1464337	3,6815456	20947	9,94975072	3,401224
30000	10,3089527	3,7415708	20949	9,94984619	3,38949098
35400	10,4744671	3,7915918	20950	9,94989393	3,4563491
41200	10,6261935	3,8916338	20952	9,94998939	3,58277078
45900	10,7342204	3,9416548	20953	9,95003711	3,5998993
50700	10,8336812	3,9816716			
60600	11,0120502	4,1117262			
70000	11,1562505	4,2323688			
75000	11,2252434	4,302408			
77185	11,2539604	4,33416037			
77188	11,2539993	4,402464			
77190	11,2540252	4,4124696			
77192	11,2540511	4,5644688			

Tabla 10. Valores de deformaciones en el tiempo para las simulaciones y ensayos a 750° C.

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
1	0	1,22097619	1	0	1,1203808
2	0,69314718	1,831464	2	0,69314718	1,5205168
3	1,09861229	2,20176	3	1,09861229	1,860837
4	1,38629436	2,491992	4	1,38629436	2,160972
5	1,60943791	2,712168	5	1,60943791	2,441098
6	1,79175947	2,892312	6	1,79175947	2,621179
7	1,94591015	3,0413984	7	1,94591015	2,8312735
8	2,07944154	3,1314398	8	2,07944154	2,9713365
9	2,19722458	3,251495	9	2,19722458	3,081386
10	2,30258509	3,3115226	10	2,30258509	3,2314535
15	2,7080502	3,601656	15	2,7080502	3,5211968
20	2,99573227	3,801748	20	2,99573227	3,5912206
25	3,21887582	3,8217572	25	3,21887582	3,6112274
30	3,40119738	3,85438	30	3,40119738	3,6312342
35	3,55534806	3,86795538	35	3,55534806	3,6412376
40	3,68887945	3,87404049	40	3,68887945	3,651241
45	3,80666249	3,87940794	45	3,80666249	3,67646263
50	3,91202301	3,88420929	50	3,91202301	3,68101281
55	4,00733319	3,88855264	55	4,00733319	3,68512894
60	4,09434456	3,89251781	60	4,09434456	3,68888668
65	4,17438727	3,89616541	65	4,17438727	3,69234346
70	4,24849524	3,89954256	70	4,24849524	3,69554394
75	4,31748811	3,90268661	75	4,31748811	3,69852351
80	4,38202663	3,90562768	80	4,38202663	3,70131072
85	4,44265126	3,90839038	85	4,44265126	3,7039289
90	4,49980967	3,91099513	90	4,49980967	3,70639738
95	4,55387689	3,91345901	95	4,55387689	3,70873237
100	4,60517019	3,91579648	100	4,60517019	3,71094756
120	4,78749174	3,924105	120	4,78749174	3,71882143
130	4,86753445	3,9277526	130	4,86753445	3,72227821
140	4,94164242	3,93112975	140	4,94164242	3,72547869
150	5,01063529	3,9342738	150	5,01063529	3,72845826
160	5,07517382	3,93721486	160	5,07517382	3,73124547
180	5,19295685	3,94258232	180	5,19295685	3,73633213
200	5,29831737	3,94738367	200	5,29831737	3,74088231
240	5,48063892	3,95569218	240	5,48063892	3,74875618
280	5,6347896	3,96271693	280	5,6347896	3,75541344
300	5,70378247	3,96586099	300	5,70378247	3,75839302
340	5,82894562	3,97156476	340	5,82894562	3,7637984
380	5,94017125	3,97663338	380	5,94017125	3,76860187
400	5,99146455	3,97897085	400	5,99146455	3,77081706
450	6,10924758	3,98433831	450	6,10924758	3,77590372
500	6,2146081	3,98913966	500	6,2146081	3,7804539
550	6,30991828	3,99348301	550	6,30991828	3,78457003
600	6,39692966	3,99744817	600	6,39692966	3,78832777
650	6,47697236	4,00109577	650	6,47697236	3,79178455
700	6,55108034	4,00447292	700	6,55108034	3,79498503

