



UNIVERSIDAD MICHUACANA
DE SAN
NICOLAS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS.

**INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES DE AZUFRE EN LA
FATIGA DE UN ACERO AL MEDIO CARBÓN.**

TESIS:

Que Para Obtener el Título de:

MAESTRO EN METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES.

Presenta:

ING. JUAN JOEL BANDERAS MORALES

Asesor de Tesis:

DR. BALTASAR HERNANDEZ REYES

MORELIA, MICHUACÁN.

JUNIO 2006



INSTITUTO DE INVESTIGACIONES
METALURGICAS

**C. ING. JUAN JOEL BANDERAS MORALES
P R E S E N T E**

La dirección del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, hace de su conocimiento que le ha sido aprobada la tesis titulada:

***“INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES DE AZUFRE EN LA FATIGA DE UN
ACERO AL MEDIO CARBONO”***

A fin de obtener el Grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales. Por tal razón se le autoriza a usted la ***Impresión Definitiva*** de la misma, en base al oficio recibido de la mesa sinodal para realizar su examen.

Sin otro particular por el momento, me es grato saludarle muy cordialmente.

Morelia, Mich., a 16 de Mayo del 2006.

ATENTAMENTE


DR. CUAUHEMOC MALDONADO ZEPEDA
DIRECTOR DEL INSTITUTO DE
INST. DE INVEST. METALURGICAS

METALURGICAS

MAYO 2006

DEDICATORIAS

Dedico este trabajo con todo mi cariño y respeto a mis padres:

**Genoveva Morales Díaz.
Abel Banderas Rodríguez.**

Y a mi compañera de toda la vida:

Adriana Espinosa Arroyo.

Por su apoyo incondicional, por la confianza que siempre me han tenido, y que a lo largo de mi formación como estudiante y profesional nunca dudaron de mi en ningún momento.

AGRADECIMIENTOS

A Dios: Por permitirme la dicha de vivir, por haberme regalado una familia de la cual me siento orgulloso, por que siempre a escuchado mis suplicas y haberme mostrado el camino correcto a seguir.

A mis padres: Abel y Genoveva por su amor, apoyo, confianza, paciencia, por haberme dado la vida y sobre todo por estar a mi lado en los momentos difíciles a lo largo de toda mi existencia.

A mi esposa: Adriana, por su confianza y apoyo incondicional pero sobre todo por darme tanto amor.

A mis hermanos: Martín, Jesús y José. Que son las personas que mas admiro y quiero. Ya que sin su ayuda y apoyo no hubiera podido realizar mis estudios.

A mis hermanas: Ana, Marisela, Rebeca, y Violeta. Que siempre me ayudaron a mantenerme firme en mi camino, con sus consejos y palabras de aliento y esperanza que me ayudaron a seguir adelante en los peores momentos.

A la UMSNH y al Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, por haberme dado la oportunidad de haber logrado una meta en mi vida, por permitirme desarrollarme mentalmente e intelectualmente dentro e sus aulas.

A todos los profesores del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas por sus conocimientos y consejos que me dieron y por la gran labor que desempeñan.

Al Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde, por su gran apoyo, tiempo, y orientación incondicional que siempre tuvo hacia mí, así como su gran amistad y la confianza que siempre me brindo.

A mi asesor Dr. Baltasar Hernández, por su ayuda, orientación y amistad, así como sus conocimientos brindados.

Al CONACYT, que sin su respaldo económico no habría podido realizar mis estudios.

CONTENIDO

AGRADECIMIENTOS.	I

CONTENIDO.	III

INDICE.	IV

LISTADO DE FIGURAS.	VII

LISTADO DE TABLAS.	IX

RESUMEN.	X

ABSTRACT.	XI

CAPITULO I: INTRODUCCIÓN.	1

CAPITULO II: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.	5

CAPITULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL.	48

CAPITULO IV: RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.	65

CAPITULO V: CONCLUSIONES.	96

Referencias.	98

Apéndice.	101

INDICE

CAPITULO I

INTRODUCCIÓN

1.1 Objetivo.	3
1.2 Justificación.	4
1.3 Hipótesis.	4

CAPITULO II

REVISION BIBLIOGRAFICA.

2.1 Aceros al carbono.	5
2.1.1 Clasificación de los aceros.	6
2.2 Efecto de pequeñas cantidades de otros elementos en los aceros.	8
2.2.1 Azufre.	8
2.2.2 Manganeso.	9
2.2.3 Fósforo.	10
2.2.4 Silicio.	11
2.3 Origen de las inclusiones no-metálicas.	11
2.3.1 Inclusiones exógenas.	11
2.3.2 Inclusiones endógenas.	12
2.3.3 Detección e identificación de inclusiones.	13
2.4 Efecto de los elementos desoxidantes sobre la formación de inclusiones.	14
2.4.1 Comportamiento del oxígeno en el acero.	14
2.4.2 Efecto del carbono.	15
2.4.3 Efecto del manganeso.	15
2.4.4 Efecto del silicio.	16
2.4.5 Efecto del silicio-manganeso.	16
2.4.6 Efecto del aluminio.	17
2.4.7 Efecto del calcio.	18
2.4.8 Efecto de las tierras raras.	18
2.5 Datos termodinámicos.	20
2.5.1 Relación termodinámica entre azufre, oxígeno y tierras raras.	20
2.5.2 Óxidos de tierras raras.	21
2.5.3 Sulfuros de tierras raras.	22

2.5.4 Oxisulfuros de tierras raras.	22
2.5.5 Eliminación del azufre del metal	23
2.6 Clasificación de los sulfuros.	23
2.7 Efecto de las inclusiones sobre la iniciación de defectos.	26
2.8 Influencia de las inclusiones no-metálicas sobre las propiedades del acero.	28
2.9 Fatiga	29
2.9.1 Manifestación y proceso de falla.	31
2.9.2 Superficie de la fractura.	35
2.10 El efecto de la inclusión en las propiedades de la fatiga.	35
2.11 Análisis del origen de las fallas por fatiga.	36
2.12 Naturaleza estadística de la fatiga.	39
2.13 Parámetros característicos de la fatiga.	40
2.14 Diagrama de tensión-numero de ciclos.	43
2.15 Factores que afectan la fatiga.	45
CAPITULO III	
DESARROLLO EXPERIMENTAL	48
3.1 Metodología de trabajo.	48
3.2 Fabricación del acero.	49
3.2.1 Obtención de los acero a partir de lingotes.	49
3.2.2 Composición química.	51
3.2.3 Modificadores de inclusiones.	51
3.2.4 Preparativos de fabricación del acero.	52
3.2.5 Practica de fabricación del acero.	53
3.3 Análisis químico.	53
3.4 Metalografía.	54
3.4.1 Extracción de probetas.	55
3.4.2 Maquinado.	55
3.4.3 Lijado.	55
3.4.4 Pulido.	55
3.4.5 Ataque.	55
3.5 Análisis por microscopia óptica.	56

3.6	Análisis de imágenes por computadora.	56
3.7	Análisis por microscopia electrónica de barrido.	57
3.8	Procesamiento termomecánico.	58
3.9	Ensayo de tensión.	60
3.9.1	Preparación de probetas.	60
3.9.2	Desarrollo de la prueba de tensión.	60
3.10	Dureza.	62
3.10.1	Preparación de probetas.	62
3.11	Ensayo de fatiga.	62
3.11.1	Probetas de fatiga.	63
CAPITULO IV		
RESULTADOS Y DISCUSION DE RESULTADOS		65
4.1	Composición química.	65
4.2	Caracterización del material en condiciones de colada.	66
4.2.1	Microscopia óptica.	66
4.2.2	Microscopia electrónica de barrido.	69
4.3	Procesamiento termomecánico.	75
4.3.1	Microscopia óptica.	76
4.3.1.1	Volumen de ferrita y perlita.	77
4.3.2	Análisis de imágenes por computadora.	79
4.4	Ensayo de dureza.	81
4.5	Ensayo de tensión.	82
4.5.1	Análisis de la fractura.	83
4.6	Ensayo de fatiga.	86
4.6.1	Análisis de la fractura.	88
CAPITULO V		
CONCLUSIONES		96
5.1	Sugerencias y recomendaciones.	97
REFERENCIAS		98
APENDICE		101

Listado de Figuras.

CAPITULO II	Pag.
Figura 2.1. Diagrama de equilibrio hierro – carburo de hierro marcado con los nombres comunes para las estructuras ^[3] .	8
Figura 2.2. Tipos de sulfuros de manganeso encontrados en aceros observados por microscopio electrónico de barrido (SEM) ^[6, 16] .	25
Figura 2.3. Efecto del aluminio sobre el cambio de los sulfuros en aceros al carbono ^[6] .	26
Figura 2.4. La presencia de marcas de playa generalmente indica que la falla fue provocada por fatiga, aquí la fractura empezó en una discontinuidad (flecha) ^[3] .	32
Figura 2.5. "Marcas de trinquete" alrededor de los bordes de fatiga. Las fallas indican que la fractura empezó en diversos puntos ^[3] .	33
Figura. 2.6. Evolución de falla ^[18] .	34
Figura. 2.7. Daño relativo de los diferentes tipos de inclusiones en la vida a la fatiga ^[17] .	36
Figura. 2.8. Cristal orientado en dirección del esfuerzo ^[18] .	37
Figura. 2.9. Variación del esfuerzo con las cargas de fatiga ^[18] .	41
Figura 2.10. Típico diagrama esfuerzo vs número de ciclos ^[18] .	44
Figura 2.11. Típico diagrama esfuerzo vs número de ciclos para materiales ferrosos ^[19,18] .	44
CAPITULO III	
Figura 3.1. Horno de inducción.	50
Figura 3.2. Lingotes obtenidos.	50
Figura 3.3. Geometría y dimensiones del molde utilizado para la fabricación de los lingotes (cm).	53
Figura 3.4. Dimensiones de las muestras utilizadas para análisis de composición química.	54
Figura 3.5. Diagrama hierro carbono en equilibrio. A 1000 °C se encuentra 100% austenita.	58
Figura 3.6. Ciclo del tratamiento térmico realizado a los aceros estudiados.	59
Figura 3.7. a) Lingotes en proceso de laminado, el espesor promedio inicial 5.12 ± 0.46 cm. b) Lingotes ya laminados, el espesor promedio final 1.64 ± 0.1 cm.	59
Figura 3.8. Forma de la probeta para el ensayo de tensión acorde con ASTM A370.	61
Figura 3.9. Esquema de una maquina de fatiga de flexión alternada de R. R. Moore.	63
Figura 3.10. Maquina de fatiga de flexión alternada de R. R. Moore utilizada para llevar a cabo las pruebas de fatiga y las probetas utilizadas.	63
Figura 3.11. Forma y dimensiones de las probetas utilizadas para la prueba de fatiga.	64

CAPITULO IV

Figura 4.1. Inclusiones tipo II en forma de cadena, en condiciones de pulido; tamaño de inclusión longitudinal 2.82 – 5.78 μm .	67
Figura 4.2. Inclusiones tipo III de formas poligonales regulares e irregulares, en condiciones de pulido; tamaño de inclusión 1.57 – 1.93 μm .	68
Figura 4.3. Inclusiones tipo I de formas globular, en condiciones de pulido; tamaño de inclusión 0.5 – 1.0 μm .	68
Figura 4.4. Imagen de MEB en una zona de fractura, mostrando inclusiones tipo III, tamaño de la inclusión 1.84 μm .	70
Figura 4.5. Espectro de energía dispersada (EDS), realizado a las Inclusiones tipo III correspondientes a las figura 4.4.	70
Figura 4.6. Imagen de MEB en una zona de fractura, mostrando inclusiones tipo II, tamaño de la inclusión longitudinal 6.65 μm .	72
Figura 4.7. Espectro de energía dispersada (EDS), realizado a las Inclusiones tipo II correspondientes a las figura 4.6.	72
Figura 4.8. Imagen del acero 2 ^a (0.045 %S) que muestra inclusiones con puntas muy agudas en una zona lisa.	73
Figura 4.9. Imagen de MEB en una zona de fractura, mostrando inclusiones tipo I, tamaño de la inclusión $D = 1.346 \mu\text{m}$.	74
Figura 4.10. Espectro de energía dispersada (EDS), realizado a las Inclusiones tipo I correspondiente a la figuras 4.8.	74
Figura 4.11. Micrografía de un acero después del laminado, donde se observan inclusiones deformadas plásticamente en dirección del laminado.	76
Figura 4.12. Micrografías de los aceros analizados después del laminado; a) acero 1 ^a (0.023 %S), b) acero 2 ^a (0.045 %S), c) acero 3 ^a (0.05 %S + 0.01 %TR) y d) acero 4 ^a (0.065 %S + 0.01 %TR).	77
Figura 4.13. Micrografía del acero 2 ^a después del laminado, atacado con nital al 1% donde se observa una microestructura perlítica y la presencia de algunas inclusiones.	78
Figura 4.14. Algunas de las micrografía utilizadas para medir el tamaño de grano ferrítico. a) Acero 1 ^a (0.023 %S) y b) acero 3 ^a (0.05 %S + 0.01 %TR).	79
Figura 4.15. Micrografías del acero 1 ^a (0.023 %S) utilizadas para contabilizar la cantidad de inclusiones.	81
Figura 4.16. Probetas utilizadas para la prueba de dureza.	82
Figura 4.17. Micrografía de zona de fractura causada por la prueba de tensión: presencia de inclusiones esféricas irregulares (Tipo III).	84
Figura 4.18. Micrografías de zona de fractura causada por la prueba de tensión. Se observa la presencia de porosidades e inclusiones.	85
Figura 4.19. Grafica de fatiga de un acero 1045 a diferentes contenidos de azufre y tratados con tierras raras.	87
Figura 4.20. Micrografía de la zona de iniciación de la grieta bajo condiciones cíclicas de carga.	89
Figura 4.21. Micrografía del defecto donde inicio la grieta bajo condiciones cíclicas de carga.	90
Figura 4.22. Micrografías de zona de fractura causada por la prueba de fatiga bajo cargas cíclicas: Presencia de inclusiones esféricas (Tipo I).	91

Figura 4.23. Micrografías de la zona de fractura causada por la prueba de fatiga bajo cargas cíclicas del acero 2 ^a : Presencia de inclusiones alargadas (Tipo II).	92
Figura 4.24. Micrografías de zona de fractura causada por la prueba de fatiga bajo cargas cíclicas: Presencia de inclusiones irregulares (Tipo III).	93
Figura 4.25. Micrografías del acero 1 ^a donde se observa las cavidades producidas por el rompimiento de las inclusiones.	93
Figura 4.26. Micrografías de zona de fractura del acero 2 ^a donde se observa la fractura causada por la prueba de fatiga.	94

Listado de Tablas.

CAPITULO II	Pag.
Tabla 2.1. Propiedades mecánicas de los micro-constituyentes de los aceros ^[2] .	6
Tabla 2.2. Valores máximos de fósforo en los aceros, dependiendo de su aplicación ^[4] .	10
CAPITULO III	
Tabla 3.1. Composición química del metal base chatarra en forma de barras.	49
Tabla 3.2. Rangos de composición química para aceros de medio carbono ^[3] y % deseado; acero 1045 según la norma SAE.	51
Tabla 3.3. Composición química del Mischmetal.	51
Tabla 3.4. Composición típica de las tierras raras ^[10] .	52
Tabla 3.5. Dimensiones de la probeta para el ensayo de tensión acorde con ASTM A370.	61
CAPITULO IV	
Tabla 4.1.-Composición química de los acero experimentales.	65
Tabla 4.2. Cantidad de fases presentes en los aceros.	78
Tabla 4.3. Contenido total de inclusiones, presentes en cada acero (área total analizada 3.054980.128 μm^2).	79
Tabla 4.4. Resultados del ensayo de dureza para cada uno de los diferentes aceros.	81
Tabla 4.5. Resultados del ensayo de tensión para cada uno de los diferentes aceros.	83
Tabla 4.6. Resultados del ensayo de fatiga.	86

RESUMEN.

INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES DE AZUFRE EN LA FATIGA DE UN ACERO AL MEDIO CARBON.

La fabricación de acero puro es un proceso trabajoso y caro. Las propiedades mecánicas del acero, en particular la solidez, son considerablemente más altas que las del hierro puro. Uno de los problemas del acero es la presencia de inclusiones (sulfuros) en el producto final, que disminuyen las propiedades mecánicas del acero y el control de las inclusiones no-metálicas, que precipitan en fases aisladas durante la solidificación del acero líquido como productos de reacción, formando sulfuros y óxidos. Las inclusiones son influenciadas por las técnicas usadas en el proceso de fusión para la fabricación del acero, así como por la adición de los elementos aleantes, los cuales son incorporados al acero para diferentes propósitos.

En la mayoría de las aplicaciones de piezas de acero es posible lidiar con los contenidos de azufre residuales que permanecen en la aleación después del proceso de aceración y cumplir con los requisitos mínimos de propiedades mecánicas. La clave es: si es muy costoso eliminar totalmente las inclusiones, entonces hay que manipularlas para incluirlas en el acero de la manera menos dañina para sus propiedades.

El objetivo del presente trabajo es mejorar la resistencia de fatiga de un acero SAE 1045, mediante la adición de pequeñas cantidades de tierras raras. Se sabe que las tierras raras tienen alta afinidad química por el azufre en el acero, generando compuestos sólidos en las primeras etapas del proceso de solidificación, por lo que tendríamos inclusiones más pequeñas y de forma más regular dentro de los granos, y no inclusiones de bajo punto de fusión, de forma alargada en los límites de grano.

