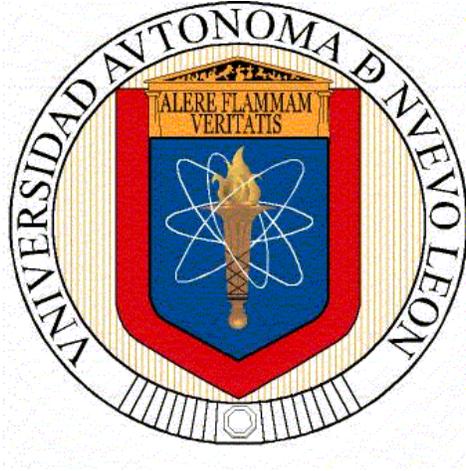


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



TESIS

**“FRACTURA EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA: MECANISMOS
DE AGRIETAMIENTO Y AUTOAFINIDAD EN SUPERFICIES DE
FRACTURA”**

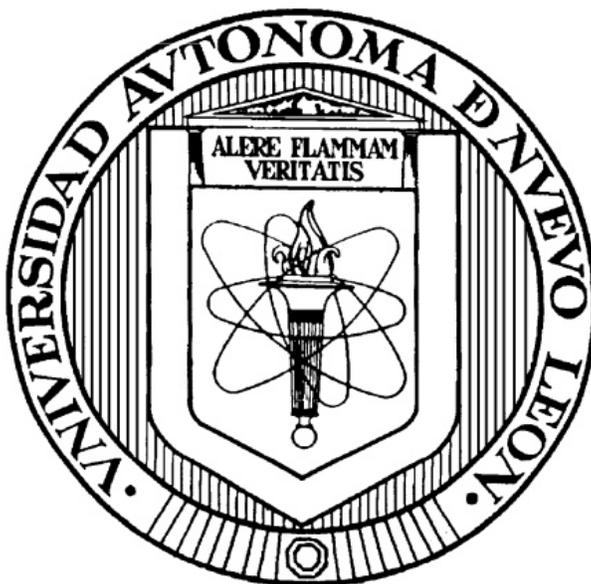
PRESENTA:

FERNANDO YOSHUA GUZMÁN PEREIRA

**EN OPCIÓN PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON
ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

JULIO 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



TESIS

**“FRACTURA EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA: MECANISMOS
DE AGRIETAMIENTO Y AUTOAFINIDAD EN SUPERFICIES DE
FRACTURA”**

**PRESENTA:
FERNANDO YOSHUA GUZMÁN PEREIRA**

**EN OPCIÓN PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRÍA EN
CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES**

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

JULIO 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



TESIS

**“FRACTURA EN ACEROS DE ALTA RESISTENCIA: MECANISMOS
DE AGRIETAMIENTO Y AUTOAFINIDAD EN SUPERFICIES DE
FRACTURA”**

**PRESENTA:
FERNANDO YOSHUA GUZMÁN PEREIRA**

**EN OPCIÓN PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA CON
ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

JULIO 2015

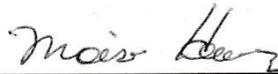
UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON.

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA.

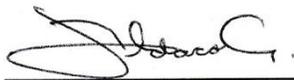
SUBDIRECCION DE ESTUDIOS DE PROGRADO.

Los miembros del comité de tesis, recomiendan que la tesis "**Fractura en aceros de alta resistencia: mecanismos de agrietamiento y autoafinidad en superficies de fractura**", realizada por el Ing. Fernando Yoshua Guzmán Pereira sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro de Ciencias de la Ingeniería con Especialidad en Materiales.

El comité de tesis



Asesor
Dr. Moisés Hinojosa Rivera



Coasesor
Dr. Jorge Adrián Aldaco Castañeda



Coasesor
Dr. Octavio Covarrubias Alvarado



Vo. Bo.
Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado.

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Julio 2015

DEDICATORIA.

A mi familia.

AGRADECIMIENTOS.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por apoyarme en todo el proceso de la realización de esta tesis.

A la UANL y FIME por todo el apoyo brindado.

Al Dr. Moisés Hinojosa por su apoyo, confianza, guía y amistad en todo el proceso de este trabajo.

Al Dr. Octavio Covarrubias por todo el apoyo y guía en este trabajo facilitándome la relación con la empresa.

A Frisa por la confianza depositada en mí y facilitarme el material necesario para concluir este trabajo.

A TecMed-3D por todo su apoyo y paciencia en todo el proceso de estudio mediante digitalización laser, en especial a Oscar y Beto.

A Calimet por su apoyo en los análisis de composición química, mil gracias a Luzema por todas las facilidades.

A Mari por siempre ayudarme en los análisis de MEB y darme acceso al microscopio óptico.

A todos mis compañeros de posgrado que me ayudaron, guiaron, aconsejaron en los momentos necesarios.

Índice	
Resumen	1
Capitulo I. Introducción.	3
Capitulo II. Fractura en aceros de alta resistencia.	5
2.1. Introducción a la fractura.	6
2.2. Tipos de fractura.	6
2.3. Fractografía.	7
2.4. El acero AISI 4340.	8
2.5. El acero Premomet.	9
2.6. Estado del arte para el acero AISI 4340.	10
2.7. Proceso de forja abierta en anillos de turbina.	12
2.7.1. Recepción de material.	13
2.7.2. Forja.	13
2.7.3. Rolado.	14
2.8. Tratamientos térmicos.	15
2.8.1. Temple.	17
2.8.2. Revenido.	18
Capitulo III. Mecanismos de fractura y autoafinidad.	19
3.1. Mecanismos de nucleación y propagación de grietas en metales.	20
3.2. Autoafinidad de superficies de fractura.	23
3.2.1. Exponente de Hurst o de rugosidad.	24
3.2.2. Métodos de obtención del exponente de Hurst.	26
3.2.3. Estudios de autoafinidad en superficies de fractura.	27
Capitulo IV. Motivación, hipótesis y objetivos.	33
4.1. Motivación.	34
4.2. Hipótesis.	34
4.3. Objetivos.	35
4.3.1. Objetivos específicos.	35
Capitulo V. Metodología.	36
5.1. Introducción.	37
5.2. Obtención de muestras.	38
5.3. Tratamientos térmicos en muestras cortadas.	39
5.4. Preparación metalográfica en muestras tratadas.	39
5.5. Pruebas de tensión e impacto Charpy.	40
5.6. Muestreo de mandriles.	41
5.7. Microscopia electrónica de barrido (MEB).	42
5.8. Reconstrucción laser en 3D.	42

5.9. Autoafinidad en superficies de fractura.	43
Capítulo VI. Resultados y discusión.	44
6.1. Estudio fractográfico de los mandriles.	45
6.2. Composición química.	47
6.3. Caracterización metalográfica.	48
6.4. Fractografía de muestras sujetas a tensión.	54
6.5. Fractografía de muestras de impacto Charpy.	56
6.5.1. Microestructura pruebas de impacto Charpy.	59
6.6. Estudio fractográfico y microestructural en secciones de mandriles.	60
6.7. Exponentes de rugosidad local y global en superficie de fractura de los mandriles.	65
6.8. Exponentes de rugosidad en superficies de fractura por impacto Charpy.	67
Capitulo VII. Conclusiones y perspectivas de trabajo futuro.	69
Referencias.	72
Anexo A.	77
Anexo B.	80

Prólogo

Puede afirmarse que la industria de Nuevo León tiene una fuerte tradición metalurgista, ya que la historia de su desarrollo nos habla de compañías mineras y siderúrgicas, entre otras. La producción de hierro y acero a gran escala inició con la ahora desaparecida Fundidora Monterrey y continuó con otras compañías como Hylsa (ahora Ternium). Estas compañías también estuvieron asociadas a los inicios de la pujante industria de transformación metalmeccánica, con sus procesos de formado de metales tales como rolado, forja y diversos procesos de maquinado.

Como resultado e ingrediente de esto, sin duda existe en nuestra región una fuerte cultura técnica y científica acerca de los aceros y su procesamiento. Esta tradición metal-mecánica ha contribuido al auge que ha tenido la industria de proveduría automotriz y muy recientemente la asociada al sector aeronáutico.

Es en este escenario en el que se inscribe el trabajo que nos presenta Yoshua en esta tesis. Se trata de un estudio del comportamiento de aceros de alta resistencia a la luz de los conocimientos de frontera en el campo de la física de los aceros en general y del proceso de fractura de ellos en particular.

Este trabajo también ejemplifica el enfoque de la llamada Triple Hélice: Es un estudio académico, universitario, pero realizado en colaboración con una empresa local y se tema se deriva de una problemática tecnológica real. La aportación del Conacyt como organismo gubernamental a través del financiamiento de los estudios de maestría de Yoshua completa la triple hélice.

Invito al lector a ver esta luz, esperando que también la considere como un exitoso trabajo que logra integrar la investigación aplicada con el rigor de la llamada ciencia básica.

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Junio 2015

Resumen

En el presente trabajo se estudian los mecanismos de nucleación y propagación de grietas en los aceros de alta resistencia denominados AISI 4340 y Premomet, así como la autoafinidad de sus superficies de fractura. Se realizó el análisis tanto en un componente empleado hasta su falla en un proceso industrial de forja, así como en muestras de material ensayadas en laboratorio. Se realizaron pruebas de impacto y de tensión, realizándose además un estudio fractográfico cualitativo mediante microscopia electrónica de barrido, se caracterizó la microestructura de los materiales en condiciones iniciales, así como en la condición correspondiente a diferentes tratamientos térmicos de temple y revenido. El estudio fractográfico reveló, en el caso del acero AISI 4340 presenta características dúctiles reveladas por el encuellamiento además de una gran cantidad de grietas iniciadas y propagadas por microcavidades presentes en este tipo de fracturas, mientras que para el acero Premomet se observan características frágiles con muy poca población de grietas además estas parecen ser detenidas por el mismo material.

La caracterización microestructural, que complementó la observación fractográfica, reveló la esperada presencia de precipitados tales como sulfuros de manganeso en el acero AISI 4340, mismos que propician la nucleación y propagación de grietas, que eventualmente llevan a la fractura por coalescencia de microcavidades, tanto en el componente industrial como en las muestras ensayadas en tensión. Por otra parte, en el acero Premomet la microestructura es completamente martensítica sin ninguna partícula de segunda fase, lo cual explica las fracturas en modo frágil observadas.

El estudio de la autoafinidad en las superficies de fractura se efectuó a partir de la recolección de datos topométricos por medio de reconstrucción tridimensional usando un digitalizador láser 3D. Empleando el método de boxcounting se encontró que el valor del exponente de Hurst se distribuye estadísticamente alrededor de 0.8 en todos los casos. El análisis realizado sugiere que existe una relación de la microestructura de las piezas con el exponente obtenido,

elucidando resultados interesantes relacionando microestructuras mayormente martensíticas con valores menores y microestructuras con menor porcentaje de martensita relacionadas con valores mayores todos en un rango entre 0.7 y 0.9 en el exponente de Hurst, notando la homogeneidad del exponente en tres diferentes velocidades de propagación de grietas obtenidas por distintas pruebas.

Capitulo I. Introducción

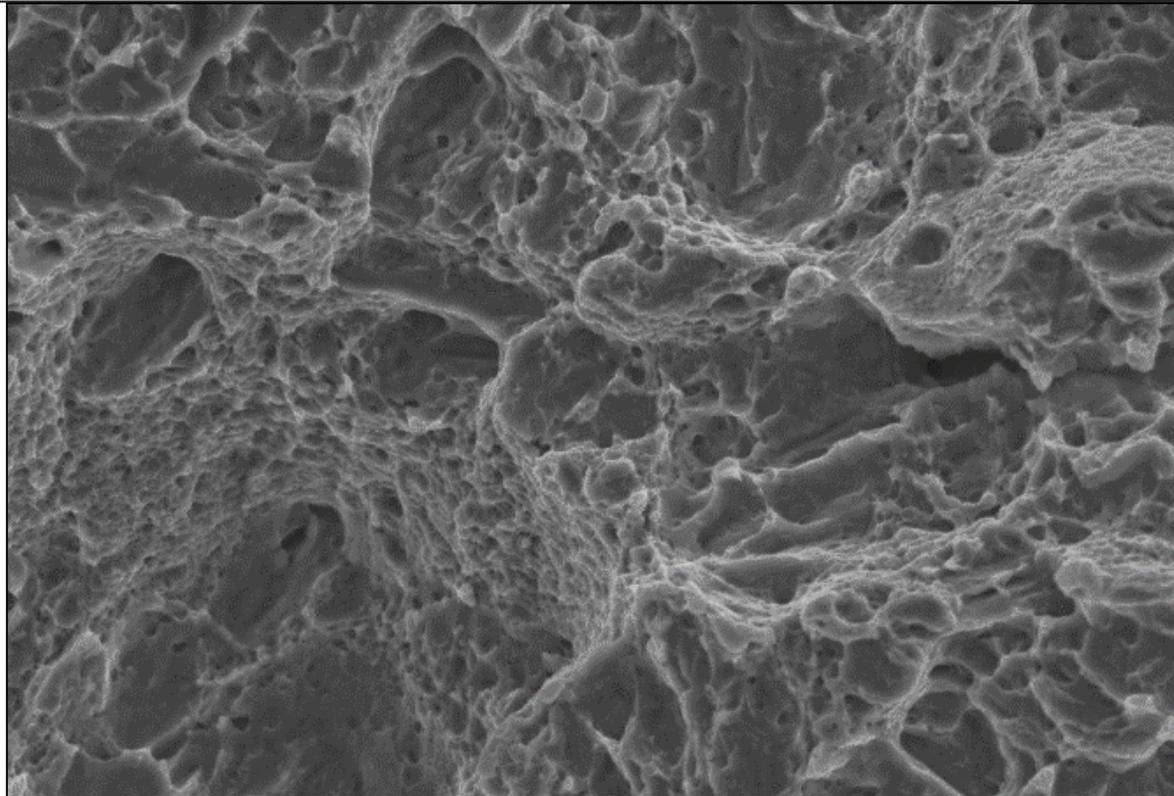


Imagen de obtenida de MEB de una superficie de fractura de un acero Premomet generada de una prueba de impacto Charpy.

La actual necesidad de procesar nuevos materiales, los cuales son más resistentes a altas temperaturas tales como las superaleaciones demanda herramientas que soporten ambientes de trabajo más y más demandantes, una empresa de nuestra comunidad llamada Frisa se encuentra en proceso de definir que material es mejor para sus herramientas de forja, actualmente estudia el acero AISI 4340 y el Premomet, el presente trabajo se encargará de realizar un análisis fractográfico comparativo para encontrar el mejor material además de realizar análisis de autoafinidad con la finalidad de documentar dichos resultados, ya que el Premomet es un material nuevo y hay un especial interés en encontrar estos datos en dicho metal, para este estudio se recopilaban mandriles fracturados de AISI 4340 de los cuales se extraerán muestras de 1 pulgada cuadrada para realizar análisis metalográficos y realizar tratamientos térmicos, así como también se realizaran tratamientos térmicos en el Premomet para estudiar la microestructura de estos materiales, se procesaran probetas de tensión y Charpy para generar superficies de fractura y ver los mecanismos de nucleación y propagación de éstas, así como también se digitalizarán los mandriles fracturados para obtener el valor de auto afinidad de dichos materiales, además de obtener un perfil de rugosidad de las pruebas de tensión e impacto en el microscopio de fuerza atómica con el mismo fin de obtener el valor del exponente de rugosidad, las superficies fracturadas de las pruebas de tensión y Charpy se estudiarán en el microscopio electrónico de barrido buscando iniciadores de grietas, y los mecanismos que las propagaron en ambos materiales, además de extraer muestras de la superficie fractura de los mandriles estudiando la microestructura y la superficie de fractura realizando estudios de autoafinidad con reconstrucción laser en 3D buscando una relación de la microestructura del material con los valores del exponente de Hurst.

Capitulo II. Fractura en aceros de alta resistencia



Imagen que muestra el proceso de rolado de anillos de turbina [33].

2.1. Introducción a la fractura

¿Qué es una fractura? Se puede definir fractura como la separación de un material sólido en dos o más piezas por la acción de una fuerza externa generando superficies de fractura, esta materia es ampliamente estudiada por su relación con la falla de materiales sólidos. El proceso de falla de un material puede dividirse en la iniciación de una grieta la cual bajo la acción de fuerzas externas se propaga hasta llegar a la fractura. Estas dos etapas de la fractura son muy estudiadas ya que son afectadas por un gran número de variables. Este capítulo será dividido en fractografía y mecanismos de nucleación y propagación de grietas ya que son dos campos de interés para diferentes campos como el industrial y el científico. Cuando una fractura es estudiada superficialmente se aborda mediante la fractografía ya que ofrece un panorama superficial en el conocimiento de cómo se originó el problema, cuando ésta no da la suficiente información para resolver el problema presente se acude al método científico estudiando los mecanismos de nucleación y propagación de grietas, ya que este realiza un estudio a nivel microestructural del material.

2.2. Tipos de fractura

Este campo de estudio adquiere información del proceso de fractura mediante observación en la superficie de fractura, una fractura se puede catalogar básicamente como una fractura frágil, dúctil, mixta o por fatiga, logrando identificarlas por la topografía de la superficie de fractura.

Una fractura frágil como se menciona carece de deformación plástica y solamente presenta deformación elástica esto quiere decir que después de la deformación aplicada el material no alcanza a deformarse lo suficiente y regresa a su estado original como se ve en la Figura 2.1(d) esto ocurre en materiales con baja ductilidad pero algunos materiales dúctiles pueden comportarse como frágiles a velocidades de deformación muy rápidas o cuando su temperatura es muy baja llegando a su punto de transición vítrea.

Una fractura dúctil se presenta en los materiales que se deforman plásticamente es decir el esfuerzo aplicado sobrepasa su punto de cedencia o limite elástico entrando a la zona plástica y llevando el material a la ruptura como se ve en la Figura 2.1 a, b y c, una vez fracturado se observa la deformación plástica en el material por el cambio notable en la geometría, esto se presenta en materiales dúctiles.

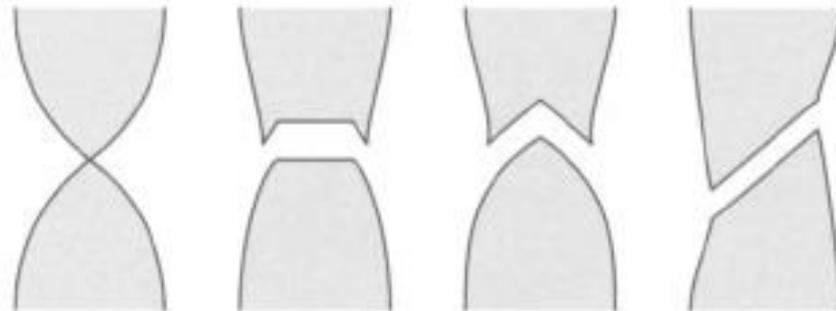


Figura 2. 1. Tipos de fractura (a) dúctil (b y c) mixta (d) frágil [2].

2.3. Fractografía

La superficie de fractura puede ser estudiada empleando diferentes tipos de microscopios tales como el estereoscopio o el microscopio electrónico de barrido (MEB), la información que podemos obtener mediante microscopia puede ser si el tipo de fractura es intergranular o transgranular, si presenta alguna partícula que nuclea una grieta entre otras cosas.

Una fractura intergranular como se puede observar en la figura 2.2 (izq) se refiere a que la grieta se propagó a través de las fronteras de grano, lo que nos puede dar a entender que el material está resistiendo los esfuerzos, y que la grieta se pudo haber propagado por ese medio por varias razones tales como la alta energía que puede existir en una frontera por la incoherencia entre granos o probablemente se está precipitando alguna partícula en las fronteras, esto funcionando como nucleantes de grietas. Una fractura transgranular como se ve en la Figura 2.2. (der) se refiere a una fractura que se propagó a través del grano,

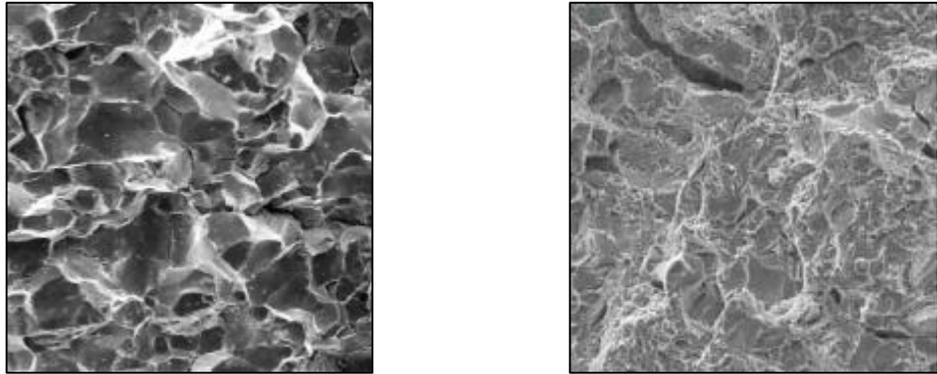


Figura 2.2. Fractura intergranular lado izquierdo y transgranular lado derecho [21].

lo que significa al contrario de la intergranular que el material no está resistiendo el esfuerzo. Una fractura generada por partículas de segunda fase es fácilmente localizable ya que se ve una formación de cavidades en el material y algunas veces se alcanzan a ver dichas partículas su mecanismo será ampliamente explicado en capítulos posteriores.

2.4. El acero AISI 4340

El acero AISI 4340 es un acero de baja aleación ya que contiene menos de 10% de los elementos aleantes como la norma AISI (43XX) lo estipula sus elementos son níquel, cromo y molibdeno los cuales dan diferentes propiedades al material tales como, resistencia a la corrosión (Cr), aumenta la templabilidad y tenacidad del material (Ni), aumenta la resistencia en caliente y la resistencia a la termo fluencia (Mo).

El acero AISI 4340 es un acero altamente estudiado y podría mencionarse como un acero viejo y utilizado en las empresas por sus altas propiedades mecánicas, templables y el fácil acceso a éste. Es comúnmente utilizado en la industria aeronáutica. Este acero presenta una gran versatilidad tocando el tema de los tratamientos térmicos ya que es fácilmente templable, presentando un material bastante resistente compuesto por un exterior resistente y un núcleo

tenaz, presumiendo de una alta resistencia al desgaste, torsión, flexión además de conservar su dureza a altas temperaturas. En la tabla 2.1 se indica la composición química nominal de este acero, la tabla 2.2 se indican sus propiedades mecánicas típicas.

Tabla 2.1.- Composición química del acero AISI 4340 [35].

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
0.38-0.43	0.60-0.80	0.035	0.04	0.15-0.35	1.65-2.00	0.70-0.90	0.20-0.30

Tabla 2.2.- Propiedades mecánicas del acero AISI 4340 [35].

	recibido	QT
Dureza Brinell, HB	242	409
Esfuerzo ultimo	825 MPa	1467 MPa
Reducción de área, %	43	38
Módulo de Young	192 GPa	200 GPa
Limite elástico	467 MPa	879 MPa
Tenacidad a la fractura	46 MPa√m	

QT = templado y revenido

2.5. El acero Premomet

El Premomet es un acero de origen alemán bastante joven en comparación con el AISI 4340, este acero presume de desempeñarse mejor en el ambiente de trabajo del 4340, tiene una composición del carbono bastante parecido al 4340 como se observa en la Tabla 2.3 destacándose algunas diferencias como el Níquel (Ni) y el Cobre (Cu), presenta propiedades mecánicas más atractivas que el 4340 así como una mejor maquinabilidad.

Tabla 2.3.- Composición química Premomet [34].

C	Si	Ni	Cu	Mn	Cr	Mo	Va
0.4	1.5	3.8	0.5	0.9	1.25	0.5	0.3

Tabla 2.4.- Características mecánicas del Premomet [36].

	recibido
Esfuerzo máximo	2037 MPa
Limite elástico	1655 MPa
Elongación, %	12
Tenacidad a la fractura	71 MPa√m

2.6. Estado del arte para el acero AISI 4340

El acero AISI 4340 es un metal comúnmente utilizado en la industria por las propiedades que ofrece tanto mecánicas como templables, este es un material ya viejo y estudiado pero aun con el acceso a los conocimientos este presenta fallas prematuras, como hemos visto en el trabajo este acero es utilizado en el proceso de forja de anillos de turbina como mandril en un proceso ya explicado anteriormente, en la búsqueda bibliográfica realizada para este trabajo se encontraron estudios en el acero AISI 4340 realizados en el año de 1973 [12] en el cual estudian la fractura de este material en fatiga, esta grieta iniciada por la presencia de inclusiones en el material, se realizaron tratamientos de temple y revenido en el material estudiado encontrando estas inclusiones como se muestra en la Figura 2.3 presentando un mecanismo de nucleación de grietas generado por las inclusiones en la material, podemos encontrar más estudios realizado en el año de 1976 [13] en el cual realizan austenizados al AISI 4340 a diferentes temperaturas desde 870 hasta 1200 °C realizando pruebas de impacto Charpy y pruebas para obtener la tenacidad a la fractura del material, un trabajo bastante interesante fue realizado en 1977 [11] en el cual se realizaron trabajos termo mecánicos de rolado a una temperatura de 1223°K para posteriormente homogeneizarlo a una temperatura de 1583°K a diferentes tiempos estudiando la microestructura del material cuantificando el número de sulfuros que precipita el material teniendo como variable el tiempo de permanencia a la temperatura indicada en la cual, este trabajo presenta una gran densidad de sulfuros como se

muestra en la Figura 2.4 en la cual muestra diferente densidad y tamaño de los sulfuros a diferentes tiempos de homogenización.

Posterior a estos trabajos en 1982 [14] se realizó un estudio de partículas de segunda fase tales como sulfuros, carburos o fases presentes en el material, presentando gráficas principalmente de tenacidad a la fractura versus temperaturas de tratamientos térmicos, cambiando la microestructura del material generando las partículas ya mencionadas, con este estudio podemos definir las temperaturas de tratamientos térmicos para obtener las características mecánicas deseadas, como estos hay más estudios realizados al AISI 4340 y a su tenacidad a la fractura en los cuales realizan diferentes tratamientos térmicos obteniendo diferentes microestructuras y diferentes valores de tenacidad a la fractura [19,20,28], estos estudios continúan hasta hoy en día hasta llegar a estudios en mandriles del mismo tipo realizado en el 2012 por Brock Costalupes [26] realizando diferentes tratamientos térmicos de temple y revenido a los mandriles haciendo pruebas de tensión e impacto buscando los parámetros para poder prolongar la vida de estos elementos mecánicos, últimamente como en años pasado se siguen realizando trabajos en este material a diferentes tratamientos térmicos evaluándolos con diferentes pruebas tales como tensión, impacto y tenacidad a la fractura [22] la interrogante a todo esto es que aunque hay gran cantidad de estudios el material sigue fallando prematuramente, entonces ¿que estamos haciendo mal?, ¿está mal seleccionado el material para

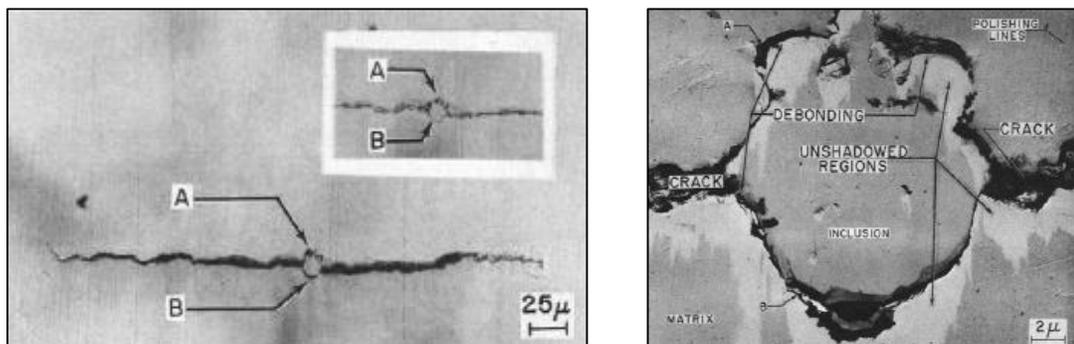


Figura 2.3. Inclusiones en el acero AISI 4340 [12].

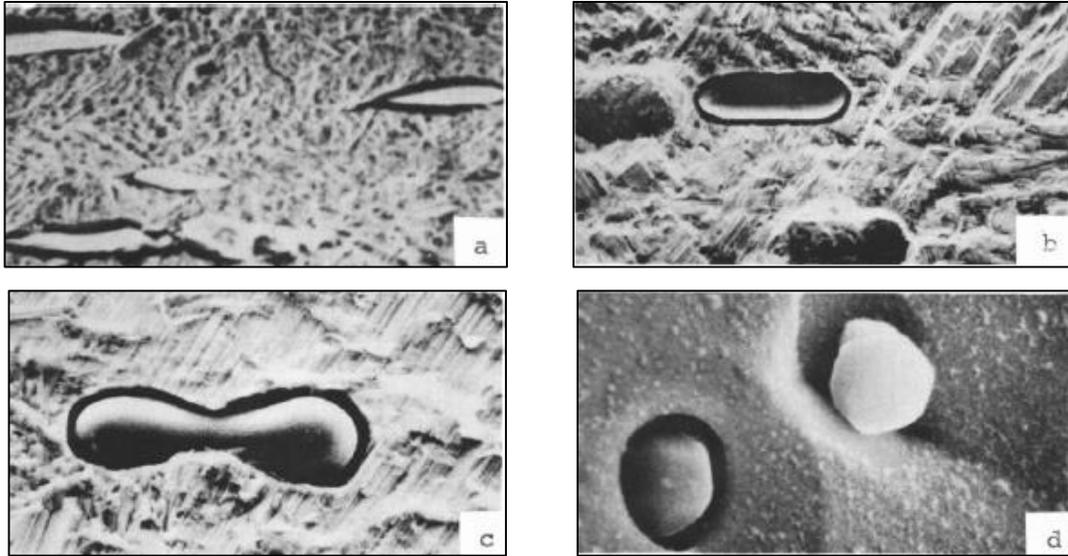


Figura 2.4. Sulfuros en acero AISI 4340 trabajados en rolado caliente y homogeneizados a 1583 °K, (a) después del rolado en caliente, (b) espécimen homogeneizado 1.8×10^3 s magnificación a 1250x, (c) espécimen homogeneizado por 3.6×10^4 s, magnificación a 2500x y (d) espécimen homogeneizado por 3.6×10^5 s, magnificación 2500x [11].

el trabajo que está realizando?, ¿es el tratamiento térmico?, en este trabajo se explicaran los mecanismos de nucleación y propagación de dos aceros de alta resistencia el AISI 4340 y el Premomet, tratando de explicar la razón de la falla prematura y generar información para la persona indicada decida cuál de estos dos materiales es el más apto para el trabajo.

2.7. Proceso de forja abierta en anillos de turbina

Las turbinas de gas se pueden dividir en dos partes la zona fría y la zona caliente, en la zona caliente alcanza temperaturas de hasta de 1300°C para lo cual se necesitan materiales que resistan los esfuerzos y las temperaturas de operación, uno de estos materiales son los anillos de turbina los cuales se hacen de súper aleaciones y se manufacturan mediante un proceso de forja abierta, este es un proceso muy versátil ya que se eliminan posibles defectos que traiga el material además de realizar el elemento mecánico de una pieza sin ninguna

soldadura lo cual ayuda a distribuir uniformemente los esfuerzos a los que se somete el elemento mecánico.

El proceso de manufactura consta básicamente de 5 pasos los cuales incluyen: recepción de material, forja, rolado, tratamiento térmico y maquinado.

2.7.1. Recepción del material.

Este es el primer paso del proceso de fabricación de los anillos de turbina donde se selecciona el material a utilizar este pudiendo ser desde súper aleaciones para la zona de caliente de la turbina o aceros inoxidable principalmente austeníticos para la zona fría, dicho material proviene de distintos modos ya sea por fundición o rolado, cada uno de ellos teniendo defectos internos causados por el método de fabricación, pudiendo ser porosidades internas, rechupes entre otros. La materia prima con la que se empieza este proceso tiene una forma cilíndrica.

2.7.2. Forja

Una vez seleccionado el material a procesar se introduce en un horno durante un tiempo determinado para elevar la temperatura del material hasta llegar a su zona austenítica, esto por las propiedades que ofrece esta fase, por ser una estructura cúbica centrada en las caras (FCC, face centered cubic) presenta varios planos de deslizamiento más comparada con una fase ferrítica (cúbica centrada en el cuerpo, BCC, body centered cubic), además de promover la recuperación y recristalización por la temperatura alcanzada, una vez llegada la temperatura deseada se somete a una presión ya sea por impacto o por presión constante, generada por un martillo neumático o una prensa hidráulica, la pieza calentada es comprimida por dos componentes del martillo o prensa llamados yunques inferior y superior respectivamente, este proceso es llamado recalque, la fricción de la pieza con los yunques o dados provoca bajo los efectos del martillado o presión una forma de barril, al concluir el proceso de compresión se

obtiene una pieza llamada blank, preforma o set-up. Concluyendo el recalque se introduce el blank al horno para elevar su temperatura ya que esta se redujo por el trabajo hecho en ella, posteriormente se extrae el blank y se procede a punzonar, el objetivo de este paso es generar una pieza hueca mediante un punzón, el cual se coloca en la parte central del blank y se presiona con la ayuda del martillo o la prensa hasta extraer la parte central de la preforma obteniendo una pieza conocida como “dona”.