Tabla 10.../continuación

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
750	6,62007321	4,00761698	750	6,62007321	3,7979646
800	6,68461173	4,01055804	800	6,68461173	3,80075181
850	6,74523635	4,01332074	850	6,74523635	3,80336999
900	6,80239476	4,01592549	900	6,80239476	3,80583847
950	6,85646198	4,01838937	950	6,85646198	3,80817346
1000	6,90775528	4,02072684	1000	6,90775528	3,81038865
1050	6,95654544	4,02295024	1050	6,95654544	3,81249573
1100	7,00306546	4,02507019	1100	7,00306546	3,81450478
1150	7,04751722	4,02709589	1150	7,04751722	3,81642451
1300	7,17011954	4,03268296	1300	7,17011954	3,8217193
1400	7,24422752	4,03606011	1400	7,24422752	3,82491978
1500	7,31322039	4,03920416	1500	7,31322039	3,82789935
1700	7,43838353	4,04490793	1700	7,43838353	3,83330474
1900	7,54960917	4,04997656	1900	7,54960917	3,83810821
2000	7,60090246	4,05231403	2000	7,60090246	3,8403234
2200	7,69621264	4,05665738	2200	7,69621264	3,84443953
2400	7,78322402	4,06062255	2400	7,78322402	3,84819727
2600	7,86326672	4,06427015	2600	7,86326672	3,85165405
2800	7,9373747	4,0676473	2800	7,9373747	3,85485453
2895	7,97074039	4,06916779	2895	7,97074039	3,85629548
3000	8,00636757	4,07079135	3000	8,00636757	3,85783411
5000	8,51719319	4,09407002	5000	8,51719319	3,87989499
7000	8,85366543	4,12745076	7000	8,85366543	3,9218424
10000	9,21034037	4,16882871	10000	9,21034037	3,9818706
15000	9,61580548	4,23089564	15000	9,61580548	4,0418988
20000	9,90348755	4,2722736	18403	9,82026897	4,1119317
25000	10,1266311	4,33434052	18406	9,82043198	4,0619082
30000	10,3089527	4,41709643	18408	9,82054063	4,1719599
35000	10,4631033	4,51019682	18410	9,82064927	4,2820116
40000	10,5966347	4,63433068			
45000	10,7144178	4,77915351			
50000	10,8197783	4,87225391			
60000	11,0020998	5,09678938			
65325	11,0871301	5,23431099			
65328	11,087176	5,25499997			
65329	11,0871913	5,26534446			
65332	11,0872372	5,28603343			
65334	11,0872679	5,4836716			

Tabla 11. Valores de deformaciones en el tiempo para las simulaciones y ensayos a 780° C.

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
1	0	1,43118714	1	0	1,3604352
2	0,69314718	2,45203392	2	0,69314718	2,2307136
3	1,09861229	3,0811704	3	1,09861229	2,75088
4	1,38629436	3,5029056	4	1,38629436	3,2310336
5,3	1,66770682	3,801444	5	1,60943791	3,6611712
6	1,79175947	3,9815124	6	1,79175947	3,9712704
7	1,94591015	4,1615808	7	1,94591015	4,151328
8	2,07944154	4,3416492	8	2,07944154	4,2413568
9	2,19722458	4,43019492	9	2,19722458	4,2913728
10	2,30258509	4,500198	10	2,30258509	4,3413888
15	2,7080502	4,68765863	15	2,7080502	4,4214144
20	2,99573227	4,72231199	20	2,99573227	4,4914368
25	3,21887582	4,71777207	25	3,21887582	4,4914368
30	3,40119738	4,73779101	30	3,40119738	4,50144
35	3,55534806	4,74435783	35	3,55534806	4,5114432
40	3,68887945	4,75004626	40	3,68887945	4,5114432
45	3,80666249	4,75506382	45	3,80666249	4,5214464
50	3,91202301	4,75955218	50	3,91202301	4,57063223
55	4,00733319	4,76361239	55	4,00733319	4,57453128
60	4,09434456	4,76731908	60	4,09434456	4,57809084
65	4,17438727	4,7707289	65	4,17438727	4,58136531
70	4,24849524	4,76615	70	4,24849524	4,584397
75	4,31748811	4,77682499	75	4,31748811	4,58721943
80	4,38202663	4,77957433	80	4,38202663	4,58985965
85	4,44265126	4,78215694	85	4,44265126	4,59233974
90	4,49980967	4,776184	90	4,49980967	4,59467804
95	4,55387689	4,78689516	95	4,55387689	4,59688988
100	4,60517019	4,78908025	100	4,60517019	4,59898825
120	4,78749174	4,79684715	120	4,78749174	4,60644685
130	4,86753445	4,80025697	130	4,86753445	4,60972133
140	4,94164242	4,80341397	140	4,94164242	4,61275302
150	5,01063529	4,80635306	150	5,01063529	4,61557545
160	5,07517382	4,8091024	160	5,07517382	4,61821566
180	5,19295685	4,81411996	180	5,19295685	4,62303406
200	5,29831737	4,81860832	200	5,29831737	4,62734426
240	5,48063892	4,82637522	240	5,48063892	4,63480287
280	5,6347896	4,83294204	280	5,6347896	4,64110904
300	5,70378247	4,83588113	300	5,70378247	4,64393147
340	5,82894562	4,84121308	340	5,82894562	4,64905178
380	5,94017125	4,8459513	380	5,94017125	4,65360192
400	5,99146455	4,84813639	400	5,99146455	4,65570028
450	6,10924758	4,85315395	450	6,10924758	4,66051868
500	6,2146081	4,8576423	500	6,2146081	4,66482888
550	6,30991828	4,86170252	550	6,30991828	4,66872793
600	6,39692966	4,8654092	600	6,39692966	4,67228749
650	6,47697236	4,86881902	650	6,47697236	4,67556196
700	6,55108034	4,87197602	700	6,55108034	4,67859365