ABSTRACT

INFLUENCE OF THE INCLUSIONS OF SULFURATE IN THE FATIGUE FROM A STEEL TO COAL MEDIUM.

The production of steel pure is a difficult and expensive process. The mechanical properties of the steel, in particular the solidity, they are considerably higher than those of the pure iron. One of the problems of the steel is the presence of inclusions (sulfides) in the final product these decrease the mechanical properties of the steel and the control of the non-metallic inclusions that precipitate in isolated phases during the solidification of the liquid steel as reaction products, forming sulfides and oxides. The inclusions are influenced by the techniques used in the fusion process for the production of the steel, as well as for the addition of the elements alloys, which are incorporated to the steel for different purposes.

In most of the applications of steel parts it is possible to fight with the residual contents of sulphur that remain in the alloy after the steel process and to fulfill the minimum requirements of mechanical properties. The key is: if it is very expensive to eliminate the inclusions totally, then it is necessary to manipulate for to include them in the steel in the less harmful way for their properties.

The objective of the present work is to improve the resistance of fatigue of a SAE 1045 steel, by means of the addition of small quantities of rare earths. It is known that the rare earths have high chemical affinity for the sulfur in the steel, generating solid compounds in the first stages of the solidification process, for what we would have smaller inclusions and in a more regular way inside the grains, and not inclusions of low fusion point, in way lengthened in the grain limits.

CAPITULO I

INTRODUCCIÓN.

Uno de los grandes problemas en la industria acerera mexicana es la presencia de inclusiones en el producto final, debido a que la materia prima utilizada presenta ciertos componentes (particularmente azufre) que generan compuestos (sulfuros) detrimentes para las propiedades mecánicas del acero. Estos elementos están presentes en la materia prima desde su extracción y el exhaustivo procesamiento que no logra una eliminación total de dichas impurezas [1].

Desde hace años los fabricantes del acero han coincidido en el control del nivel de azufre, el cual ha sido de vital importancia para mejorar la limpieza, y como consecuencia el comportamiento del acero. De tal forma que los fabricantes solo se habían preocupado por bajar los niveles de azufre hasta cierto valor, sin embargo, el uso de la nueva tecnología ha impulsado el desarrollo para procurar una limpieza hasta donde más sea posible, pero esto ha causado aumentos considerables en los costos de producción del acero.

En la mayoría de las aplicaciones de piezas de acero es posible lidiar con los contenidos de azufre residuales que permanecen en la aleación después del proceso de aceración y cumplir con los requisitos mínimos de propiedades mecánicas. La clave es: si es muy costoso eliminar totalmente las inclusiones, entonces hay que manipularlas para incluirlas en el acero de la manera menos dañina para sus propiedades.

Las bajas propiedades mecánicas de los aceros es por la presencia de inclusiones, estas inclusiones son elementos no metálicos, se forman antes, después y durante el proceso de solidificación. Estas inclusiones difieren en composición química, formando óxidos, nitruros, sulfuros, silicatos o carbonitruros. La forma y tamaño de las inclusiones dependen del tipo de desoxidante utilizado así como de la cantidad agregada.

Es evidente que las inclusiones no-metálicas pueden ser benéficas para ciertas condiciones en el acero, tales como maquinado y la dispersión de óxidos en aleaciones endurecidas, sin embargo, bajo condiciones descontroladas afectan en mayor medida el desempeño del material. Algunos de los factores que influyen en el papel de las inclusiones sobre el comportamiento del material son sus orígenes, tipo, tamaño, forma, distribución y cantidad. Las inclusiones pueden influir en forma negativa sobre aquellas propiedades de más importancia en el acero como son: la soldabilidad, resistencia a la fatiga, resistencia a la fractura, resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia bajo cargas dinámicas, corrosión y sobre todo la tenacidad. Una influencia negativa por la presencia de inclusiones es la introducción de esfuerzos localizados en el material, así como, propiciar condiciones para la fractura por hidrógeno e influenciar directamente el desgarramiento laminar en las soldaduras. Tales condiciones tan adversas a las propiedades de los aceros se pueden presentar de forma crítica cuando prevalecen las inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso del tipo II, las cuales presentan formas alargadas sobre los límites de grano, presentando una solidificación tipo eutéctico, siendo mayor el efecto por su presentación en forma de cadenas o racimos, reduciendo de esta forma el área sujeta a esfuerzo.

Para inducir un cambio sobre las propiedades de las inclusiones no-metálicas formadas por MnS del tipo II, se ha empleado en forma adecuada la adición de ciertos elementos como son el calcio, las tierras raras, circonio, titanio y telurio, los cuales se consideran como los principales agentes desulfurantes en el acero, de los que existe cierta inclinación por el calcio y los elementos de las tierras raras, ya que los restantes influyen la formación de carburos y nitruros que afectan las propiedades mecánicas de los aceros en otro sentido. Otra forma de modificación de los sulfuros en lo que respecta a su forma, es por medio del tratamiento térmico, pero se ha comprobado que este proceso lleva consigo el uso de altas temperaturas y grandes tiempos de transformación, por lo que este proceso de modificación ha sido prácticamente inusual.

En el presente proyecto se realizó una serie de estudios sobre la modificación de inclusiones de azufre (cambiarlas del tipo II en forma alargada a inclusiones del tipo I y III regulares o esféricas) en el acero mediante la adición de elementos modificadores como son Tierras Raras, Calcio, etc. y evaluar el comportamiento del material bajo condiciones de fatiga para establecer una relación directa entre el contenido de inclusiones, forma y distribución con la resistencia a la fatiga del acero.

Se realizó particularmente en aceros medio que se utilizan para la fabricación de cigüeñales, flechas, y demás piezas en la industria automotriz y agrícola que están sujetas durante su vida útil a esfuerzos cíclicos de tensión-compresión. Estos esfuerzos cíclicos en muchos de los casos causan falla por fatiga en el material.

En el capítulo II de la tesis se presenta la revisión bibliográfica, estructurada de forma que contenga la información necesaria para la comprensión de los diferentes procesos llevados a cabo así como la sustentación de los mismos.

En el capítulo III se describe el procedimiento experimental propuesto y llevado a cabo, el cual se ha diseñado para llevar un control de los procesos y agrupar los resultados de manera que sea posible evaluarlos.

El capítulo IV se presentan los resultados obtenidos del procedimiento experimental así como la discusión y fundamentación de la hipótesis marcada en un inicio.

En el capítulo V se presentan las conclusiones obtenidas con esta tesis.

1.1 OBJETIVO.

El objetivo general del trabajo es aumentar la vida a la fatiga de un acero 1045, que es utilizado en la fabricación de ejes, cigüeñales, flechas, etc., y como objetivo particular es modificar las inclusiones de MnS, en especial las de forma alargada.

1.2 JUSTIFICACIÓN.

La justificación radica en que ciertos cigüeñales fabricados de este acero 1045, utilizados en motores diesel se ha presentado un problema, este problema consisten en una fractura rápida a la hora de ponerlos en funcionamiento. Este acero 1045 se pensaba que tendría buena limpieza, del cual se esperaba un tiempo de vida alta a la fatiga, pero el tiempo de fallo de los cigüeñales se presenta rápidamente. En la zona de fractura de los cigüeñales se encontraron impurezas, hallándose que el mecanismo de falla de los cigüeñales fue por fatiga, debido a la presencia de estas impurezas (inclusiones alargadas de MnS).

1.3 HIPÓTESIS.

La hipótesis de la cual se parte para el planteamiento del objetivo y las necesidades del trabajo es:

- Las tierras raras tienen una muy alta afinidad química por el azufre. Al adicionar RE se esperan obtener inclusiones de sulfuro de RE de alto punto de fusión. Esto indicaría que estos compuestos solidificaran en las primeras etapas del proceso de solidificación; por lo que tendríamos inclusiones más pequeñas y de forma más regular dentro de los granos, y no inclusiones de bajo punto de fusión, de forma alargada en los límites de grano. Así que con este tratamiento de RE se espera mejorar las propiedades del acero particularmente las de fatiga.

CAPITULO II

REVISIÓN BIBLIOGRÁFIA

2.1. ACEROS AL CARBONO.

Los aceros al carbono son aceros que contienen hasta aproximadamente 2% de carbono y solo con cantidades residuales de otros elementos, excepto aquellos agregados para la desoxidación, con silicio generalmente limitado a 0.60% y manganeso a aproximadamente 1.65% y también se le llama acero ordinario [3].

Estos aceros constituyen el más importante grupo de materiales utilizados en la ingeniería y en la industria, de hecho, las propiedades mecánicas de estos aceros sin ningún elemento de aleación, y en la mayoría de los casos sin ningún tratamiento térmico son suficientes para atender la mayoría de las aplicaciones.

Por otra parte, en secciones pequeñas, los aceros al carbono pueden, ser enfriados a velocidades que sean suficientes para producir alguna de las posibles distribuciones de cementita en la ferrita, inclusive la formación de la martensita. Se sabe que para cada tipo de distribución de carburos, el contenido de carbono es el principal factor de influencia en la dureza y en la resistencia mecánica del acero. Manteniéndose constante el contenido de carbono, la resistencia aumenta a medida que se incrementa la finura de la dispersión de carburos, al paso que la ductilidad y propiedades semejantes disminuyen. En resumen, pequeñas secciones de acero al carbono pueden ser sometidas a tratamientos térmicos, tales que pueden producir excelentes propiedades a temperatura ambiente. De ahí que las propiedades mecánicas de los aceros estén íntimamente relacionadas con sus constituyentes estructurales [1].

De acuerdo con Saveour [2], las propiedades mecánicas de los constituyentes pueden ser resumidas en la **tabla 2.1**. Es preciso recordar, sin embargo que las propiedades de la perlita varían grandemente con el grado de finura de su estructura.

Saveour menciona que se puede prever las propiedades del tipo de acero al carbono enfriado normalmente, cuando se conoce su estructura y admitiendo que esas propiedades dependen solamente de las cantidades relativas de los diversos constituyentes. Así por ejemplo, un acero que presente 50% de ferrita y 50% de perlita, debe tener propiedades que correspondan a la media de las propiedades de aquellos dos constituyentes.

Tabla 2.1. Propiedades mecánicas de los micro-constituyentes de los aceros [2].

Constituyente	Resistencia a la tensión (Kg/mm ²)	Alargamiento en 2 in (%)	Dureza Brinell	Poder endurecedor
Ferrita	35	Cerca de 40	90	Ninguno
Perlita	85	Cerca de 10	250-300	Ninguno
Cementita	3	0	350	Ninguno

Es evidente que los aceros al carbono presentan limitaciones, sobre todo cuando se desean propiedades especiales de resistencia a la corrosión, resistencia al calor, resistencia al desgaste, características eléctricas o magnéticas, etc. En esos casos se recurre a los aceros aleados, cuya importancia crece día a día.

2.1.1. CLASIFICACION DE LOS ACEROS.

Pueden ser consideradas cinco clases de aceros comerciales:

1.- Aceros de bajo carbono:

- Donde su contenido de carbono es inferior al 0.20 %C, (*figura 2.1*).
- Su incremento en la resistencia se logra por trabajado en frío.
- Su microestructura consiste en ferrita y perlita.
- No responde a los tratamientos térmicos que buscan formar martensita.
- Son aleaciones relativamente suaves y débiles, pero tienen ductilidad y tenacidad sobresaliente, además son maquinables y soldables.
- Son las de menor costo en producción.
- Sus aplicaciones típicas son: componentes de automóviles, formas

estructurales, láminas a ser utilizadas en tubería, edificios, puentes y recipientes.

2.- Aceros de medio carbono:

- Donde su contenido de carbono es de 0.20 – 0.50 %C, (*figura 2.1*).
- Pueden ser tratados térmicamente por austenizado, templado y revenido.
- Estas aleaciones tienen mayor resistencia que los aceros de bajo carbono pero sacrificando ductilidad y tenacidad.
- Se utilizan en aplicaciones que requieren la combinación de elevada resistencia al desgaste y buena tenacidad.
- Representan la mayoría de la producción mundial y requieren de un trabajado mecánico, como rolado, laminado etc.
- Su microestructura consiste en ferrita y perlita.
- Sus aplicaciones típicas son: Cigüeñales, flechas, partes de aviones, etc.

3.- Aceros de alto carbono:

- Donde su contenido de carbono es superior al 0.50 %C, (*figura 2.1*).
- Son aceros duros, más resistentes y menos dúctiles de los aceros al carbono.
- Tienen alta resistencia al desgaste y son capaces de mantener un filo constante.
- Sus aplicaciones típicas son: Cinceles, herramientas de trabajo, etc.

4.- Aceros aleados de bajo contenido de aleación (inferior al 8% total de elementos de aleación). Estos aceros presentan alta capacidad para tener respuesta a los tratamientos térmicos y mejorar las propiedades mecánicas (Silicio y vanadio).

5.- Aceros aleados de alto contenido de aleación (superior al 8% total de elementos de aleación). Se les llama aceros de alta aleación debido a que tienen un alto contenido de aleación se utilizan ampliamente donde hay mucho desgaste (Cromo) [1].

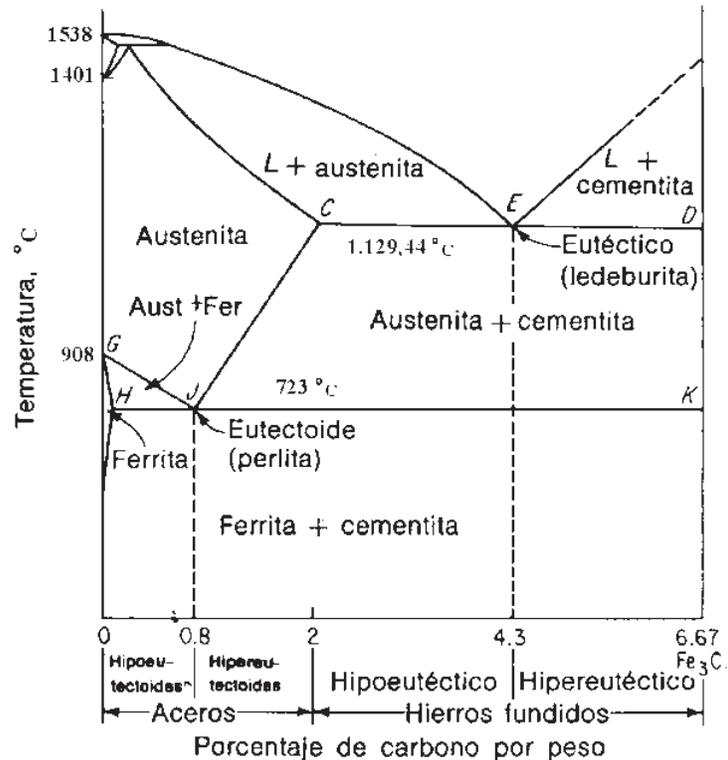


Figura 2.1. Diagrama de equilibrio hierro – carburo de hierro [3].

2.2. EFECTO DE PEQUEÑAS CANTIDADES DE OTROS ELEMENTOS EN LOS ACEROS.

Los elementos normalmente encontrados en los aceros al carbono, además de carbono, son el azufre, el fósforo, el manganeso y el silicio.

2.2.1. AZUFRE.

En los aceros comerciales, el azufre se mantiene generalmente por debajo del 0.05%. Este metaloide se combina con el hierro para formar sulfuro de hierro (FeS), el cual forma, a su vez, una aleación eutéctica de bajo punto de fusión, con hierro que tiende a concentrarse en las fronteras de grano. Cuando el acero se forja o lamina a altas temperaturas, se hace frágil debido a la fusión del eutéctico sulfuro de hierro, que impide la cohesión de los granos permitiendo que se desarrollen grietas. En presencia de manganeso, el azufre tiende a formar sulfuro de manganeso (MnS), en

vez de sulfuro de hierro. El MnS suele permanecer como inclusiones bien distribuidas por toda la estructura. Así la presencia del Mn inhibe el efecto que produce el S.

El MnS solidifica en torno de 1600°C y el FeS a 1000°C, aproximadamente. El azufre tiene mayor afinidad por el manganeso que por el hierro, de modo que si hubiera suficiente cantidad de manganeso, se formaría preferentemente MnS, que son partículas diminutas relativamente plásticas, que se deforman y moldean en el sentido en que el material es trabajado.

Con la presencia del azufre se mejora la maquinabilidad, esto se debe a la presencia de inclusiones sulfurosas más numerosas, que hacen pedazos las rebabas, reduciendo de esta manera el desgaste de la herramienta.

Debido a las características mencionadas del azufre, se procura mantenerlo en los aceros al carbono comunes a niveles menores de 0.05% y hasta 0.025% en los aceros aleados especiales. Se exceptúa el caso de los aceros de maquinado fácil, donde la presencia de MnS en contenidos relativamente elevados, interrumpe la continuidad de la matriz ferrítica de los aceros, que como se sabe es muy plástica, permitiendo que el maquinado sea más rápido, con menor potencia y mejor acabado superficial [3].

El efecto del azufre sobre las propiedades mecánicas del acero es mínimo cuando el contenido de carbono es muy bajo, tornándose más sensible cuando aumenta la cantidad de carbono. Las propiedades más afectadas son la resistencia a la tracción, la ductilidad y la tenacidad. Corresponde resaltar sin embargo, que hasta el límite de 0.1% de azufre, esa influencia no es tan grande [4].