2.7.3. Rolado.

El rolado de anillos es un método muy versátil ya que ofrece ventajas tales como un material homogéneo, una textura uniforme circunferencial lo que no da una material que distribuye los esfuerzos uniformemente, además de facilitar su maquinado. Este método nos ofrece anillos de distintas dimensiones hablando de productos de menos de un metro de diámetro hasta ocho metros de diámetro, desde pocos kilogramos de material hasta veinte toneladas.

Esta máquina cuenta con un rodillo principal, un mandril con los cuales se controla el espesor del anillo y un par de rodillos axiales con los que se manipula la altura de la pieza. Este proceso comienza con la “dona” introduciendo el mandril en el centro de ésta de un diámetro poco menor al de la “dona” comprimiéndola junto con el rodillo principal y controlando la altura de este con los rodillos axiales. Este hasta llegar a las medidas necesarias en un proceso no mayor a un minuto. En este proceso el mayor esfuerzo en la maquina está en el mandril ya que es el componente de menor volumen con puntos de apoyo más distantes, y expuesto a altas temperaturas a esfuerzos periódicos de compresión y tensión.

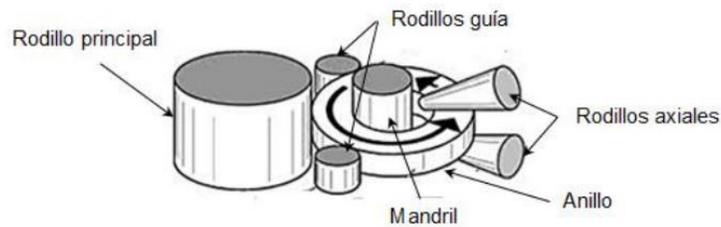


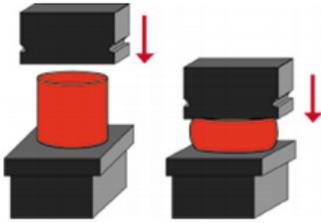
Figura 2.5.- Componentes de una máquina de rolado de anillos de turbina [18].

2.8. Tratamientos térmicos

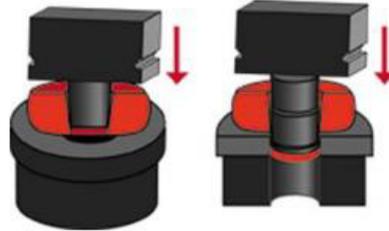
Un tratamiento térmico en los aceros es un proceso térmico en el cual se calienta y se enfría el material a temperaturas y tiempos controlados para cambiar las propiedades mecánicas del material alterando la fase presente. Como ya se sabe las fases predominantes en el acero son la cúbica centrada en el cuerpo (BCC por sus siglas en inglés), cúbica centrada en las caras (FCC) y tetragonal centrada en el cuerpo, cada una de ellas a excepción de los demás materiales tienen un nombre propio ya que el acero es el material metálico más estudiado, destacando las fases ya mencionadas siendo ferrita (BCC), austenita (FCC) y martensita (tetragonal centrada en el cuerpo).

Cuando hablamos de tratamientos térmicos de temple y revenido nos referimos al manejo de estas tres fases ya mencionadas, modificando la temperatura del acero en tiempos controlados.

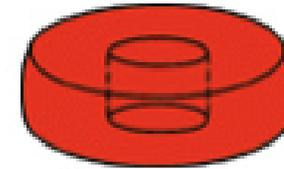
La ferrita es una fase del acero estable a temperatura ambiente, la cual se puede observar comúnmente como granos equiaxiales de tamaños variables, la austenita es una fase del hierro que se presenta a una temperatura de 912°C la cual se puede observar en un diagrama de fases de hierro-carbono en la cual podemos observar el cambio de fase de ferrita a austenita, cambiando su estructura de BCC a FCC, esto se genera por el calor aplicado al material traducido en temperatura, llegando a este punto la dilatación atómica del material permite un mejor acomodo atómico siendo este la estructura FCC cambiando por



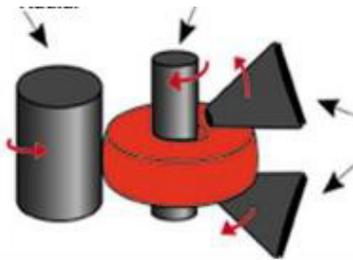
a) Recalcado de la pieza.



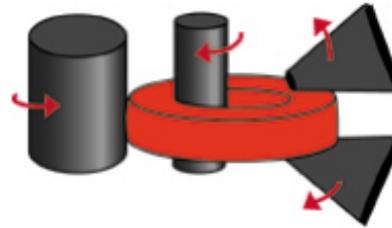
a) Punzonado de la pieza.



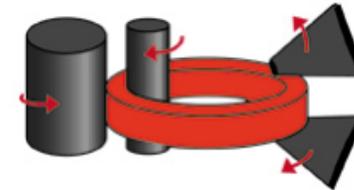
a) "Dona"



a) Inicio del proceso de rolado.



e) El mandril y el rodillo principal comprimen el anillo para dar las medidas buscadas.



f) Los rodillos axiales controlan la altura del anillo.

Figura 2.6.- Diagrama esquemático de proceso de rolado de anillos de turbina [18]

completo las propiedades del material, ya que éste posee un parámetro de red, planos de deslizamiento, densidades atómicas diferentes entre otras cosas.

2.8.1. Temple.

El temple es el tratamiento térmico por el cual se busca llevar al material a su máxima dureza y por ende a su máxima fragilidad, esto se alcanza mediante el temple el cual consta básicamente de calentar el material hasta llegar a su zona austenítica y mantenerlo ahí hasta llegar a una homogeneidad térmica posteriormente se enfría súbitamente el material en diferentes medios tales como agua, aceite, polímero o salmuera, el cambio súbito de temperatura distorsiona la estructura del material cambiando de austenita (FCC) a martensita (tetragonal centrada en el cuerpo), el cambio súbito de temperatura hace que el material no alcance a acomodarse a ferrita y queda con una fase más frágil además de poseer más intersticios y alojar mayor cantidad de carbono en esta fase martensítica.

La eficacia de este tratamiento térmico está dada por varios factores, desde las temperaturas de operación, el tiempo de calentamiento y el medio en el que se enfría, se debe conocer el material para poder definir las temperaturas ya que una temperatura menor a la óptima no alcanza una estructura totalmente austenítica o una temperatura pasada genera capas grandes de óxido en el material que a la larga puede formar partículas dañinas para el material, los tiempos de calentamiento son igualmente importantes ya que un corto tiempo nos da estructuras combinadas de austenita y ferrita y tiempos largos hace que el grano comienza a crecer cambiando las propiedades del material, los medios enfriantes son un tema importante ya que un enfriamiento en agua es mucho más rápido que uno en aceite o polímero por los puntos de ebullición dándonos ΔT más grandes en el agua pudiendo generar grietas en el material por choque térmico, aunque el enfriamiento en agua nos da las durezas más altas que puede

alcanzar el material, el enfriamiento en aceite nos da un cambio de temperatura más amigable evitando los choques térmicos y generando un material un poco más tenaz que un enfriamiento con agua, el polímero normalmente es un sustituyente del aceite.

2.8.2. Revenido.

El revenido es el tratamiento térmico posterior al temple ya que este último genera una estructura muy frágil, dejando esfuerzos residuales en el material, éste tratamiento se realiza calentando el material a temperaturas dependientes de la composición química del material normalmente oscilando entre 300°C y 600°C, aunque estas temperaturas pueden ser diferentes por el tipo de material una vez calentado el material a un tiempo determinado (hasta que la pieza adquiera una homogeneidad térmica) se extrae y se enfría de diferentes maneras, pudiendo ser con aire forzado, o al aire libre. Este tratamiento reduce los esfuerzos residuales en el material volviéndolo más tenaz, así como también permitir la difusión del carbono evitando que éste se aglomere en pocos lugares.

Capitulo III. Mecanismos de fractura y autoafinidad

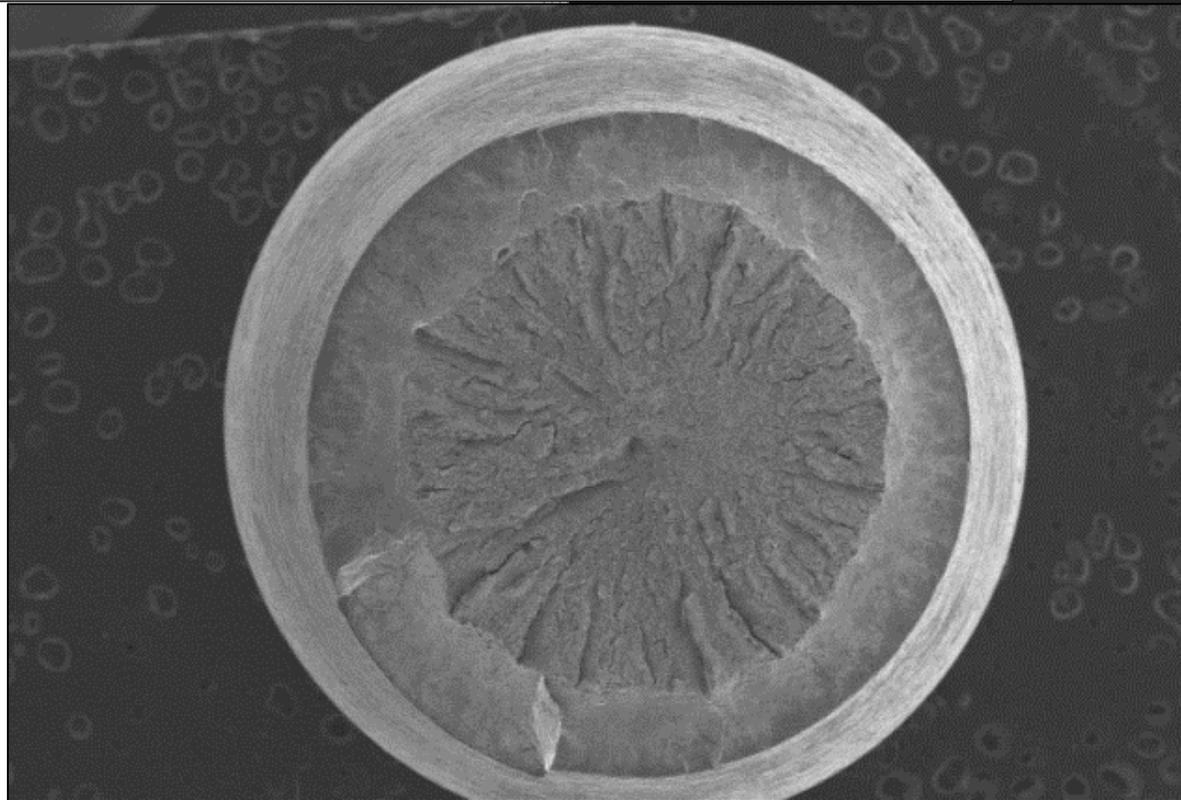


Imagen obtenida de MEB de una superficie de fractura de un acero AISI 4340 mediante una prueba de tensión.

3.1. Mecanismos de nucleación y propagación de grietas en metales

Los mecanismos de nucleación y propagación de grietas son ampliamente estudiados y están en constante evolución ya que se presentan nuevas propuestas de estos. Dichos mecanismos pueden estudiarse a diferentes niveles de estudios desde nivel atómico utilizando dinámica molecular, nanométrico estudiando el comportamiento de las dislocaciones en el material, microscópico observando la interacción de los granos en materiales poli cristalinos además de poder encontrar partículas de segunda fase tales como precipitados. Enfocaremos este capítulo desde mecanismos nanométricos hasta micrométricos.

A nivel nanométrico nos encontramos las dislocaciones las cuales son defectos lineales que encontramos en los materiales metálicos cristalinos, éstas pueden alterar las propiedades mecánicas del material, pudiéndose comportar de diferentes maneras tales como apiladas o intersectadas, cuando las dislocaciones interactúan entre ellas pueden aniquilarse o bien acumularse formando puntos duros en el material por la distorsión atómica que generan formando un área bastante estresada.

Como podemos ver en la Figura 3.1 las dislocaciones pueden acumularse o bien ordenarse en una línea un fenómeno conocido como poligonización, cuando éstas se acumulan pudiendo ser en una frontera de grano como se observa o bien cerca de un precipitado o en un lugar donde ya hay acumulación de dislocaciones, esto por la energía alrededor de éste atrayendo las dislocaciones, formando zonas frágiles en el material siendo más propensas a iniciar una grieta bajo la acción de una fuerza externa. Las dislocaciones también pueden intersectarse entre ellas por las mismas razones ya mencionadas solo que en lugar de apilarse se intersectan aniquilándose entre ellas y formando nuevas dislocaciones generando un desorden en el material provocando heterogeneidad en las propiedades mecánicas de éste, generando esfuerzos residuales en algunas zonas las cuales son propensas a iniciar grietas.



Figura.3.1. Mecanismo de apilación (izquierdo) e intersección (derecha) de dislocaciones [2].

A un nivel micrométrico podemos observar los defectos que surgen por la interacción de los granos en el material como podemos ver en la Figura 3.2 una incompatibilidad en los granos esto se presenta en granos de diferentes propiedades ya sea que tienen texturas diferentes o están compuestos de fases diferentes por ejemplo un acero DP (Dual Phase) el cual está compuesto de un porcentaje de martensita en una matriz ferrítica se sabe que las propiedades de estas fases son notablemente diferentes, cuando se les aplica una fuerza reaccionan de diferente manera deformándose a diferentes velocidades generando cavidades entre los granos las cuales iniciando grietas, también podemos observar en la Figura 3.4. un deslizamiento de las fronteras de grano esto sucediendo a altas temperaturas un fenómeno llamado creep o termofluencia en la cual por las temperaturas de trabajo además de las fuerzas externas hacen que las fronteras de grano se deslicen.

Otro fenómeno a nivel microestructural es la coalescencia de micro cavidades o voids, estas cavidades se generan por partículas de segunda fase tales como los carburos, óxidos o precipitados, el tamaño de estas partículas es muy relevante ya que partículas pequeñas pueden aumentar las propiedades mecánicas del material pero en tamaños grandes las degradan, como podemos observar en la Figura 3.5 se aprecia un material con partículas de diferentes tamaños dividiéndolas en pequeñas y grandes, podemos ver el efecto que tienen estas partículas grandes generando voids en el material bajo una posible fuerza perpendicular a la dirección de propagación de la grieta, en contraste vemos las

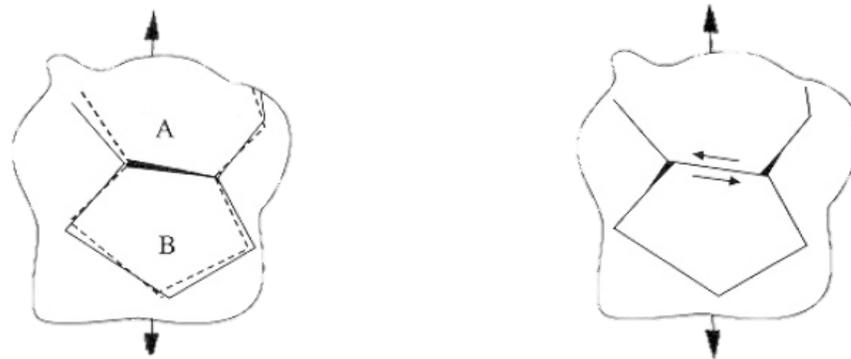


Figura 3.2. Mecanismo de incompatibilidad elástica (izquierda) y deslizamiento de fronteras de grano (derecha) [1].

partículas pequeñas que no generan una cantidad considerable de voids, si la fuerza se sigue aplicando los voids coalescerán propagando la grieta llevando a la falla del material.

Un proceso de nucleación y propagación muy popular en los metales es el proceso de fatiga, en este el material está expuesto a esfuerzos de tensión y/o compresión cíclicos algunas veces bajo altas temperaturas de trabajo, es este caso por la acción de los esfuerzos constantes el material se está endureciendo

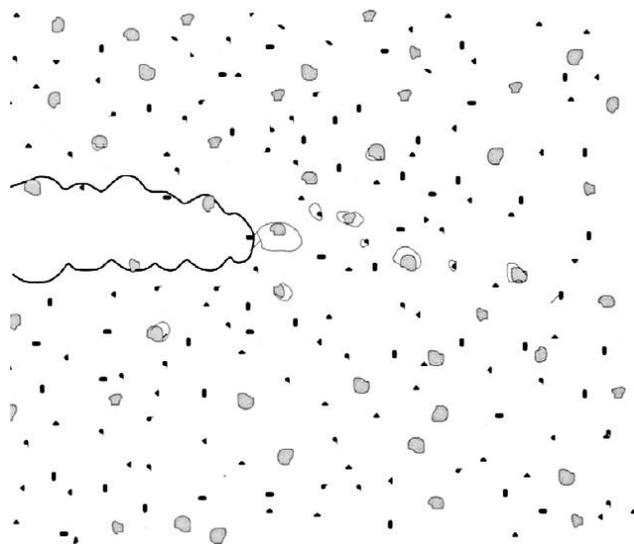


Figura 3.3. Propagación de grieta por partículas de segunda fase [2].

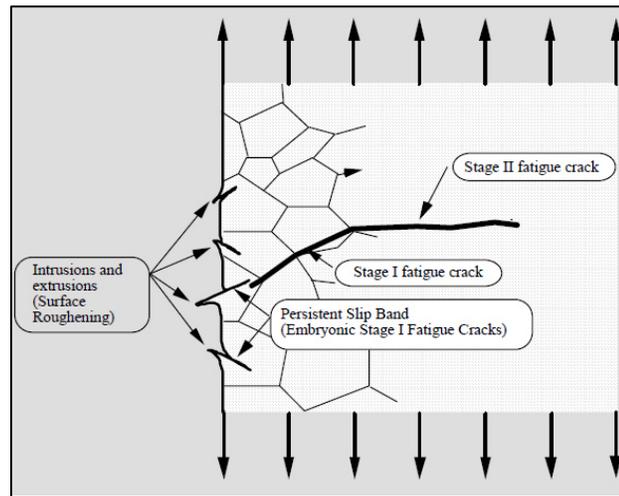


Figura 3.4. Mecanismo de nucleación y propagación de grietas por fatiga [27].

por deformación es decir se están acumulando dislocaciones haciendo que el material se endurezca en la superficie de contacto, además deformando el material como se puede ver en la Figura 3.4 observando una rugosidad en el área de trabajo, esta deformación en el material se propaga al interior de este generando pequeñas grietas en la superficie y si la fuerza se sigue aplicando estas grietas se propagaran en el material hasta llevarlo a la falla.

3.2. Auto afinidad en superficies de fractura

Para poder explicar el concepto de autoafinidad es necesario saber primero qué es un fractal, este concepto implementado por Mandelbrod el cual proviene del latín “*fractus*”, correspondiente al verbo *frangere* el cual significa “romper, crear elementos irregulares”. Una característica de los fractales es que son auto similares esto quiere decir que están formados de partes diminutas que se parecen a todo, un ejemplo de un fractal es la curva de Von Koch como se muestra en la Figura 3.5.

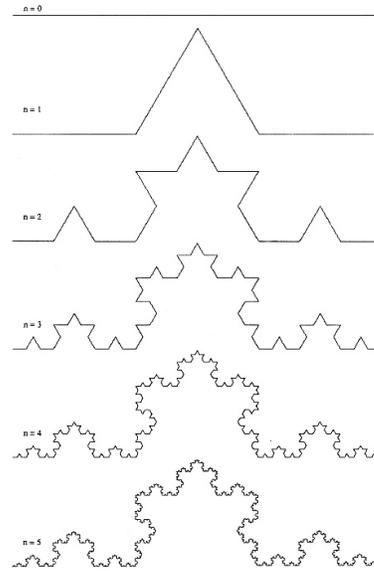


Figura 3.5. Curva de von Koch [37].

A partir del concepto de auto similitud podemos entender la palabra auto afín esto quiere decir que es un fractal aniso trópico es decir que presentan un similitud estadística observándose a diferentes niveles, un ejemplo de un objeto auto afín son las superficies de fractura las cuales se estudian en este trabajo, las superficies de fractura son caracterizadas mediante el exponente de Hurst el cual será descrito en los capítulos siguientes.

3.2.1. Exponente de Hurst o de rugosidad

Los objetos autosimilares como los fractales presentan una igualdad no importa a que escala sea observado, en contraste los elementos naturales no se comportan de esta manera presentando una similitud estadística por lo cual se les denomina autoafines, las primeras aplicaciones de autoafinidad fueron realizadas al movimiento fraccional Browniano (mfB) este movimiento en palabras simples representa el movimiento de partículas libres en intervalos de tiempo sin una trayectoria fija sin importar el tamaño de dicha partícula si graficamos el movimiento de una partícula teniendo como ejes el tiempo (t) y la posición $B(t)$ tendríamos una gráfica donde si la observamos a diferentes

magnificaciones encontraríamos diferencias no como la curva de Von Koch la cual presenta una similitud por eso siendo esta un fractal, por el contrario el movimiento Browniano se comporta de forma autoafin, basándose en estos estudios en 1985 Maldelbrot propuso el siguiente modelo:

$$\bar{B}(rt) = r^{1/2}\bar{B}(t) \quad (1)$$

donde \bar{B} es la distribución de probabilidad de B, esto muestra que el tiempo sufre un escalamiento con r, entonces la posición de la partícula B se escalará con un valor de $r^{1/2}$ con esto podemos expresar la función del movimiento Browniano de la siguiente manera

$$(B(t_1) - B(t_2))^2 \cong t_1 - t_2^{2\zeta} \quad (2)$$

donde $\bar{()}$ implica el promedio temporal, t_1 es el tiempo y ζ es un exponente que se explicará a continuación. La dimensión de un objeto autoafin puede obtenerse de la misma manera que uno auto similar. En 1985 Voss establece que dicha dimensión está relacionada con el exponente ζ de la siguiente manera:

$$D = E + 1 - \zeta \quad (3)$$

Donde E es el número de argumentos de la función B. Para el caso anterior tendríamos que:

$$D = 2 - \zeta \quad (4)$$

El exponente ζ es llamado exponente de Hurst o de rugosidad en honor de H.E. Hurst por sus trabajos en series de tiempo. Para una superficie auto afín se debe cumplir que la altura de un punto $r = \sqrt{x^2 + y^2}$ sobre un plano (x,y) está dada por la relación:

$$h(r) = (z(r_0 + r) - z(r_0))^2, \quad r_0 \cong r^{2\zeta}. \quad (5)$$

La magnitud del exponente de Hurst siempre estará entre 0 y 1, teniendo superficies más rugosas con valores cercanos a 0 y superficies más lisas con

valores cercanos a 1. También podemos obtener la dimensión fractal a partir de dicho exponente y viceversa, dependiendo del número de dimensión utilizadas. Teniendo una dimensión fractal $D = 3 - \zeta$ para tres dimensiones y $D = 2 - \zeta$, o en otras palabras las dimensiones utilizadas se dan sumando la dimensión fractal más el exponente de Hurst.

3.2.2. Métodos de obtención del exponente de rugosidad

Existen varios métodos de obtención del exponente de rugosidad entre los que destacan el de conteo de cajas, banda de ancho variable, probabilidad de retorno, el primero conteo de cajas consta principalmente de cubrir la superficie a analizar con cajas de diferentes dimensiones teniendo en cuenta el número de cajas utilizadas utilizando la siguiente ecuación.

$$B(r) \cong \left(\frac{A}{\mu L}\right) r^{(\zeta-2)} \text{ para } r \ll \left(\frac{A}{\mu}\right)^{1/(1-\zeta)} \quad (6)$$

donde, $B(r)$ es el número de cajas necesarias para cubrir la superficie, A y L son la amplitud y largo del perfil, siendo las cajas de una dimensión $r \times \mu r$ la proporción de las cajas está dada por el valor de $\mu = A/L$ y ζ siendo el exponente de rugosidad.

Pasando al método de bandas de ancho variable el perfil de longitud L se divide en ventanas de la misma dimensión (Δ) siendo la primera ventana r_0 , de cada ventana se obtienen dos valores siendo W_∞ o Z_{max} la diferencia entre la altura mayor y a la menor y W_2 o desviación estándar, estos datos son calculados para todas las ventanas Δ , la cual es movida hasta llegar a $\Delta=L$, una vez recorrido todo el perfil se promedian los resultados de W_∞ y W_2 con respecto al número de ventanas utilizadas, estos datos obtenidos se ajustan con las siguientes ecuaciones:

$$w_{\infty x_0} \propto \Delta^\zeta, \quad w_{2 x_0} \propto \Delta^\zeta. \quad (7)$$

Por parte del método de probabilidad de retorno cada punto x_0 del perfil con una altura $h(x_0)$ se detecta la mínima distancia d necesaria para intersectar con un punto a la misma altura que x_0 , $h(x_0 + d) = h(x_0)$, la distribución de distancias d correspondientes para cada punto del perfil es llamada la distribución de probabilidad del primer retorno $p_1(d)$. Para un perfil autoafin se satisface lo siguiente:

$$p_1(d) \propto d^{\zeta-2}. \quad (8)$$

3.2.3. Estudios auto afines en superficies de fractura.

Los primeros estudios auto afines en superficies fracturadas fueron realizados por Mandelbrot, Passoja y Paullay [3] en el cual realizan pruebas de impacto en un acero Maraging el cual se trató con diferentes tratamientos térmicos obteniendo una variación en la energía absorbida por el material en las pruebas de impacto, las superficies fracturas fueron cubiertas con níquel para posteriormente realizar un corte paralelo a la superficie de fractura obteniendo islas de Maraging en el níquel, posterior a esto se midieron las islas tomando el área y el perímetro de estas, graficando los datos obtenidos midiendo la pendiente se obtuvo la dimensión fractal como se ve en la Figura 3.6, comparación de la variación de la dimensión fractal cabe mencionar que estos datos fueron dados como dimensión fractal ya que se pensaba que la superficie de fractura era un fractal, Mandelbrot además realizó una con la energía absorbida del material obteniendo los resultados mostrados en la Figura 3.7 expresando los resultados en dimensión fractal, si traducimos esos valores podemos observar el incremento de la energía absorbida relacionado con valores dimensión fractal a exponentes de Hurst vemos que el exponente aumenta mientras que la energía de impacto aumenta igualmente.

Posterior a los trabajos de Mandelbrot y colaboradores se realizaron trabajos muy similares en materiales diferentes, en 1990 Bouchaud [4] realizó experimentos similares a los de Mandelbrot en un aluminio 7475 templados en agua y aceite, generando las superficies de fractura de una pieza de tensión compacta pre agrietadas mediante fatiga midiendo la tenacidad a la fractura, igualmente cubrió la superficie fracturada con níquel realizo el corte paralelo a la fractura midiendo las islas de aluminio en el níquel utilizando un microscopio electrónico de barrido en la modalidad de electrones retrodispersados obteniendo valores de 2.2 en la dimensión fractal en todos los especímenes aunque estos tienen diferentes tenacidades a la fractura por los diferentes tratamientos térmicos, esto llevando a Bouchaud a proponer que el valor de 0.8 en el

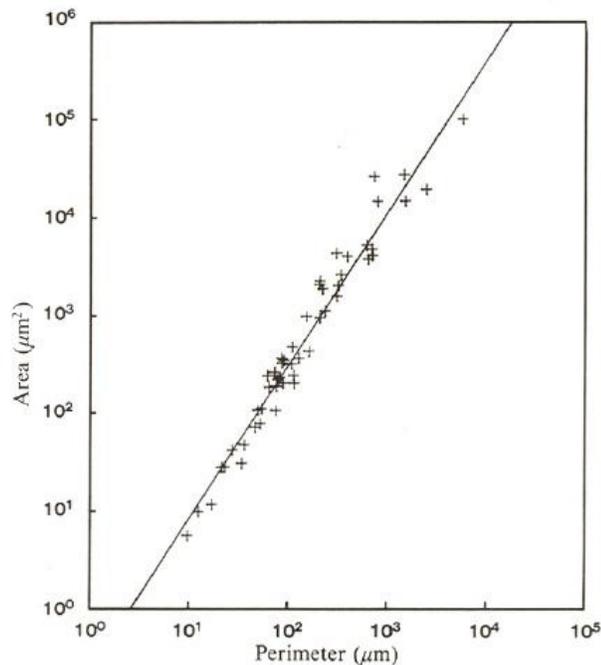


Figura 3.6. Grafica en la que se compara el área y perímetro obtenidos en el acero Maraging obteniendo una dimensión fractal de 1.28 [3].

exponente de Hurst es universal sin importar el material o el modo de fractura pero la velocidad de propagación de la grieta puede afectar este valor.

Tiempo después del trabajo de Bouchaud en 1992 Maloy, Hansen e Hinrichsen [5] realizaron trabajos relacionado en seis materiales frágiles diferentes entre ellos una aleación Al-Si AA4253, un acero ARNE enfriado con nitrógeno líquido, grafito, porcelana, baquelita y plástico, las muestras eran de sección transversal rectangular o circular realizándoles una muesca y generando la fractura por una fuerza cortante, obteniendo los perfiles de la fractura mediante perfilometría, utilizando los métodos de espectro de potencia y probabilidad de retorno obtuvieron los exponentes de

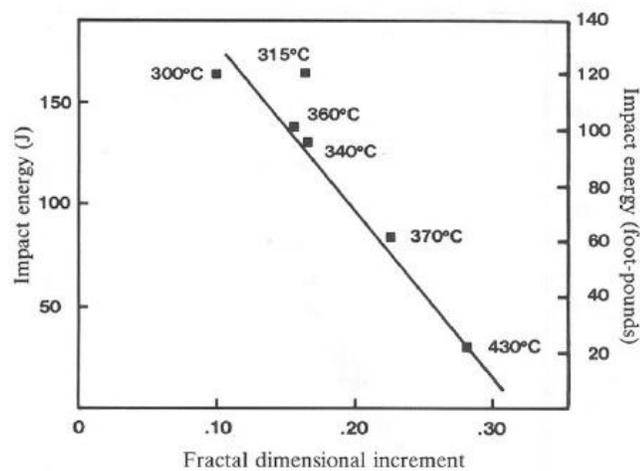


Figura 3.7. Energía absorbida versus dimensión fractal en un acero Maraging probado a temperatura ambiente [3].

rugosidad $\zeta = 0.87 \pm 0.07$ lo que confirma la propuesta de Bouchaud en la cual este valor cercano a $\zeta = 0.8$ podría ser un valor universal.

Poco tiempo después en julio de 1993 Milman y colaboradores [6] realizaron estudios similares debatiendo con la supuesta universalidad del valor de $\zeta = 0.8$ en materiales frágiles y fractura dúctiles, proponiendo que este valor puede no ser universal que este depende de las propiedades del material. Realizando experimentos en 5 materiales entre ellos MgO, Si, Cu, tungsteno mono cristalino y grafito pirolítico altamente orientado, utilizando microscopia electrónica de tunelamiento encontró valores de $\zeta = 0.6 \pm 0.1$ en MgO, Si y Cu y valores de $\zeta = 0.6$ en el tungsteno y $\zeta = 0.5$ en el grafito.

Estos nuevos resultados forzaron a Bouchaud a reformular su propuesta concluyendo que los valores de $\zeta = 0.8$ pertenecen a fracturas con velocidades de propagación cuasi estáticas y en áreas de trabajo que van de micras a milímetros y los valores de $\zeta = 0.5$ son de fracturas con velocidades de propagación súbitas y en áreas de trabajo muy pequeñas del orden de nanómetros.

Estos trabajos fueron los detonantes de una gran variedad de trabajos tales como el de Hinojosa en 1999 [15] en el cual estudia una superlación base níquel utilizando microscopia de fuerza atómica y microscopia electrónica de barrido reporta un exponente de rugosidad de 0.8 en la superficie de fractura, reportando que el valor de la longitud de correlación era correspondiente al tamaño de las mayores heterogeneidades del material.

Otro trabajo fue el de Reyes Melo [16] en el cual realiza estudios de auto afinidad en materiales plásticos tales como polipropileno y poli estireno utilizando microscopia de fuerza atómica y electrónica de barrido reporta valores de 0.8 en el exponente de rugosidad.

Un trabajo bastante interesante el cual puede ser un record por la longitud de correlación que logro conseguir de 6 décadas fue realizado en el 2000 por J. Aldaco y colaboradores [39] en el cual realiza un estudio en una aleación de aluminio dendrítico realizando su estudio mediante microscopia de fuerza atómica, microscopia electrónica de barrido y perfilometría, en las cuales obtuvo un exponente de Hurst de 0.81 abarcando 6 décadas.