Tabla 11.../continuación

Simulación			Ensayo		
Tiempo (h)	In t	Deformación (%)	Tiempo (h)	In t	Deformación (%)
750	6,62007321	4,87491512	750	6,62007321	4,68141609
800	6,68461173	4,87766446	800	6,68461173	4,6840563
850	6,74523635	4,88024707	850	6,74523635	4,6865364
900	6,80239476	4,88268202	900	6,80239476	4,6888747
950	6,85646198	4,88498528	950	6,85646198	4,69108654
1000	6,90775528	4,88717037	1000	6,90775528	4,6931849
1050	6,95654544	4,88924884	1050	6,95654544	4,69518086
1100	7,00306546	4,89123059	1100	7,00306546	4,69708395
1150	7,04751722	4,89312423	1150	7,04751722	4,69890243
1300	7,17011954	4,89834709	1300	7,17011954	4,70391798
1400	7,24422752	4,90150409	1400	7,24422752	4,70694967
1500	7,31322039	4,90444319	1500	7,31322039	4,70977211
1700	7,43838353	4,90977514	1700	7,43838353	4,71489242
1900	7,54960917	4,91451335	1900	7,54960917	4,71944255
2000	7,60090246	4,91669844	2000	7,60090246	4,72154092
2200	7,69621264	4,92075866	2200	7,69621264	4,72543997
2400	7,78322402	4,92446534	2400	7,78322402	4,72899953
2600	7,86326672	4,92787516	2600	7,86326672	4,732274
2800	7,9373747	4,93103216	2800	7,9373747	4,73530569
2895	7,97074039	4,93245354	2895	7,97074039	4,73667065
3000	8,00636757	4,93397126	3000	8,00636757	4,73812812
5000	8,51719319	4,95573243	5000	8,51719319	4,75902553
7000	8,85366543	4,97006615	7000	8,85366543	4,77279031
10000	9,21034037	4,9852605	10000	9,21034037	4,86603983
15000	9,61580548	5,149494	14000	9,54681261	4,93348989
20000	9,90348755	5,32014	14500	9,58190393	4,99130423
25000	10,1266311	5,42052	15216	9,63010278	5,1936544
30000	10,3089527	5,561052	15218	9,63023422	5,20819023
35000	10,4631033	5,6919346	15221	9,63043133	5,22126896
40000	10,5966347	5,902006	15226	9,63075977	5,23704348
45000	10,7144178	6,1120774			
49728	10,8143234	6,2621284			
49730	10,8143637	6,2821352			
49732	10,8144039	6,28341964			
49734	10,8144441	6,3721658			
49736	10,8144843	6,6631968			