2.2.2. MANGANESO.

Este metal está presente en todos los aceros comerciales al carbono en el intervalo de 0.03 a 1.00%. La función del Mn contraria al S ya se denotó anteriormente. Cuando existe una cantidad de Mn mayor que la requerida para formar MnS, el exceso se combina con carbono para formar el compuesto (Mn₃C) que se asocia con el carburo de hierro (Fe₃C) en cementita. El manganeso también

promueve la solidez de las piezas fundidas al acero a través de su acción de desoxidación en acero líquido. Aumenta la templabilidad a bajo costo y contribuye marcadamente en la resistencia y dureza, teniendo mayor efectividad en los caeros de mayor contenido de carbono [3].

2.2.3. FÓSFORO.

El fósforo por mucho tiempo fue considerado un elemento exclusivamente nocivo, debido a la fragilidad en frío que confiere a los aceros, sobre todo en los aceros de alto carbono, y cuando su contenido sobrepasa ciertos límites. Por esa razón, las especificaciones restringen los valores máximos admisibles a los valores de la **tabla 2.2** [4].

En los aceros aleados se especifica 0.04% como máximo en algunos casos y en otros 0.025% como máximo. No posee ese elemento tendencia a formar carburos, pero se disuelve en la ferrita, endureciendo y aumentando el tamaño de grano del material, ocasionando la llamada fragilidad en frío, representada por baja resistencia al choque y baja tenacidad. Cuanto más alto sea el carbono del acero, mayor será esa influencia.

Tabla 2.2. Valores máximos de fósforo en los aceros, dependiendo de su aplicación [4].

Rieles	Ejes	Estructuras de puentes	Estructura de construcción y barras de concreto armado
0.04%	0.05%	0.06%	0.10%

El contenido de fósforo se mantiene por debajo del 0.04%, cantidad que tiende a disolverse en ferrita, aumentando ligeramente la resistencia y la dureza. En algunos aceros, una cantidad de fósforo entre el 0.07 y el 0.12%, parece mejorar las propiedades del corte. En mayores proporciones, el fósforo reduce la ductilidad, aumentando con ello la tendencia del acero a agrietarse cuando se trabaja en frío [3].

Un alto contenido de fósforo alrededor de 0.4% puede acarrear la presencia de un eutéctico fosforoso, el cual funde a una temperatura un poco encima de los

1000°C, lo que puede ocasionar la ruptura o el desmenuzamiento del acero, si este fuera deformado en caliente.

2.2.4. SILICIO.

La mayoría de los aceros comerciales tienen entre el 0.05 y el 0.3% de Si. Este metaloide tiende a disolverse en ferrita aumentando la resistencia del acero, sin disminuir mucho la ductilidad. Promueve la desoxidación del acero líquido a través de la formación de dióxido de silicio, SiO₂, tendiendo así a dar mayor solidez en la pieza fundida, es por ello que el Si resulta fundamental en los aceros fundidos [3].

2.3. ORIGEN DE LAS INCLUSIONES NO-METÁLICAS.

El Handbook ASM Vol. 9 [5], define inclusión no-metálica como: "partícula de material extraño en una matriz metálica", estas partículas son generalmente compuestos de óxidos, sulfuros o silicatos, pero puede ser cualquier sustancia extraña e insoluble en la matriz.

Las inclusiones no-metálicas por su naturaleza pueden ser clasificadas en dos grupos, aquellas de origen exógeno y las de origen endógeno [6, 7].

Las inclusiones exógenas son normalmente más grandes que las inclusiones endógenas y así, las inclusiones no metálicas también pueden ser divididas en micro-inclusiones y macro-inclusiones. Las macro-inclusiones son más perjudiciales en las propiedades del acero, y sobre todo las propiedades de fatiga [17].

2.3.1. INCLUSIONES EXÓGENAS.

Las inclusiones exógenas son aquellas que resultan de la incorporación mecánica de escorias, refractarios y otros materiales que entran en contacto con el baño de acero, también pueden emerger por medio de procesos de re-oxidación, los cuales ocurren cuando el acero desoxidado es expuesto a un medio oxidante tal como el aire, refractarios silicio-aluminosos de las ollas de vaciado, los cuales reaccionan con agentes solutos y los remueven del baño. Estas inclusiones no son consideradas parte integral del acero y ocurren en una gran variedad, pero la mayoría son

fácilmente distinguibles de las inclusiones endógenas. Las principales características de las inclusiones exógenas son: gran tamaño, ocurrencia esporádica, lugares preferenciales en la pieza solidificada, formas irregulares y estructura compleja. Este tipo de inclusiones son las que más afectan la maquinabilidad, la calidad superficial y las propiedades mecánicas del acero, principalmente por su tamaño y localización, son también las causantes de las principales fallas de un acero en servicio, especialmente fallas catastróficas [7]. El tamaño y composición de este tipo de inclusiones depende del tipo y de la cantidad de desoxidante agregado [8].

En aceros desoxidados con silicio los productos de desoxidación son silicatos que interactúan con la escoria recogiendo calcio y magnesio. Los aluminatos de calcio y magnesio pueden formarse en los aceros desoxidados con aluminio, presentándose las siguientes composiciones conforme el contenido de aluminio se incrementa CaOAl_2O_3 , $\text{CaO}_2\text{Al}_2\text{O}_3$ y $\text{CaO}_6\text{Al}_2\text{O}_3$, el tamaño de la inclusión disminuye conforme la inclusión llega a ser más refractaria y la composición cambia continuamente en el baño y aún en el acero sólido hasta el momento en que la velocidad de difusión desaparece.

El tamaño típico de las inclusiones es de 1 a 2 micras de diámetro, pero se han encontrado algunas de forma alargada de 10 a 20 micras [9].

2.3.2. INCLUSIONES ENDÓGENAS.

Las inclusiones endógenas son aquellas que precipitan durante el enfriamiento y solidificación del acero. Están compuestas principalmente por óxidos y sulfuros, y las reacciones que las forman pueden ser inducidas tanto por las adiciones al acero, como por los cambios en solubilidad durante el enfriamiento y solidificación del acero. La formación de las inclusiones puede ser observada desde el punto de vista del sistema Hierro-Azufre-Oxígeno y las modificaciones presentadas en este por los desoxidantes.

El volumen del oxígeno en el acero debe ser tan bajo como posible porque las disminuciones de oxígenos disminuyen la probabilidad de tener inclusiones de óxido

grandes que siempre son muy perjudiciales. (Kiessling, 1980). Sin embargo, el volumen bajo de oxígeno no necesariamente se relaciona a la resistencia de fatiga si no al tamaño de los óxidos [17].

2.3.3. DETECCIÓN E IDENTIFICACIÓN DE INCLUSIONES.

En términos de la evaluación de limpieza, existen pocos métodos disponibles para detectar inclusiones en los metales, algunos se basan en el análisis químico y otros en las tradicionales técnicas metalográficas. Mientras que los métodos basados en un análisis químico sirven para medir la limpieza relativa de una fundición, puesto que la medida de la concentración de un elemento no dice nada acerca de la distribución de las inclusiones en la muestra, las técnicas metalográficas, por otra parte, son absolutamente destructivas, además consumen mucho tiempo si queremos determinar la distribución de las inclusiones. En las técnicas metalográficas se examinan pequeños volúmenes de material y después los resultados son extrapolados a un volumen mayor, por lo que los resultados pueden presentarse con cierto margen de error, también existe la posibilidad de que el tamaño de las inclusiones sea crítico y no ser detectadas en el volumen de material examinado.

También existen pruebas no-destructivas que nos ofrecen una mejor posibilidad. Una de ellas es el ultrasonido, que ha sido ampliamente utilizado en la industria de los metales, una de las técnicas que ha sido usada para este propósito es el sistema pulso-eco [14], en el cual los pulsos son mandados al interior del material y reflejados ya sea a la misma sonda o hacia alguna otra, existe otra técnica ampliamente usada, la cual consiste en la transmisión de energía a través del material, requiriendo un transmisor y un receptor en donde la presencia de inclusiones es indicada por la pérdida de energía transmitida.

Teóricamente las técnicas ultrasónicas pueden detectar una distribución no uniforme de las inclusiones, sin embargo, en la práctica, las técnicas no pueden diferenciar con exactitud las diferencias en tamaño, debido a factores, tales como tipo y forma de la inclusión, intensidad del haz ultrasónico e interferencia con la estructura del metal base.

En cuanto a la identificación de inclusiones, podemos decir que estas son generalmente multifásicas y de formas complejas, con varios elementos presentes en su composición, la fase de la inclusión es una de las variables que determina su influencia en el comportamiento del material, y el control en el proceso de fabricación del acero requiere un entendimiento de los tipos de inclusiones que pueden formarse con varios tratamientos [9], por lo que es de suma importancia que la composición de las inclusiones sea determinada. En muchos de los casos la fase de la inclusión puede ser determinada por diferentes técnicas, tales como la experiencia del observador, por su color, su forma y mediante técnicas metalográficas usando luz polarizada.

El mejor método para identificar las inclusiones es por medio del microscopio electrónico de barrido, haciendo uso de la microsonda. El microanálisis puede ser usado con los electrones secundarios, mediante el barrido de imágenes y con resoluciones de 70 Å. El análisis de dispersión de onda permite analizar cuantitativamente la composición química y permite detectar elementos con peso atómico igual o más grande que el del boro, como el carbón, oxígeno, nitrógeno, etc., el sistema de dispersión de energías permite hacer una análisis cualitativo de composición química elemental, el cual es rápido y es suficiente en la mayoría de los casos para el análisis de elementos pesados [9].

2.4. EFECTO DE LOS ELEMENTOS DESOXIDANTES SOBRE LA FORMACIÓN DE INCLUSIONES.

2.4.1. COMPORTAMIENTO DEL OXÍGENO EN EL ACERO.

El contenido de oxígeno en el acero líquido depende de la naturaleza de los elementos de adición en el acero, el más importante viene siendo el carbono. Aunque el contenido de oxígeno en el acero líquido tiende a ser más bajo que en el hierro puro, este permanece alto, siendo de 0.0001 a 0.1%, dependiendo de la composición. La mayor parte del oxígeno del acero se encuentra en solución sólida, pero otra parte puede estar presente dentro de pequeñas inclusiones de óxidos. El propósito del proceso de desoxidación es disminuir las cantidades de oxígeno presente en el acero. Esto se puede lograr por la adición de elementos al acero con una afinidad más alta

por el oxígeno que el hierro (desoxidación por precipitación); y por la transferencia de FeO a la escoria disponible en la superficie del acero (desoxidación por difusión). Solo el mecanismo de desoxidación por precipitación produce la formación de inclusiones en el acero [10].

La desoxidación puede ocurrir a temperatura constante cuando los elementos desoxidantes son adicionados al metal fundido, de aquí resulta la formación de los productos de desoxidación primaria. La desoxidación también puede ocurrir durante el enfriamiento debido a la acción de los elementos aleantes en el acero líquido y sólido, y la disminución de la solubilidad del oxígeno, a esto se le conoce como desoxidación secundaria. Los productos de la desoxidación primaria tienen una gran oportunidad de escapar en comparación de aquellos formados en el proceso secundario. Aquellas inclusiones encontradas en el acero solidificado las cuales fueron formadas por las reacciones de desoxidación son el resultado de las reacciones primarias y secundarias.

2.4.2. EFECTO DEL CARBONO.

El carbono es un elemento de desoxidación muy importante, principalmente en los aceros efervescentes. Sin embargo los productos de la desoxidación son gaseosos. Un efecto importante del carbono en el acero líquido, es la facilidad que tiene para reducir inclusiones de óxidos, principalmente de FeO. Durante la producción de acero y su tratamiento antes de su entrada a los moldes, el oxígeno puede surgir de muchas fuentes. Este puede también ser absorbido del molde durante el llenado, como un resultado de la reacción molde/metal. Puesto que el carbono es un elemento de aleación esencial en el acero, siempre existe la tendencia de la reacción carbono/oxígeno, con la producción del gas monóxido de carbono, lo cual es una primera causa de porosidad en el acero colado, esta reacción entonces debe ser evitada cuando la solidificación comience en el molde [10,11].

2.4.3. EFECTO DEL MANGANESO.

Este elemento es un débil desoxidante y generalmente no se usa en forma pura para tal propósito. Si el manganeso es adicionado al hierro puro en presencia de

oxígeno, generalmente se forman inclusiones del tipo MnO-FeO, las cuales precipitan como solución sólida. Las inclusiones producto de esta desoxidación son pequeñas y eventualmente distribuidas en el acero y la morfología depende más de la relación MnO:FeO de la solución sólida que del contenido de manganeso en el acero. Cuando los contenidos de manganeso son bajos, las inclusiones resultantes tienen un contenido de MnO menor de 30%, las inclusiones son esféricas y de una sola fase. Cuando el contenido de manganeso es alto, se sigue manteniendo la forma globular, pero el número de inclusiones de MnO se incrementa. Para contenidos de manganeso mas altos que 0.7%, las inclusiones son casi MnO puro, estas inclusiones solidifican antes que el hierro y su apariencia es entonces cambiada de globular a dendrítica, mientras que las inclusiones más ricas en FeO solidifican después de este [10].

2.4.4. EFECTO DEL SILICIO.

El silicio es un elemento desoxidante mucho más efectivo que el manganeso, y frecuentemente es utilizado con este. Si el hierro puro fuera desoxidado con silicio, los productos de desoxidación serian silicatos de hierro, los cuales son líquidos a la temperatura de fusión del hierro o sólidos si se forma SiO₂. Si los contenidos de Si son más altos que 0.08% se formará SiO₂ puro, los cuales son vidriosos y globulares con diámetros hasta de 50 µm. El crecimiento de los silicatos posiblemente se deba a la coalescencia de las inclusiones más pequeñas encontradas comúnmente alrededor de los silicatos. Es importante conocer su origen, ya que este tipo de inclusiones también puede tener un origen exógeno, por ejemplo de refractarios, si se encuentran trazas de cuarzo, es un indicativo de que la inclusión de silicato no es producto de la desoxidación [10].

2.4.5. EFECTO DEL SILICIO-MANGANESO.

Aunque la desoxidación con silicio es mucho más efectiva que la del manganeso, la desoxidación simultánea con ambos da valores mucho más bajos de oxígeno residual en solución. Generalmente la desoxidación por estos elementos juntos se da en las primeras etapas del proceso de desoxidación. Los productos de la desoxidación están formados generalmente por silicatos de manganeso líquido y sílica sólida, y pueden o no contener óxido de hierro en solución sólida [10].

2.4.6. EFECTO DEL ALUMINIO.

Este elemento es un fuerte desoxidante y generalmente es muy utilizado para este propósito. De acuerdo al diagrama de fase FeO-Al₂O₃ tres productos de desoxidación pueden resultar, utilizando aluminio para la desoxidación: FeO. Al₂O₃ líquido, Fe. Al₂O₄ sólido y alúmina sólida. En la práctica, la formación de FeO. Al₂O₃ se da muy pocas veces, ya que el contenido de oxígeno nunca esta lo suficientemente alto. La fase que más comúnmente se presenta es el Al₂O₃, usualmente en la modificación α , conocida como corundum. En la práctica las inclusiones de alúmina aparecen como partículas ramificadas, estas tienen tamaños muy pequeños (de 1 a 5 μm), irregulares en la forma, color verde grisáceo claro, duras y algunas veces vidriosas. Estas generalmente son atrapadas entre las dendritas del acero o se extienden desde alguna parte superficial del acero hacia la matriz. Todas estas inclusiones permanecen juntas por la energía superficial del acero líquido. Si el aluminio es adicionado como el desoxidante inicial se formarán inclusiones de α -alúmina, de estas, la mayoría tiene la capacidad para escapar por flotación, por lo que resulta una cantidad mínima de inclusiones de este tipo. Si en la desoxidación de la olla diferentes elementos desoxidantes son agregados junto con el aluminio, entonces se formarán silicatos de aluminio y manganeso líquidos, los cuales son más estables en el acero y tienen mayor tendencia a permanecer en el mismo. Las inclusiones en el acero originadas por la desoxidación con aluminio pueden resultar de diferentes mecanismos:

1.- Desoxidación por nucleación homogénea.- Se requieren muy altas concentraciones de aluminio, esta nucleación termina en menos de 3 minutos y el tamaño de las inclusiones esta determinado por la sobresaturación. Finalmente las inclusiones aparecen como racimos de partículas de alfa-alúmina, los movimientos o agitación del baño de acero líquido determina la posición en que se situarán dentro del lingote. Estas se elevan en el baño de acero y tienden a anclarse en la superficie del baño líquido.

2.- Desoxidación en núcleos pequeños.- Tal desoxidación se presenta en el acero líquido por la acción emulsificante de algunas escorias resultado de las

reacciones entre el acero y el refractario, o de la oxidación de la superficie del acero [10].

2.4.7. EFECTO DEL CALCIO.

La energía libre de formación del óxido de calcio es de las más bajas en los óxidos comunes. El calcio tiene por lo tanto una alta afinidad por el oxígeno y resulta ser un efectivo desoxidante. Por otro lado su solubilidad en el acero es muy baja. El proceso de desoxidación con calcio es muy complicado debido su bajo punto de fusión.