Como podemos ver el estudio detonante de Mandelbrot [3] fue realizado en un material que presenta características dúctiles en la fractura, pero trabajos posteriores se centraron en materiales frágiles, a partir del 2000 vemos una etapa en la comunidad científico donde sigue estudiando los materiales frágiles [42,43] como el vidrio [41,45], o hielo [44] pero además vemos estudios realizados en materiales dúctiles enfocándose en el mecanismo de coalescencia de microcavidades[46] o mecanismos de fatiga tanto en materiales dúctiles como

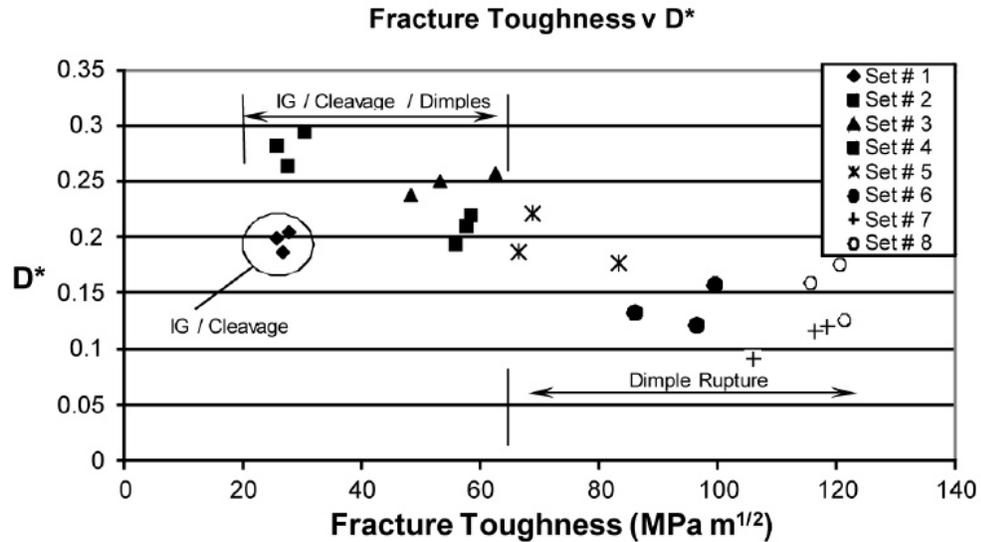


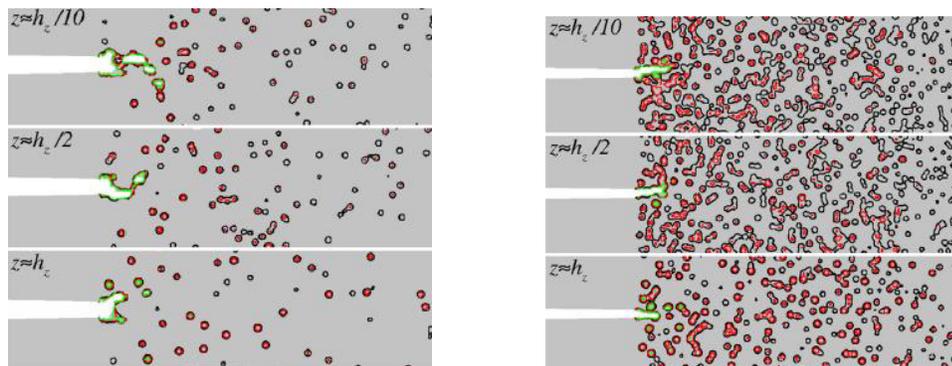
Figura 3.8. Tenacidad a la fractura versus dimensión fractal [8].

frágiles [47] llegando a estudios más actuales y relacionados a nuestro material tenemos el trabajo de Mecholsky y colaboradores en el año 2014 [8] en el cual realizan un estudio en superficies de fractura de un acero AISI 4340 templado y revenido a los cuales se le realizaron ensayos para obtener la tenacidad a la fractura del material para posteriormente realizar estudios autoafines igualmente que Mandelbrot y Bouchaud cubriendo la superficie de fractura con níquel utilizando microscopia electrónica de barrido en la modalidad de electrones retrodispersados realizó la medición de las islas de 4340 en el níquel obteniendo la dimensión fractal comprándola con la tenacidad a la fractura como se muestra en la Figura 3.8 como podemos ver la dimensión fractal disminuye mientras la tenacidad a la fractura aumenta o en otras palabras el exponente de Hurst aumenta mientras la tenacidad a la fractura aumenta, es curioso que este tipo de estudios se sigan reportan en dimensión fractal ya que sabemos que las superficies de fractura no son fractales ya que no son auto similares si no autoafines y por definición deberían reportarse en el exponente de rugosidad o exponente de Hurst.

Otro trabajo bastante interesante fue realizado por Srivastava y colaboradores en el año 2014 y 2015 [9,10] en el cual trabaja con una simulación

en un material metálico ideal en el cual varía el tamaño y la densidad de partículas de segunda fase, buscando el efecto que tienen está en el material y la rugosidad que generan al realizarse la fractura, utilizando dos tamaños de partículas dividiéndolas en grandes y pequeñas relacionándolas como sulfuros de manganeso en las grandes y carburos en las pequeñas 8 densidades de partículas yendo desde el 1% hasta el 19% como se muestra en la Figura 3.9 viendo el efecto de las partículas grandes degradando las propiedades del material y las partículas pequeñas mejorándolas además midiendo el exponente de Hurst obteniendo el valor de 0.53 en todos los casos.

Todos estos trabajos empezaron con la proposición de Mandelbrot aunque lo interesante es que él empezó con un material que no es totalmente frágil, posterior a esto se realizaron trabajos en materiales que presentan fracturas frágiles ignorando la deformación plástica del material, no fue hasta fechas recientes que se retomaron materiales con deformaciones dúctiles como se presenta en los casos de partículas de segunda fase, estos casos nos dan a ver que el estudio de la fractura llámese fractografía, mecánica de fractura, auto finida, etc. está en constante evolución presentando nuevos modelos, mecanismos y métodos de estudios lo que lo convierte en una ciencia bastante apasionante.



3.9. Propagación de grietas por partículas de segunda fase en diferentes densidades y dos diferentes tamaños de partícula [9].

Capitulo IV. Motivación, hipótesis y objetivos.



Mandril fracturado utilizado en el proceso de forja de anillos de turbina.

4.1. Motivación

Adquirir conocimientos en el campo de fractografía, mecánica de fractura y auto afinidad en aceros de alta resistencia, además de cambiar el panorama actual de porqué se fracturan los metales.

4.2. Hipótesis

El mecanismo de nucleación y propagación de grietas no tiene un efecto significativo en el comportamiento autoafín en la superficie de fractura sin embargo es posible que la microestructura del material tenga un efecto en el desempeño autoafín de la superficie de fractura en aceros de alta resistencia, relacionando matrices martensíticas a exponentes más cercanos a uno y matrices con menos porcentaje de martensita o fases más suaves relacionadas con exponentes más alejados de uno.

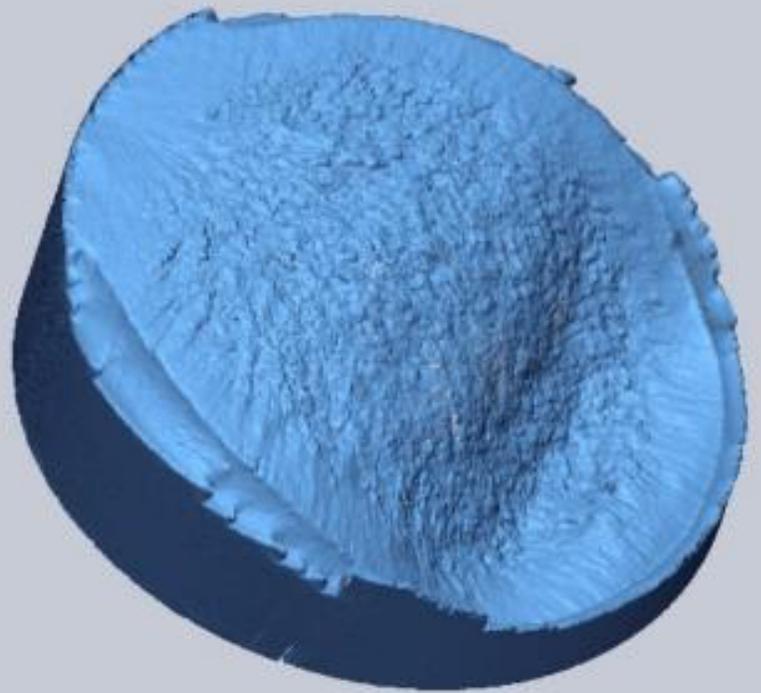
4.3. Objetivos

Generar conocimientos sobre los mecanismos de nucleación y propagación de grietas en los aceros de alta resistencia, además de relacionar el comportamiento autoafin con la microestructura de la fractura.

4.3.1. Objetivos específicos

- Elucidar los efectos de la microestructura en el proceso de fractura de los aceros AISI 4340 y Premomet tratados térmicamente.
- Caracterizar la superficies de fractura de estos aceros bajo pruebas de tensión, impacto y bajo el ambiente de trabajo.
- Identificar los mecanismos de nucleación y propagación de grietas en estos aceros.
- Reportar los valores del exponente de Hurst en ambos hacer bajo pruebas de tensión, impacto y ambiente de trabajo utilizando reconstrucción laser en 3D.
- Relacionar los valores del exponente de Hurst con la microestructura del material.

Capitulo V. Metodología



Reconstrucción laser en 3D generada con brazo escáner FARO del mandril fracturado presentado en el capítulo pasado.

5.1. Introducción

En este trabajo se estudiaron dos aceros de alta resistencia el AISI 4340 proviniendo de los mandriles utilizados en el proceso de forja de anillos de turbina y el acero Premomet con el cual busca sustituir al AISI 4340. Se comenzó obteniendo los mandriles fracturados provenientes de la línea de producción los cuales ya habían sido templados y revenidos para su uso en la línea, además de una muestra de sección circular de acero Premomet. A los cuales se les comenzó realizando estudios de composición química para posteriormente realizar tratamientos térmicos de temple y revenido, estudiando su microestructura antes pre y pos tratado, además de realizar ensayos de Impacto Charpy y tensión para generar superficies de fractura para su posterior estudio en el microscopio electrónico de barrido, se realizó una reconstrucción láser en 3D para realizar estudios de auto afinidad, así como también un estudio en la microestructura de los materiales digitalizados estudiados bajo laser para buscar una relación de la microestructura con la auto afinidad de la muestra, en el caso de los mandriles se extrajeron muestras de ellos para realizar estudios en MEB y auto afines con la misma finalidad de las muestras probadas en impacto y tensión mostrando en forma compacta la experimentación en el diagrama inferior.

Aceros AISI 4340 y Premomet	Tratamientos térmicos	Caracterización metalográfica	
Aceros AISI 4340 y Premomet	Pruebas de tensión e impacto Charpy	Fractografía Análisis autofin	Caracterización metalográfica impacto Charpy
Mandriles	Muestreo	Fractografía Caracterización metalográfica Análisis autofin global y local	

5.2. Obtención de muestras

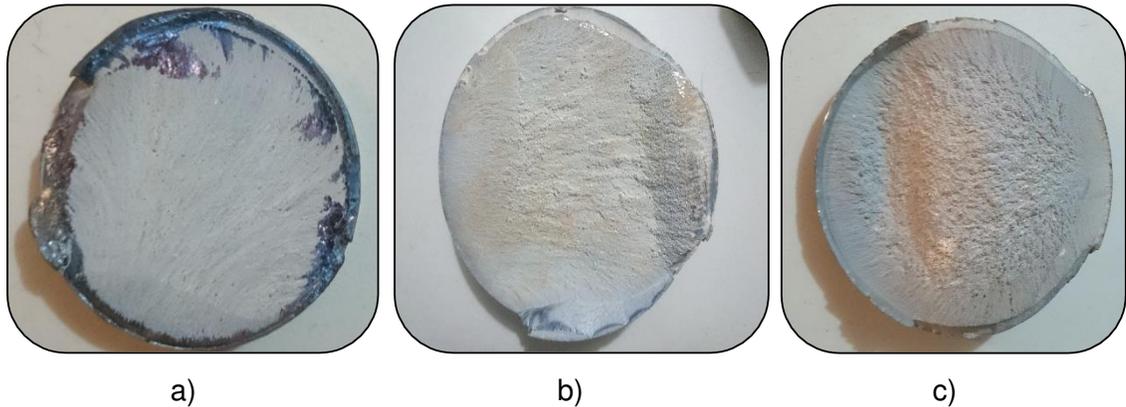


Figura 5.1. Mandriles fracturados en el proceso de rolado de anillos de turbina.

Se obtuvieron 3 mandriles fracturados del acero AISI 4340 de diferentes dimensiones como se muestra en la Figura 5.1. comenzando por realizar análisis fractográfico en ellos buscando patrones o marcas que revelen la razón por la cual estos se fracturaron.

Del mandril número 2 se extrajeron 5 piezas de una pulgada cuadrada cada una ya que traía una reducción en el área transversal como se muestra en la Figura 5.2. realizando estudios de composición química, además de realizar tratamientos térmicos de temple y revenido en el material para posteriormente estudiar su microestructura sin tratamientos y con los diferentes tratamientos térmicos.

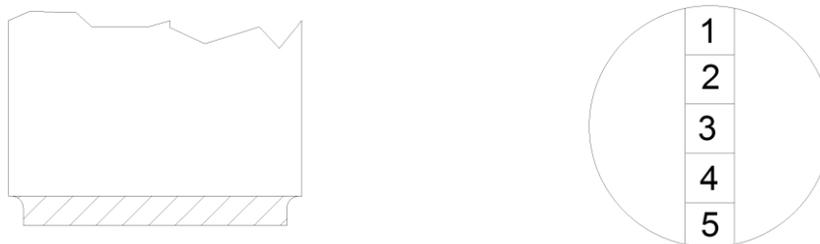


Figura 5.2. Extracción de muestras de mandril fracturado.

Se obtuvo una muestra de sección circular de acero Premomet del cual se extrajeron piezas con la misma finalidad de realizar los estudios de composición química así como también el estudio microestructural posterior a los tratamientos térmicos de temple y revenido.

5.3. Tratamientos térmicos a muestras cortadas

Se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido en ambos materiales, los parámetros utilizados en estos tratamientos fueron definidos por la empresa que los proporcionó ya que según su experiencia son las temperaturas en las que se obtienen las características mecánicas que ellos buscan, en el acero AISI 4340, se utilizaron dos temperaturas de temple una de 845°C y otra de 875°C se mantuvo una hora por las dimensiones de la muestra para posteriormente realizar un enfriamiento de agua, posterior al temple se realizó un revenido a 550°C en ambas muestras igualmente durante una hora para su posterior enfriamiento en aire forzado.

En el caso del Premomet se realizaron tres tratamientos térmicos por las razones ya mencionadas, utilizando como temperaturas de temple 900°C, 935°C y 970°C durante una hora por las dimensiones de las piezas para posteriormente enfriarlas en agua, después del temple se realizó un revenido a una temperatura de 177°C en los tres casos durante una hora continuando con un enfriamiento con aire forzado.

Todos estos tratamientos térmicos fueron realizados en una mufla marca Thermolyne.

5.4. Preparación metalográfica de muestras tratadas

Las muestras obtenidas de los materiales como se recibieron (As received) y las tratadas térmicamente fueron preparadas metalográficamente empezando por su corte con disco abrasivo de Al₂O₃ marca Leco para materiales

con durezas que oscilan entre 45 y 60 HRC de un diámetro de 10 in en una cortadora marca Struers modelos Discotom-2, posteriormente montadas en baquelita utilizando una cortadora marca Struers modelo LaboPress-1 continuando con el pulido de la pieza bajo la norma ASTM E-3 pasando por lijas de diferentes granularidades desde 400 hasta 4000 siguiendo con el pulido con paño y alúmina de 1 μm hasta llegar al acabado espejo, posterior a esto se realizó un ataque con nital a 2% sumergiendo la superficie preparada entre 10 y 15 segundos.

5.5. Pruebas de tensión e impacto Charpy.

Se realizaron pruebas de impacto Charpy y de tensión para generar superficies de fractura generadas a distintas velocidades de propagación, las dimensiones de las probetas de la prueba de impacto Charpy se llevaron a cabo bajo la norma ASTM E-23 en la cual especifica las dimensiones de las muestras como se observa en la Figura 5.3., el maquinado de las pruebas de tensión se llevaron a cabo siguiendo las dimensiones señaladas en la norma ASTM E-8 como se muestra en la Figura 5.4. cabe destacar que estas pruebas fueron realizadas por la empresa y se nos entregaron las piezas fracturadas, a los especímenes probados se les realizó un tratamiento térmico de temple enfriado en polímero a una temperatura de 918°C y revenido a una temperatura entre 150°C y 350°C en el Premomet y por parte del AISI 4340 se extrajo el material de diferentes zonas del mandril.

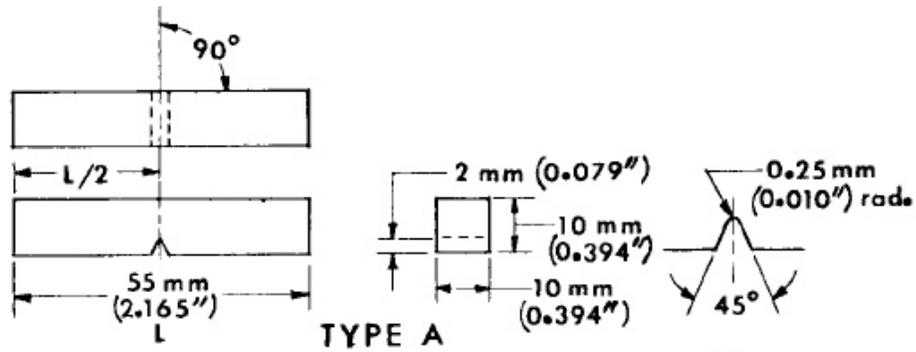


Figura 5.3. Dimensiones de la probeta de Impacto Charpy.[31]

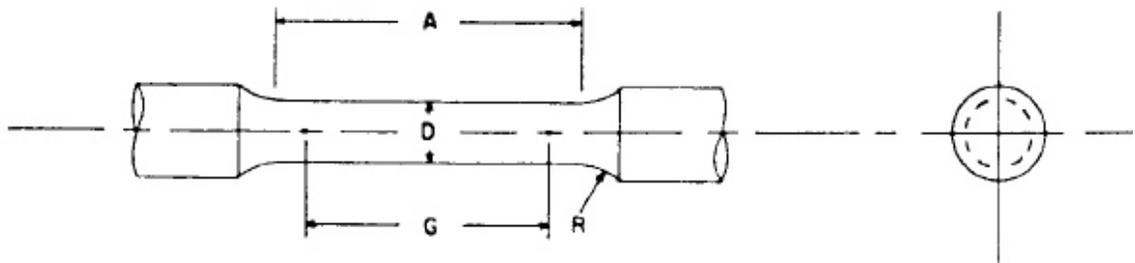


Figura 5.4. Dimensiones de la probeta de tensión siendo $A= 1\frac{1}{4}$ in, $D= 0.250\pm 0.005$ in, $G= 1.000\pm 0.005$ y $R=\frac{3}{16}$ in [30]

5.6. Muestreo de mandriles

De los mandriles fracturados se extrajeron muestras de la fractura en zonas específicas para realizar estudios a las distintas morfologías que presenta la fractura además de realizar estudios auto afines a estas muestras, así como también conocer la microestructura de dichos elementos, éstas muestras fueron cortadas con agua a una velocidad elevada para ir removiendo el material sin elevar la temperatura del material y modificar su microestructura.

5.7. Microscopio electrónico de barrido (MEB)

En el MEB se realizaron un gran número de estudios tales como el estudio de la microestructura de los tratamientos térmicos realizando análisis puntuales en algunas zonas del material, estudios fractográfico en las superficies de fractura de las pruebas de tensión e impacto Charpy, así como también en las superficie de fractura de las muestras extraídas de los mandriles fracturados, todos estos estudios se realizaron voltaje de 20KV empleando magnificaciones de imágenes desde 16x hasta 13000x, obteniendo imágenes con una resolución de 1280 x 960 pixeles.

Las muestras obtenidas de tratamientos térmicos no necesitaron ningún tipo de limpieza o recubrimiento solamente se pulieron y atacaron y mantuvieron guardadas en un lugar a temperatura ambiente y seco para evitar la oxidación.

En el caso de las piezas fracturadas de las pruebas de tensión e impacto Charpy se les realizo un limpieza en un ultrasonido marca Aquasonic modelo 75T durante un tiempo de 10 minutos utilizando como fluido alcohol etílico, esto para limpiar cualquier impureza que podría afectar el estudio.

Las piezas obtenidas de los mandriles requirieron más atención ya que por el corte de agua se generó una capa de óxido en la superficie de fractura, para esto se empleó ácido acético en su forma comercial llamado Vinagre blanco, fueron sumergidas las piezas en este fluido por un tiempo aproximado de 10 horas para posteriormente realizar una limpieza en el ultrasonido igualmente con alcohol etílico.

5.8. Reconstrucción laser en 3D.

Se realizó una reconstrucción laser en 3D a las piezas obtenidas de las pruebas de tensión e impacto Charpy así como también a los mandriles fracturados y las piezas extraídas de los mandriles esto para realizar análisis de auto afinidad a estas piezas. Dicho análisis fue realizado en una empresa de la localidad llamada Tec-Med con la ayuda del sistema FARO Edge ScanArm HD

el cual tiene una precisión de $\pm 25 \mu\text{m}$ ($\pm 0.001 \text{ in}$) con una velocidad de escanea de 2800 cuadros por segundo, 280 fps x 2000 puntos por línea = 560,000 puntos por segundo, con este dispositivo se realizó el escaneo a las piezas generando una nube de puntos como se puede ver en la imagen de presentación de este capítulo utilizando un programa llamado Geomagic® y sus múltiples paquetes se generó la nube de puntos y se guardó en un formato .STL ASCII el cual nos da un documento en que se encuentran las coordenadas de todos esos puntos los cuales pueden ser procesados con distintos métodos. Las piezas utilizadas para este proceso no necesitan una preparación especial solo ser limpiadas con una brocha, cuando se realiza el escaneo se le coloca un spray llamado Spotcheck® el cual coloca una capa muy delgada de un material en la superficie del material esto para que el láser no sea reflejado por el material ya que este es metálico.

5.9. Autoafinidad en superficies de fractura.

Una vez teniendo el documento ASCII se puede acceder a las coordenadas de los puntos obtenidos en el proceso de digitalización, y poderlos manipular con diferentes paquetes en este caso se utilizó R y un paquete con el cual se puede obtener la dimensión fractal de un perfil (2 dimensiones) [38] con este paquete se puede obtener dicha dimensión con diferentes métodos en este trabajo se utilizó el método de boxcounting una vez obtenida la dimensión fractal podemos obtener el exponente de Hurst.

Capítulo VI. Resultados y discusión

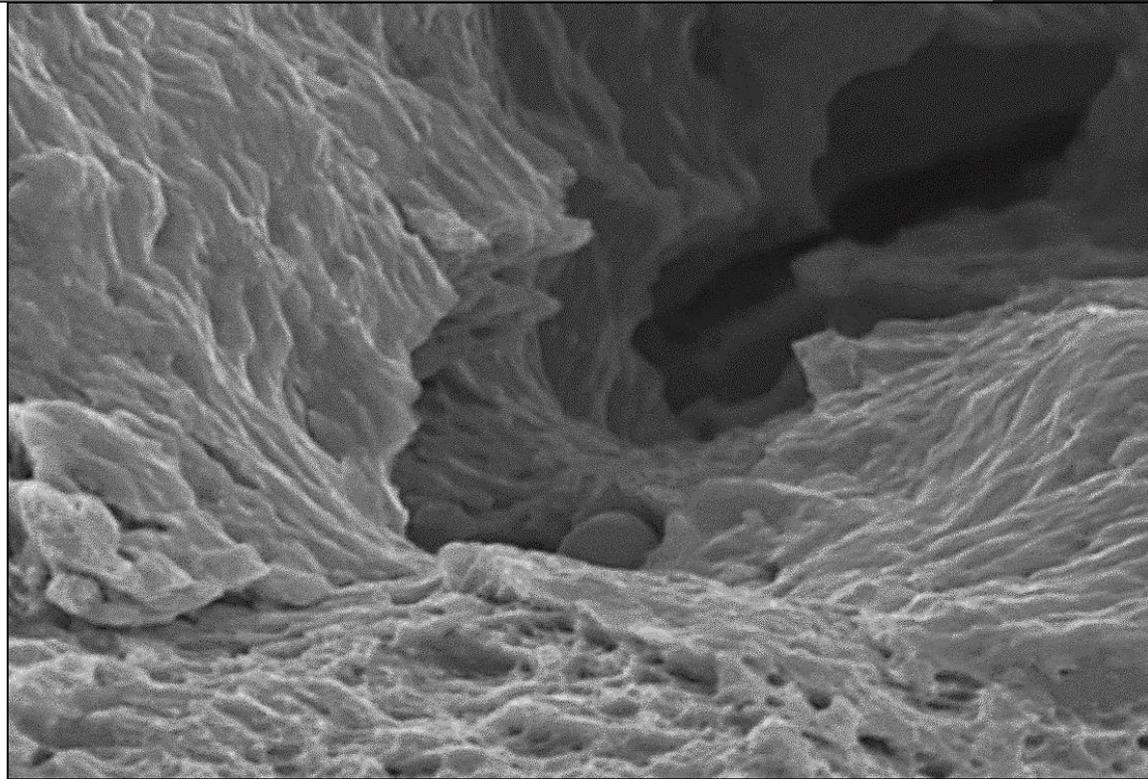
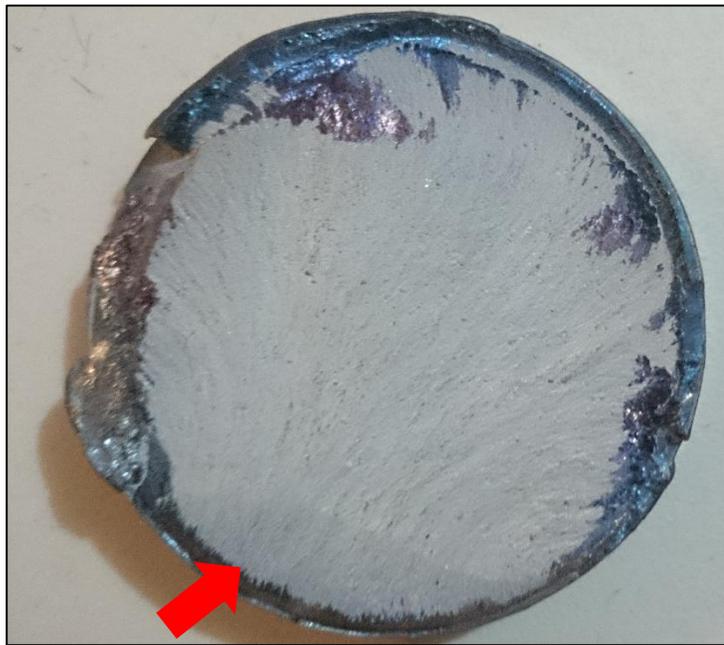


Imagen obtenida de MEB de una superficie de fractura observando una partícula en una grieta en acero AISI 4340 generada por prueba de impacto Charpy.

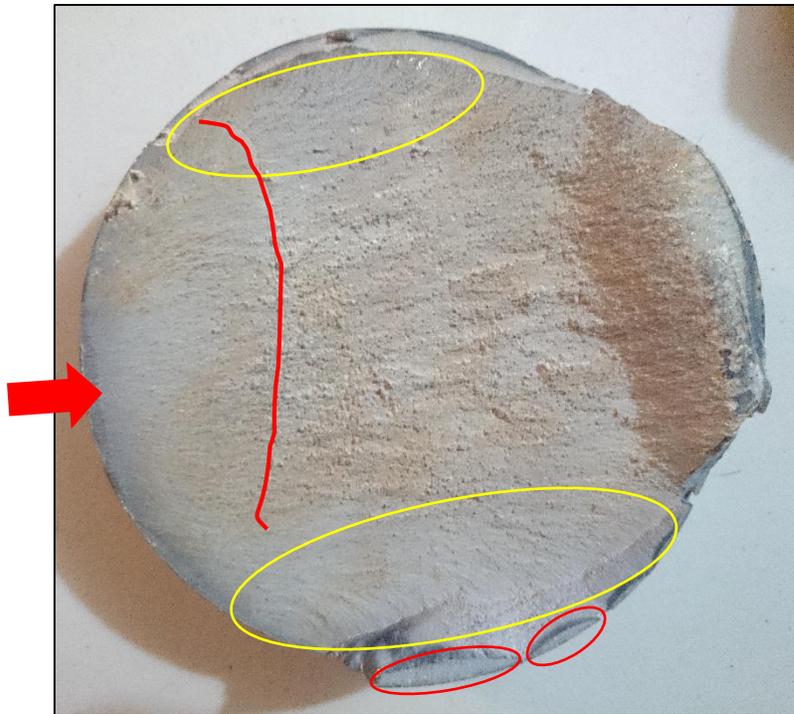
6.1. Estudio fractográfico de los mandriles.

En la Figura 6.1 podemos observar el mandril número uno y más pequeño de todos, en la cual podemos observar los patrones principales de fractura como la zona brillante de las orillas lo cual se origina por las temperaturas de proceso las cuales llegan a temperaturas teóricas de 300°C además del tamaño de 5 pulgadas de diámetro, estas marcas son comúnmente llamadas fragilidad al azul las cuales muestran un tipo de óxido generado por las temperaturas de trabajo, podemos ver el inicio de la fractura señalado por la flecha además de marcas de playa en el material señalando una fractura por fatiga, cabe señalar las orillas mostrando una fractura frágil esto porque el material está templado y la superficie de contacto del mandril con el anillo es completamente martensita además de la penetración de esta fase.



6.1. Mandril pequeño fracturado.

En la Figura 6.2 podemos observar el mandril número 2 con las dimensiones intermedias, en el cual podemos ver el inicio de la grieta señalada por la flecha además de marcas de playa en la zona señalada con un círculo amarillo pero se ve una frontera o cambio en las marcas del material la cual es



6.2. Mandril mediado fracturado.

señalada por una línea roja, posterior a esta línea en sentido de la flecha vemos un cambio en la morfología observando otro tipo de fractura como si esta se hubiera desgarrado, también podemos ver numerosas marcas de una fractura frágil señaladas por círculos rojos esto como ya se había mencionado por la martensita de la superficie del material.

En la Figura 6.3 observamos el mandril número 3 y más grande en el cual podemos ver varias morfologías empezando por el inicio de la grieta en señalado con la flecha, observamos las mismas marcas de la martensita en la orillas del material además de marcas de playa en el contorno de la pieza, denotándose un centro fibroso el cual puede ser generado por partículas de segunda pase lo que genera cavidades en el materia generando estas superficies, solo que en este caso deben haber sido partículas considerablemente grandes para generar esta morfología.



6.3. Mandril grande fracturado.

6.2. Composición química

La información obtenida del análisis de composición química podemos observarla en la Tabla 6.1 para AISI 4340 y la Tabla 6.2. para el Premomet la cual hace una comparación de los valores obtenidos de la prueba y las composición que deben tener nuestros materiales, logrando observar una considerable diferencia en el níquel, ya que es un elemento importante en este tipo de materiales templables, además de denotar la presencia de vanadio y cobre en el Premomet, aunque el cobre a esos porcentajes no interpreta un papel muy importante, en contraste el vanadio mejora las propiedades de la tenacidad del material mejorándolas, retomando el níquel sabemos que este disminuye la temperatura del transición del ferrita a austenita y por consiguiente logrando tratamientos térmicos a menores temperaturas reduciendo costos.

Tabla 6.1. Composición química de la muestra de AISI 4340 contra la composición estándar.

	Norma	Muestra
C	0.38-0.43	0.39
Mn	0.60-0.80	0.75
P	0.035	0.009
S	0.04	0.013
Si	0.15-0.35	0.26
Ni	1.65-2.00	1.88
Cr	0.70-0.90	0.85
Mo	0.20-0.30	0.26

Tabla 6.2. Composición química de la muestra de Premomet contra la composición estándar.

	Norma	Muestra
C	0.4	0.39
Si	1.5	1.55
Ni	3.8	3.96
Cu	0.5	0.58
Mn	0.9	0.85
Cr	1.25	1.29
Mo	0.5	0.54
V	0.3	0.295

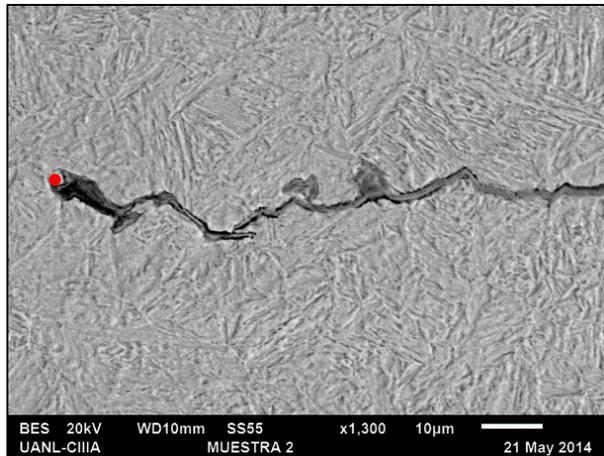
6.3. Caracterización metalográfica.