Así, el calcio generalmente es adicionado como una aleación de calcio-silicio en diferentes proporciones. Las inclusiones de la desoxidación primaria son a menudo diferentes silicatos de calcio con cantidades variables de alúmina, óxido de hierro y óxido de manganeso en solución sólida, dependiendo de la composición de la aleación y de la práctica de desoxidación. Estas inclusiones se presentan generalmente en los lingotes como glóbulos pequeños y vidriosos, los cuales pueden ser deformados plásticamente con el acero. Algunas combinaciones de calcio y aluminio también son utilizadas en la práctica de desoxidación. Estas inclusiones resultan ser aluminatos de calcio esféricos y no son fácilmente deformadas durante el trabajado del acero.

Las inclusiones de calcio que contienen MgO no se pueden formar como productos de la desoxidación primaria. Estas inclusiones pueden formarse de la reacción del calcio y silicatos de magnesio en la escoria de la olla durante la desoxidación con el aluminio en la olla, estas inclusiones tienen forma globular [10].

2.4.8. EFECTO DE LAS TIERRAS RARAS.

Debido a que las propiedades de todos elementos de las tierras raras son muy similares, los cálculos termodinámicos están basados en el cerio, ya que este elemento es el más abundante. Estos elementos tienen altos pesos atómicos y por consecuencia sus óxidos, sulfuros y oxisulfuros tienen densidades relativamente altas comparadas con los óxidos y sulfuros comúnmente encontrados en el acero; en consecuencia los productos de reacción formados por la adición de tierras, no flotan fácilmente hacia la

escoria.

En los últimos años un gran número de publicaciones ha tratado con la adición de los elementos de las Tierras Raras al acero líquido, donde se han alcanzado un substancial incremento en las propiedades transversales, debido principalmente a los cambios morfológicos en los sulfuros de manganeso. Luyckx y Jackman [21], han revisado bastante acerca de las propiedades físicas y químicas de las Tierras Raras, las cuales son importantes cuando se utilizan, ya sea en forma de mischmetal o siliciuro, para obtener control en la forma del sulfuro. Una información mas detallada acerca de la composición química y sobre métodos de identificación de inclusiones de óxidos, sulfuros y oxisulfuros han sido presentados por Wilson y Wells [22]. Las tierras raras pueden ser adheridas en la cuchara durante o en la ultima etapa de la operación de vaciado, generalmente después de que se ha adicionado el aluminio para la desoxidación, si el acero esta sometido a un proceso de desgasificación al vacío, las adiciones pueden realizarse directamente en el desgasificador. Estos elementos también pueden ser adheridos en el molde durante o inmediatamente después de la colada.

En la práctica, debido a su alta afinidad tanto por el oxígeno como por el azufre, se ha observado una significativa variabilidad en su recuperación, la cual puede variar entre 5 y 95%, dependiendo del tipo y método de adición [21]. La cantidad de recuperación y el grado de control de la forma del sulfuro son afectados por el oxígeno inicial del acero al momento de la adición, y por el grado de reacción entre las tierras raras en el acero y escoria o refractario de la cuchara, también el proceso de reoxidación del acero debido a la interacción con la atmósfera durante la colada afectará su recuperación, así como la morfología de los sulfuros. También cantidades residuales extremas de tierras raras producen propiedades inferiores en el acero y una pobre morfología del sulfuro. Se ha demostrado que las tierras raras son incluso mas fuertes desoxidantes que el aluminio, y en base a cálculos termodinámicos se llego a la conclusión que también son desulfurantes muy fuertes. La adición de estas tierras raras al acero cambia aparentemente el modelo de cristalización de las inclusiones MnS del tipo II al tipo I y III, debido a que la estructura cristalina de los lantánidos es

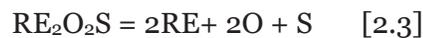
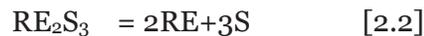
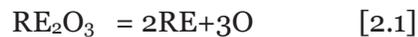
similar a la de los sulfuros de manganeso es razonable suponer que las inclusiones de los sulfuros son soluciones sólidas del tipo (RE, Mn)S y parece ser que los lantánidos sustituyen al manganeso en la inclusión [27].

2.5. DATOS TERMODINÁMICOS

2.5.1. RELACIONES TERMODINÁMICAS ENTRE AZUFRE, OXÍGENO Y TIERRAS RARAS

Las reacciones de desoxidación y desulfurización pueden ocurrir en serie o en paralelo, cuando las tierras raras son adheridas al acero líquido. Las relaciones establecidas entre el oxígeno, azufre y las tierras raras son presentadas en forma gráfica, de donde podemos determinar la cantidad de tierras raras requeridas para reducir el azufre disuelto al nivel deseado, los diagramas también proveen una base para considerar el efecto de la reoxidación de sobre el control de la forma del sulfuro.

Considerando el sistema bajo condiciones isotérmicas e isobáricas. En la adición de las tierras raras al acero líquido que contiene oxígeno y azufre, se pueden dar las siguientes reacciones:



Para la reacción [2.1] la constante de equilibrio esta dada por:

$K = [\text{a}_{\text{RE}}]^2[\text{a}_{\text{O}}]^3$, y expresada simplemente en términos de porcentaje por peso tenemos:

$$K_{\text{O}} = [\text{RE}]^2[\text{O}]^3 \quad [2.4]$$

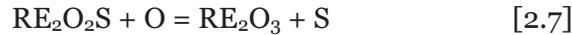
Y de una forma similar para las reacciones [2.2] y [2.3]:

$$K_{\text{S}} = [\text{RE}]^2[\text{S}]^3 \quad [2.5] \text{ y}$$

$$K_{\text{OS}} = [\text{RE}]^2[\text{O}]^2[\text{S}] \quad [2.6]$$

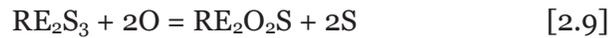
Bajo ciertas condiciones un líquido puede estar en equilibrio simultáneamente con ambas fases óxido y oxisulfuro. En este caso la reacción de interés es obtenida

combinando las reacciones [2.1] y [2.2]:



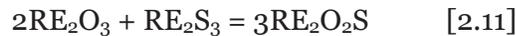
$$\text{Para la cual } K_{\text{os/o}} = K_{\text{os}}/k_{\text{o}} = [\text{S}]/[\text{O}] \quad [2.8]$$

Similarmente, el equilibrio simultáneo puede existir entre las fases sulfuro y oxisulfuro. Debido a las reacciones [2.2] y [2.3]:



$$\text{Para la cual } K_{\text{s/os}} = K_{\text{s}}/K_{\text{os}} = [\text{S}]^2/[\text{O}]^2 \quad [2.10]$$

Es conocido que los oxisulfuros de tierras raras pueden ser formados por la siguiente reacción:



Y la constante de equilibrio para esta reacción (K^*) puede ser expresada en términos de aquellas para las reacciones [2.1], [2.2] y [2.3], por lo que tenemos:

$$K^* = (K_{\text{o}}^2 \cdot K_{\text{s}}) / K_{\text{os}}^3$$

En la reacción [2.11], para tener un cambio de energía libre negativo, K^* debe ser más grande que la unidad, por lo que: $K_{\text{os}}^3 < K_{\text{o}}^2 \cdot K_{\text{s}}$ [2,12]

2.5.2. ÓXIDOS DE TIERRAS RARAS

Para los productos de la desoxidación expresados como $[\text{RE}]_2[\text{O}]_3$ en términos del porcentaje, Hitchon [23] y otros obtuvieron valores de 2.5×10^{-11} y 6×10^{-11} a 1600°C para el cerio y lantano respectivamente. Valores correspondientes de 1.8×10^{-9} y 6×10^{-10} para las mismas reacciones fueron obtenidos por Fischer y Bertrarn [24] con 50 lbs., de acero líquido en un horno de inducción al vacío. Fruehan [25] calculó que para el producto de la desoxidación con aluminio un valor de 10^{-14} , y Teplitskiy y Vladimirov [26] han demostrado por medio de cálculos que la afinidad del cerio por el oxígeno es mayor que aquella del aluminio, por lo que se ha pensado en un valor de 10^{-15} para el producto $[\text{RE}]_2[\text{O}]_2$ [27].

2.5.3. SULFUROS DE TIERRAS RARAS

Langenberg y Chipman [28] determinaron un valor de 1.5×10^{-3} para el producto $[\text{RE}][\text{S}]$ a 1600°C . Hitchon obtuvo un valor de 4×10^{-4} , Fischer y Bertram reportaron un valor de 1.9×10^{-4} .

Conforme el contenido de azufre decrece en el acero, la fase estable del sulfuro puede cambiar de RE_2S_3 por medio de RE_3S_4 a RES. Basándose en cálculos termodinámicos Wilson [29] sugirió que estas dos últimas fases son las más comúnmente formadas en el acero líquido. McLean y S. K. Lu [27] adoptaron un valor de 10×10^{-10} para el producto $[\text{RE}]_2[\text{S}]_3$.

2.5.4. OXISULFUROS DE TIERRAS RARAS

Gschneidner et. Al [30] han revisado la limitada información disponible en la literatura para valores de energía libre y calores de formación de los componentes del oxisulfuro. Ellos señalan que no existen mediciones directas de estas propiedades, sin embargo, de la ecuación [2.12] el criterio de estabilidad para la formación del oxisulfuro es:

$$K'_{\text{os}} < K'^2_{\text{s}}$$

Si K' es utilizada para denotar los productos de equilibrio con concentraciones expresadas en ppm, entonces:

$$K'_{\text{o}} = 10^5, K'_{\text{s}} = 10^{10} \text{ y } K'_{\text{os}} < 10^{6.7}$$

Como Gschneidner señaló, es probable que un átomo de azufre sustituya un átomo de oxígeno en Ce_2O_3 para obtener $\text{Ce}_2\text{O}_2\text{S}$, lo cual implica que:

$$10^5 < K'_{\text{os}} < 10^{6.7}$$

Por lo que McLeary y S.K.Lu [27] adoptaron un valor de 10^6 para el producto



Las relaciones y valores de K' son estimaciones basadas en trabajos experimentales, más sin embargo, permiten establecer las bases para estudiar el comportamiento cuando los elementos de las tierras raras son adheridos al acero líquido.

2.5.5. ELIMINACION DEL AZUFRE DEL METAL.

La disolución del azufre en el hierro va acompañado del desprendimiento de calor: $\frac{1}{2} S_{2g} \rightarrow [S]$; $\Delta G^{\circ} = -72000 - 10.25 T$, lo cual indica la presencia de enlaces determinados entre S y Fe en la disolución [31].

Pese a la temperatura de evaporación que es muy baja (445 °C), el azufre en estado elemental no pasa a la fase gaseosa lo que también testimonia la existencia de los enlaces fuertes de azufre con hierro.

Si en el acero hay manganeso presente entonces una parte del azufre puede pasar a la escoria gracias a la reacción $[S] + [Mn] = (MnS)$. La actividad del azufre en el acero líquido depende de la composición del fundido. Las impurezas como el carbono, el silicio aumentan la actividad del azufre, ocupando su lugar como si expulsaran el azufre de las micro-células de la estructura del metal líquido, y por esta razón es más fácil desulfurar el arrabio rico en carbono y silicio que el acero corriente.

Los elementos desulfurantes cuyo valor ΔG° es menor al formar los compuestos con azufre que durante la formación de los compuestos de azufre con hierro pueden servir de desulfurantes. Tales elementos son Mn, Mg, Na, Ca y otros así como el cerio (Ce) y otros metales de las tierras raras [31].

2.6. CLASIFICACIÓN DE LOS SULFUROS.

Las inclusiones, son elementos no metálicos, se forman antes, después y durante el proceso de solidificación. Estas inclusiones difieren en composición química, formando óxidos, nitruros, sulfuros, silicatos o carbonitruros. La forma y tamaño de las inclusiones dependen del tipo de desoxidante utilizado así como de la cantidad agregada.

Cuando desoxidamos un acero con manganeso y silicio solamente podemos encontrar dos tipos de inclusiones principalmente; silicatos de hierro-manganeso e inclusiones sulfurosas. Los silicatos son cristalinos y tienden a ser globulares, translúcidos, y dependiendo de su composición presentan varias coloraciones. Los

sulfuros son opacos y no reflejan la luz polarizada, pueden tener forma globular, son de color gris claro y de forma más irregular que los silicatos. Este tipo de inclusiones es controlado por el sulfuro de hierro antes de la desoxidación. El tamaño y la distribución son controlados por la velocidad de enfriamiento [12].

La combinación de silicatos globulares y sulfuros característicos de una desoxidación con manganeso y silicio, se debe a la baja solubilidad de estos constituyentes en el acero líquido, los cuales comienzan a precipitar durante la primera etapa de solidificación, dando una distribución de partículas más o menos al azar, son principalmente de forma esférica, debido a que tienen un libre crecimiento en el acero líquido. La baja solubilidad es atribuida al alto contenido de oxígeno en el acero, generalmente precipitan en forma de oxisulfuros, los cuales tienen baja plasticidad. Sims y Dhale [7] designaron estas inclusiones como del tipo I, y son las que menos afectan las propiedades mecánicas de los aceros (*figura 2.2 (a)*).

La adición de pequeñas cantidades de aluminio (0.02 a 0.05) cambia drásticamente la apariencia de las inclusiones, hay una disminución en la cantidad de inclusiones de silicatos o pueden desaparecer, también se reduce el contenido de oxígeno en el acero líquido, disminuyendo con esto la insolubilidad del azufre en el acero y precipitando así en la última etapa del proceso de solidificación del metal, apareciendo en los límites de grano con apariencia fina, delgada, generalmente formando cadenas o redes y un modo de solidificación del tipo eutéctico como se ilustra en al *figura 2.2 (b)*. Este tipo de inclusión fue designada como tipo II.

Si el contenido de aluminio excede la cantidad crítica, más alúmina se presenta como inclusiones, la alta cantidad de aluminio residual incrementa el coeficiente de actividad del azufre y por tanto disminuye su solubilidad en el acero, lo que promueve la precipitación de estas inclusiones en las primeras etapas de la solidificación. Este tipo de inclusiones se les denominó del tipo III, su apariencia es de partículas angulares con forma poligonal como se ilustra en la *figura 2.2 (c)*, estas inclusiones generalmente son monofásicas, pero se ha encontrado en su estructura mezclas de Al_2S_3 y MnS , el efecto sobre las propiedades mecánicas del acero es similar al que

presentan las inclusiones del tipo I.

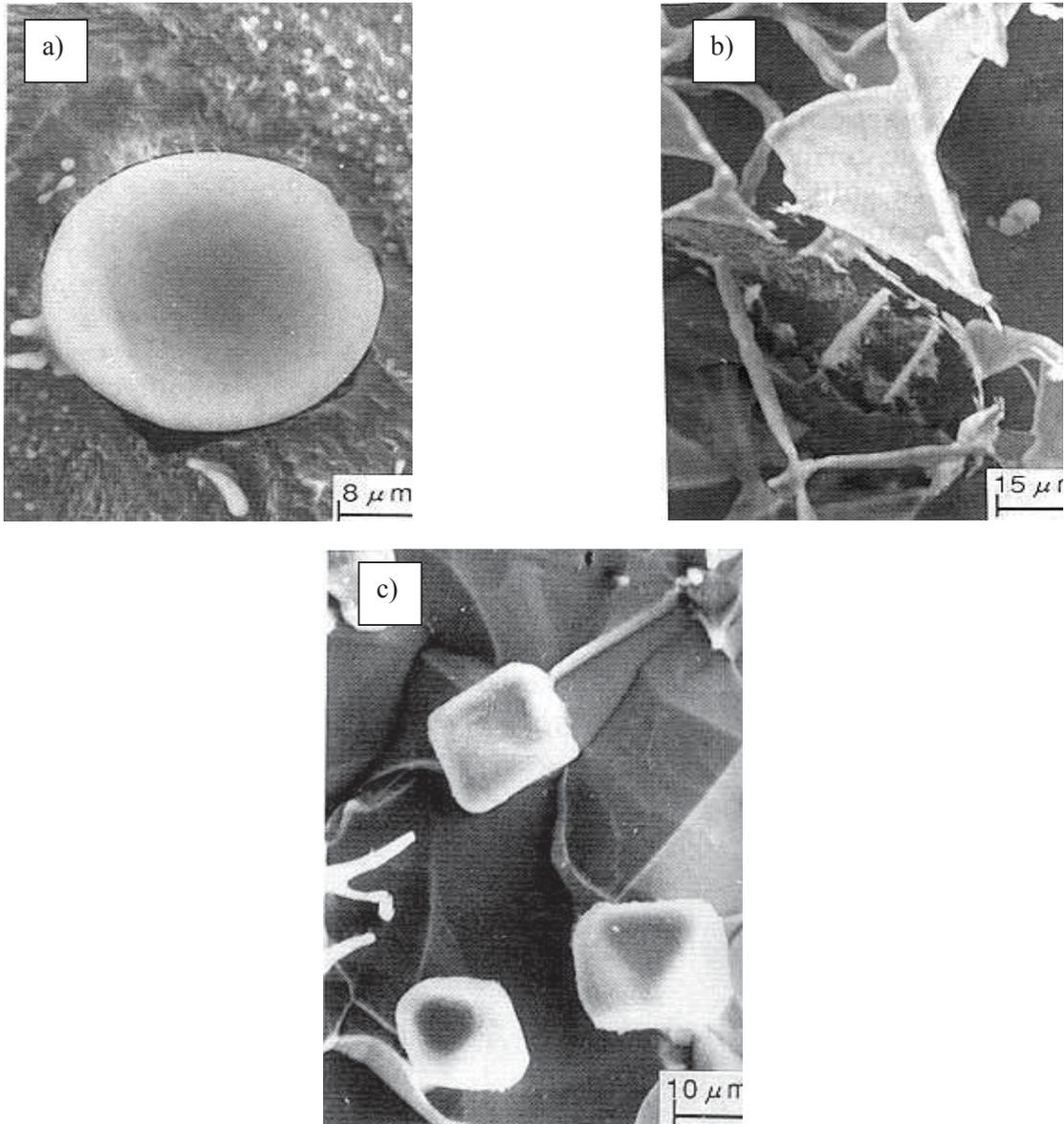


Figura 2.2. Tipos de sulfuros de manganeso encontrados en aceros observados por microscopio electrónico de barrido (SEM) [6,16]. a) inclusiones del tipo I en una zona de fractura; b) inclusiones del tipo II en una zona de fractura; c) inclusiones del tipo III en una zona de fractura.

Si a una pieza de acero de medio carbono se añade suficiente aluminio, con el fin de que el aluminio residual sea de 0.004% o menor, las inclusiones pudieran ser del tipo I. Si la cantidad de aluminio residual esta en el rango de 0.005 a 0.015% pudiesen resultar inclusiones del tipo II, mientras que cantidades más grandes que 0.015% producirán inclusiones del tipo III. Estas cantidades pueden variar dependiendo del contenido de carbono, silicio y manganeso como se ilustra en la *figura 2.3* [6].

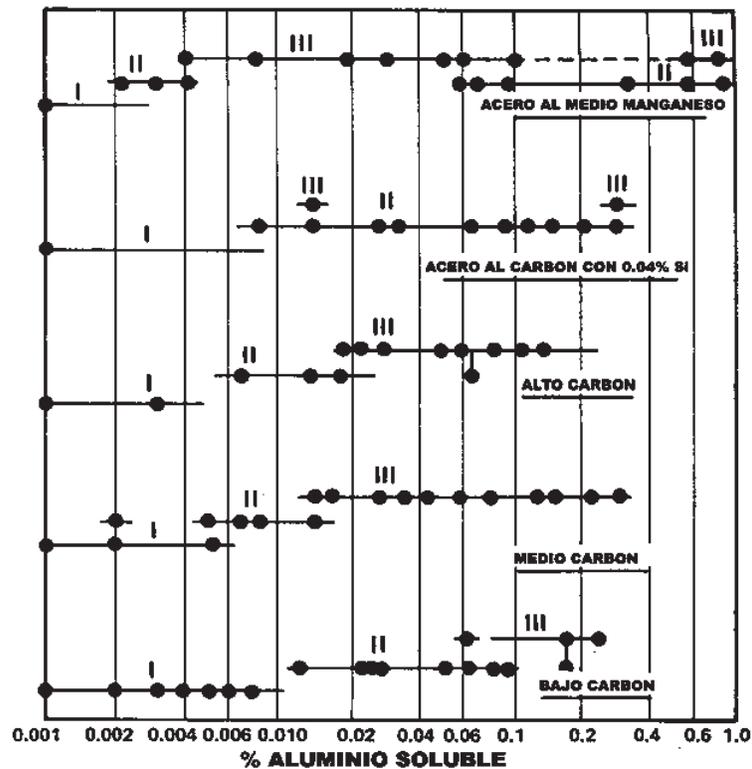


Figura 2.3. Efecto del aluminio sobre el cambio de los sulfuros en aceros al carbono [6].

2.7. EFECTO DE LAS INCLUSIONES SOBRE LA INICIACION DE DEFECTOS.

Las inclusiones no-metálicas en los aceros tienen un efecto pronunciado en muchas de las propiedades mecánicas, tales como desgaste, maquinabilidad, fractura inducida por hidrógeno, y en particular sobre la tenacidad a la fractura.

Los efectos de las inclusiones sobre las propiedades mecánicas de los

materiales dependen muchas veces de valores locales más que de valores de cantidades, tales como fracción de volumen, tamaño y espaciamento de las partículas. Por ejemplo, un acero que contiene racimos de inclusiones ampliamente espaciados tendrá diferentes propiedades de fractura que uno que contenga la misma fracción de volumen de partículas uniformemente espaciadas. Existen 3 formas de medir la distribución espacial de las inclusiones principalmente; a) medición de la densidad local de partículas; b) medición del espaciamento entre las partículas vecinas más cercanas y c) medición de la fracción local de volumen basado en el espaciamento entre las partículas vecinas más cercana.

Estos efectos no solo dependen de la cantidad, tipo, tamaño y forma de las inclusiones, sino también de su distribución espacial. En particular, es muy importante si la distribución de las inclusiones es o no homogénea.

Se ha demostrado [7] que la distribución de inclusiones agrupadas da como resultado una más baja tenacidad a la fractura que una distribución ordenada. Esto puede ser explicado en términos del significativo papel de las inclusiones en la nucleación de huecos y/o iniciación de la fractura. Es la distribución de estos huecos o micro-fracturas los que determinan la relativa facilidad de coalescencia de huecos y acumulación de daño mayor al nivel crítico local para causar la falla.

El inicio de defectos transversales sobre los rieles de acero bajo condiciones de servicio muchas veces ocurre cerca de las inclusiones. Produciendo aceros con bajos contenidos de inclusiones y tamaños pequeños, puede de alguna forma aminorar este problema. Sin embargo, también es posible que la tendencia por iniciar los defectos pueda ser reducida asegurando una buena distribución y evitando el acercamiento entre los agregados. En el caso de la ferrita suave, las inclusiones no tienen una influencia substancial, sin embargo, a altos niveles de esfuerzos, el daño en la microestructura es incrementado fuertemente por las inclusiones, dependiendo esto de su tamaño, forma, y propiedades físicas y químicas. Las propiedades mecánicas del acero dependen en forma significativa de fases extrañas incluidas en el y con un tamaño del orden de algunas micras, en especial las propiedades relacionadas con la

fractura, tales como las propiedades de fatiga y molde-habilidad [13].

2.8. INFLUENCIA DE LAS INCLUSIONES NO-METÁLICAS SOBRE LAS PROPIEDADES DEL ACERO.

El objetivo final del trabajo, es naturalmente obtener un acero con mejores propiedades mecánicas y mejor resistencia a la fatiga. Las inclusiones exógenas deben ser evitadas tanto como sea posible, pero para las del tipo endógeno el problema es mucho más complicado; estas inclusiones son componentes estructurales del acero, básicamente formadas por el azufre y oxígeno presente, su cantidad, forma, distribución y composición pueden modificarse, pero su presencia nunca puede ser completamente evitada, y como no pueden ser evitadas por ser muy costoso eliminarlas totalmente las inclusiones, entonces hay que manipularlas para incluirlas en el acero de la manera menos dañina para sus propiedades.

Existe un buen conocimiento de la relación entre la fracción volumétrica de las inclusiones y el esfuerzo total a la fractura cuando esta sucede por un proceso de fractura dúctil. La fractura dúctil se presenta por la formación de huecos, los cuales crecen durante los esfuerzos y finalmente su unión produce la falla completa, los huecos son nucleados en las inclusiones. El MnS es separado antes de la aplicación de esfuerzos, mientras que los óxidos son separados por esfuerzos tenues. Las cavidades se pueden producir también por rompimiento de las inclusiones.

Resultados experimentales indican que el tamaño de las inclusiones solo ha tenido un efecto pequeño sobre el esfuerzo total a la fractura. La tecnología del control de la forma de las inclusiones fue desarrollada para sobrellevar esta anisotropía de ductilidad, usando adiciones de Ca, Ti, Zr y tierras raras para disminuir la plasticidad de los sulfuros y en el caso del calcio también para eliminar los cordones de alúmina. Estas adiciones para controlar la forma de las inclusiones cuando es ejecutada eficazmente tienen la habilidad de aumentar virtualmente la ductilidad transversal, así como la ductilidad longitudinal [14].

Las propiedades de tensión de compactos sinterizados de hierro con partículas de Al_2O_3 de 1 a 7% en volumen y con un tamaño en el rango de 15 a 35 μm se compararon con sinterizados de hierro puro. El efecto de las partículas introducidas sobre las propiedades de tensión se encuentran resumidas los siguientes aspectos:

- 1.- El punto de cedencia superior queda eliminado entre mayor es la cantidad de inclusiones.
- 2.- El límite elástico y la resistencia última disminuye con el incremento de inclusiones.

Con respecto al tamaño de las partículas se encontró que es de menor importancia que la fracción en volumen de las partículas de inclusiones no-metálicas.

La forma de las partículas también tiene una fuerte influencia especialmente sobre las propiedades de tensión en sentido transversal y longitudinal del rolado del acero. Cuando las inclusiones se deforman durante el rolado a bastoncillos o placas, la diferencia entre las probetas de tensión transversal y longitudinal es mucho mayor que para los aceros con inclusiones esféricas. Esta diferencia sería reducida si las inclusiones en forma de bastoncillos fueran divididas en unidades más pequeñas [10].

2.9. FATIGA.

Una de las causas más comunes de falla de los materiales en Aeronáutica, automotriz y en todos los materiales que se encuentren sometidos a cargas cíclicas se debe a la fatiga del material. Los materiales sometidos a cargas fluctuantes o repetidas tienden a desarrollar un comportamiento característico que difiere fundamentalmente del comportamiento bajo cargas constantes. Este “comportamiento diferente” se llama fatiga. Llamaremos fatiga al “fenómeno que afecta la resistencia de las piezas cuando se las somete a un número más o menos grande de sollicitaciones repetidas de una cierta amplitud” [3]. La idea clave es que la sollicitación (carga o deformación) debe variar en el tiempo para obtener fatiga como posible causa de falla [18].

Las fallas por fatiga son importantes porque constituyen las principales causas simples de defectos en los materiales metálicos. Se ha calculado que casi el 90% de las fallas de servicio de los instrumentos mecánicos se deben a la fatiga. Dichas fallas por fatiga se producen como fracturas frágiles, debidas a esfuerzos cíclicos que, por lo común, están por debajo de los valores generalmente aceptados para el límite de elasticidad. Aun cuando se han observado deslizamientos a esfuerzos inferiores al límite elástico en especímenes sujetos a esfuerzos cíclicos, no se producen deformaciones plásticas apreciables antes de que tenga lugar la fractura completa y, por lo tanto, no existe ninguna señal de que vaya a producirse una falla. La naturaleza insidiosa de las fallas por fatiga se hace más notable al tomar en consideración que, habitualmente, se producen con esfuerzos pequeños; mucho menores que los esfuerzos estáticos necesarios para ocasionar una falla. Los esfuerzos que causan la fatiga pueden ser axiales, flexionales, torsionales o una combinación de ellos [20].

También podemos definir a la fatiga de los materiales como el “deterioro que se desarrolla bajo la acción de ciclos repetidos de carga o deformación de cierta amplitud, en una determinada pieza”; este deterioro se manifiesta en fisuración y eventualmente rotura. Si bien la fatiga se desarrolla en todos los materiales (incluyendo metales, plástico, gomas, hormigón, etc.), nuestro estudio se concentrará en metales, tales como aceros (aunque se está haciendo cada vez más necesario conocer el comportamiento de plásticos y compuestos en fatiga pues el diseño aeronáutico recurre cada vez más a este tipo materiales). No obstante, los mecanismos involucrados en la producción de fatiga pueden diferir en los diversos materiales. La fuente principal de fatiga son las in-homogeneidades de los materiales. Todos los materiales, aún los cristales más perfectos, están llenos de imperfecciones de muchos tipos, de modo tal que ningún material puede ser considerado perfectamente homogéneo. Bajo cargas repetidas el efecto de las in-homogeneidades se ve enfatizado. Es sabido que un material sometido a tensiones repetidas o fluctuantes fallará a una tensión mucho más baja que la necesaria para producir la fractura con una sola aplicación de carga. Esto se debe a la fatiga, que produce principalmente tres efectos: pérdida de resistencia, pérdida de ductilidad, y aumento

en la incertidumbre en cuanto a la resistencia y a la duración (vida en servicio) del material [18].

La acción de la fatiga se puede observar en diferentes piezas, pero sobre todo en partes móviles como puede ser: componentes de máquinas rotativas (están sujetos a tensiones alternas); resortes (son deformados en cantidades variables); alas de aeronaves (están sometidas a cargas repetidas de ráfagas); neumáticos (son deformados repetidamente con cada revolución de la rueda); etc., y afecta desde juguetes para niños hasta el traspordador espacial. Se ha prestado poca atención al efecto de la fatiga sobre materiales frágiles ya que estos, aún bajo cargas constantes, presentan daños similares al de fatiga (por efecto de in-homogeneidades) [18].

Las fracturas que resultan de la fatiga están entre las más difíciles de prever debido a la dificultad de reconocer las condiciones que las producen. La fatiga puede ocurrir a tensiones dentro del rango elástico; a veces ocurre bajo cargas intermitentes que a primera vista no parecen haberse repetido un número suficiente de veces como para causar fatiga.

Debemos recordar que la fatiga de materiales es primariamente un efecto de la repetición de sollicitaciones y no un efecto del tiempo (como el creep); recordemos también que la fatiga no es un efecto dinámico: la tasa de aplicación de carga no es comúnmente un factor en la fatiga. Si sucediera que la carga se aplica tan rápido como para producir un efecto dinámico, este efecto es separado y distinto del efecto de repetición de la carga [18].

2.9.1 MANIFESTACIÓN Y PROCESO DE FALLA

Un material sometido a tensiones repetidas o fluctuantes fallará a una tensión mucho más baja que la necesaria para producir la fractura bajo carga constante. Es decir: la aplicación repetida de una tensión ocasiona el deterioro progresivo de un material, siendo que la misma tensión aplicada estáticamente no tiene ningún efecto permanente. Este deterioro se manifiesta a través de la formación de fisuras en el material, que eventualmente pueden llevar a la rotura.

Cabe recalcar que la fatiga ocurre bajo toda clase de cargas y a tensiones tanto altas como bajas; pero este fenómeno solo afecta a las piezas cuando están sometidas a sollicitaciones repetidas de una cierta amplitud [18].

Como una fractura por fatiga es progresiva, desarrollándose durante un largo tiempo, la superficie de la fractura generalmente muestra marcas de "playa" o "concha de almeja" características. La **figura 2.4** revela una fractura por fatiga por combado de un gran eje roscado; una flecha indica el origen de la fractura. Generalmente, la falla se origina en la superficie de la pieza, donde los esfuerzos de corte excedieron primero la resistencia de corte. En este caso, la fractura se inició en la discontinuidad indicada sobre la superficie y, como lo muestran las marcas de playa, avanzaron casi por toda la sección antes de la última separación.

Una vez que se forma una fisura, su rapidez de crecimiento depende de la magnitud de esfuerzo, del gradiente de esfuerzo, del límite de resistencia de material, de la sensibilidad de muesca y de la presencia o ausencia de imperfecciones e inclusiones estructurales [3].



Figura 2.4. La presencia de marcas de playa generalmente indica que la falla fue provocada por fatiga, aquí la fractura empezó en una discontinuidad (flecha) [3].

Una variación en la carga cíclica da lugar a que se desarrollen pequeñas marcas tipo arrecife o playa sobre la superficie de fractura, las cuales indican la posición de la

raíz de la fisura progresiva en un momento dado. Como la sección se debilita gradualmente, la fisura crece más rápido y las marcas tipo concha [18,3].

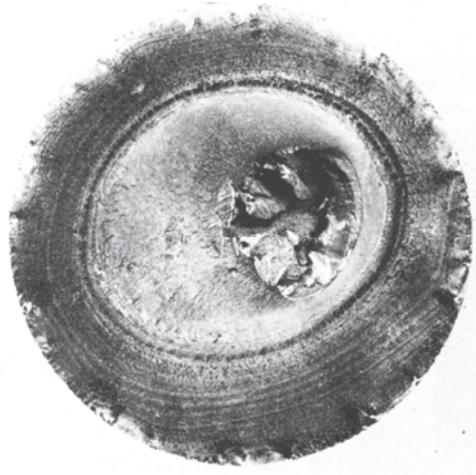


Figura 2.5. "Marcas de trinquete" alrededor de los bordes de fatiga. Las fallas indican que la fractura empezó en diversos puntos [3].

Cuando la fatiga se origina en diversas localizaciones de un eje fileteado que gira y está sujeto a combado, las fisuras avanzan una hacia la otra, dando como resultado generalmente "marcas de trinquete", como se muestra en la *figura 2.5* [3].

Describiremos el proceso que ocurre en los metales al estar sometidos a fatiga simple (la forma más sencilla de fatiga), que tiene lugar bajo tensiones de tracción y compresión alternadas (siempre dentro del rango elástico) sobre miembros libres de discontinuidades.