Comenzaremos por analizar la microestructura del AISI 4340 tal como se extrajo del mandril la cual podemos observar en la Figura 6.4. en esta podemos observar una microestructura bainítica con algo de austenita retenida señalada por los círculos, básicamente es una microestructura esperada por este tipo de material por los porcentajes de níquel.



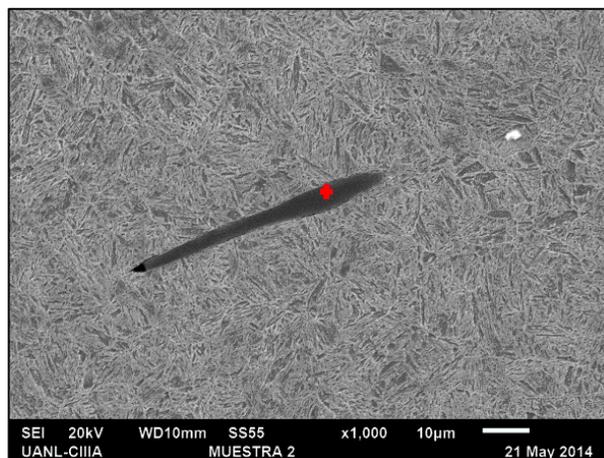
6.4. Metalografía de AISI 4340 AS a 200X.

El primer tratamiento térmico se realizó a 845°C con el procedimiento ya mencionado en la metodología obteniendo una microestructura bastante interesante, empezando que es totalmente martensítica como se buscaba en los tratamientos térmicos además de encontrar algunos defectos como se muestran en la Figura 6.5. en la cual podemos observar una grieta iniciada por la partícula señalada por el círculo rojo a este se le realizó un estudio semicualitativo en el MEB utilizando EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) obteniendo valores altos en hierro y oxígeno suponiendo es un óxido de hierro, además de encontrar una partícula de segunda fase como se muestra en la Figura 6.6 a la cual se le realizó un estudio semicualitativo encontrando que es un sulfuro de manganeso (MnS) la cual tiene una longitud aproximada de 60 μm .



<i>Elemento</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
O	03.93	12.42
S	00.82	01.30
Cr	02.18	02.12
Mn	01.50	01.38
Fe	89.82	81.28
Ni	01.75	01.50

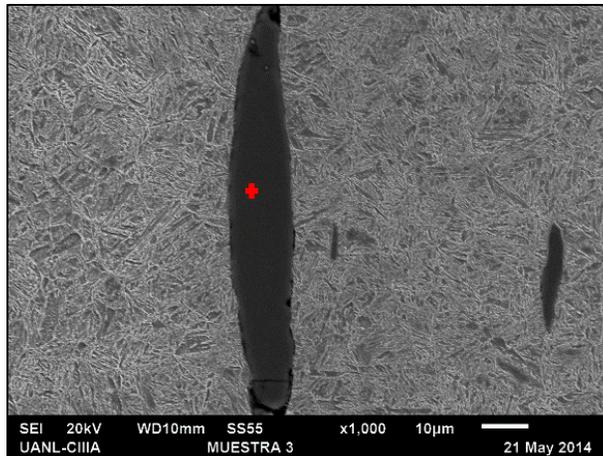
6.5. Análisis de EDS en partícula iniciadora en grieta localizada en el acero AISI 4340 templado 845°C.



<i>Elemento</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
S	38.88	52.15
Mn	61.12	47.85

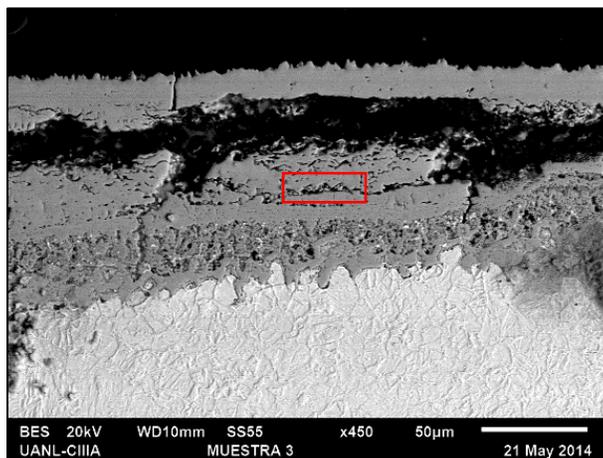
6.6. Sulfuro de manganeso presente en el AISI 4340 templado a 845°C.

Continuando con el siguiente tratamiento térmico a 875°C con un procedimiento ya mencionado en la metodología logramos encontrar una microestructura igualmente martensítica con una mayor población de sulfuros de manganeso (MnS) como se muestra en la Figura 6.7. además de presentar diferentes tamaños del orden de 7 µm la partícula más pequeña y 80 µm la partícula más grande, además de encontrar una capa de óxido como se muestra en la Figura 6.8.



<i>Elemento</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
S	38.60	51.83
Cr	01.04	00.86
Mn	60.36	47.31

Figura 6.7. Sulfuro de manganeso en acero AISI 4340 templado a 875°C.



<i>Elemento</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
O	23.18	51.29
Cr	00.77	00.52
Mn	02.13	01.37
Fe	72.86	46.18
Ni	01.06	00.64

Figura 6.8. Capa de óxido en muestra de AISI 4340 templada a 875 °C.

Continuando con el Premomet podemos observar su microestructura inicial en la Figura 6.9. en la que podemos ver una matriz principalmente bainítica con algo de austenita retenida, en los 3 tratamientos térmicos realizado a diferentes temperaturas como se especifica en la metodología se encontró una microestructura totalmente martensítica como se muestra en la Figura 6.10. desde estos estudios de la microestructura vemos la diferencia en estos dos aceros presentando un gran número de defectos en el AISI 4340 en contraste del

Premomet teniendo una microestructura completamente martensítica en los tratamientos térmicos realizados.

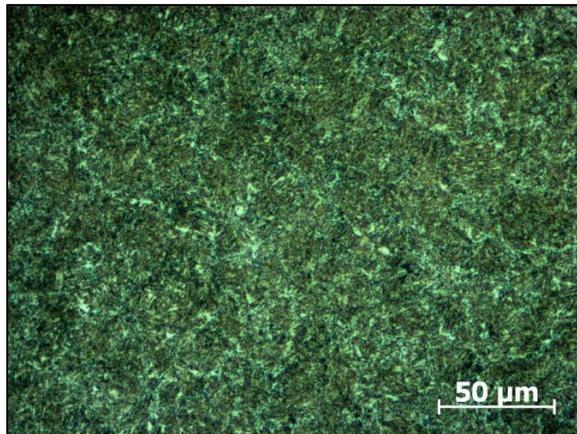


Figura 6.9. Microestructura del acero Premomet AS.

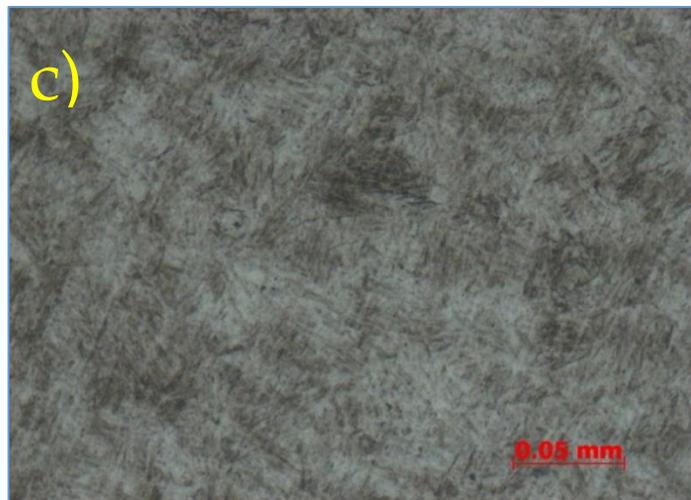
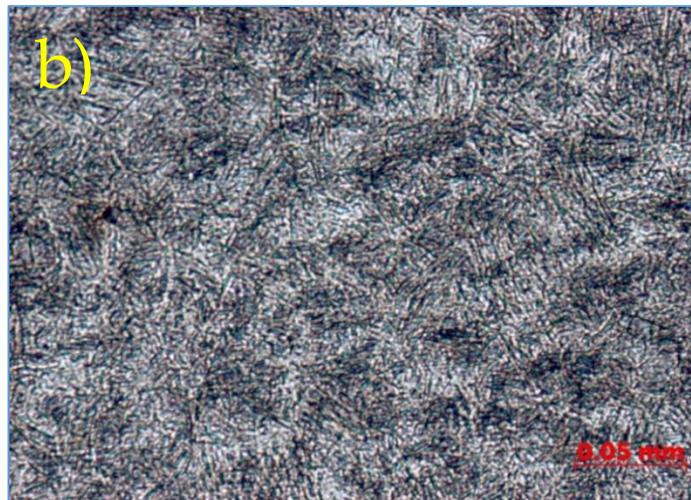
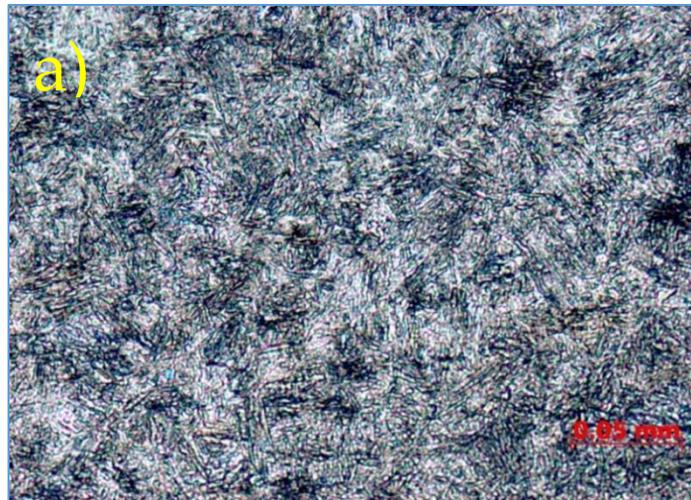


Figura 6.10. Acero Premomet templado a (a) 900°C, (b) 935°C y (c) 970°C.

6.4. Fractografía de muestras sujetas a tensión.

El estudio fractográfico en tensión fue realizado en el MEB como se describe en la metodología, comenzando por el AISI 4340 observamos una fractura dúctil caracterizada por la deformación plástica observada con la formación del encuellamiento del material como se muestra en la Figura 6.11. (a) además de observar una gran cantidad de cavidades o voids en el material, los cuales inician y propagan las grietas como se muestran en la Figura 6.10. (b) estas cavidades pudieron ser formadas por los sulfuros de manganeso (MnS) ya mencionados o los óxidos de hierro como se encontraron en las microestructuras del material.

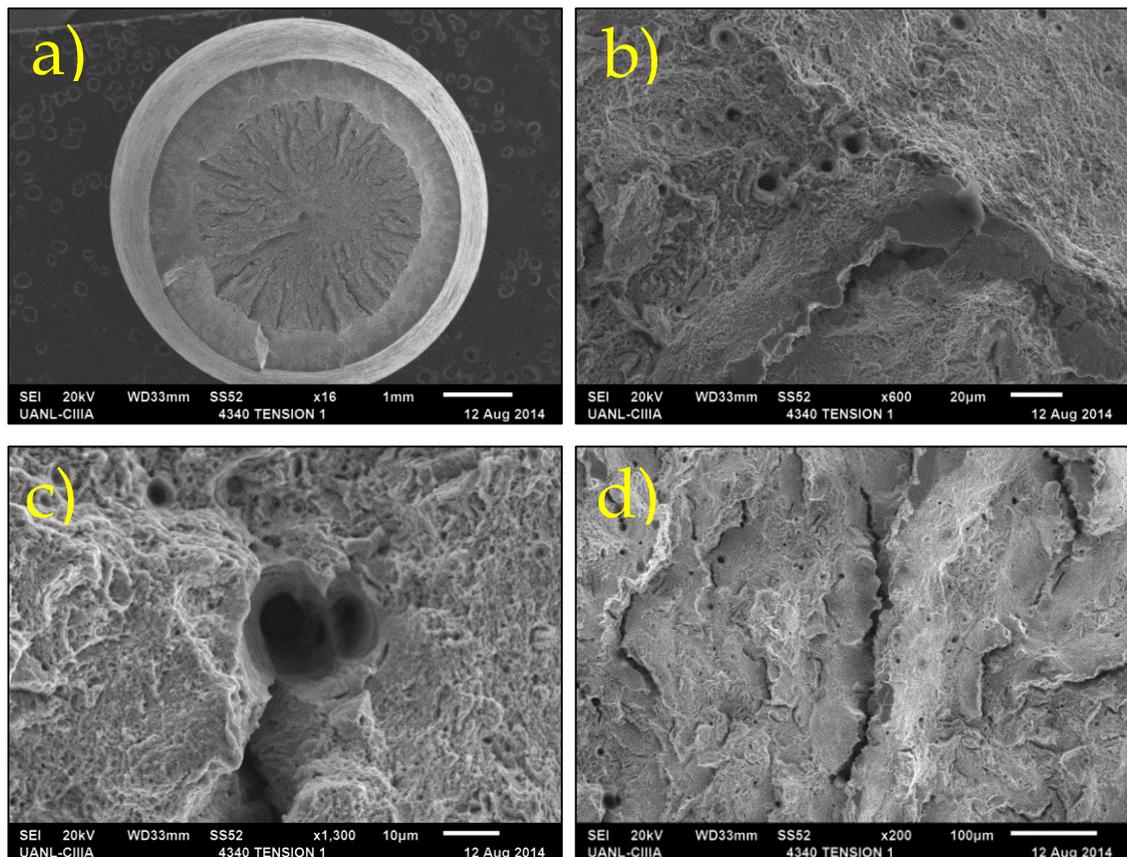


Figura 6.11. Estudio fractográfico en MEB a prueba de tensión de un AISI 4340.

Por parte del Premomet se encontró una fractura frágil localizada por la ausencia de la deformación plástica como se muestra en la Figura 6.12. (a) además de presentar poca población de grietas y las pocas presentes eran relativamente pequeñas a comparación del AISI 4340 comportándose este material más tenaz a la propagación de grietas ya que las pocas presentes se detenían por el propio material a poca distancia de su iniciación, presentando una ausencia de cavidades como se observaron en el AISI 4340.

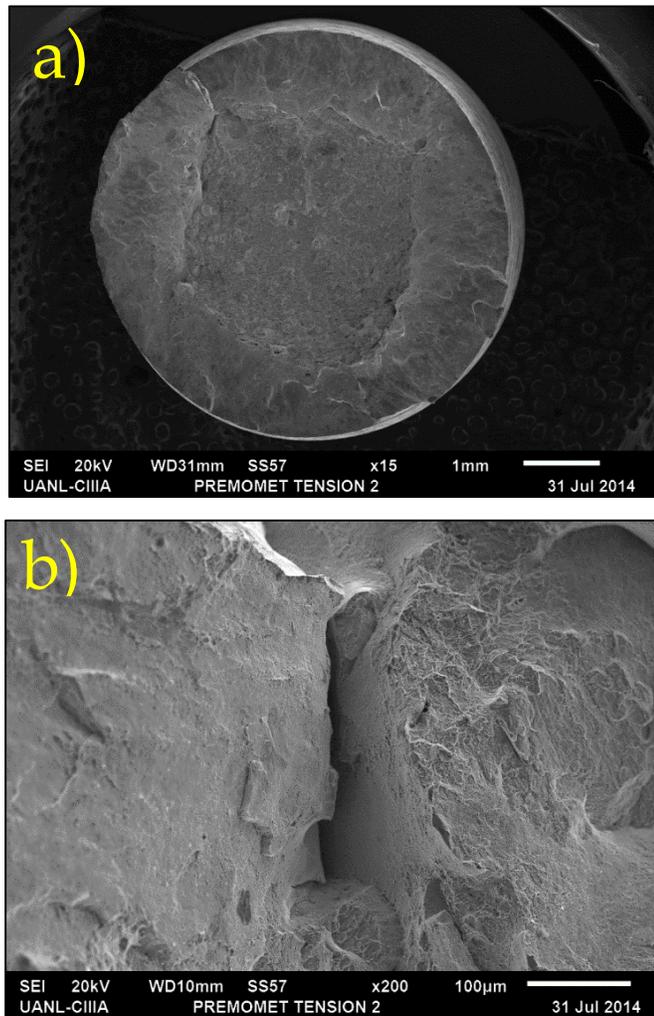


Figura 6.12 Estudio fractográfico en MEB a prueba de tensión de un acero Premomet.

6.5. Fractografía de muestras de impacto Charpy

Partiendo con las pruebas en el acero AISI 4340 obtuvimos información interesante, comenzando por observar la fractura de la pieza a escalas grandes como se muestra en la Figura 6.13 (a) vemos una fractura esperada para este tipo de prueba ya que es una propagación de grieta súbita observando los labios de corte en las orillas probablemente generados por la capa superficial de martensita en el material, pasando por la observación de las micro cavidades en el material como se observaron en las pruebas de tensión como se ve en la Figura 6.13 (b) además de algunas grietas como la de la Figura 6.13 (c), las cuales se pueden encontrar en todo el material

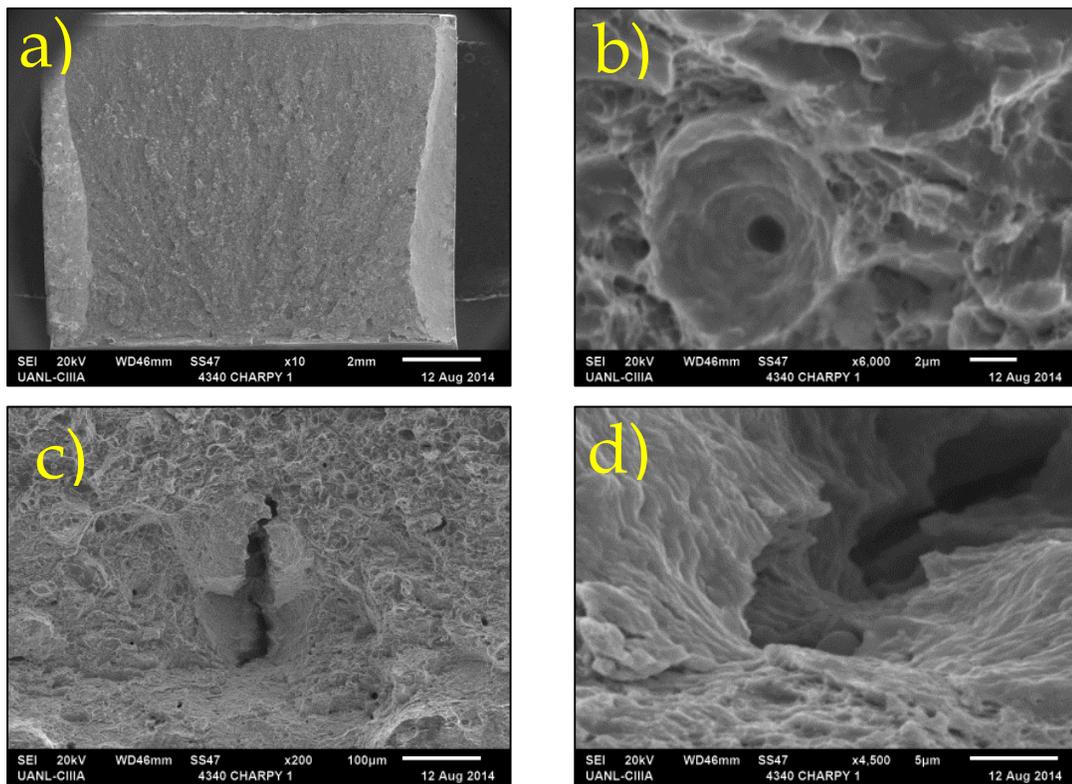
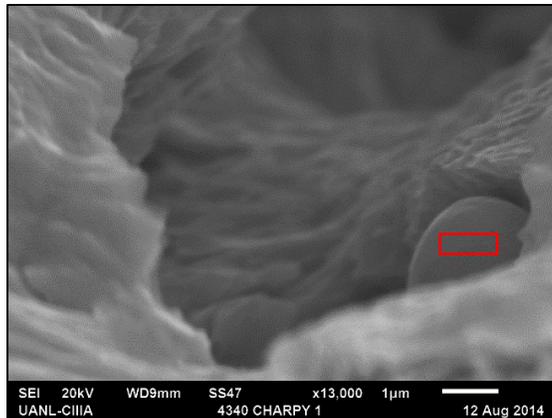


Figura 6.13. Estudio fractográfico en MEB de una prueba de impacto Charpy a un acero AISI 4340.



Elemento	Wt%	At%
Si	00.32	00.62
Cr	01.51	01.61
Mn	18.79	18.96
Fe	79.38	78.80

Figura 6.14. Estudio de EDS a partícula encontrada en cavidad de superficie de fractura de una prueba de impacto Charpy de un acero AISI 4340.

además de encontrar una grieta bastante interesante mostrada en la Figura 6.13 (d) observándose a mayores magnificaciones encontrando una partícula bastante interesante realizándole estudios de EDS como se observa en la Figura 6.14 logramos observar un alto porcentaje de manganeso (Mn) descartando el hierro ya que es su principal componente, pensando que éste puede tratarse de un sulfuro de manganeso como ya se ha estado viendo en las demás imágenes, además de pensar que esta partícula tuvo un papel importante en la nucleación de esta grieta.

Continuando con el Premomet podemos observar una fractura igualmente esperada por este tipo de prueba viendo los labios de corte en el material, este material no presento ningún tipo de cavidad además de ningún tipo de grieta como se puede observar en la Figura 6.15 (a) podemos detectar un tipo de fractura intergranular basándonos en la Figura 6.15 (c).

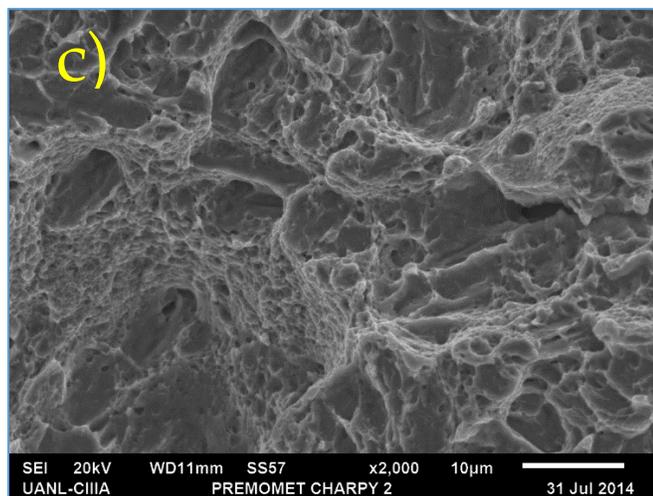
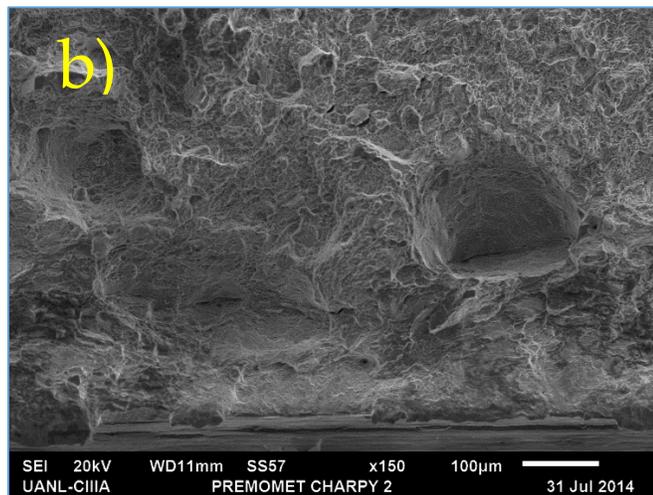
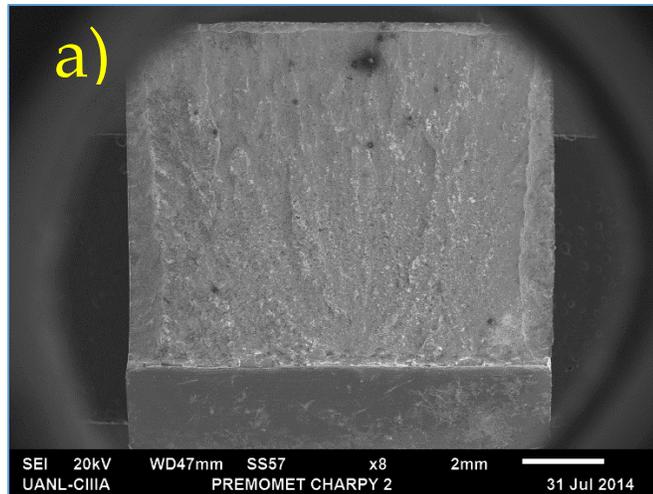


Figura 6.15. Estudio fractográfico en MEB a prueba de impacto Charpy de un acero Premomet.

6.5.1. Microestructura pruebas de Impacto Charpy

Con fines de relacionar el exponente de rugosidad de la superficie de fractura de las pruebas de impacto Charpy con la microestructura de las mismas a continuación se presenta el estudio microestructural realizado a las pruebas de impacto. En la microestructura podemos observar martensita con bainita del lado del AISI 4340 y más martensita del lado del premomet, siendo algo esperado por los resultados ya presentados de los tratamientos térmicos, aunque notamos la ausencia de MnS por parte del AISI 4340 suponiendo por el medio enfriante ya que en este caso fueron templadas con polímero.

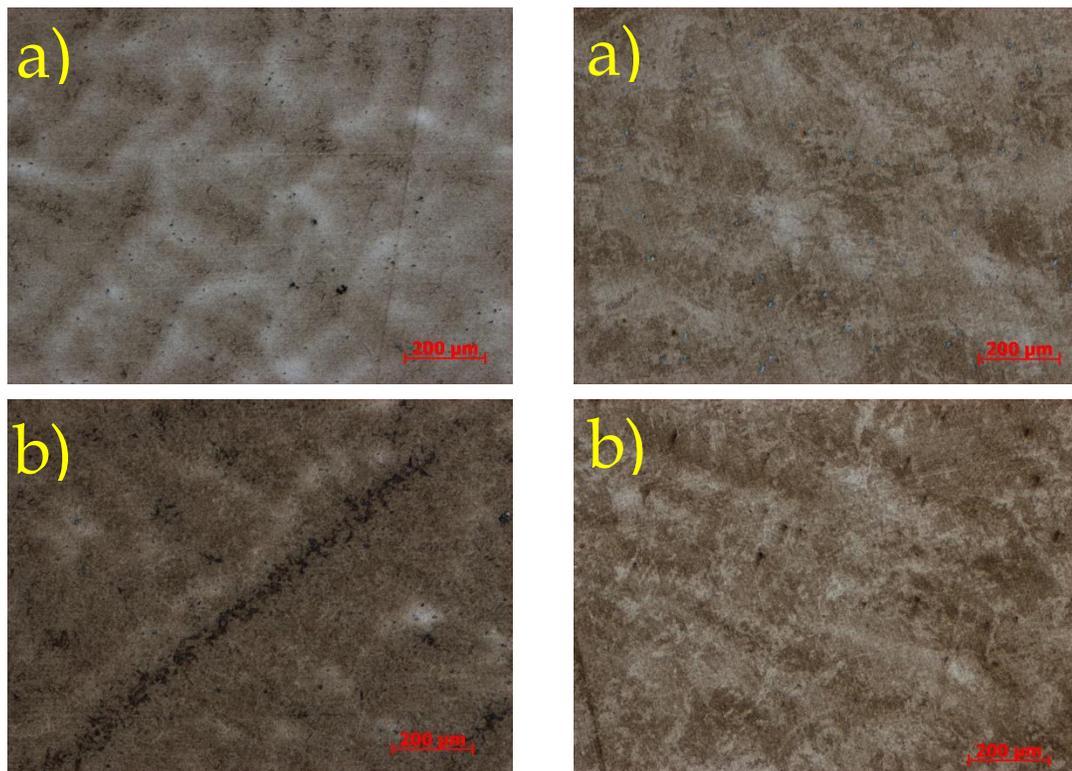


Figura 6.16. Microestructuras de las pruebas de impacto Charpy AISI 4340 lado izquierdo y Premomet lado derecho, siendo las dos piezas después de la prueba nombradas como número 1 las (a) y 2 las (b).

6.6. Estudio fractográfico y microestructural en secciones de mandriles

Se empezó estudiando la superficie de fractura del mandril pequeño en la Figura 6.17. iniciando por la primer sección podemos ver el cambio de topografía en la imagen (a) de la zona de fragilidad al azul a la zona del material base en la que podemos observar cavidades presentes propias de una fractura dúctil, también vemos la microestructura de esta sección notando una microestructura mixta pudiendo detectar algo de bainita y ferrita, pasando a las otras dos secciones vemos una topografía algo regular con presencia de cavidades y grietas una leve textura en la imagen (a) de la segunda sección, esto siendo la orientación de las marcas de la fatiga observando la microestructura de estas secciones vemos igualmente bainita, ferrita y lo que parece tenuemente martensita pero en diferentes densidades a la vistas en la sección uno, esto siendo probablemente por las temperaturas de trabajo, sabiendo el origen de la fragilidad al azul, relacionamos temperaturas más altas en la sección uno a las demás secciones, pudiendo estar realizando un revenido en la pieza pero más brusco en la sección uno, por esta razón vemos más densidad de ferrita en esta sección.

Continuando con el mandril mediano el cual puede observarse en la Figura 6.18 podemos observar las cavidades en las tres secciones destacando una grieta en la sección dos, la cual podemos ver que se propagó por estas cavidades como se observa en la imagen (b) de la sección dos, dirigiendo nuestra mirada a las microestructuras de las piezas podemos ver la misma microestructura bainítica ferrítica, pero con una mayor población de bainita a comparación del mandril pequeño esto por las dimensiones del mismo pudiendo llegar a mayores temperaturas el mandril pequeño reviniendo la martensita buscada en los tratamientos térmicos realizados a los mandriles, aunque resalta una especie de textura u orientación de las zonas claras en las microestructuras más fuertemente en la segunda y tercera sección, llevándonos a preguntar el origen de este material pudiendo estar rolado generando una textura preferencial en el material el cual tras el tratamiento térmico y el ambiente de trabajo genera este tipo de texturas o en su defecto fue generada por la fatiga a la que se sometió el material.

Siguiendo con el mandril grande pudiéndose apreciar en la Figura 6.19. podemos observar una morfología un poco más rugosa presentando las cavidades que se han vuelto comunes en este material, presentando una cantidad interesante de grietas como se muestra en la imagen (a) de la sección tres, notando que la microestructura de estas muestras tiene una tendencia a tener más bainitas entre mayor es el tamaño del mandril, aunque en este caso resalta que se ve una microestructura más bainítica en las orillas, esto por las dimensiones de la pieza cuando se realiza el tratamiento térmico tenemos la superficie siendo completamente martensita degradándose hacia el centro del material, podemos observar en la imagen (c) de la primera sección una zona con más martensita observada en los mandriles, esto pudiendo ser por la razón ya mencionada de la penetración del tratamiento además de que estas mismas dimensiones hacen más resistente el material a las temperaturas de trabajo reviniendo la martensita más lentamente obteniendo estas microestructuras.

Analizando los datos obtenidos nos lleva a la incógnita de, el tratamiento térmico que se nos informó se les realiza a estos mandriles es un temple y revenido (generar martensita) además de temperaturas de trabajo que oscilan en los 300°C observando estas imágenes nos cuestionamos la gran cantidad de bainita preguntándonos si esta estaba presente desde el tratamiento y por las dimensiones no se genera una microestructura deseada o en su defecto ¿este material tiene temperaturas de revenido de 300°C? para ver esta microestructura suponiendo que el material listo para utilizarse era martensita en la superficie.

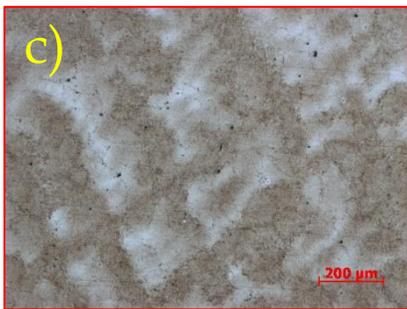
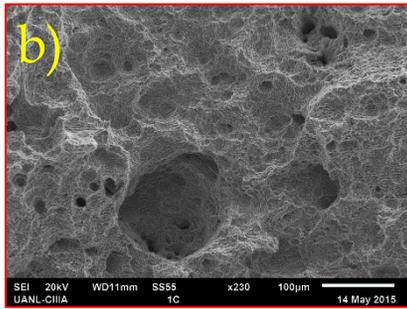
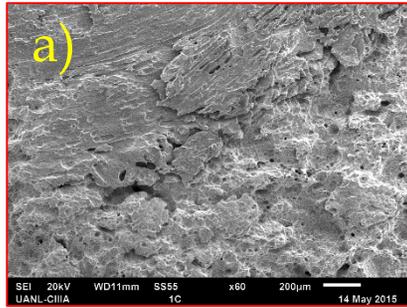
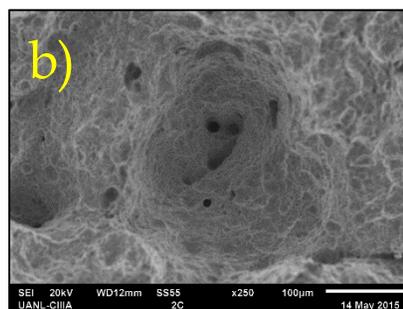
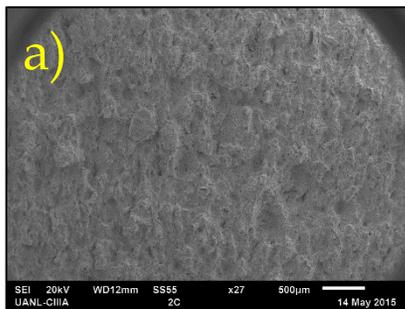
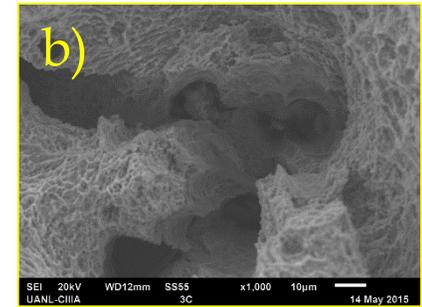
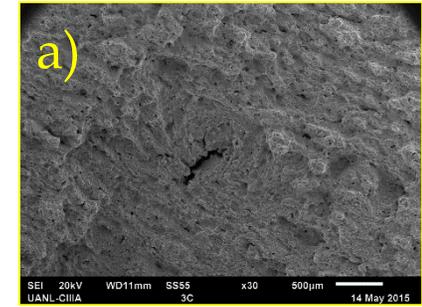
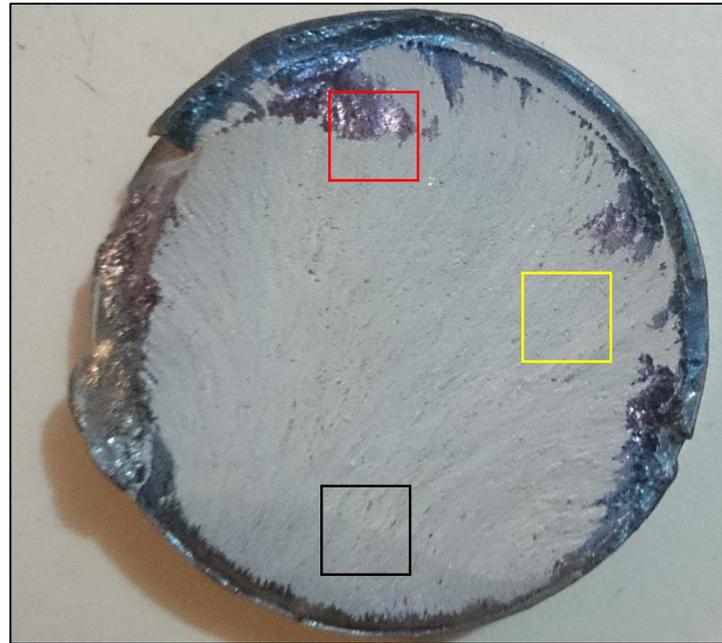


Figura 6.17. Estudio a secciones del mandril pequeño siendo la sección 1 en rojo, la sección 2 en negro y la sección 3 en amarillo.



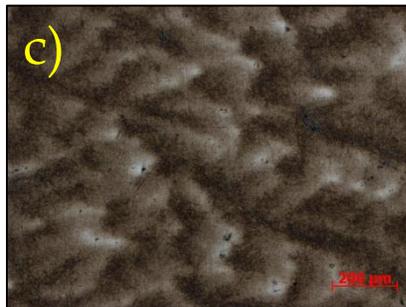
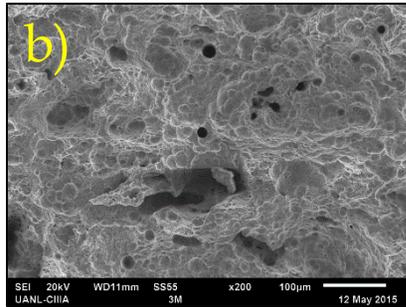
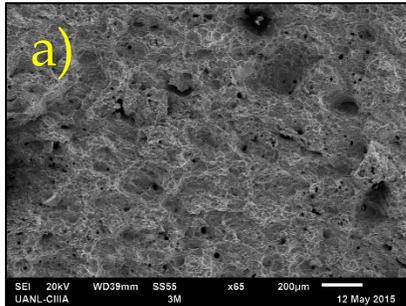


Figura 6.18. Estudio a secciones del mandril mediano siendo la sección 1 en rojo, la sección 2 en amarillo y la sección 3 en negro.

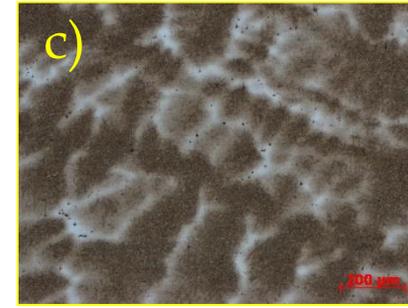
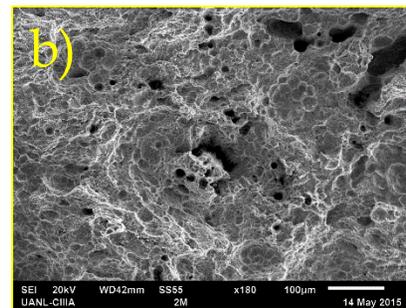
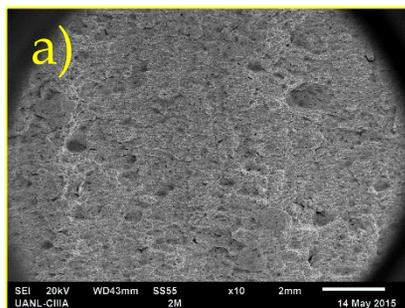
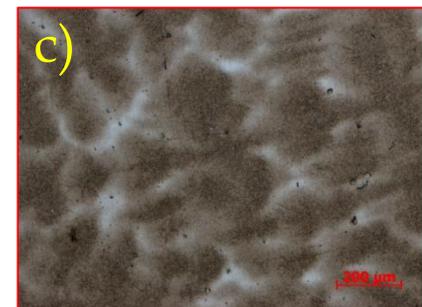
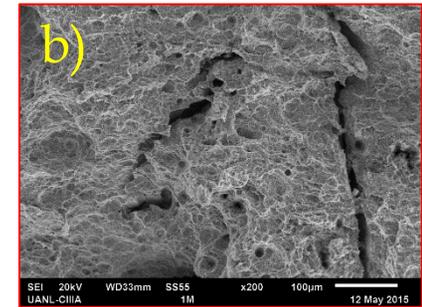
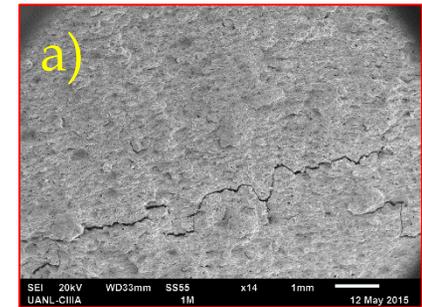
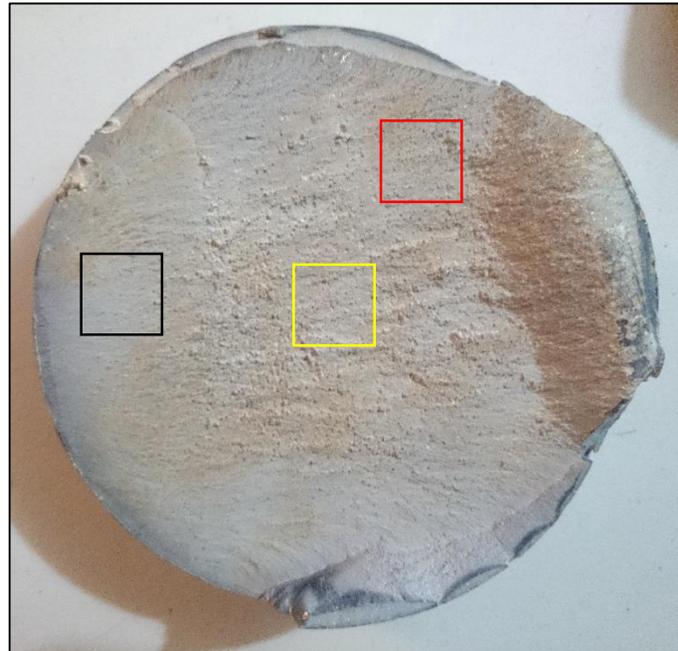
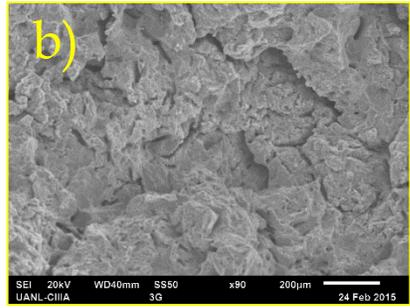
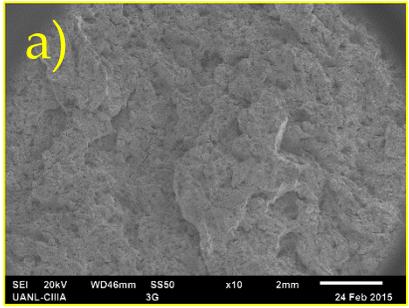
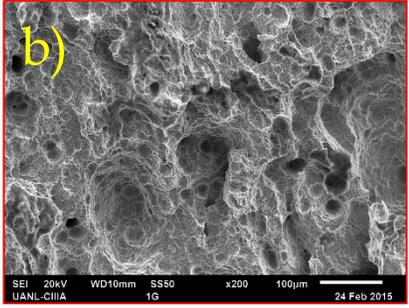
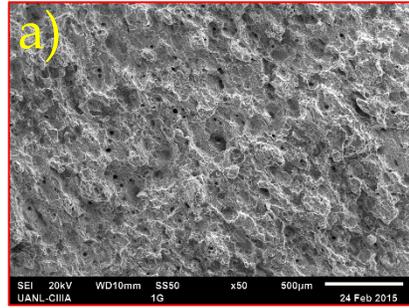
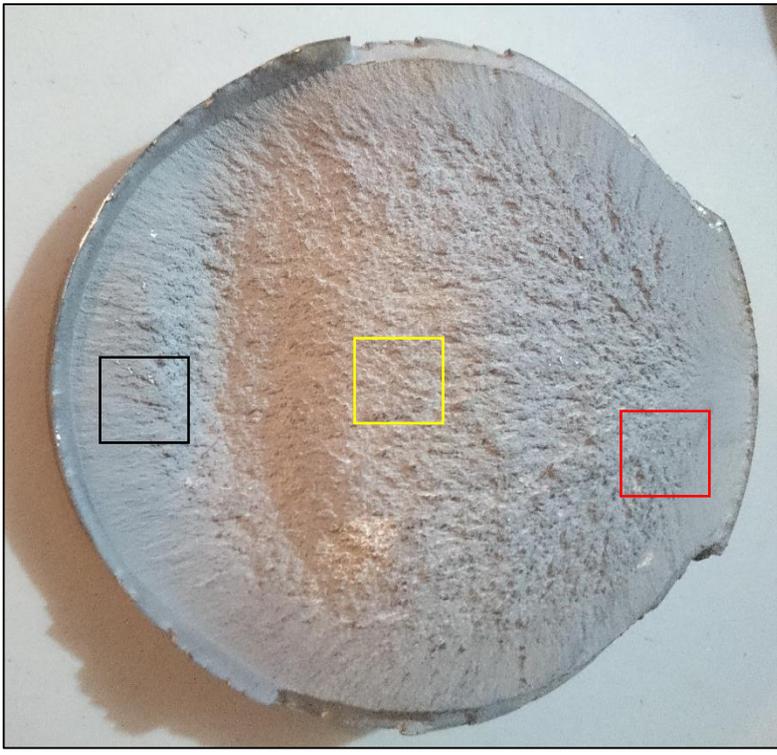
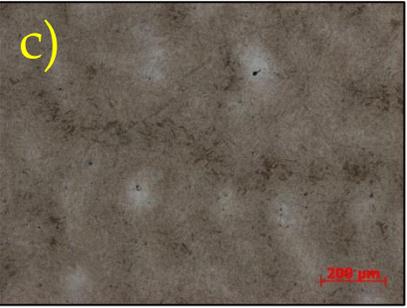
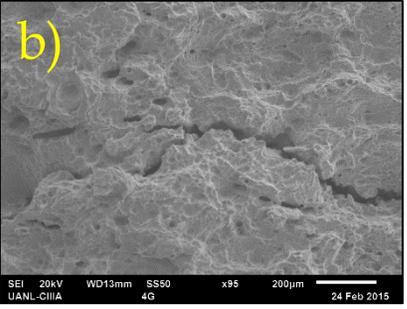
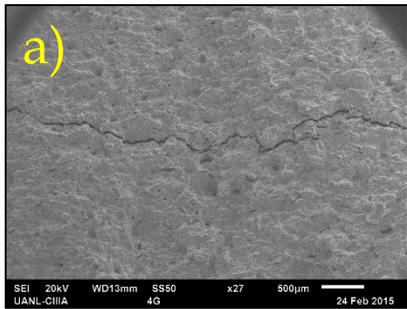


Figura 6.19. Estudio a secciones del mandril pequeño siendo la sección 1 en rojo, la sección 2 en amarillo y la sección 3 en negro.



6.7. Exponente de rugosidad local y global en superficie de fractura de los mandriles

Los resultados obtenidos del exponente de rugosidad mediante laser están en el Anexo B, comenzaremos por analizar los resultados en los mandriles teniendo como valores muy cercanos a $\zeta=0.9$ en el mandril pequeño, $\zeta=0.8$ en el mandril mediano y muy cercano a $\zeta=0.9$ en el mandril grande, estos valores están muy cerca del 0.8 excepto por el mandril pequeño que tiene 0.8, este valor esperado ya que es reportado como un valor universal a las escalas de trabajo del láser, aunque en este caso los tres mandriles presentan fuertemente marcas de fatiga no podemos hacer una relación minuciosa con este resultado, pasando a los valores de obtenidos de las piezas de los mandriles los cuales podemos ver en la Tabla 6.3.

Tabla 6.3. Exponentes de Hurst en muestras de mandriles.

Mandril	Sección	Exponente de Hurst (ζ)
Pequeño	1	0.9
	2	0.8
	3	0.85
Mediano	1	0.85
	2	0.83
	3	0.8
Grande	1	0.7
	2	0.85
	3	0.9

Como podemos ver los valores oscilan entre 0.7 y 0.9 los cuales son valores esperados cercanos al valor universal de 0.8 pero ¿qué más podemos definir con estas variaciones?, empezando por el mandril pequeño vemos valores

entre 0.8 y 0.9 sabemos que un valor del exponente más cercano a 1 nos da superficies lisas y un valor cercano a 0 nos da superficies rugosas, el mandril pequeño es el que muestra menos rugosidad de los mandriles además la sección 1 tiene un valor de 0.9 que es donde se presenta la fragilidad al azul y donde el mandril sufrió una deformación que redujo la rugosidad, por parte de la microestructura del material tenemos básicamente martensita revenida, si tratamos de realizar una relación de la microestructura con el exponente de Hurst en este caso sería complicado ya que vemos una microestructura similar pero con diferentes valores. Por parte del mandril mediano tenemos valores entre 0.80 y 0.85 siendo el valor más alto de la sección uno y el valor menor de la sección tres, si observamos solamente el mandril vemos más lisa la sección tres pero por su valor debería ser la más rugosa, viendo las microestructuras vemos una martensita más densa en la sección tres, lo que nos da a pensar valores más altos del exponente pero no es así, nos da el valor más bajo del mandril, por parte del mandril más grande tenemos el mayor rango que va desde 0.7 hasta 0.9 lo cual es algo interesante la heterogeneidad que existe en una misma pieza e igualmente nos da valores interesantes respecto a su rugosidad visual siendo que la sección uno tiene el valor de 0.7 y visualmente se ve más lisa que las demás secciones, la zona dos tiene un exponente menos impactante ya que es muy cercano a 0.8 aunque este presenta visualmente la mayor rugosidad en el material, la sección tres tiene una rugosidad aparentemente menos teniendo un valor de 0.9 lo cual no se oye tan descabellado, continuando con la microestructura de las secciones la número uno tiene la mayor cantidad de martensita y tiene el menor valor lo cual resalta como en los pasados resultados relacionando la microestructura con el exponente de rugosidad.

De primera estancia podemos observar una variación del exponente de rugosidad general con exponentes locales viendo los valores de 0.8 y 0.9 en los mandriles y toda su variación en exponentes locales como se aprecia en la tabla 6.3. esto puede deberse al tipo de fractura ya que vemos fatiga en los tres pero además vemos zonas muy frágiles y zonas más dúctiles como es el caso del mandril grande, además de presentar una ligera variación en la microestructura

variando la densidad de martensita en el mandril lo cual es interesante además de abordar la hipótesis planteada de la relación del exponente con la microestructura del material, avocándonos más a la microestructura encontramos valores contrarios a los esperados, ya que se pensaban valores altos con estructuras martensíticas pero vemos que entre más martensita se presente en el material menor es el exponente sin alejarse mucho del valor universal.

6.8. Exponente de rugosidad en superficies e fractura por impacto Charpy

Como ya se mencionó los resultados del exponente de Hurst mediante el láser están en el Anexo B, continuando con el estudio en la pruebas de impacto Charpy tenemos los valores señalados en la tabla 6.4.

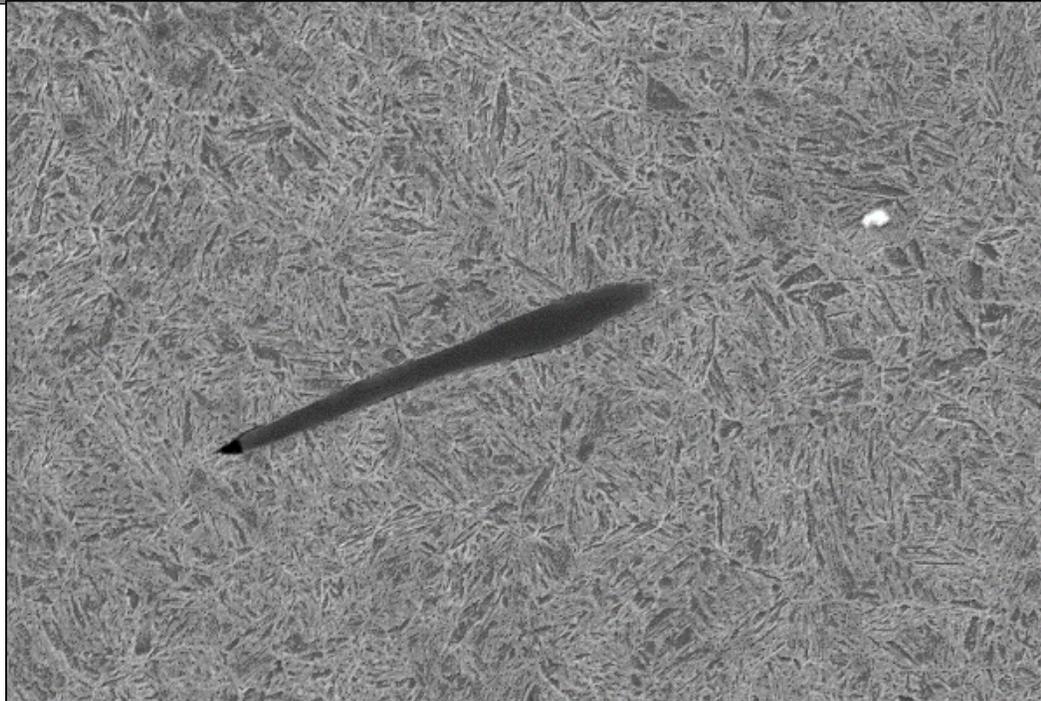
Tabla 6.4. Exponentes de Hurst obtenidos de las pruebas de impacto Charpy.

	Exponente de Hurst (ζ)
AISI 4340	
1	0.87
2	0.82
Premomet	
1	0.9
2	0.85

En las microestructuras podemos observar una microestructura de martensita con bainita del lado del AISI 4340 e igualmente del lado del Premomet presentado algo más de martensita comparándolo con los resultados obtenidos todos mayores a 0.8 es algo gratificante ya que por el tipo de prueba un fractura súbita podemos esperar valores altos pero aun así queda la incógnita de la microestructura ya que vemos valores similares con microestructuras algo

diferentes, será que este valor del exponente no es tan sensible al cambio de la microestructura, claro que de una martensita a una bainita hay diferencias pero no tantos como de un material ferrítico o uno austenítico con uno martensítico en cuyo caso probablemente se vería una variación considerablemente en los exponentes de rugosidad.

Capitulo VII. Conclusiones y perspectivas de trabajo futuro.



Sulfuro de manganeso encontrado en un acero AISI 4340 después de temple y revenido.

En general el propósito de este trabajo es generar conocimiento acerca de los mecanismos de nucleación y propagación de grietas en aceros de alta resistencia, específicamente en el acero AISI 4340 y Premomet, generando superficies de fractura además de las obtenidas por los mandriles logramos ver que el 4340 se comporta de forma dúctil como ya se ha observado y el Premomet de forma frágil, presentando cavidades el AISI 4340 marcas referentes a una fractura dúctil además de encontrar sulfuros de manganeso (MnS) en el AISI 4340 en las microestructuras de los tratamientos térmicos y una partícula bastante interesante en la prueba de impacto Charpy, pudimos encontrar diferentes microestructuras entre los tratamientos térmicos realizado por nuestra parte y los que realiza la empresa, comparando entre si el 4340 vemos una microestructura mayormente martensítica en nuestros tratamientos y un poco más heterogénea en el mandril y en las pruebas de impacto esto probablemente por el medio enfriante ya que nosotros utilizamos agua y la empresa utiliza polímero, pero aun así desconcierta la partícula encontrada en la prueba de impacto por sus altos porcentajes de Manganeso lo que nos da a pensar que el medio enfriante sí disminuye considerablemente la presencia de estas partículas, pero no las elimina, volviendo a la comparación de estos dos acero podemos ver en el anexo A un comparación más simplificada llevándonos a discusiones ya realizadas en la presentación de los resultados, en conclusión el Premomet presenta mejores propiedades viendo la tabla de propiedades de dichos elementos, comparando su microestructura reluce una diferencia considerable además de la morfología presentada en las pruebas de tensión.

Cambiando de tema a la relación de la microestructura con las características auto afines de la superficie de fractura a primera instancia podríamos debatir acerca de exponentes en superficies con velocidades de propagación rápidas y lentas, observando los resultados de las pruebas de tensión, impacto y los mandriles fracturados, vemos en todas exponentes muy cercanos a 0.8 en tres diferentes velocidades de propagación de grietas teniendo una fractura súbita en la prueba de impacto, una velocidad media en la prueba de tensión y una velocidad muy lenta en los mandriles ya que resalta un proceso

de fatiga, claro excluyendo la precisión de nuestro medio de obtención de los perfiles mediante laser, sería interesante realizar estudios auto afines a una misma superficie obteniéndose mediante métodos convencionales y laser corroborando la fiabilidad de este método, pasando al tema de la microestructura tuvimos interesantes resultados, honestamente no lo que esperaba, en este trabajo esperaba valores de exponentes altos en microestructuras completamente martensíticas, pero poniendo como ejemplo los resultados de los exponentes de rugosidad en secciones del mandril más grande vemos todo lo contrario, en zonas con mayor cantidad de martensita obtuvimos los valores menores de los exponentes en el mismo mandril, esto desconcertando al tesista, desde un punto de vista muy personal este exponente de rugosidad es un valor estadístico, por lo cual se reporta el valor universal de 0.8 ya que en áreas de trabajo legibles al ojo humano las superficies son similares, pero si se estudia por ejemplo con AFM obtenemos valores menores significando superficies más rugosas, por características que solo detecta la punta del cantiléver, desde mi punto de vista no es suficiente solo exponer un valor de un decimal probablemente el secreto a todas estas incógnitas está en más decimales los cuales pueden describir más la superficie de fractura del material.

Trabajo futuro

Este trabajo puede complementarse realizando estudios auto afines utilizando microscopia de fuerza atómica, explorando sus características auto afines en áreas de trabajo más pequeñas, viendo si estas continúan igual o presentan un cambio considerable además si presentan una diferencia en las pruebas de impacto Charpy dependiendo el ángulo en el que se toma el perfil ya que puede variar por la dirección de propagación de la grieta, además de continuar con estudios auto afines mediante el láser, corroborando la fiabilidad de este método.

Referencias

- [1] Derek Hull, Fractography, Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography, Cambridge University Press, 1999.
- [2] Crack and Fracture, K Bertram Broberg, Academic Press, 1999.
- [3] B. Mandelbrot, E. Passoja, J. Paulay, Fractal Character of Fracture of Metals, Nature, vol. 308, No. 5961, pp.721-722.
- [4] E. Bouchaud, G. Lapasset and J. Planes, Fractal Dimension of Fracture Surface: a Universal Value? Europhys, Lett., 13(1), pp. 73-79, 1990.
- [5] K. Maloy, Alex Hansen and Einar L.Hinrichsen, Experimental Measurements of the Roughness of Brittle Cracks, Physical Review Letters, vol. 68, No. 2, 1992.
- [6] V. Milman, R. Blumenfeld, N. A. Stelmashenko, and R. C. Ball, Physics Review, Lett 71, 204, 1993.
- [7] E. Bouchaud and S. Naveos, From Quasi-Static to Rapid Fracture, J Phys. I France 5 547-554, 1995.
- [8] Luis R. Carney, John J. Mechoslky Jr., Relationship Between Fracture Toughness and Fracture Surface Fractal Dimension in AISI 4340 Steel, Material Sciences and Applications, 4, 258-267, 2013.
- [9] A. Srivastava, L. Ponson, S. Osovski, E Bouchaud, V. Tvrgaard and A. Needleman, Effect of Inclusion Density on Ductile Fracture Toughness and Roughness, Journal of mechanics and physics of solids 63, 62-79, 2014
- [10] A. Srivastava, L. Ponson, S. Osovski, E Bouchaud, V. Tvrgaard, K Ravi-Chandar and A. Needleman, The Effect of Loading Rate on Ductile Fracture Toughness and Fracture Surface Roughness, Journal of Mechanics and Physics of Solids 76, 20-46, 2015.

- [11] Y. V. Murty, T. Z. Kattamis, R. Mehrabian, and M. C. Flemings, Behavior of Sulfides Inclusions During Thermomechanical Processing of AISI 4340 Steel. Metallurgical Transactions, vol. 8A 1977.
- [12] J. Lnakford and F. N. Kusenberger, Initiation of Fatigue Cracks in 4340 Steel, Metallurgical Transactions, vol., 1973.
- [13] Roberth O. Rotchie, Benjamin Francis, and Willian L. Server, Evaluation of Toughness in AISI 4340 Alloy Steel Austenitized at Low and High Temperatures, Metallurgical Transactions, vol. 7A 1976.
- [14] M. G. Hensur, Recent Attempts of Improving the Mechanical Properties of AISI 4340 Steel by Control of Microstructure, J. Material for Energy Systems, vol.4 no.1, 1982.
- [15] Hinojosa M., Bouchaud E. and Nghiem B., Long Distance Roughness of Fracture Surfaces in Heterogeneous Material, Material Research Society Symposium Proceeding, vol. 539, pp. 203-208, 1999.
- [16] Reyes Melo M. E., Auto afinidad de superficies de fractura en materiales poliméricos, tesis de maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 1999.
- [17] J. Aldaco, Autoafinidad de superficies de fractura en una aleación aluminio silicio, tesis maestría de la Universidad Autonoma de Nuevo Leon, 2000.
- [18] Arisbeth Sias Chacón, Desarrollo de propiedades mecánicas de un nuevo acero NiCrMo para la fabricación de anillos para componentes mecánicos, tesis maestría de la Universidad Autónoma de Nuevo León, 2013.
- [19] Yoshiyuki Tomita, Effect of Microstructure on Plane-Strain Fracture Toughness of AISI 4340 Steel, Metallurgical Transactions, vol. 19A, 1988.
- [20] T. B. Cox and J. R. Low, Jr., An Investigation of the Plastic fracture of AISI 4340 and 18 Nickel 200 Grade Maraging Steels, Metallurgical Transactions, vol. 5, 1974.

- [21] Edgar Espejo Mora, Tipos de fractura (poster), Universidad Nacional de Colombia, Departamento de Ingeniería Mecánica y Mecatrónica.
- [22] Feliz R. Moreno, Wilman J. Salazar and Laura A. Saenz, Evaluación del comportamiento mecánico a la fatiga en aceros AISI 4340 y AISI 4140 tratados térmicamente con recocido y normalizado, Ingeniería UC, vol. 12, no. 003, pp. 40-45
- [23] ASM vol. 11, Failure Analysis and Prevention, 2005.
- [24] ASM vol. 12, Fractography, 2005.
- [25] ASM col. 9, Metallography and Microstructures, 2005.
- [26] Brock Costalupes, Analysis of Failed Forging Saddling Mandrels and Process Improvements for Increased Mandrel Lifespan, 2012.
- [27] F. V. Lawrence, Mechanisms of Fatigue Crack Initiation and Growth.
- [28] Jiun-Reh Hwang, Kan-Ping Peng, Chien-Chun Wang, Effect of Second Phase on the Fatigue Crack Growth in AISI 4340 Steel, Journal of Materials Science Letters 15, pp. 192-196, 1996.
- [29] Virgilio A. Gonzalez, Oscar Chacon, Moisés Hinojosa and Carlos Guerrero, Static Assessment of Self-Affine Method Applied to Short Profiles, Fractals, vol. 10, No. 3, pp. 373-386, 2002.
- [30] ASTM E-8, Standard Test Methods for Tension Testing in Metallic Materials, 2004.
- [31] ASTM E-23, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2004.
- [32] ASTM E-3, Standard Guide for Preparing of Metallographic Specimens, 2004.
- [33] http://www.alibaba.com/product-detail/12Crmo1V-Steel-Forged-Ring-Steam-Turbine_60070039581.html, Junio, 2015

- [34] <http://cartech.ides.com/datasheet.aspx?I=101&E=349>, Junio 2015.
- [35] ASM handbook, Volume 1, Properties and selection: Irons, steels and high performance alloys, 2005.
- [36] <http://www.carttech.com>, Junio, 2015.
- [37] Fractals, Jens Feder, Plenum Press, New York, 1988.
- [38] Hana Sevcikova, Don Percival and Tilmann Gneiting, Estimate of Fractal Dimension, Febrero 19, 2015.
- [39] J. Aldaco, F. J. Garza y M. Hinojosa, Long Distance Fracture Surface Roughness on Dendritic Aluminum Alloy, Material Research Society, vol. 578, 2000.
- [40] K.P. Datta and W.E Wood, Study of Specimens of AISI 4340 Quenched and Tempered at Different Temperatures to get the K_{IC}, 1981.
- [41] D. Bonamy, L. Ponson, Scaling Exponents for Fracture Surfaces in Homogeneous Glass and Glassy Ceramics, Physical review letters, 97, 135504, 2006.
- [42] D. Bonamy, Intermittency and roughening in the failure of brittle heterogeneous materials, Journal of Physics D: Applied Physics, 42, 214014, 2009.
- [43] Claudia Maribel Guerra Amaro, Dynamic fracture in brittle amorphous material: Dissipation mechanisms and dynamically-induced microcracking in PMMA, Tesis doctoral, 2009.
- [44] Jérôme Weiss, Fracture and fragmentation of ice: a fractal analysis of scale invariance, Engineering Fracture Mechanics, 68, 1975-2012, 2001.
- [45] Laurent Ponson, Low self-affine exponents of fracture surfaces of glass ceramics, Physical review letters, 97, 125501, 2013.
- [46] A. Amine Benzerga, Micromechanics of coalescence in ductile fracture, Journal of the mechanics and physics of solids, 50, 1331-1362, 2002.

- [47] R.O. Ritchie, Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids, *International Journal of Fracture*, 100, 55-83, 1999.

Anexo A.