Su progreso puede explicarse de la siguiente manera: a los pocos ciclos de acción de la carga repetida comienzan a producirse cambios aislados en la estructura atómica en puntos dispersos del material; estos rápidamente comienzan a desarrollar fisuras submicroscópicas que crecen a medida que los ciclos continúan, hasta tener proporciones microscópicas y eventualmente llegan a ser visibles; finalmente, cuando la fisura llega a un tamaño tal que debilita la pieza, se produce su rotura. Si bien no existe un cambio notable en la estructura del metal que falló por fatiga, en general, se

puede dividir el proceso de evolución de la falla en tres etapas denominadas: nucleación (a), propagación o crecimiento de la fisura (b y c) y rotura (d). (**Figura 2.6** [18])

1) Nucleación (a): se produce en los metales cuando el nivel de tensión aplicada es menor que el límite elástico estático. Aparece una deformación masiva generalizada, hasta que el metal endurece lo suficiente como para resistir la tensión aplicada (Acritud Total) en un punto determinado denominado Punto de Iniciación, que suele estar situado en zonas de concentración de tensiones como ser entallas, cantos vivos, rayas superficiales o bien en inclusiones y poros.

2) Propagación (b y c): abarca la mayor parte de la duración del proceso fatiga y se extiende desde el momento en que se produjo el endurecimiento por deformación generalizada (acritud total) hasta la formación de una grieta visible.

3) Rotura (d): es la propagación de la grieta hasta que es lo suficientemente grande como para producir la rotura [17,18].

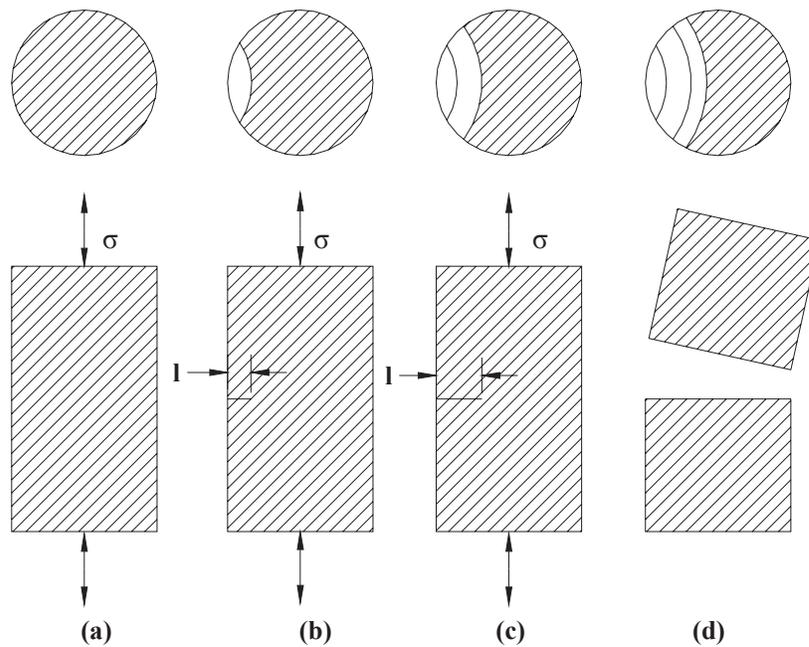


Figura 2.6. Evolución de falla [18].

2.9.2. SUPERFICIE DE LA FRACTURA

Tiene dos zonas características:

a) Zona Lisa: aparece debido al roce por la propagación de la grieta a través de la sección. Esta propagación se indica con una serie de marcas anulares (llamadas líneas de parada o de reposo, similares a las marcas que dejan las olas sobre la playa), que se generan a partir del Punto de Nucleación (punto de concentración de tensiones). A su vez, podemos distinguir:

Marcas de Playa: se forman en el frente de la fisura al producirse un reposo en el funcionamiento de la pieza. Consecuentemente no aparecerán en el caso de probetas, que generalmente se ensayan sin interrupción.

Líneas Radiales: a veces las fisuras que se generan en la superficie (que es el lugar más frecuente) progresan según frentes a niveles levemente escalonados; en un dado momento de su desarrollo, sin embargo, coalescen quedando estas líneas radiales como huellas de las diferencias de nivel iniciales.

b) Zona Rugosa: Aparece al romper la pieza por disminución de la sección efectiva sana ante el mismo valor de carga actuante. La rotura final, contrariamente a la zona con marcas de playa que es lisa y suave, presenta una superficie fibrosa y de relieve muy accidentado. Se trata de la zona remanente sana, demasiado pequeña para aguantar un ciclo más de sollicitación, que termina rompiéndose frágilmente [18].

2.10. EL EFECTO DE LA INCLUSIÓN EN LAS PROPIEDADES DE FATIGA.

El efecto de una inclusión en las propiedades de fatiga depende de su tamaño, forma, de las propiedades térmicas y elásticas y de su adherencia a la matriz. Estos factores se relacionan al factor de concentración de esfuerzos y la distribución de esfuerzos alrededor de la inclusión. El tamaño de la inclusión tiene un efecto mayor en la resistencia de fatiga. Otras propiedades que afecta la inclusión es el factor de concentración de esfuerzos que pueden influir en la resistencia crítica para la iniciación de grieta por fatiga. El daño relativo de los diferentes tipos de inclusiones en la vida a la fatiga se presenta en la *figura 2.7*^[17].

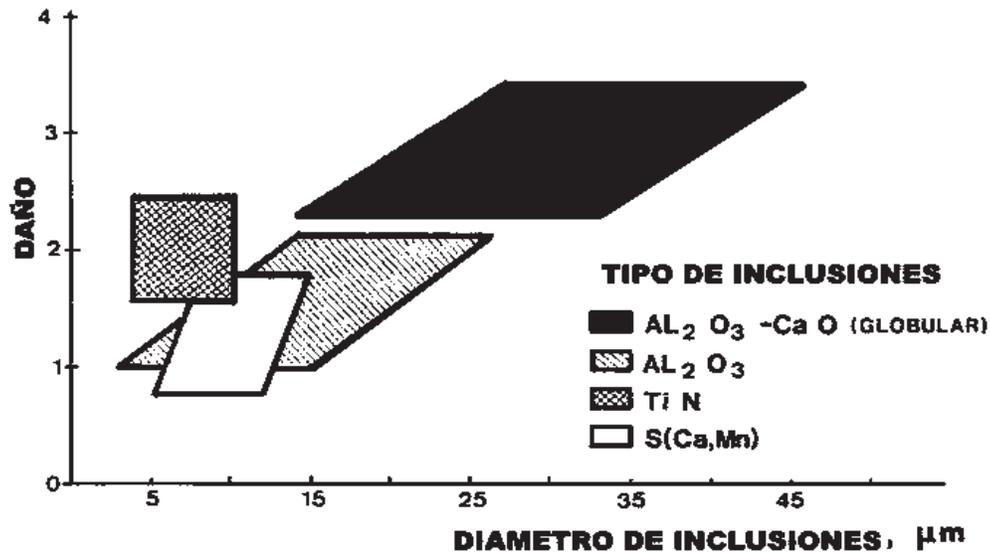


Figura 2.7. Daño relativo de los diferentes tipos de inclusiones en la vida a la fatiga; 1) poco nocivo, 2) nocivo, 3) muy nocivo y 4) máxima nocividad ^[17].

2.11. ANÁLISIS DEL ORIGEN DE LAS FALLAS POR FATIGA.

La mayoría de las fisuras de fatiga comienzan en discontinuidades visibles, que actúan como multiplicadores de esfuerzos, como puede ser: orificios, empalmes, chaveteros y discontinuidades microscópicas tales como inclusiones, rechupes, defectos de fabricación, etc.

1) Nucleación ^[18]: cómo se origina la fisura.

Las fisuras se originan debido al endurecimiento producido en las regiones donde ha habido fluencia. Sabemos que en metales policristalinos sometidos a tensión simple, algunos cristales siempre estarán orientados de tal forma que deslizarán fácilmente (*Figura 2.8*). La nucleación se produce a partir esta fluencia altamente localizada.

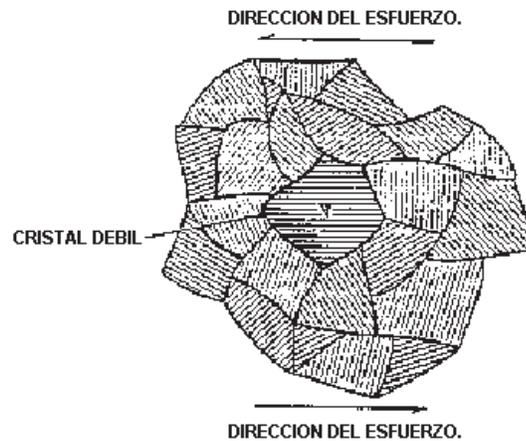


Figura. 2.8. Cristal orientado en dirección del esfuerzo [18].

A medida que el esfuerzo (o carga) aumenta, estos cristales "débiles" fluirán primero, pero como están rodeados por material elástico, no afectan apreciablemente el diagrama de tensión-deformación estático. No obstante ha habido fluencia, y a una tensión nominal que generalmente no sobrepasa el límite elástico.

Si el material se carga solo una vez, este efecto es completamente insignificante. Pero si la carga se repite, cada repetición produce una fluencia localizada adicional que eventualmente resulta en la formación de fisuras de fatiga en las regiones en fluencia [19].

2) Propagación [18], [17]: crecimiento de la fisura.

Ahora analizaremos como progresan las fisuras en fatiga simple. Algunos materiales más resistentes y de mayor dureza se caracterizan por propagar las fisuras más rápido y fácilmente que otros materiales. Este factor da un indicio de la superioridad de un material sobre otro en la fatiga. Otros materiales menos resistentes pero más "tenaces" originan fisuras que se propagan lo suficientemente

lento, que frecuentemente pueden ser detectadas a tiempo y remediadas antes que lleguen a ser suficientemente grandes como para ocasionar fallas.

Las primeras fisuras microscópicas aparecen en las bandas de deslizamiento, en cristales desfavorablemente orientados cuya orientación es tal que las bandas de deslizamiento coinciden con los planos de corte máximos. Las fisuras microscópicas crecen en estos planos que incluyen todos los planos a 45° al eje de la pieza. Las fisuras comúnmente se originan en más de uno de estos planos. La intersección y unión de varias de estas fisuras produce una fisura en zigzag, cuya dirección es a ángulos rectos al eje de la pieza. A medida que cada fisura crece es precedida por un proceso de nucleación parecido al que la originó. El deslizamiento localizado tiene lugar a causa de la concentración de tensiones en el borde de la fisura, y las fisuras sub-microscópicas se desarrollan en las bandas de deslizamiento, ocasionando una extensión gradual de la fisura. Cuando el área de la sección transversal remanente llega a ser lo suficientemente pequeña, ocurre la fractura final. La falla resulta así de naturaleza frágil.

La propagación de la fisura engendrada por la fatiga involucra muchos factores. A veces la grieta comienza, pero no se propaga. Un factor importante es el gradiente de tensiones: las fisuras se nuclean en zonas de alta tensión, pero si crecen en la dirección de las tensiones decrecientes, la propagación tenderá a hacerse más lenta y aún parar. (Además bajo flexión alternada por ejemplo, la vida es mayor que en tracción o compresión simple pulsátil). La velocidad de la grieta depende también del material y de las condiciones ambientales. Si analizamos de sollicitaciones a diferentes niveles de tensión resulta lógico, por ejemplo, que una fisura producida a alta tensión no se propague si a la misma le sigue otra de nivel significativamente inferior. En cambio, una tensión de bajo nivel puede propagarse muy rápidamente bajo una siguiente mayor. A todo esto debe agregarse el endurecimiento por deformación que se produce en forma diferente bajo diferentes niveles, y que puede modificar sustancialmente los resultados. Si las piezas están sometidas a tensiones máximas altas, puede tener lugar la fluencia completa de la pieza. Aquí el endurecimiento por deformación es general en vez de localizado. Aún así, la inhomogeneidad natural del

material, más cualquier concentrador de esfuerzos que pueda estar presente, produce diferencias localizadas en el endurecimiento por deformación. El resultado final es casi igual que a esfuerzos bajos: las fisuras se nuclean en puntos aislados y se propagan a través de la pieza. Al estar involucrada la fluencia generalizada, el mecanismo no es tan altamente localizado como en la fatiga simple. Además, la repetición de deformación plástica en la pieza ocasiona que grandes cantidades de energía sean disipadas en forma del calor y se pueden producir efectos térmicos. Estos efectos son especialmente importantes en plásticos y goma. La fractura final es similar a la fractura bajo tensiones estáticas, aunque quedan evidencias de la reducción de ductilidad [18].

2.12. NATURALEZA ESTADÍSTICA DE LA FATIGA.

Como resultado de investigaciones empíricas se observó que piezas de igual dimensión, material, tratamiento y trabajando bajo las mismas condiciones fallan por fatiga a distintos valores de esfuerzo [18].

Esto indica una dispersión en los valores de límite de fatiga de una pieza que hace imposible el uso de un valor para diseño, más allá del coeficiente de seguridad usado. La solución es aplicar métodos estadísticos a los resultados de los ensayos para obtener valores coherentes y reales, y así obtener la probabilidad de falla por fatiga (P).

Se ha enfatizado la naturaleza localizada de los mecanismos de fatiga. Las fisuras de fatiga comienzan en unos puntos débiles, y el proceso entero se restringe a la vecindad de estos puntos. El material a una distancia corta de las fisuras permanece totalmente elástico. Hay una gran similitud entre la fatiga y la fractura de materiales frágiles. Recordemos que la resistencia a la fractura de los materiales frágiles depende de una distribución aleatoria de imperfecciones o puntos débiles; y la fractura ocurre cuando la tensión en uno o más de estos puntos alcanza la resistencia de cohesión (una condición altamente localizada). También en la fatiga la fractura depende de una distribución aleatoria de puntos débiles. Además, la cadena entera de sucesos que

preceden a la fractura de fatiga depende de una serie de procesos aleatorios y varía ampliamente de un miembro a otro.

Ningún material tiene un único valor de vida en fatiga para un esfuerzo determinado, aún bajo las más cuidadosamente controladas condiciones. En fatiga (como en la fractura frágil), la variabilidad o distribución de valores observados es muy grande. Por lo tanto la vida en fatiga de un material puede solo ser tratada como una distribución de valores para especímenes individuales [18].

Entonces, no hay una vida definida en fatiga, solo una distribución. Para poder diseñar necesitamos tener valores para las propiedades que podamos manejar, aplicando un factor apropiado de seguridad. Pero para la fatiga tendremos que trabajar con distribuciones de muchos valores, mediante el uso de métodos estadísticos. El factor de seguridad frecuentemente ha sido llamado un "factor de ignorancia", pues comúnmente ignoramos la posible variación de las propiedades de los materiales y sus distribuciones.

2.13. PARÁMETROS CARACTERÍSTICOS

Para las cargas de fatiga se usará la notación siguiente: la tensión es designada por σ (aunque suele usarse S para la tensión o esfuerzo asociada con la fatiga).

a) Solicitación: es la variable dependiente (que se controla). Pueden ser cargas o deformaciones:

i- Cargas (o esfuerzos): la mayoría de los ensayos se caracterizan por ser de ciclos iguales. La **Figura 2.9 (a)** muestra un caso que se produciría por flexión alternativa o rotativa. En la **Figura 2.9 (b)** se señala el caso de adición de un esfuerzo adicional ("media") constante.

ii- Deformaciones: hay veces en que son deformaciones lo que se aplican o controlan. Entonces, los esfuerzos serán las que resulten de las deformaciones que se producen (su cálculo solo es directo, a través de $S = E \cdot \epsilon$, cuando las deformaciones son plenamente elásticas) [18,19].

Las sollicitaciones que producen el fenómeno de fatiga pueden ser de distintos tipos: tracción, compresión, flexo-torsión, etc, variando su magnitud de un máximo a un mínimo, actuando combinados o no. Los casos más comunes son: a) flexión rotativa; b) flexión plana; c) tracción-compresión (axial); d) torsión, etc, siendo necesario conocer, además del tipo de tensión y origen de las mismas, el grado de variación y tipo de ciclos: a) con inversión completa de carga (alternada pura); b) tensiones repetidas; c) tensión irregular o aleatoria (definidas estadísticamente).

b) Ciclos: es la variable dependiente, la que se computa como resultado del ensayo. Nótese que se trata solo de vueltas (o repeticiones o ciclos) y su número no es una unidad de tiempo (en este último caso tendríamos frecuencia, cuyo efecto es secundario) [18,19].

Esfuerzo Máxima, σ_{max} : (S_{max}): El valor algebraico más alto de esfuerzo durante un ciclo (el esfuerzo de tracción es positiva).

Esfuerzo Mínimo, σ_{min} (S_{min}). El valor algebraico más bajo de esfuerzo durante un ciclo.

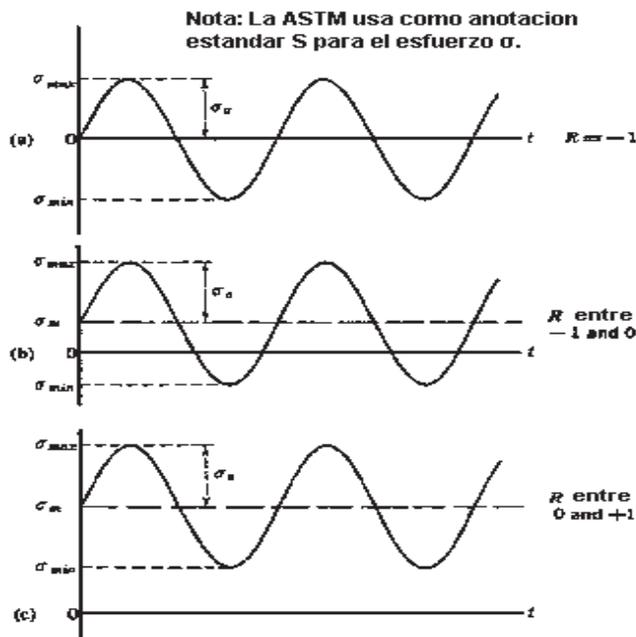


Figura. 2.9. Variación del esfuerzo con las cargas de fatiga [18].