Comparación general de los aceros AISI 4340 y Premomet.

AISI 4340

Premomet

Composición química.

C	0.38-0.43
Mn	0.60-0.80
P	0.035
S	0.04
Si	0.15-0.35
Ni	1.65-2.00
Cr	0.70-0.90
Mo	0.20-0.30

C	0.4
Si	1.5
Ni	3.8
Cu	0.5
Mn	0.9
Cr	1.25
Mo	0.5
V	0.3

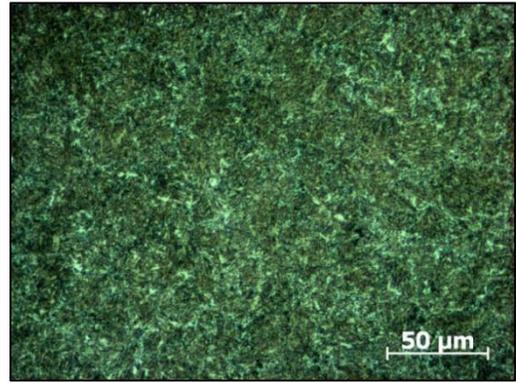
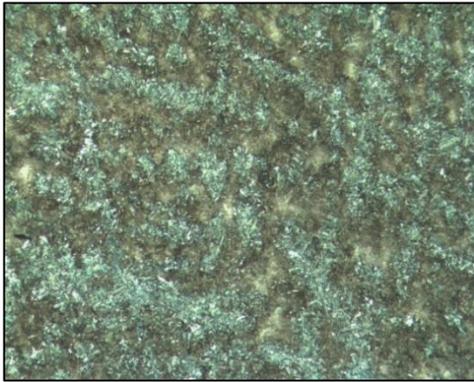
Propiedades Mecánicas

	recibido	QT
Dureza Brinell HB	242	409
Esfuerzo máximo	825 MPa	1467 MPa
Reducción área, %	43	38
Módulo de Young	192 GPa	200 GPa
Limite elástico	467 MPa	879 MPa
Tenacidad a la fractura	46 MPa√m	

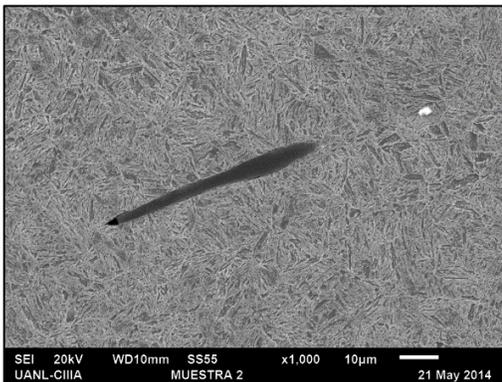
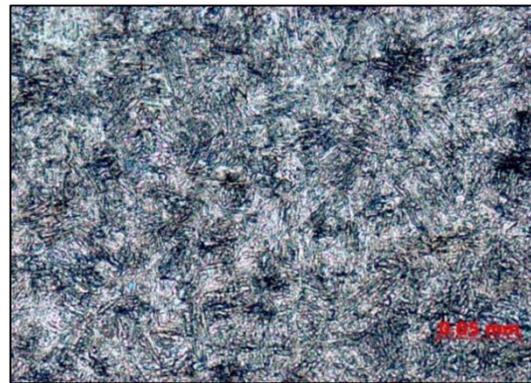
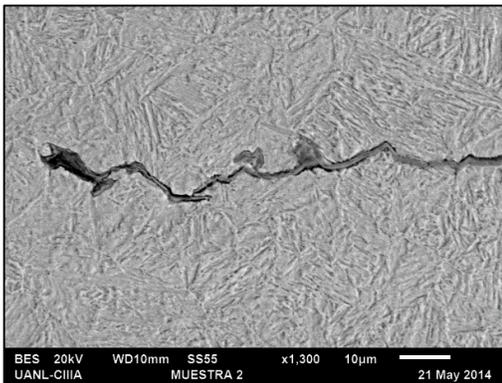
QT = templado y revenido

	recibido
Esfuerzo máximo	2040 MPa
Limite elástico	1680 MPa
Elongación, %	12
Tenacidad a la fractura	88 MPa√m

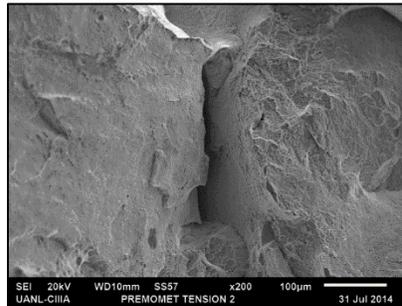
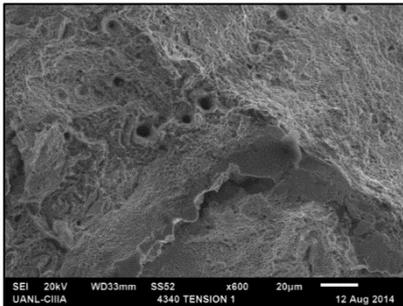
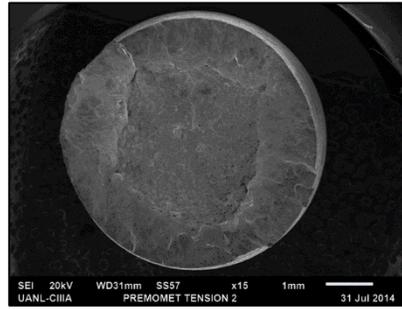
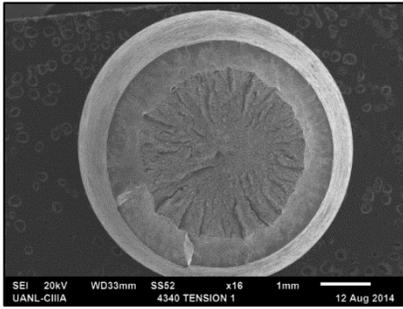
Microestructura *As-reveived*



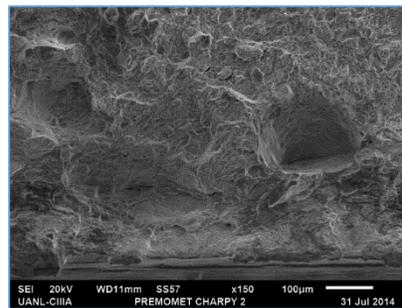
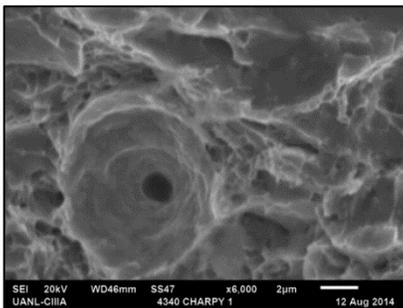
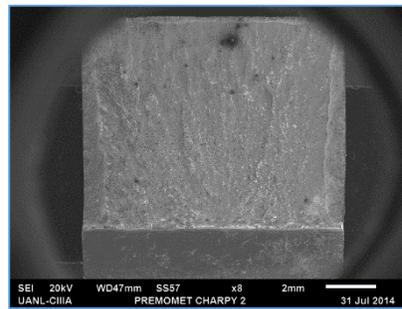
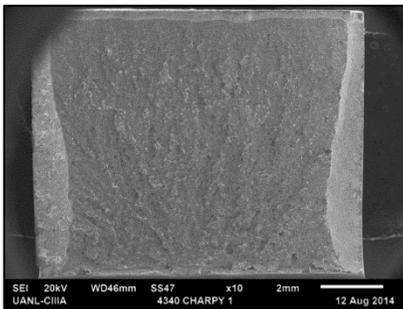
Tratamientos térmicos de temple y revenido



Prueba de tensión.



Prueba de Impacto Charpy.

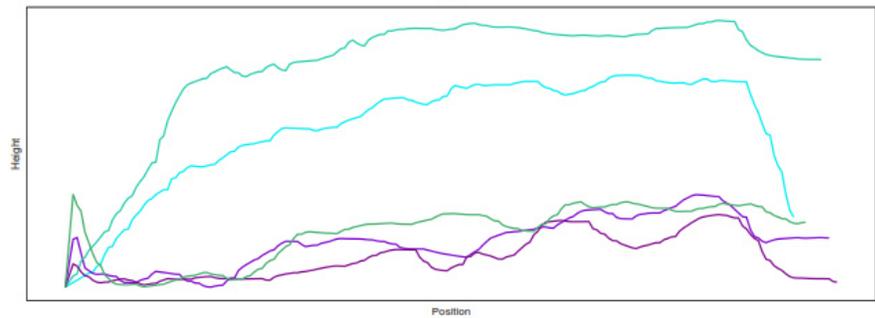
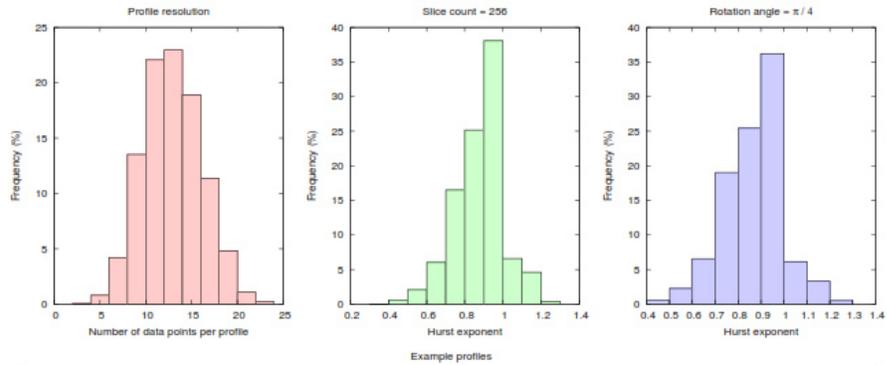
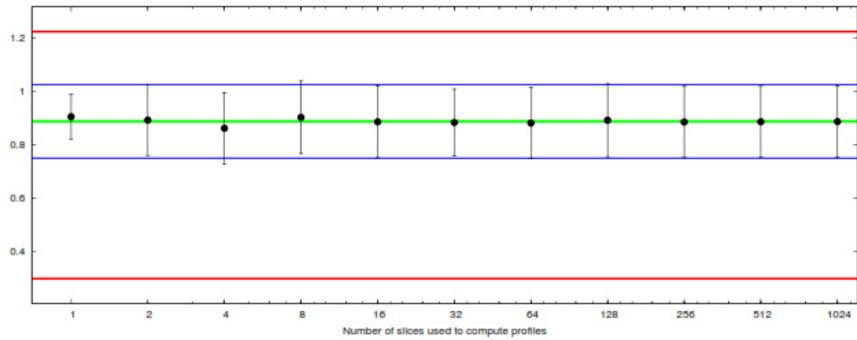
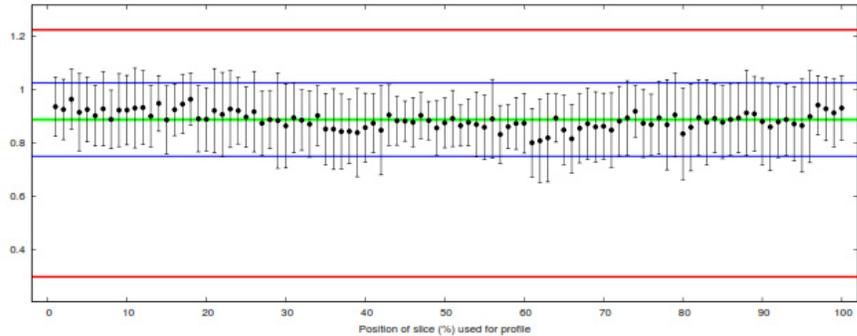
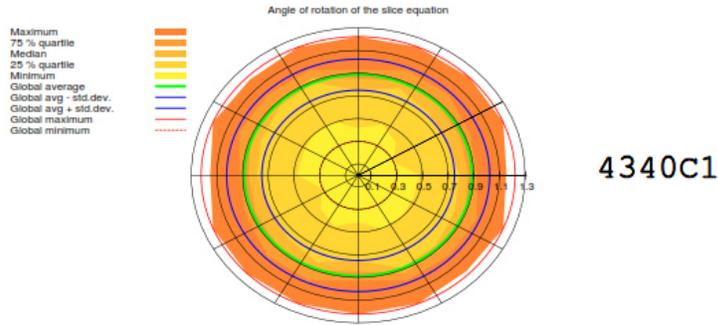


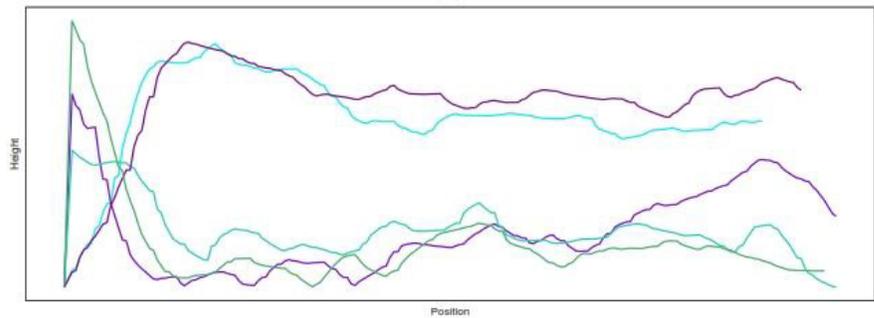
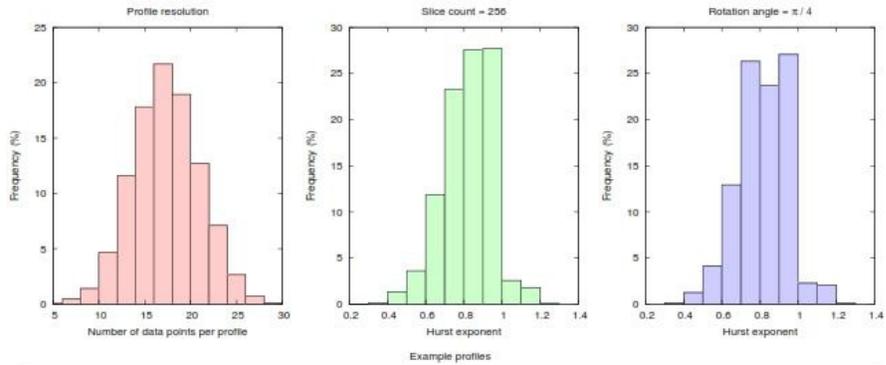
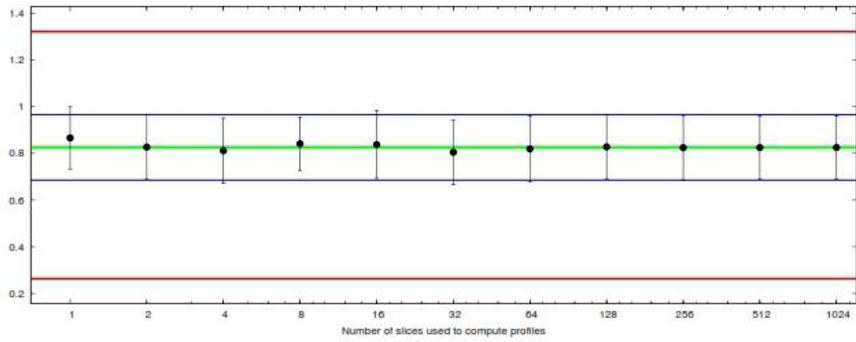
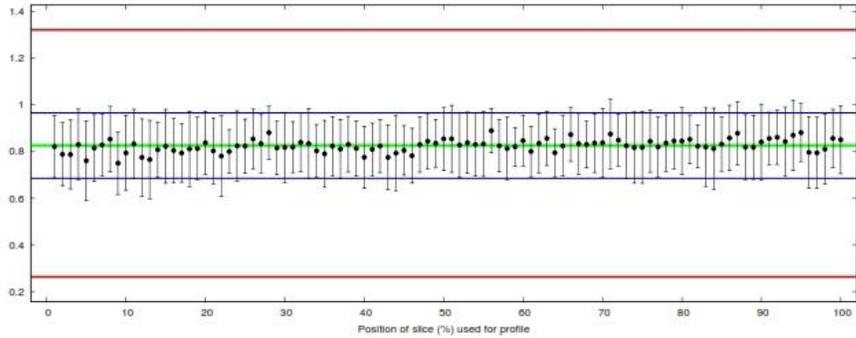
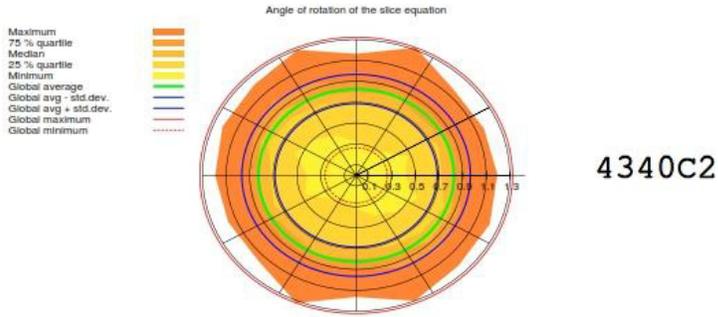
Anexo B.

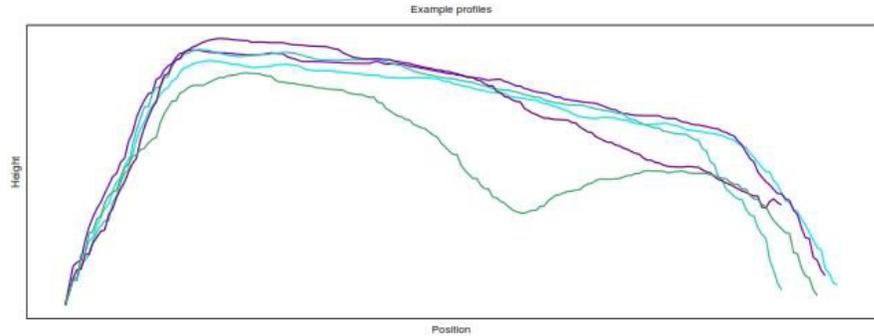
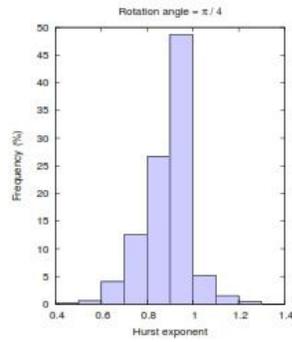
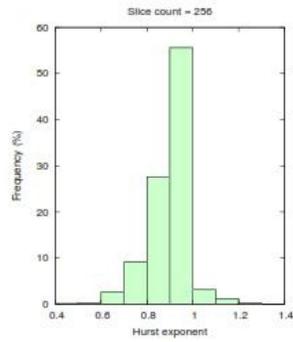
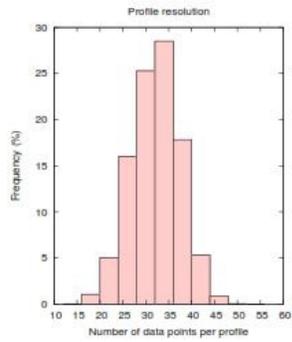
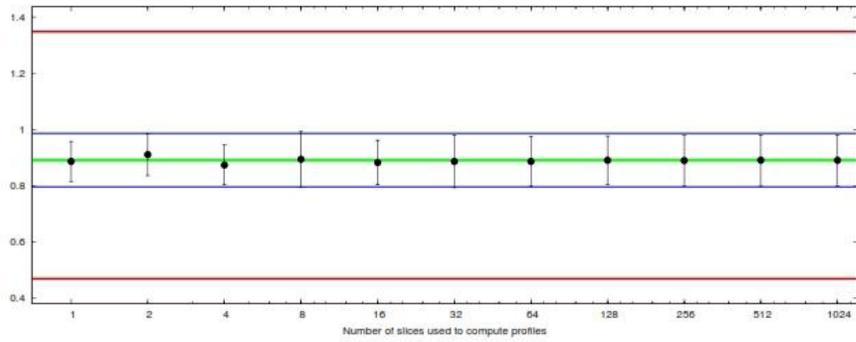
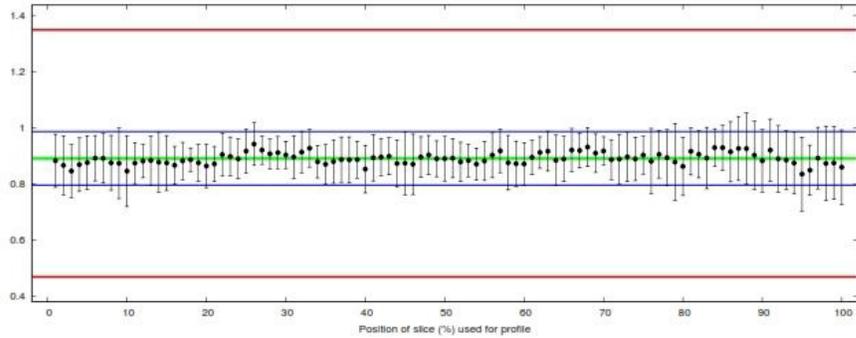
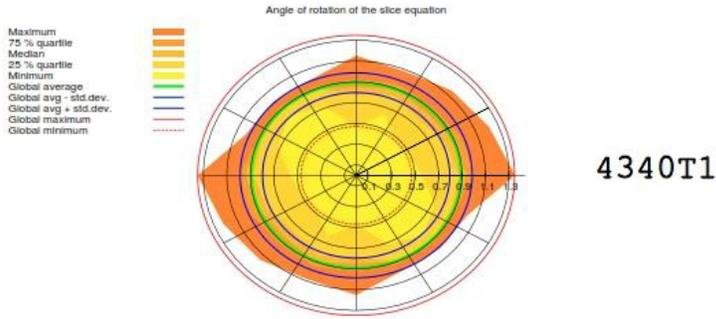
Resultados de exponentes de rugosidad obtenidos por laser.

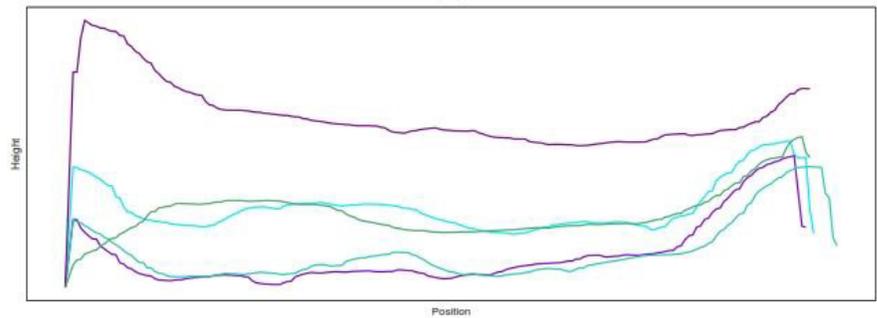
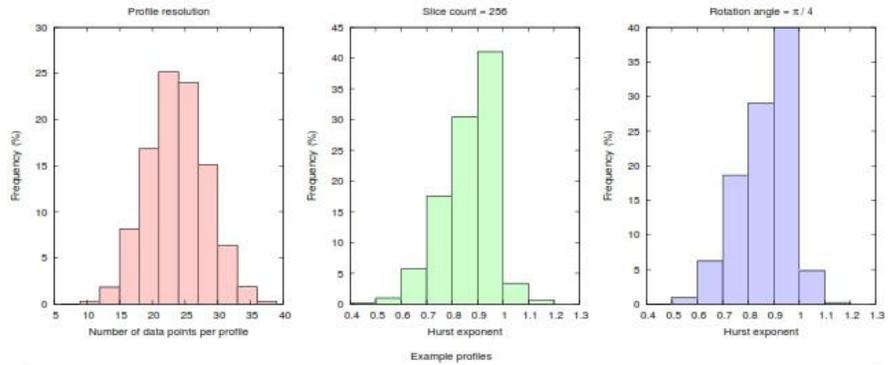
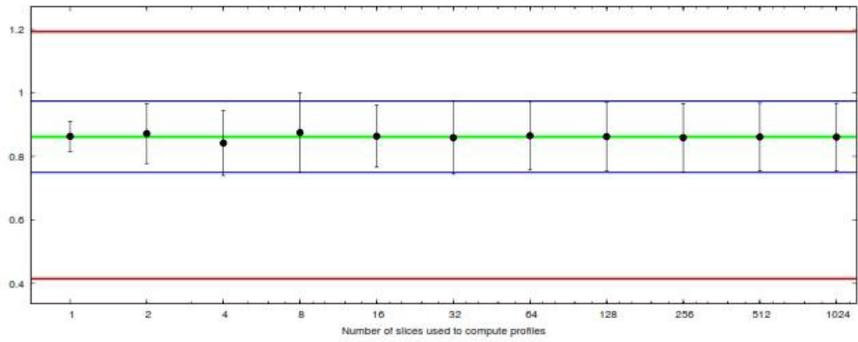
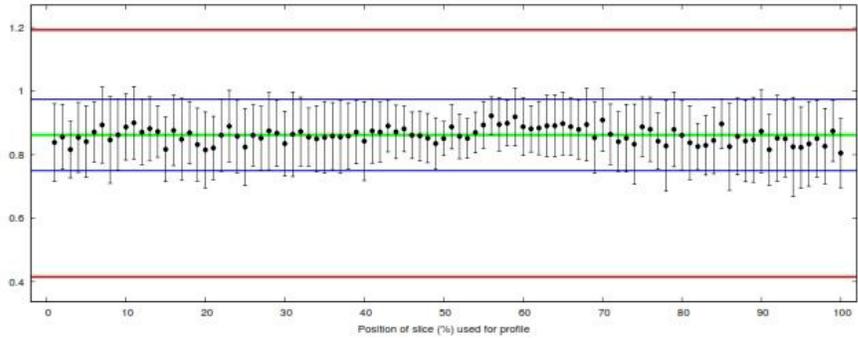
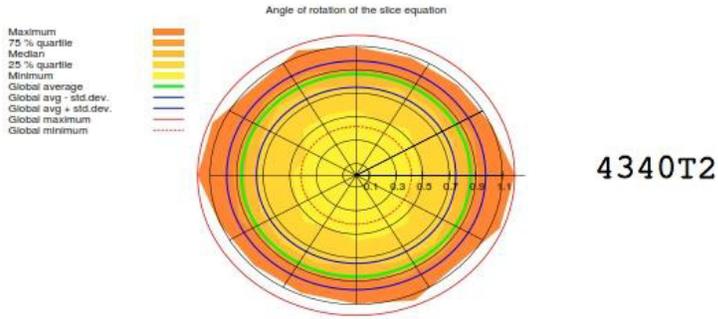
A continuacion se presenta una tabla de relacion de nombres del Anexo B con las muestras en este trabajo.

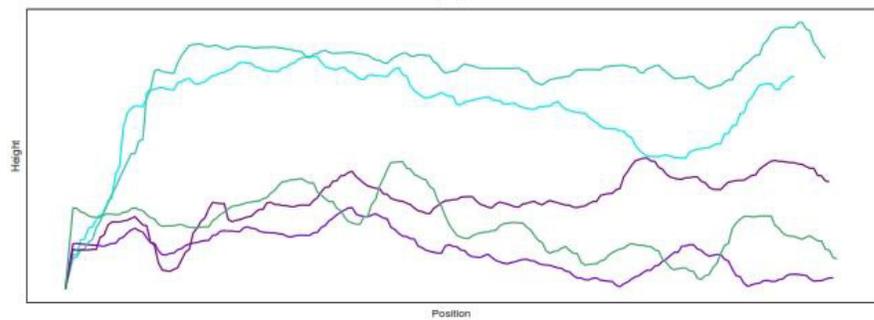
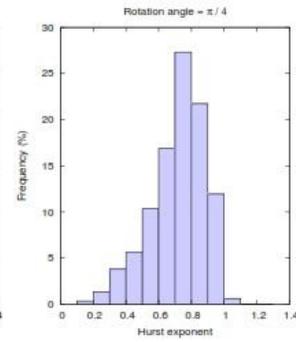
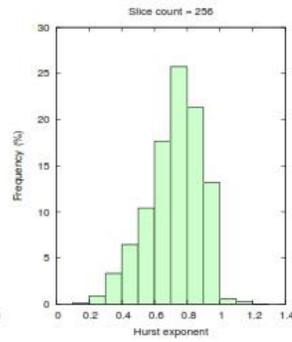
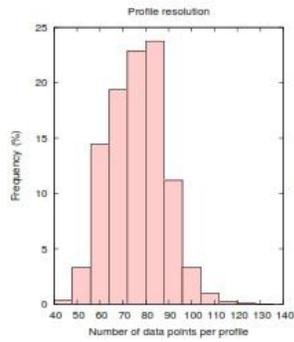
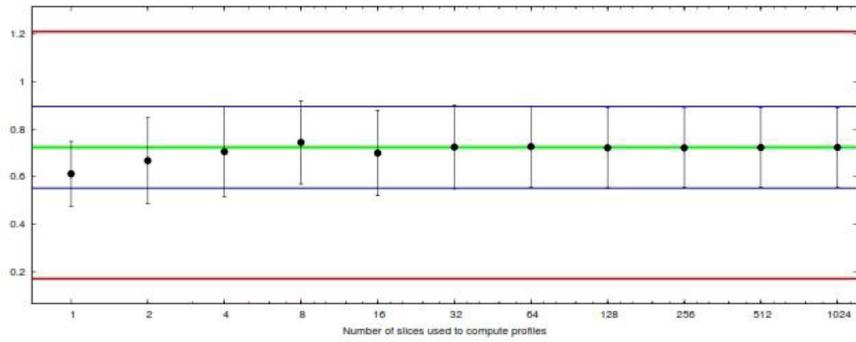
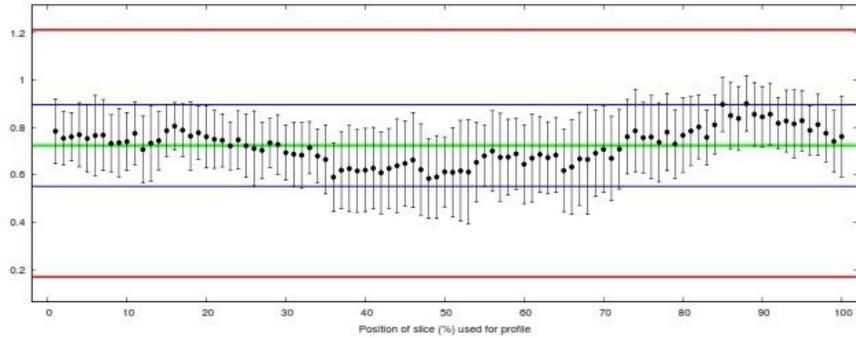
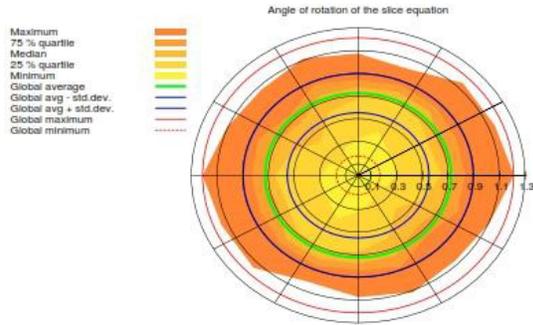
Anexo B	Figura
4340C1	6.13, 6.16
4340C2	6.13, 6.16
4340T1	6.11
4340T2	6.11
PC1	6.15, 6.16
PC2	6.15, 6.16
PT1	6.12
PT2	6.12
SmallMandril	6.1, 6.17
C1	6.17 sección 1
C2	6.17 sección 2
C3	6.17 sección 3
MediumMandril	6.2, 6.18
M1	6.18 sección 1
M2	6.18 sección 2
M3	6.18 sección 3
LargeMandril	6.3, 6.19
G1	6.19 sección 1
G2	
G3	6.19 sección 2
G4	6.19 sección 3