Esfuerzo Medio, σ_m (**S_m**). El esfuerzo constante (o el promedio), sobre que la que se superpone el esfuerzo oscilante.

Amplitud de esfuerzo, σ_a (**S_a**). La amplitud del esfuerzo oscilante superpuesta, $\sigma_{\max} - \sigma_m$.

Rango de esfuerzo, σ_r (**S_r**), $\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = 2 \sigma_a$.

Relación de esfuerzos, **R**. $R = \sigma_{\max} / \sigma_{\min}$.

Ciclos de resistencia, **n**. El número de ciclos de esfuerzo al que un miembro es sometido a fatiga sin fallar.

Vida en fatiga, **N**. El número de ciclos requeridos que llevan a la fractura final bajo una condición determinada de uso (por ejemplo: dados σ_{\max} y σ_m , o dados σ_m y σ_a). Es la propiedad básica de fatiga, y la única que es directamente medible experimentalmente. La vida en fatiga para una condición determinada es una propiedad individual de cada probeta, por lo que la vida en fatiga de un material en particular se expresa a través de la distribución de vida en fatiga de la población (donde la población representa al material bajo las condiciones determinadas de carga cíclica). Esta distribución se estima a través del ensayo de una muestra o lote: cuanto mayor es el tamaño de esta muestra, más precisa será la estimación.

Vida en fatiga para un p% de supervivencia, **np**. Es la vida para la cual el p% de la población tiene una vida más larga; por ejemplo, **n90** es el número de ciclos para el cual se espera fallen no más del 10% de la población (es decir, se espera que el 90% sobreviva). Se estima a partir de la distribución de la muestra, cuyo tamaño influirá la confiabilidad de los resultados.

Vida media en fatiga, **n50**. Es la vida para la cual se espera que la mitad de la población se espera sobreviva, es decir, haya un 50% de supervivencia, **n50**. Es estimada por la observación media en el muestreo.

Resistencia a la fatiga, Rn. Es el esfuerzo que el material puede soportar durante n repeticiones o ciclos. Obviamente la resistencia a la fatiga no puede medirse directamente por medios experimentales, y se determina a partir de una distribución. Está vinculada con un porcentaje dado p de probabilidad de supervivencia. Generalmente, cuando no se aclara lo contrario, se refiere a n_{50} .

Límite de fatiga, Rf. Es el máxima esfuerzo que un material puede soportar durante n repeticiones o ciclos, cuando n es muy grande (o sea, tiende a infinito; en la práctica se utiliza un n mayor a 10^7 ciclos). Debajo de este nivel el esfuerzo, las alternancias no producen daño apreciable; si se aplica un esfuerzo menor, cabe esperar una vida indefinidamente larga [18,19].

2.14. DIAGRAMA ESFUERZO - NÚMERO DE CICLOS (S-N).

El diagrama σ - n es la forma fundamental de representar los datos de la duración de una probeta a la fatiga, ilustra la variación de vida media en fatiga con el esfuerzo. Se la suele llamar Curva de Fatiga o Curva S-N (Stress-Number of Cycles (N)), e indica la duración de la probeta expresada en números de ciclos hasta la rotura para el máximo esfuerzo aplicado. Representa en ordenadas los esfuerzos máximos que producen la rotura por fatiga; y en abscisas, su duración en ciclos (suele representarse $\log N$ en lugar de N). Proviene de someter a ensayos una serie de probetas para determinar el número de ciclos (N) que soporta el material a distintos σ_a , es un modelo simplificado de la manera en que trabaja una pieza bajo cargas de fatiga en general (*figura 2.10*).

En esta curva pueden distinguirse dos zonas: la que comprende bajo número de ciclos aplicados (fatiga oligocíclica), y la de bajo nivel de esfuerzo aplicado (fatiga multicíclica). En la primer zona, el daño "puro" por fatiga se ve acompañado por el producido por las deformaciones plásticas que son apreciables a esos altos niveles de esfuerzo. La segunda zona es muy larga, lo que obliga a la selección de una escala logarítmica. La rama extrema de la curva se asimila a veces a una recta y otras a una curva.

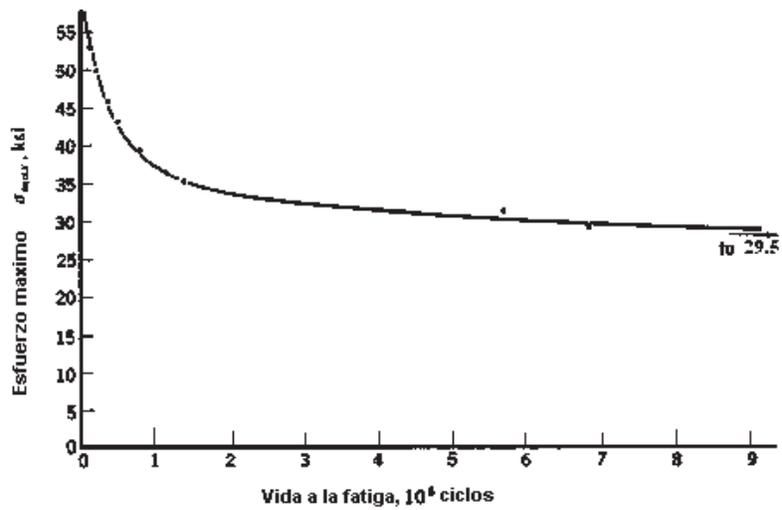


Figura 2.10. Típico diagrama esfuerzo VS número de ciclos [18].

De todas maneras la porción inferior tiende hacia la horizontal, y en ciertos materiales realmente llega a ser horizontal para todos los propósitos prácticos. Cuando la curva S-N se acerca asintóticamente a la horizontal, el esfuerzo correspondiente se llama límite de fatiga (suele llamarse límite de aguante o duración), y la vida en fatiga a tensiones más bajas se presume ser infinita.

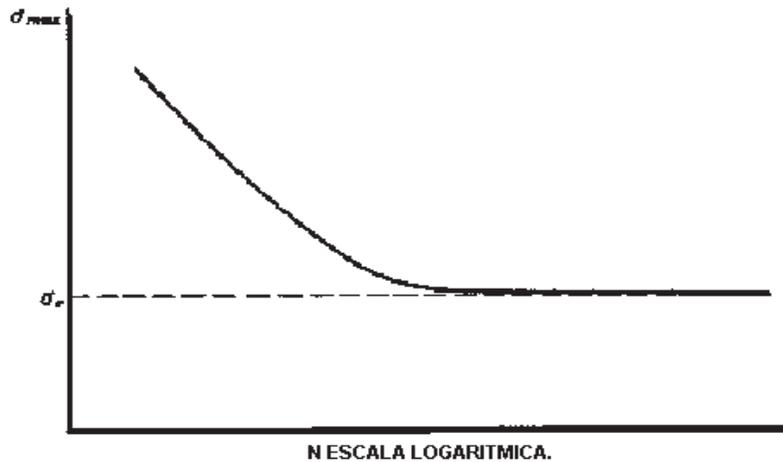


Figura 2.11. Típico diagrama esfuerzo VS número de ciclos para materiales ferrosos [19][18].

Del análisis de la curva surge que el número N de ciclos que soporta una probeta antes de fallar aumenta al disminuir el esfuerzo S aplicado. Algunos

materiales (ferrosos, aceros, titanio) presentan un tramo horizontal a un valor de esfuerzo bien determinado conocido como límite de fatiga (Endurance Limit), valor por debajo del cual se presume que el material durará un número infinito de ciclos sin romper [18]. En el caso de materiales no ferrosos (Al, Mg, Cu) estas curvas son asintóticas a la horizontal, lo cual implica que no existe un verdadero límite de fatiga, por lo tanto se utiliza un número de ciclos N , convenido arbitrariamente inferior a ese valor, bajo el cual se supone que la pieza resistirá infinitos números de ciclos, o sea que carecen de límites prácticos de resistencia a la fatiga y no alcanza valores limitadores de esfuerzo antes de 10^8 ciclos. Usualmente, la resistencia a la fatiga de los metales no ferrosos se expresa en términos de tolerancia de fatiga [20]. En resumen, los metales ferrosos tienen generalmente límite de fatiga (ver *figura 2.11*), mientras que los metales no-ferrosos frecuentemente no (ver *figura 2.10*).

Debido a estas características el límite de fatiga (σ_f) constituye un criterio de diseño muy aceptable. Por ello es una magnitud frecuentemente tabulada, aunque por razones obvias debe basarse en ensayos “finitos”: 500 millones de ciclos para aleaciones de aluminio y magnesio, 100 millones para las aleaciones de base Cu y Ni. Téngase presente que para las frecuencias usuales de las máquinas de ensayo, se requieren 5 semanas para 500 millones de ciclos [18].

2.15. FACTORES QUE AFECTAN LA FATIGA

Diversos factores afectan el valor de la resistencia a la fatiga de un elemento mecánico, como puede ser: el tipo de material, su grado de aleación, método de fabricación, condiciones y atmósfera de trabajo, presencia de entallas, impurezas, etc.

Todos estos factores son tenidos en cuenta con coeficientes de corrección que se aplican al valor de resistencia a la fatiga obtenido para la pieza ensayada en condiciones de laboratorio. Algunos de estos factores son:

* Factor de carga: considera si la carga es axial, corte, torsión o combinación.

* Concentración de esfuerzos o presencia de entallas: se usa ante la presencia de entallas, agujeros, inclusiones o grietas en el material

* Factor de tamaño: influye la forma y tamaño de la pieza. La resistencia a la fatiga depende del tamaño de la pieza, consecuencia directa de la naturaleza estadística de la fatiga. La rotura en fatiga depende de la distribución aleatoria de “puntos débiles” o imperfecciones en el material; consecuentemente, una pieza de mayor tamaño tendrá una mayor distribución de puntos débiles que una más pequeña, por lo tanto es de esperarse que tenga una menor resistencia a la fatiga, o sea, que falle a esfuerzos más bajos [18,17].

* La forma de la inclusión.- Las inclusiones con una forma irregular y los bordes afilados causan las concentraciones de esfuerzos más grandes alrededor de las inclusiones que las inclusiones con una forma globular y lisa que las hace más propensas para un rompimiento por fatiga. Por ejemplo, las inclusiones de estaño que tienen una forma angular afilada, la iniciación de la grieta se da más rápidamente que en las inclusiones globulares que tienen el mismo tamaño [17].

* Factor de temperatura: dado que la temperatura de operación puede generar problemas de fragilización del material o por el contrario, las altas temperaturas afectan cuando el esfuerzo se aproxima a la de fluencia. Si la temperatura es lo suficientemente alta como para producir creep, su efecto es importante en la fatiga ya que, en este caso el efecto de la variación de la resistencia a la fatiga con la tasa de ciclado es muy importante y además, aparece una componente de esfuerzo constante (σ_m) que tiende a incrementar el creep, que se suma al efecto de la fatiga. Sin embargo, no debemos olvidar que mientras el creep es un fenómeno netamente dependiente del tiempo, la fatiga depende fundamentalmente del número de repeticiones de la carga (ciclos). Es importante señalar que las altas temperaturas disminuyen la sensibilidad a la entalla; pues se enfatiza el efecto endurecedor de la alta tasa de deformación local en la raíz de la entalla [17].

* Factor de superficie: debido a que la pieza no tiene el grado de pulido y acabado de la pieza de laboratorio. La mayoría de las fisuras por fatiga se nuclean en la superficie de las piezas, por lo tanto, una superficie rugosa disminuye la resistencia a la fatiga (hasta en un 20%). La superficie de las piezas sometidas a fatiga debe ser lisa y tener un buen acabado superficial. Un adecuado granallado y pulido puede incrementar el valor de la resistencia a la fatiga.

Otro tratamiento superficial usual para piezas que sufrirán fatiga es la producción de esfuerzos residuales de compresión en dirección paralela a la superficie mediante shot peening o rolado.

- Tasa (rapidez) de Ciclado: En general, la resistencia a la fatiga se incrementa con el aumento de la tasa de ciclado (alta frecuencia), probablemente debido al incremento en la tasa de deformación, pero su efecto es despreciable (siempre que se trabaje a temperatura ambiente). El efecto de la tasa de ciclado se hace sentir cuando las pérdidas por histéresis son apreciables. Esto ocurre en materiales de alta fricción interna, o sometidos a tensiones suficientemente altas como para provocar deformaciones plásticas [18].

CAPITULO III DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describen los procedimientos experimentales desarrollados para las condiciones específicas de trabajo experimental.

Como primer paso se realizó la fabricación del acero 1045 experimental. Es importante señalar que se realizaron dos fusiones, obteniéndose 4 lingotes que se colaron en moldes metálicos rectangulares con diferentes adiciones de azufre y a dos de ellos se les adiciono tierras raras.

Se obtuvieron muestras metalográficas de cada uno de los lingotes obtenidos para su posterior caracterización. Donde estos especímenes fueron preparados mediante pulido a espejo y ataque químico, para identificar plenamente las características microestructurales y las inclusiones sulfurosas presentes en el material.

También se presenta la caracterización del acero experimental, mediante metalografía óptica y microscopía electrónica de barrido. Y finalmente se presentan los ensayos mecánicos a los que fueron sometidos los aceros experimentales, en los que se incluye, ensayos de tensión, medición de dureza y ensayos de fatiga (Máquina de fatiga de flexión alternada de R. R. Moore).

3.1. METODOLOGÍA DEL TRABAJO.

Para investigar el efecto de las inclusiones de azufre en la fatiga de un acero al medio carbón (SAE-1045), se fabricaron cuatro lingotes, donde a dos de ellos se les adiciono 0.01 de tierras raras como modificadores de inclusiones. La metodología de trabajo para la realización de esta investigación, se desarrollo bajo la siguiente secuencia.

- 1.- Fabricación del acero experimental.
- 2.- Caracterización del material a nivel de colada.
 - Composición química.

- Microscopía óptica.
 - Microscopía electrónica de barrido.
- 3.- Procesamiento termomecánico. Que consiste en un laminado en caliente.
- 4.- Caracterización del material en condiciones de laminado.
- Microscopía óptica.
 - Análisis de imágenes por computadora.
- 5.- Pruebas Mecánicas.
- Ensayos de Dureza.
 - Ensayos de Tensión.
 - Ensayos de Fatiga.
- 6.- Análisis SEM de la superficie de fractura después del ensayo de fatiga y tensión.

3.2. FABRICACIÓN DEL ACERO.

En nuestro caso para el desarrollo del trabajo experimental el tipo de acero fabricado fue un acero de medio carbono colado en moldes metálicos.

3.2.1. OBTENCIÓN DE LOS ACEROS A PARTIR DE LINGOTES.

Cada uno de los 4 diferentes aceros fueron fabricados mediante un proceso típico de colada, durante el cual fueron desoxidados con Al y dos de ellos fueron tratados con tierras raras además se les adiciono diferentes cantidades de azufre. Para su fabricación se utilizo un horno de inducción (*figura 3.1*). La composición química de la materia prima utilizada se puede observar en la *tabla 3.1*.

Tabla 3.1. Composición química del metal base chatarra en forma de barras.

ELEMENTO	CONTENIDO (% en peso)
Hierro	99.9
Carbono	0.08
Silicio	0.10
Manganeso	0.30
Azufre	0.025
Fósforo	0.05



Figura 3.1. Horno de inducción.

Los 4 lingotes obtenidos se observan en la *figura 3.2*. Son lingotes rectangulares de 22.86 X 7.62 X 7.62 cm.



Figura 3.2. Lingotes obtenidos.

3.2.2. COMPOSICIÓN QUÍMICA.

El rango de composición química que presenta la mayoría aceros de medio contenido de carbono, al igual que el porcentaje deseado de cada elemento se presenta en la *tabla 3.1*.

Tabla 3.2. Rangos de composición química para aceros de medio carbono [3] y % deseado; acero 1045 según la norma SAE.

ELEMENTO	% EN PESO Acero medio carbono	% EN PESO SAE 1045 (deseado)
Carbono	0.20 a 0.55	0.43 a 0.50
Silicio	0.2 a 0.80	0.3 a 0.5
Manganeso	0.50 a 1.00	0.60 a 0.90
Azufre	0.05	0.05 max.
Fósforo	0.05	0.05 max.

3.2.3. MODIFICADORES DE INCLUSIONES.

Como elemento modificador de inclusiones se utilizó una aleación a base de elementos de tierras raras comúnmente conocida como "Mischmetal", con una composición química que se presenta en la *tabla 3.2*. La adición de las tierras raras se realizó en la olla en las últimas etapas de fabricación del acero, con el propósito de no perder la efectividad de estos elementos, ya que reaccionan fácilmente en presencia de oxígeno a altas temperaturas. Se empleó el método de la plancha, el cual consiste en encapsular el elemento y mediante una lanza se realiza el tratamiento en la olla de vaciado, manteniendo un movimiento con la lanza hasta que la reacción haya sido completada en el acero líquido.

Tabla 3.3. Composición química del Mischmetal.

ELEMENTO	% PESO
Tierras raras	96
Hierro	4

Y la composición típica de las tierras raras, se presenta en la *tabla 3.3*.