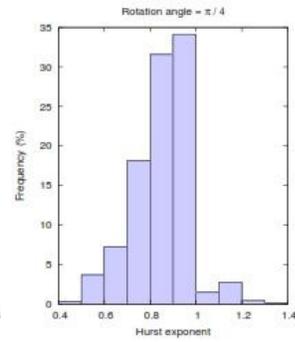
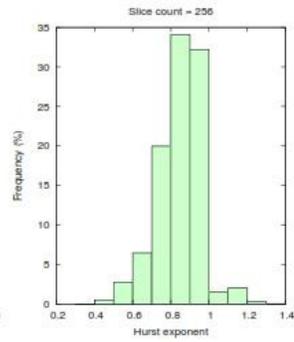
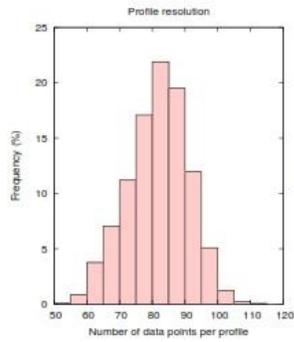
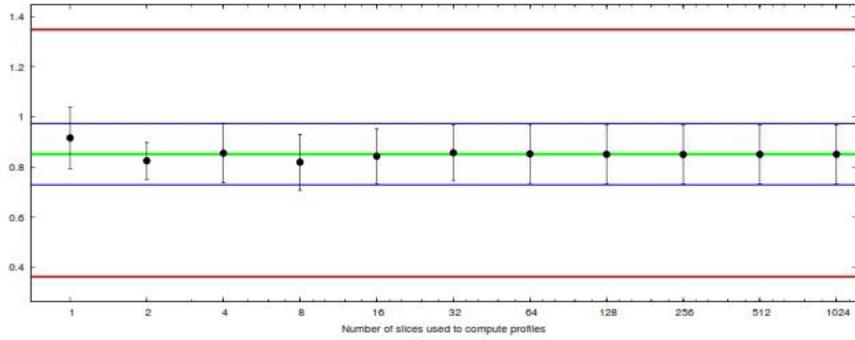
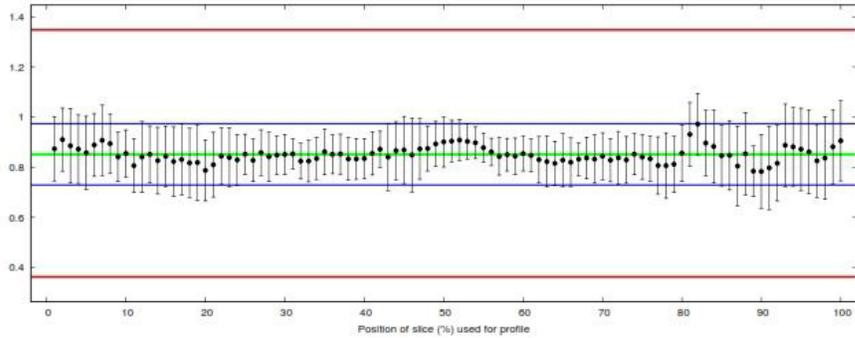
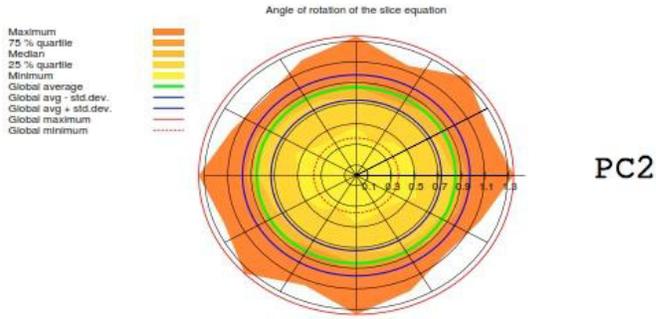




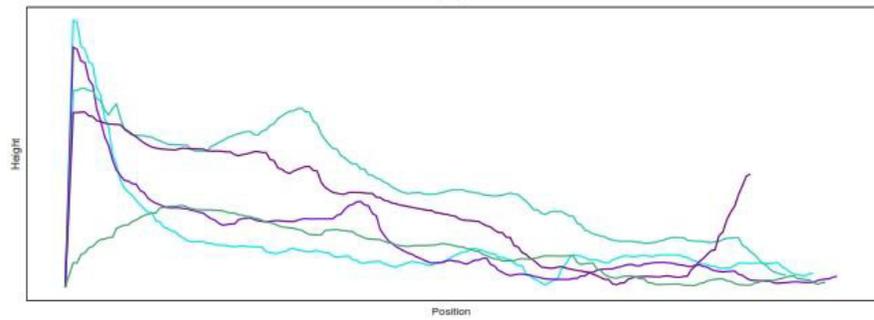


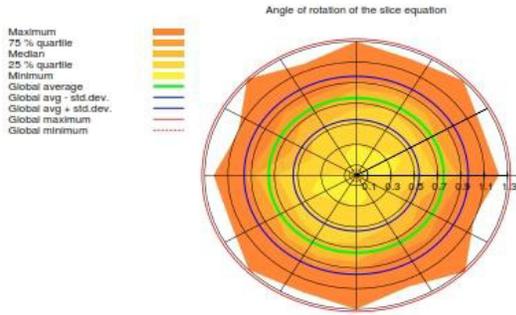




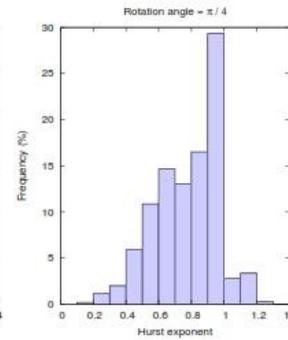
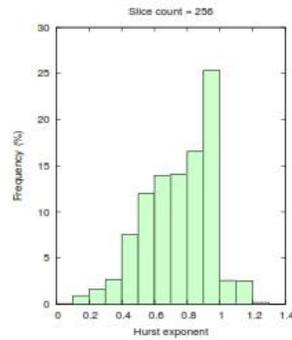
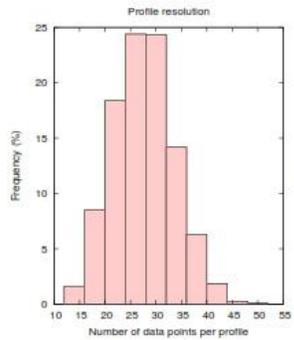
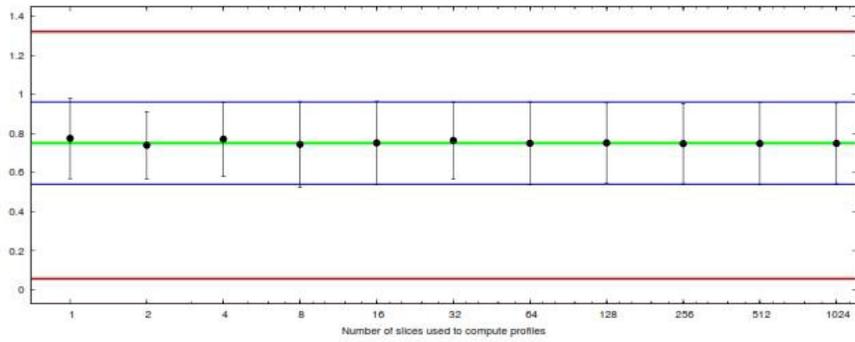
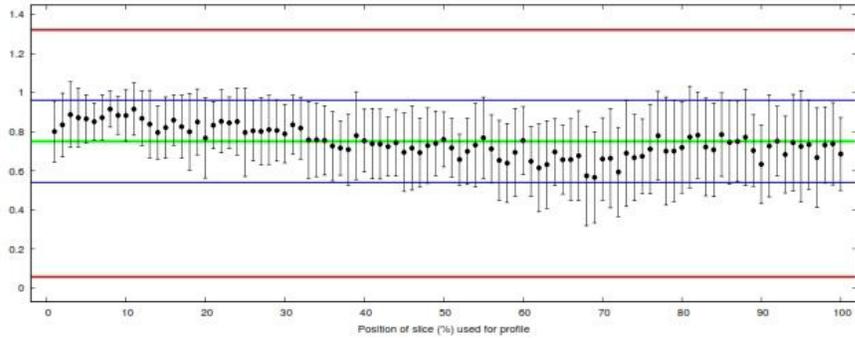


Example profiles

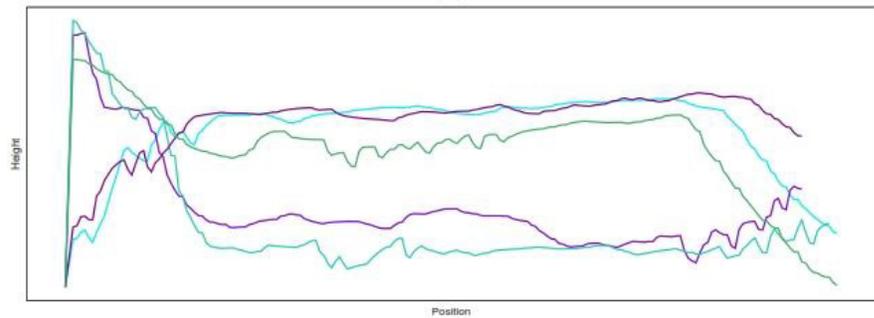


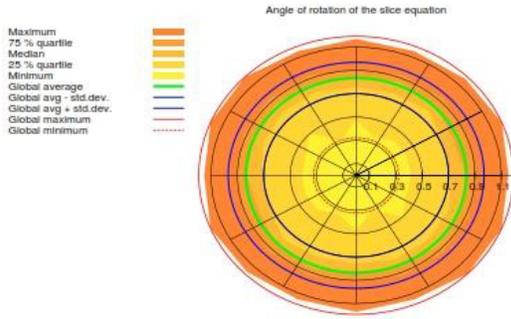


PT1

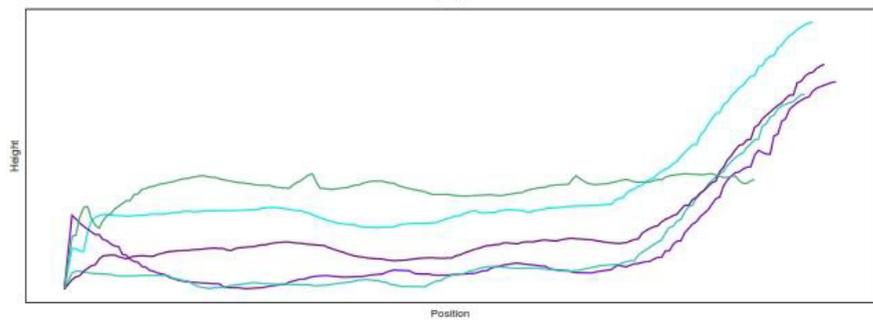
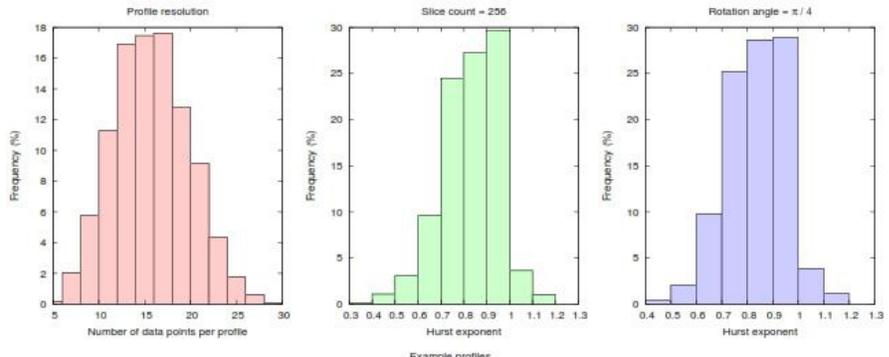
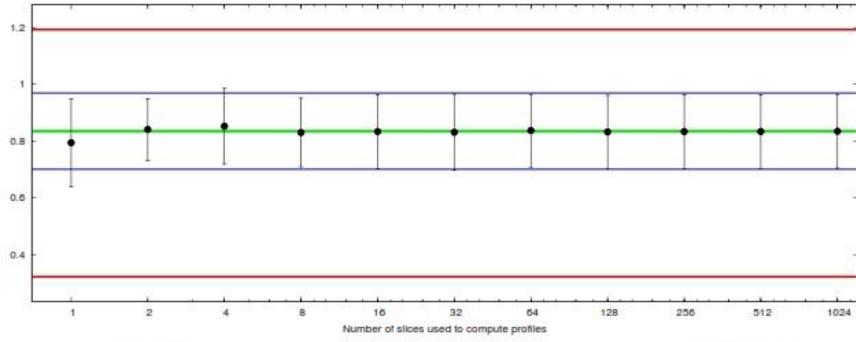
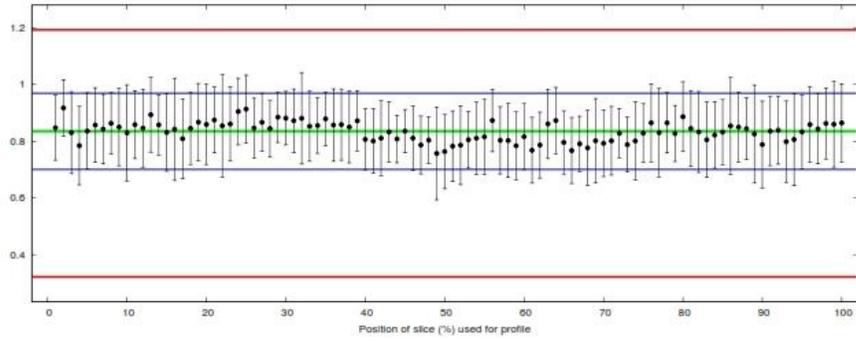


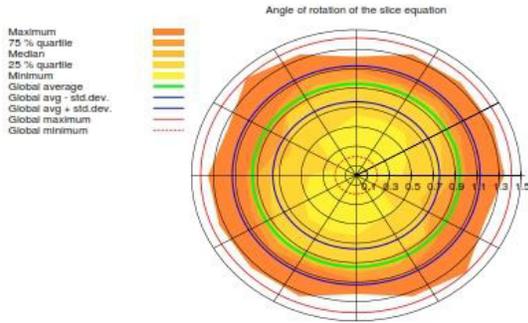
Example profiles



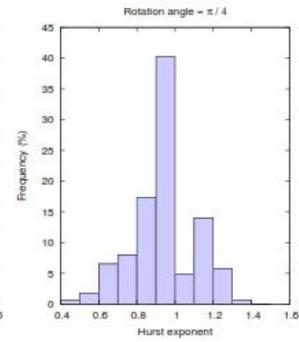
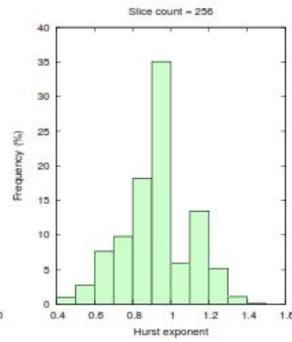
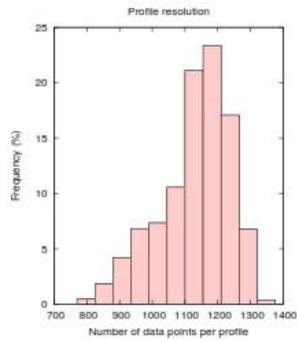
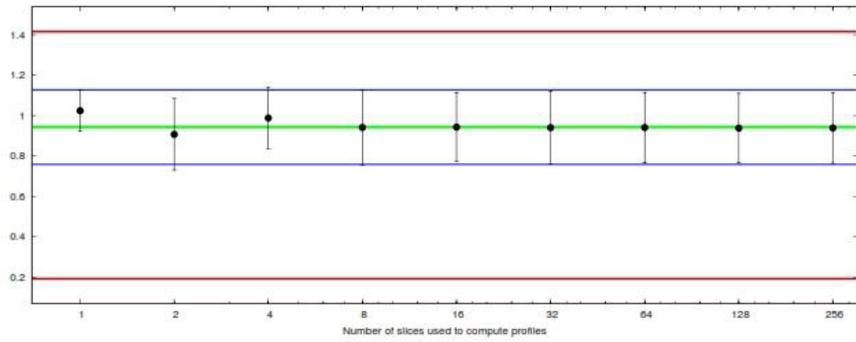
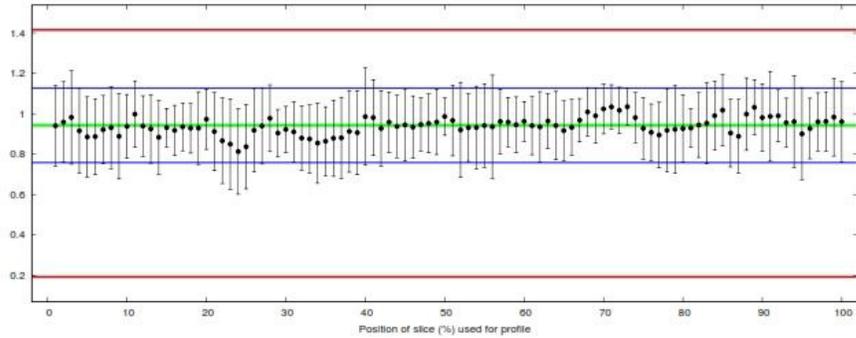


PT2

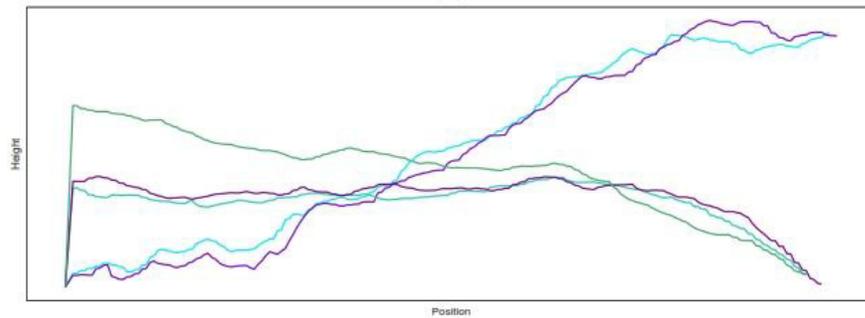


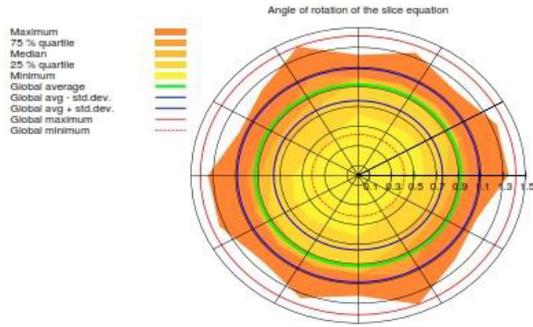


SmallMandril

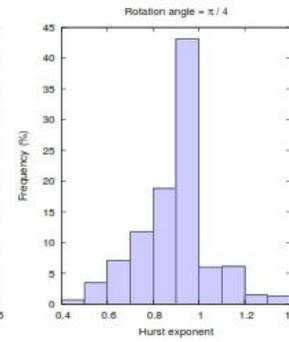
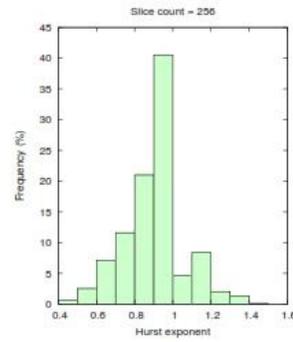
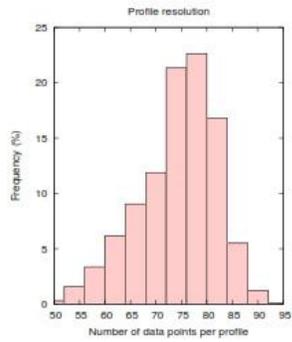
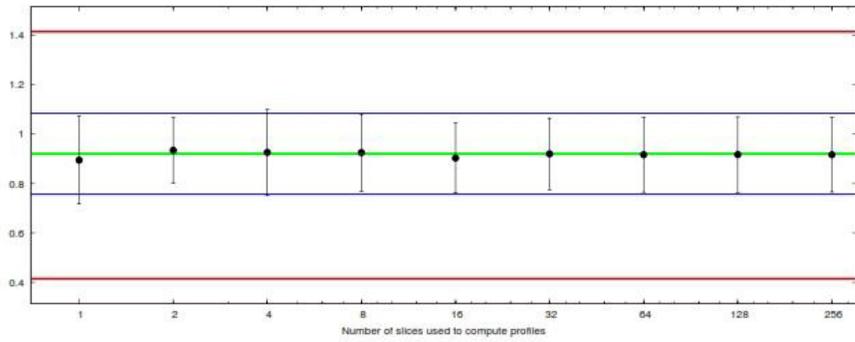
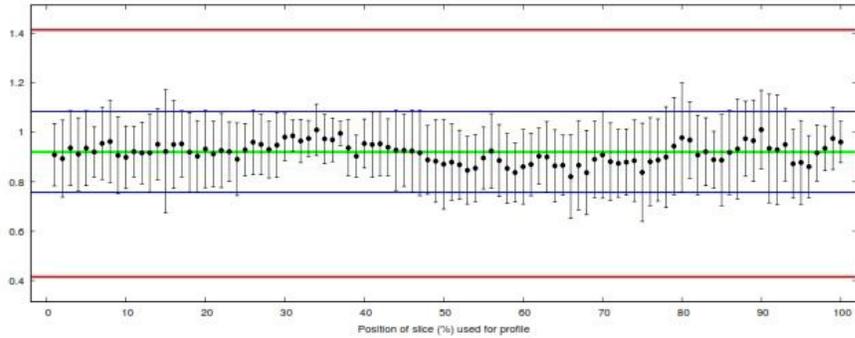


Example profiles

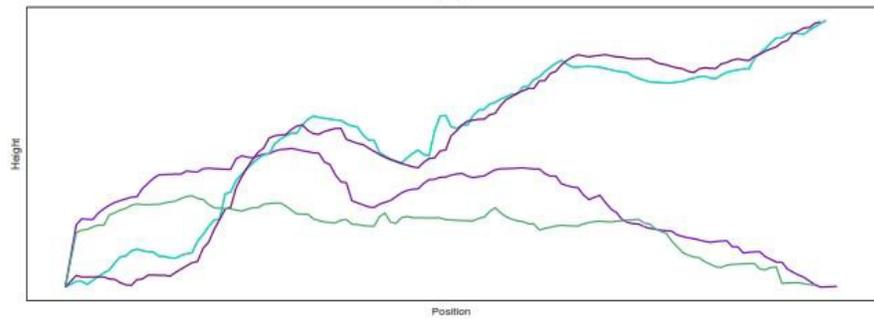


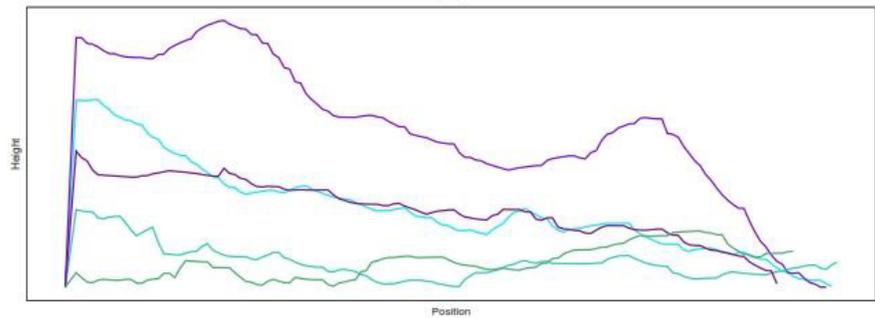
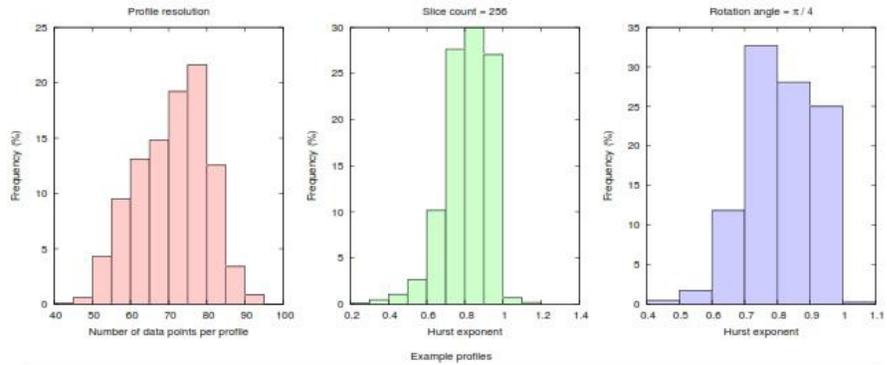
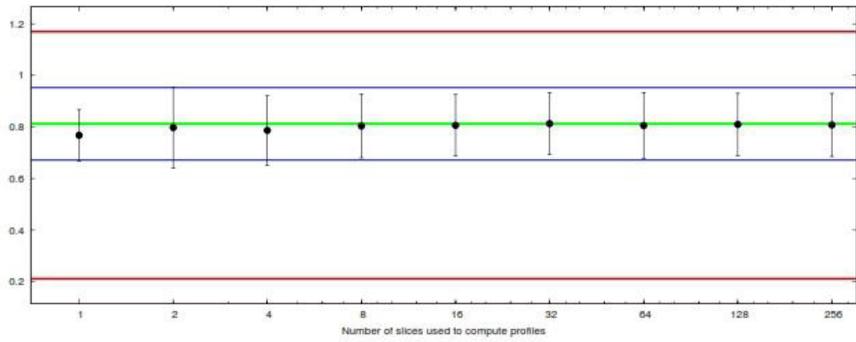
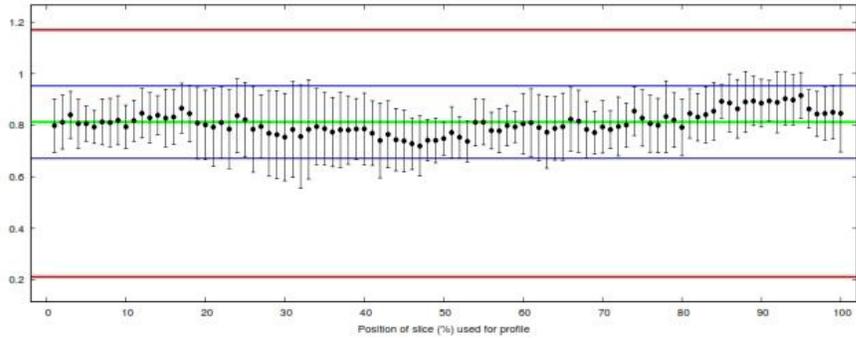
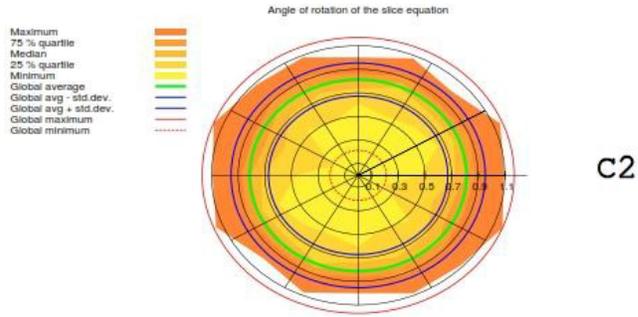


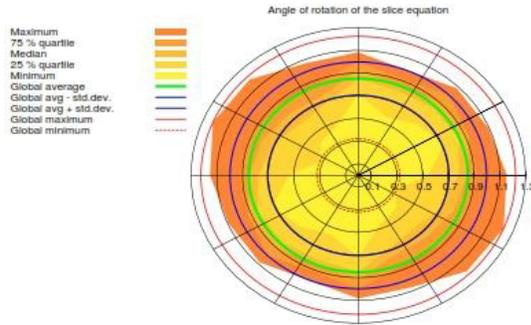
c1



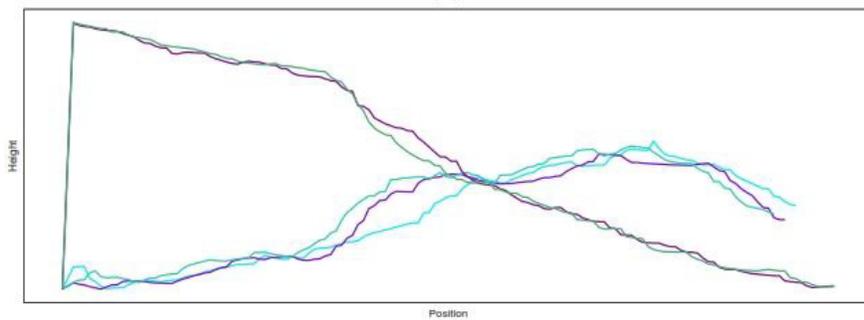
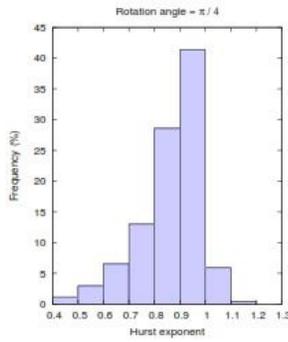
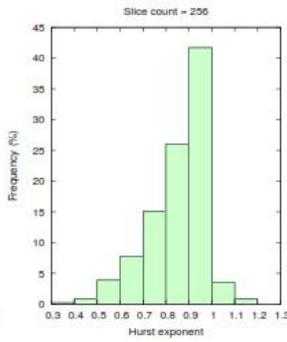
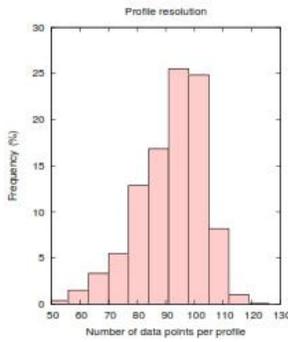
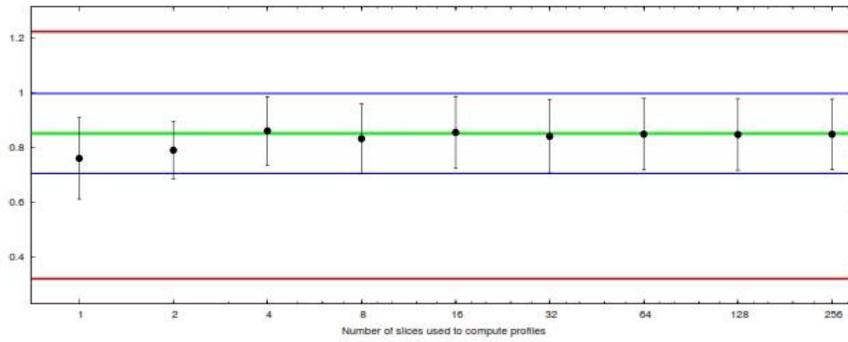
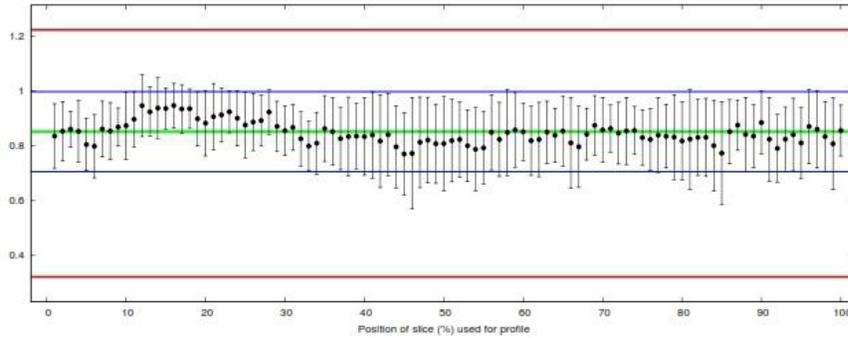
Example profiles



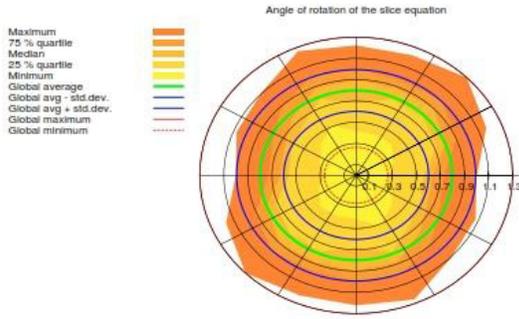




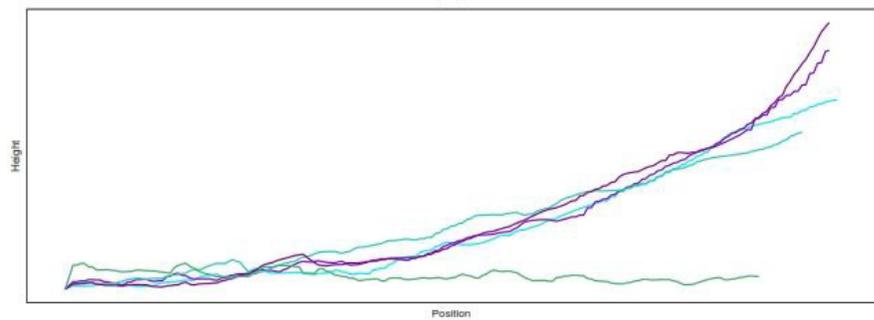
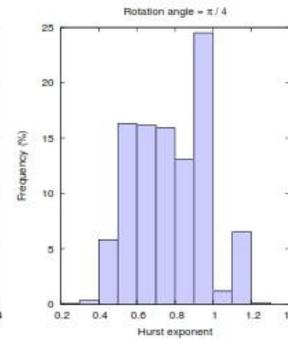
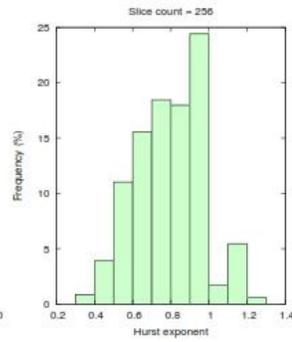
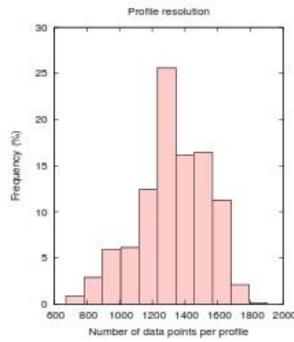
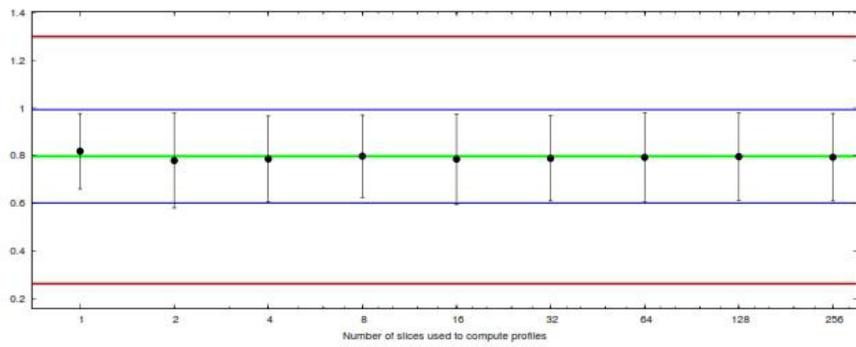
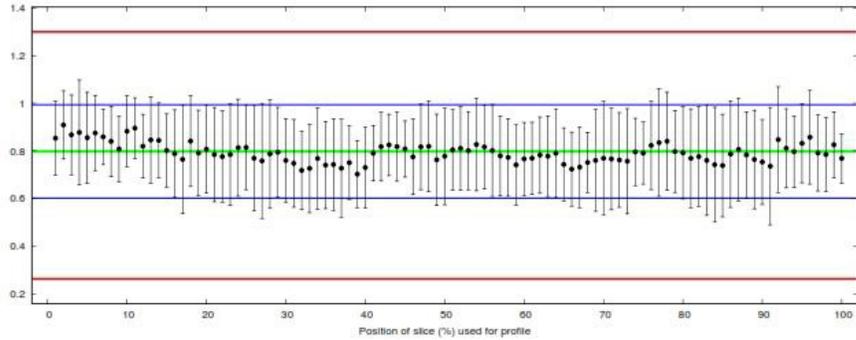
C3

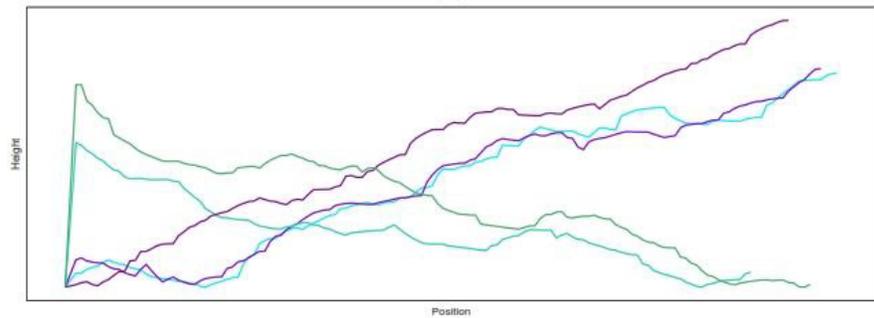
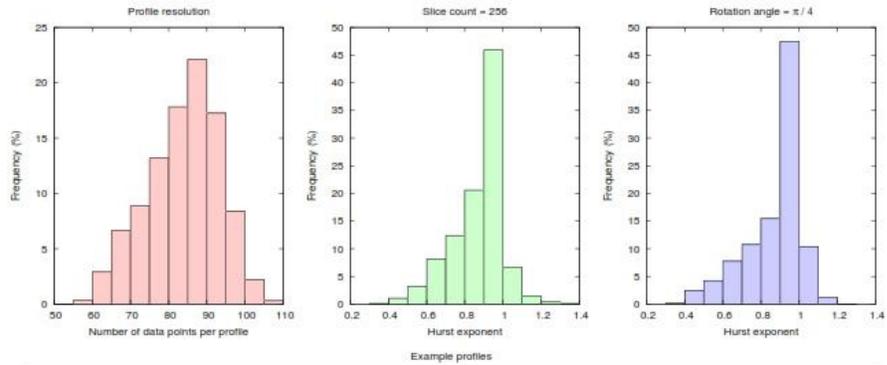
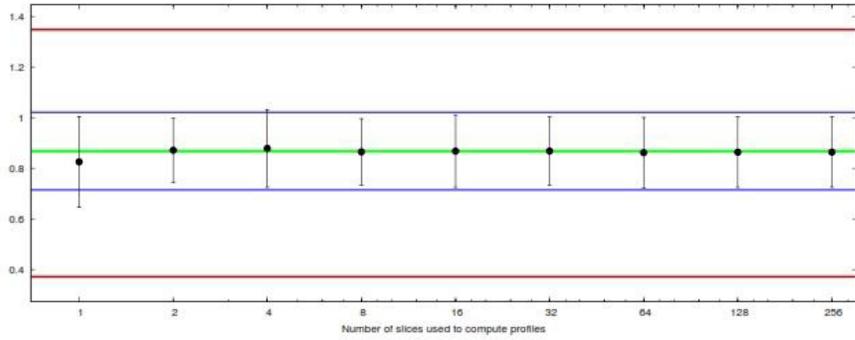
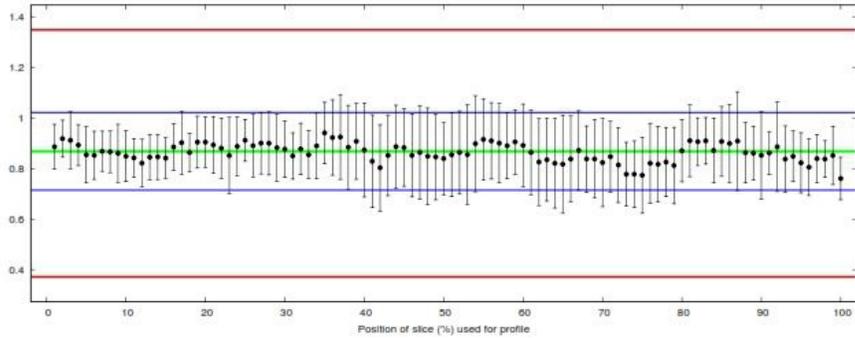
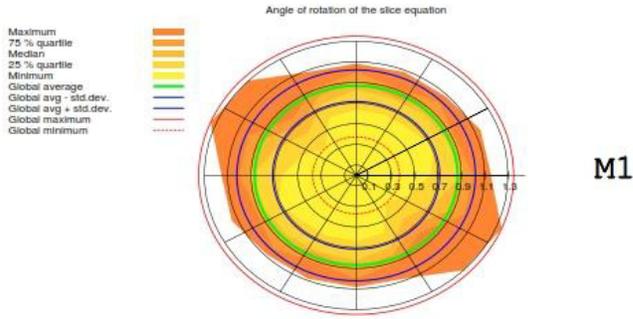


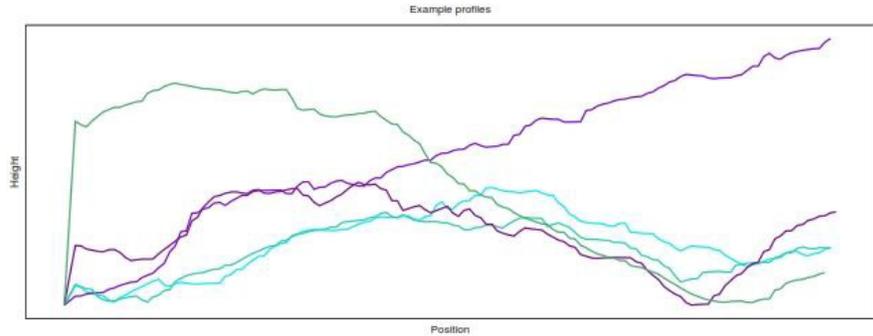
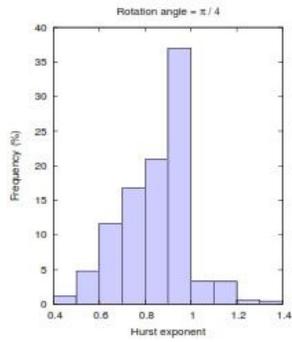
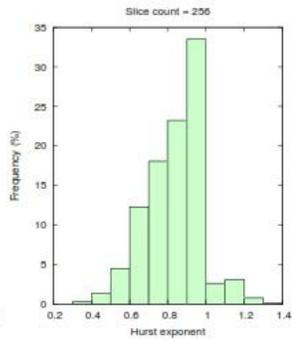
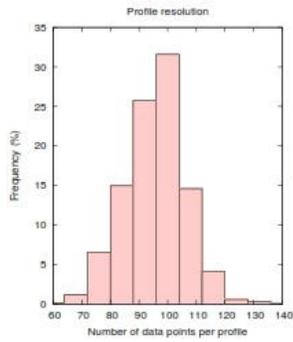
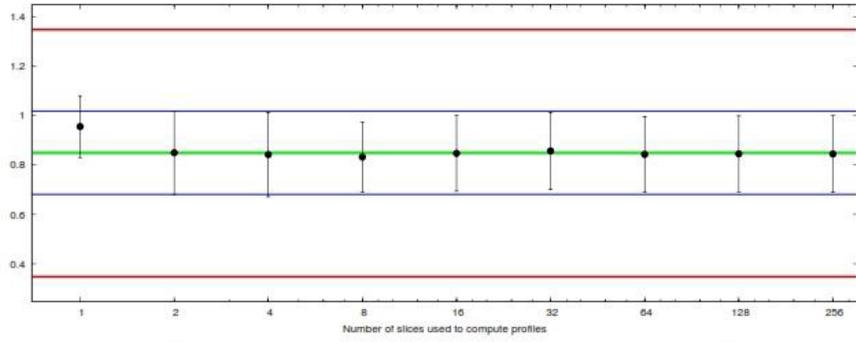
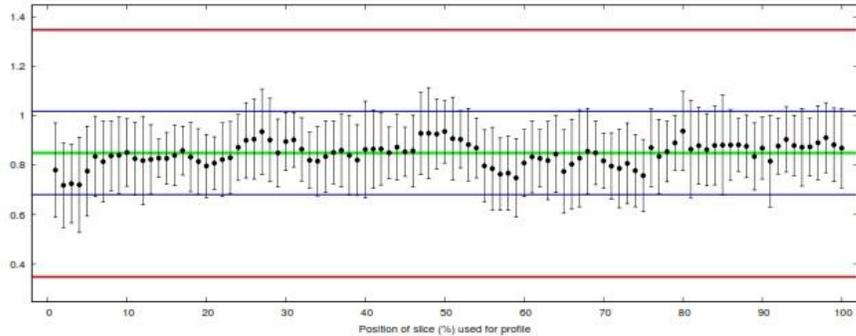
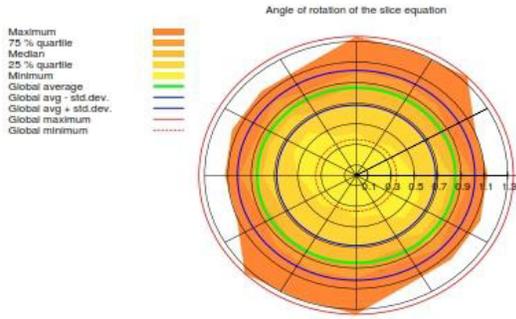
6.1

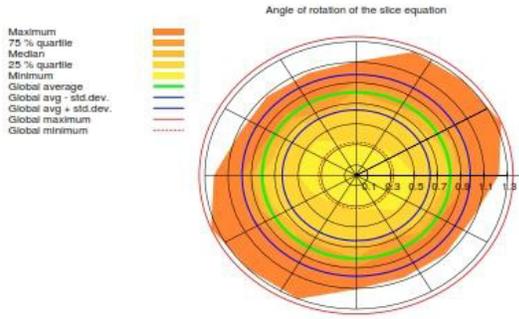


MediumMandrill

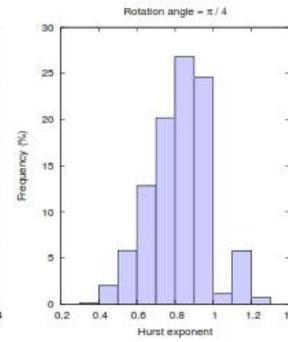
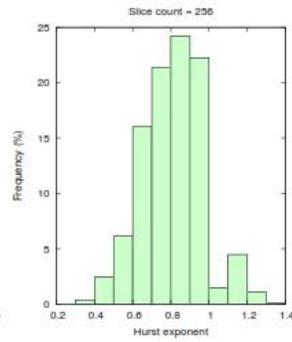
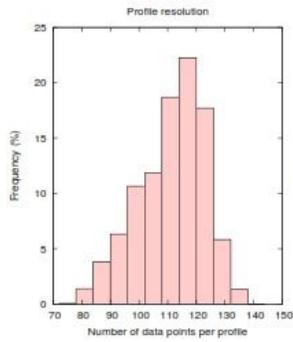
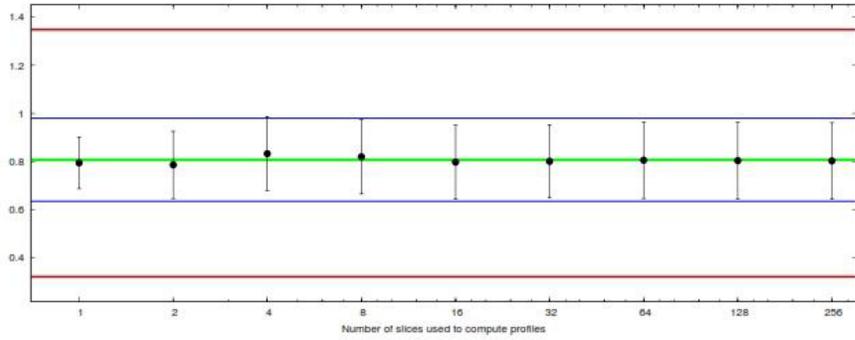
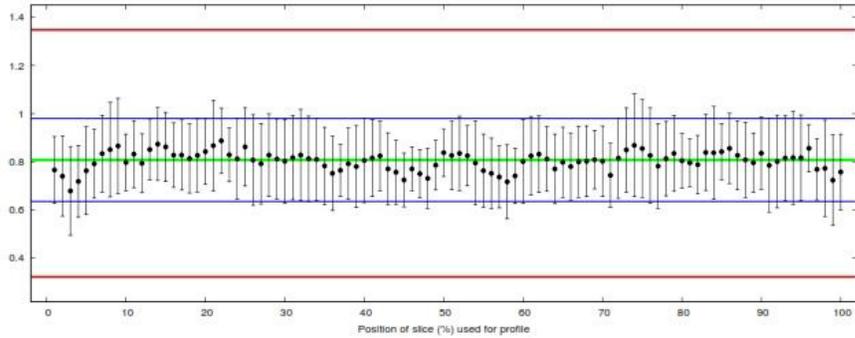




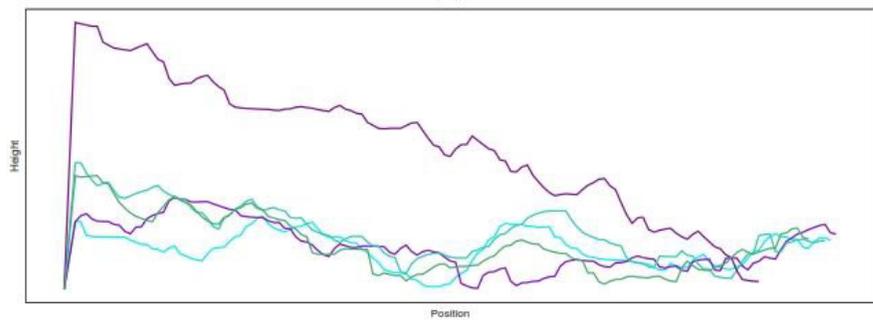


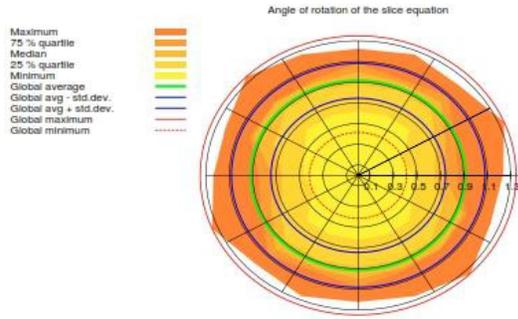


M3

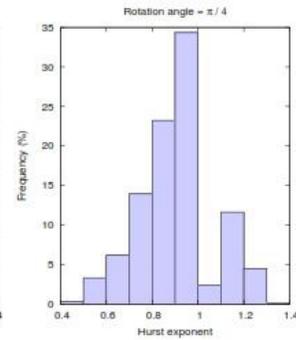
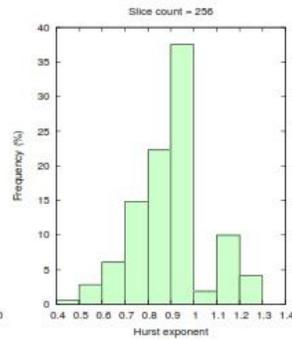
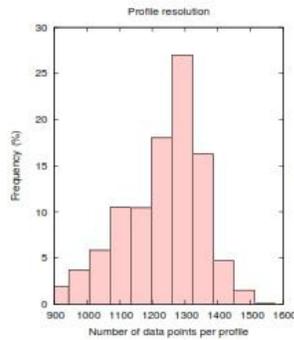
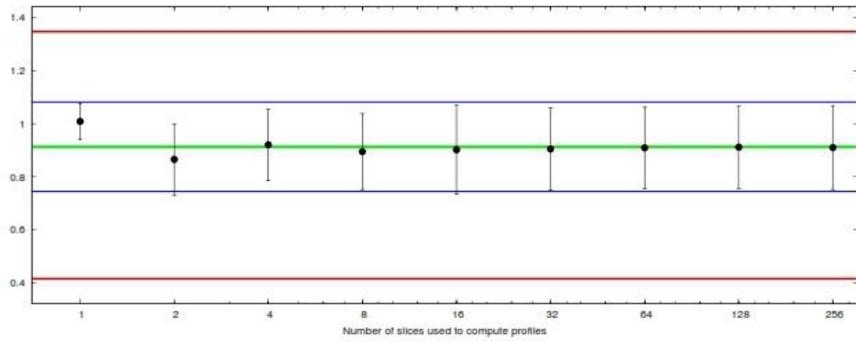
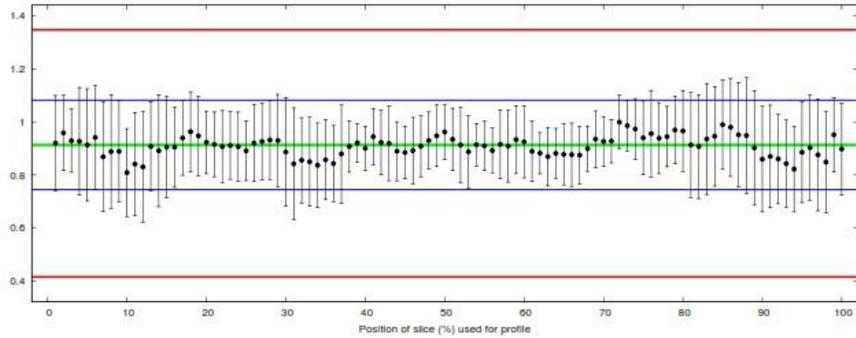


Example profiles

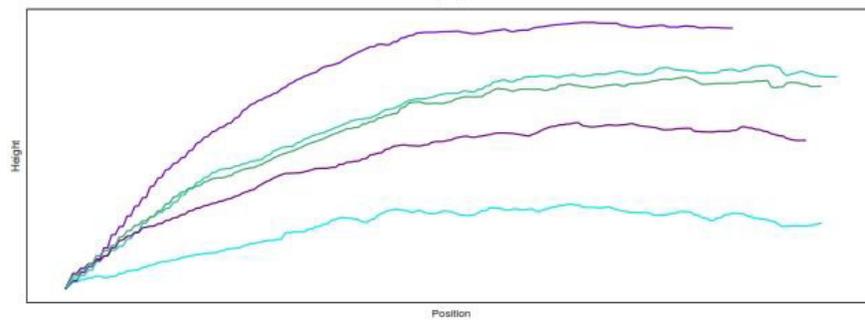


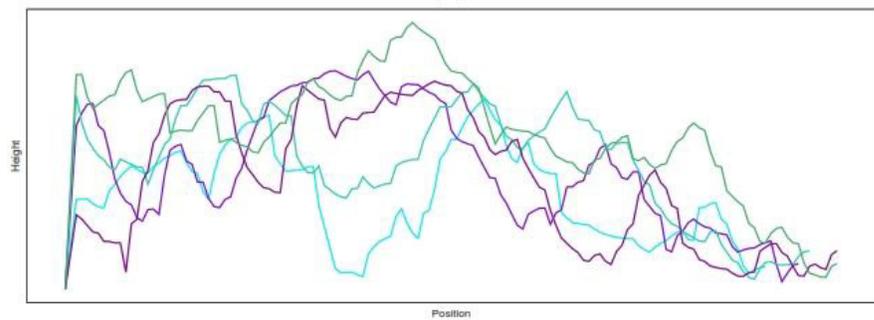
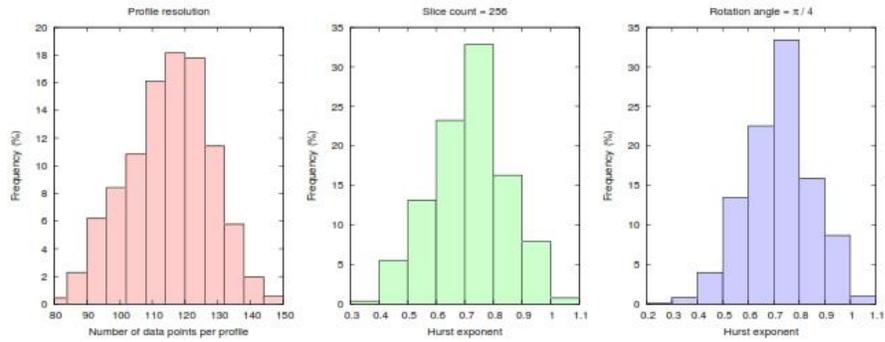
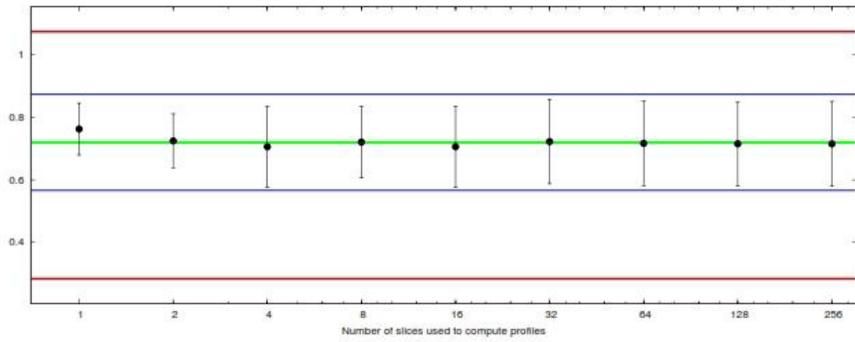
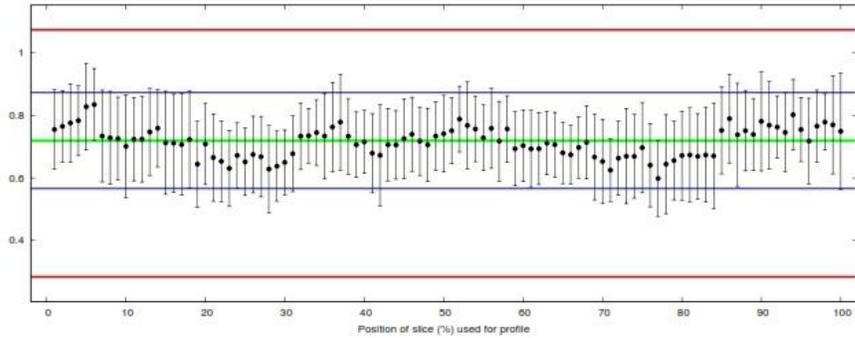
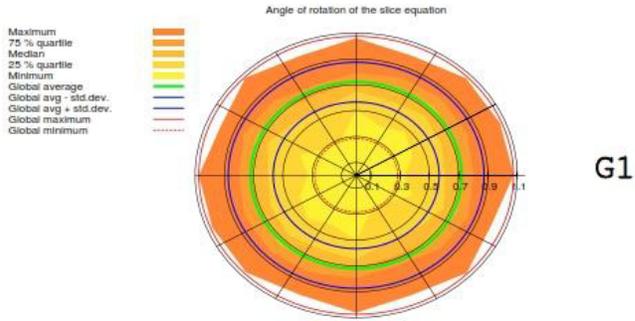


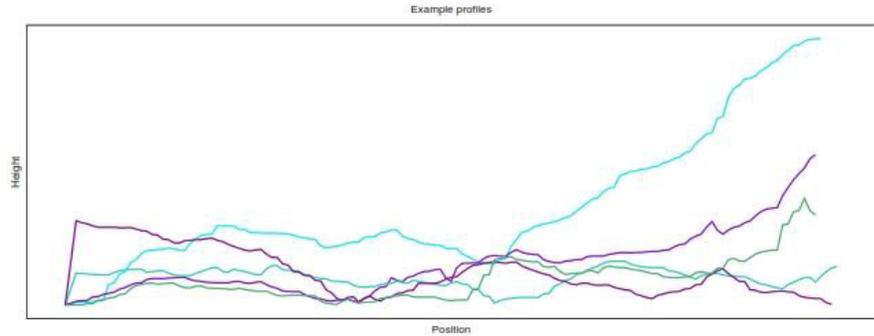
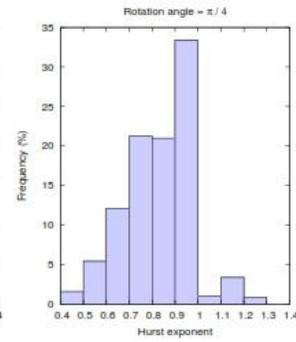
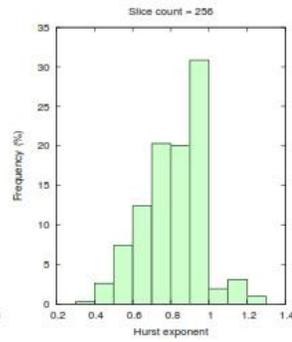
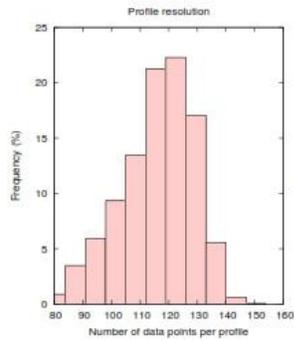
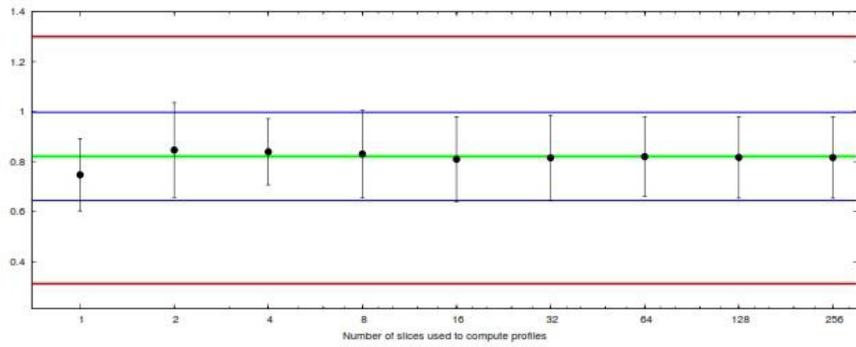
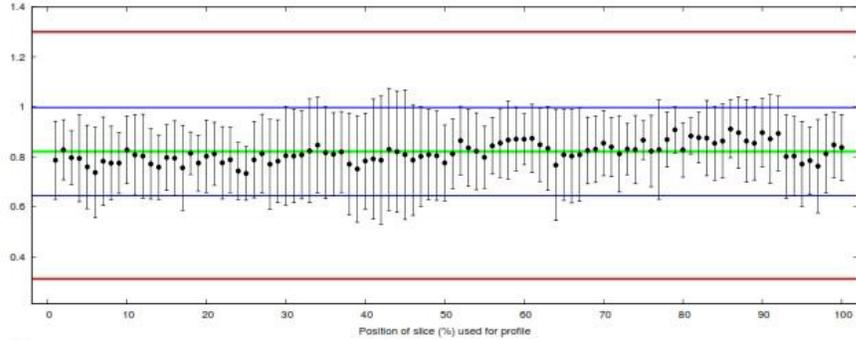
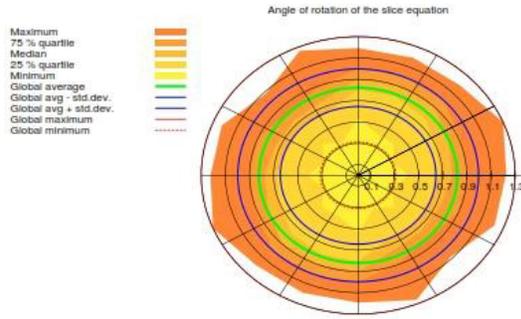
LargeMandril

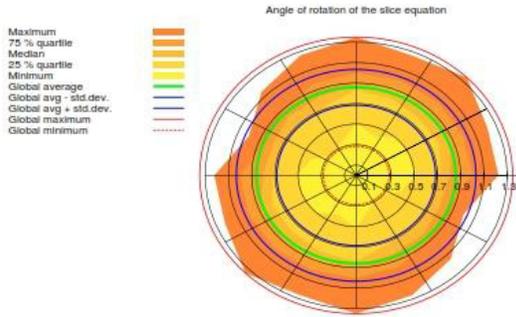


Example profiles

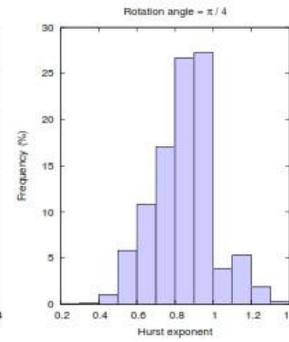
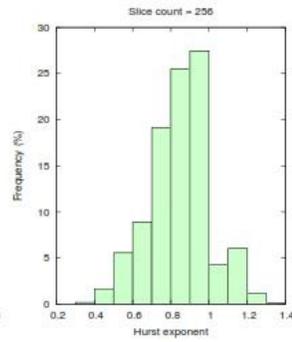
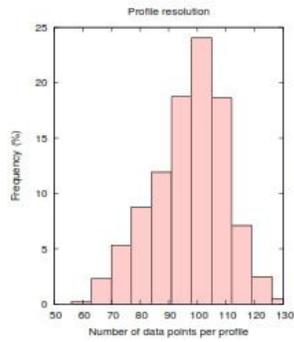
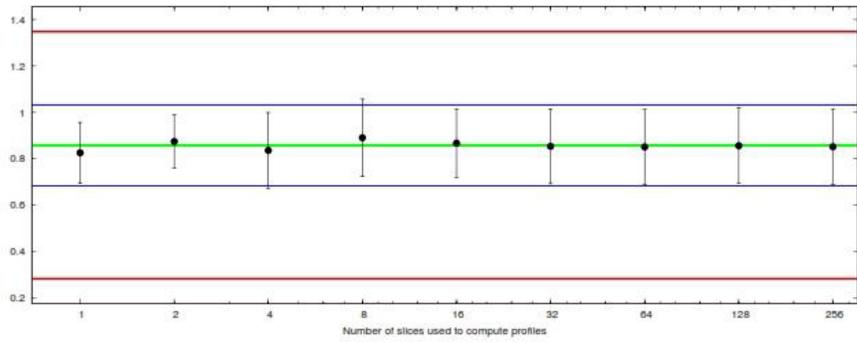
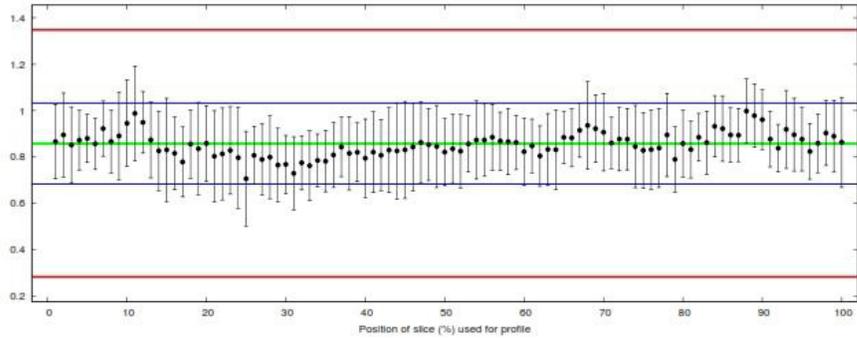








G3



Example profiles