Tabla 3.4. Composición típica de las tierras raras ^[10].

ELEMENTO	% PESO
Cerio	45 – 51
Lantano	23 – 26
Neodimio	15 – 19
Praseodimio	4 – 6
Otros REM	1 - 2

Se adiciono las tierras raras a los últimos 2 lingotes para observar su efecto en las propiedades mecánicas del acero.

3.2.4. PREPARATIVOS DE FABRICACIÓN DEL ACERO.

Los preparativos previos a la práctica de fabricación del acero experimental, consisten en los siguientes aspectos: a) fabricación de los moldes, b) limpieza y pesaje de los materiales de carga y c) encapsulamiento de las Tierras Raras.

Fabricación de moldes.- Para la preparación de los moldes se utilizó solera de 7.62 X 0.635 cm, que se unieron con puntos de soldadura en cada uno de los extremo para tener mayor facilidad a la hora del desmoldado.

Limpieza y pesaje de los materiales de carga.- Los materiales de carga y especialmente la chatarra a utilizarse debe de ser minuciosamente limpiada, para eliminar óxidos superficiales, grasas o pinturas. A continuación los materiales fueron pesados en base a los cálculos realizados previamente. Puesto que la presentación de la chatarra es en forma de barra de aproximadamente 70 cm, estas deben de ser cortadas en trozos de 20 a 25 cm para facilitar su acomodo en el horno.

Encapsulamiento de las tierras raras.- Puesto que estos elementos son demasiados reactivos a la temperatura de adición en el baño metálico, hace que su adición sea difícil y con baja efectividad, por lo que se utilizó el denominado método de la plancha para su adición, el cual consiste básicamente en la introducción de esta aleación en un recipiente cerrado, el cual esta fabricado con acero estructural de bajo contenido de carbono, el espesor de la placa inferior del recipiente deberá ser de un

espesor menor con respecto al resto de las placas que forman la caja, lo cual permite una fusión más rápida que el resto del cuerpo del recipiente y permite que el agente modificador de inclusiones reaccione con el baño metálico.

3.2.5. PRACTICA DE FABRICACIÓN DEL ACERO.

La fabricación del acero de medio contenido de carbono experimental se llevó a cabo en un horno de inducción de 25 kg., del departamento de fundición del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas. El metal líquido fue vaciado en moldes de metal con dimensiones 22.86 X 7.62 X 7.62 cm y con un espesor de de placa de 0.635 cm. Como se ilustra en *la figura 3.3.*

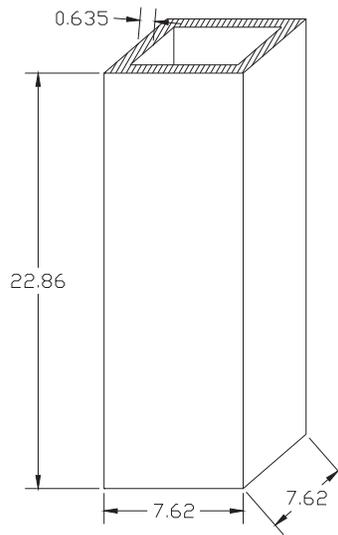


Figura 3.3. Geometría y Dimensiones del molde utilizado para la fabricación de los lingotes (cm).

3.3. ANÁLISIS QUÍMICO.

Se tomaron muestras de la parte inferior del lingote para cada uno de los materiales obtenidos, las cuales fueron preparadas y enviadas a la empresa Metaltest, Inc, para su análisis químico cuantitativo, esta es una empresa en el estado de Washington en E.U.A., la cual nos ha garantizado una alta confiabilidad en los resultados del análisis. Los resultados son mostrados en el capítulo siguiente. La *figura 3.4.*, se muestra las dimensiones de dichas muestras.

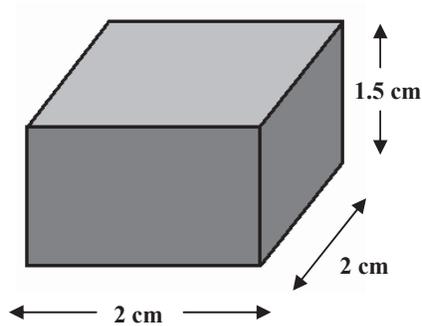


Figura 3.4. Dimensiones de las muestras utilizadas para análisis de composición química.

3.4. METALOGRAFÍA.

El objetivo de la caracterización metalográfica es clasificar todas las fases de la microestructura de un material de acuerdo a su forma, distribución y tamaño en colores contrastantes y en una representación geométrica real. De tal manera que el análisis metalográfico es actualmente una herramienta básica para el metalurgista [32]. Sin embargo para realizar un buen análisis metalográfico es de vital importancia la técnica de preparación de la probeta, la cual puede variar de acuerdo al equipo disponible.

La caracterización metalográfica se realizó tanto a nivel de colada como después del procesamiento termo-mecánico, y esto con el fin de observar el comportamiento de las inclusiones antes y después del proceso.

El procedimiento utilizado para la preparación de las probetas en este trabajo consistió en las siguientes etapas:

- Extracción de probetas
- Acondicionado
- Lijado
- Pulido
- Ataque

3.4.1. EXTRACCIÓN DE PROBETAS.- Es importante seleccionar el lugar de extracción de las probetas, ya que estas deben de ser lo más representativo posible y de partes equivalentes de los lingotes.

A cada lingote se le extrajo una probeta de la esquina, con la finalidad de hacer las comparaciones adecuadas, las dimensiones de las probetas fueron de 2 x 2 x 1.5 cm de altura y para microscopía electrónica de barrido de 1 x 1 x 1 cm.

3.4.2. MAQUINADO.- El acondicionamiento de las probetas consistió básicamente en una serie de operaciones de maquinado con el objetivo de preparar la superficie de las probetas, de tal forma que se obtuviese una superficie la lisa y horizontal posible (espesor constante de la probeta). Las operaciones de maquinado realizadas para este propósito fueron las siguientes: cepillado, fresado y rectificado.

3.4.3. LIJADO.- El lijado de las probetas fue realizado en forma manual, utilizando lijas de carburo de silicio. La operación de lijado se realiza sobre una superficie plana, utilizando agua como medio de enjuague y refrigerante, realizando movimientos en un solo sentido, cambiando la posición de la probeta 90° y cambiando la lija en el siguiente orden: 162, 58.5±2, 46.2±2, 35.0±1.5, 25.8±1, 15.3±1, 10.3±0.8 y 8.4±0.5 μ grits.

3.4.4. PULIDO.- Se utilizó un paño de nylon de 20 cm. de diámetro, pasta de diamante como abrasivo y alcohol. Se utilizó pasta de diamante como abrasivo de 6 y 1 micra. La maquina pulidora fue utilizada en el rango de 180 a 200 r.p.m. Una vez que no se observaron ralladuras, la probeta estaba pulida adecuadamente. Finalmente la probeta fue lavada con bastante alcohol rociado a presión sobre la superficie pulida y secada con aire.

3.4.5. ATAQUE.- Las probetas que se analizaron en el banco metalográfico no fueron atacadas ya que las inclusiones no-metálicas se observan mejor sin ataque. No siendo así cuando se prepararon para analizarse en el microscopio electrónico de Barrido, ya que para este propósito si fue necesario atacarlas con una solución de nital al 1%

durante un tiempo promedio de 2 minutos, con el objetivo de generar una microtopografía apta para obtener una buena imagen de diferentes contrastes principalmente para las fases presentes (ferrita y perlita) así como una mejor visualización de dichas inclusiones en el acero, después del ataque las probetas fueron lavadas cuidadosamente con bastante alcohol y finalmente limpiadas en una solución de acetona.

3.5. ANÁLISIS POR MICROSCOPIA ÓPTICA.

La microscopía óptica se realizó a muestras en condiciones de pulido. El equipo utilizado para este propósito consiste en un banco metalografía modelo Leinz, acoplado con un dispositivo para tomar fotografías, marca Kodak, resolución 5.1 Mega píxeles. Las probetas se analizaron a 800 aumentos donde se observó la forma de las inclusiones no-metálicas y su distribución; tanto a nivel colada como después del proceso termomecánico.

Después de haberse realizado el proceso termomecánico, se hizo un análisis metalográfico mediante la utilización de la microscopía óptica que fue desarrollado sobre especímenes en condiciones de pulido a espejo y en especímenes atacados con nital al 1%, para revelar su microestructura.

3.6. ANALISIS DE IMÁGENES POR COMPUTADORA.

Una vez que se obtuvieron las fotos por microscopio óptico, estas fueron sometidas a un proceso de análisis de imágenes mediante un software de computo llamado SigmaScan Pro versión 5.0.0 build number 3981, copyright© 1987-1999 SPSS Inc. Que cuenta con las herramientas necesarias para realizar las caracterizaciones morfológicas de las inclusiones sulfurosas con un alto grado de exactitud.

Este software ofrece la opción de poder calibrar las imágenes por medio de un patrón de comparación, obteniendo de esta manera una forma muy fácil de encontrar el área que ocupa cada una de las inclusiones observadas sobre la superficie y por consecuencia el área total que ocupan el conjunto de las inclusiones presentes en cada

una de las áreas barridas con el microscopio óptico. También se puede determinar el tamaño y forma aproximada de las inclusiones.

El procedimiento para realizar el análisis de las imágenes se resume en los siguientes pasos:

1. Se obtienen las fotografías a color, seleccionando zonas al azar, para el caso particular de nuestro trabajo se tomaron 40 fotos por probeta.
2. Se toma una foto del patrón a las mismas magnificaciones que las fotos que serán analizadas, y se procede a calibrar la imagen para cambiar las unidades de medida de píxeles a micras y así poder determinar el área ocupada por dichas inclusiones sobre la imagen.
3. La imagen que se tiene es a color, pero para poder tener un mejor contraste la imagen se transforma a escala grises.
4. Se selecciona los parámetros a calcular (área, longitud en eje mayor, longitud en eje menor, factor de forma, diámetro de feret entre otros).
5. Se procede a seleccionar o rellenar las inclusiones, tratando de rellenar toda el área.
6. después de haber rellenado todas las inclusiones, el software nos muestra los valores de los diferentes parámetros o variables seleccionadas, estos parámetros ya se presentan tabulados.

3.7. ANÁLISIS POR MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO.

Para este estudio se acondicionaron las muestras usadas para metalografía a dimensiones de 1 x 1 x 1 cm y bajo las condiciones de ataque citadas anteriormente. El microscopio electrónico de barrido usado fue un SEM modelo JSM 6400, marca JEOL, equipado con microanálisis EDS y WDS, con un alcance de 30000 magnificaciones, spot size de 10-2 a 10-5 amp. Y con resolución a 35 kV.

Se tomaron fotografías a varias ampliaciones para observar la forma tamaño y distribución de las inclusiones no metálicas, en una superficie de los aceros, para lo cual se usaron muestras tanto en condiciones de ataque como en condiciones de

fractura, se analizó la composición química de las inclusiones para conocer los elementos que las formaban, así como su distribución dentro de las mismas.

3.8. PROCESAMIENTO TERMOMECANICO.

Este proceso consistió en un laminado en caliente, donde los lingotes fueron cortados en piezas de un tamaño de 5.12 cm (2 pulgadas), y fueron calentadas en un horno, a una temperatura de 1000 °C. Podemos observar en el diagramas de la *figura 3.5* las fases presentes, que para esta temperatura es una sola fase o fase madre, en este caso austenita. Estas piezas se mantuvieron a 1000 °C por 2 horas para su homogenización ya que la norma marca 1 hora por pulgada de espesor. Se procedió al laminado de las piezas mediante una laminadora, de dos rodillos y se dejaron enfriar al aire, este procedimiento se realizo bajo las mismas condiciones para todas las piezas obtenidas de los aceros. El ciclo de tratamiento termo-mecánico se muestra en la *figura 3.6*.

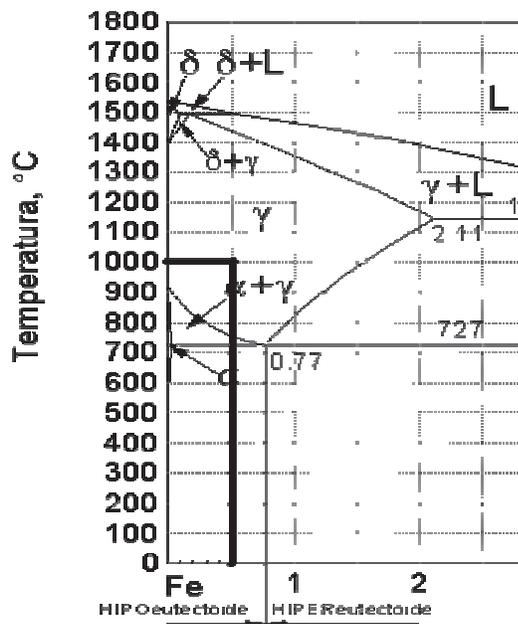


Figura 3.5. Diagrama hierro carbono en equilibrio. A 1000 °C se encuentra 100% austenita.

El proceso de inicio y final del laminado de los lingotes se muestran en la **figura 3.6**. En la **figura 3.7** se puede observar las dimensiones iniciales y finales de los lingotes.

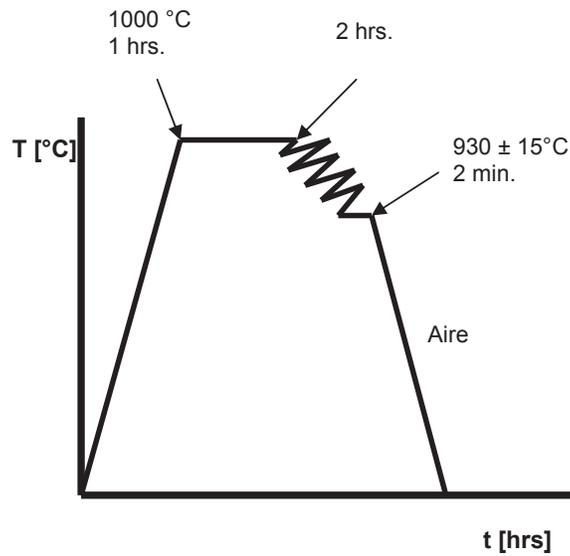


Figura 3.6. Ciclo del tratamiento térmico realizado a los aceros estudiados.

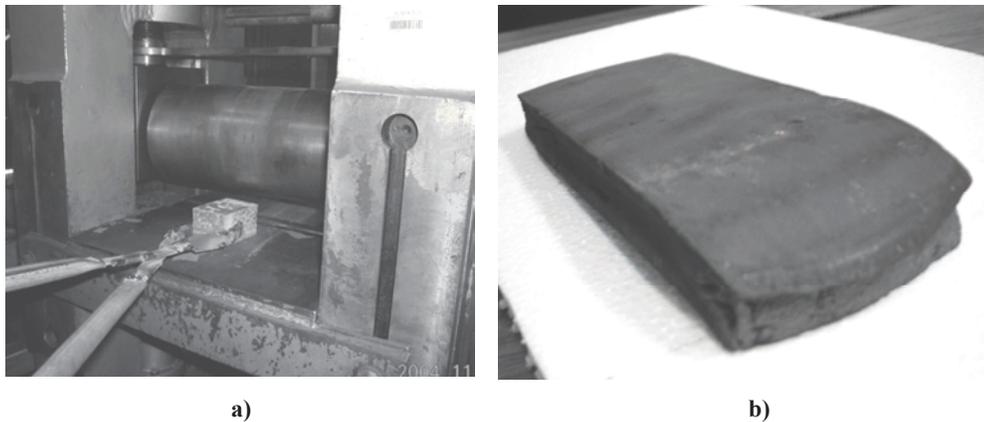


Figura 3.7. a) Lingotes en proceso de laminado, el espesor promedio inicial 5.12 ± 0.46 cm. b) Lingotes ya laminados, el espesor promedio final 1.64 ± 0.1 cm.

3.9. ENSAYO DE TENSIÓN.

El ensayo de tensión consiste en someter una muestra de dimensiones específicas a una determinada carga de tracción hasta que esta rompe. Las propiedades del material se definen con la medición y procesamiento de los resultados de dicho ensayo. En el ensayo de tensión se determinan básicamente dos propiedades: de resistencia y ductilidad.

3.9.1. PREPARACIÓN DE PROBETAS.

Las etapas de preparación de las probetas para el ensayo de tensión se resumen a continuación:

Extracción de las probetas.- En esta investigación y para todas las composiciones, se obtuvieron barras de 1.5 cm de espesor. Los cortes para la extracción de las barras se realizaron con segueta mecánica con refrigerante.

Maquinado de las probetas.- El proceso de maquinado consistió básicamente en:

- Formado de centros
- Torneado de desbaste
- Torneado final
- Formado de radios
- Pulido

De tal forma que la geometría y dimensiones de las probetas se realizaron según la norma ASTM 370, tal como se muestra en la *figura 3.8*, y *tabla 3.3*. Se fabricaron 2 probetas por cada acero.

3.9.2. DESARROLLO DE LA PRUEBA DE TENSIÓN.

El ensayo se realizó en una máquina de tensión que se encuentra en Celaya Guanajuato, en la empresa Deacero; la máquina proporciona automáticamente los siguientes datos: gráfica de carga-alargamiento, resistencia máxima a la tensión y esfuerzo a la cedencia. Una vez ejecutados los ensayos, fueron medidas las partes de

las probetas en cuanto a longitud en la zona de prueba, registrándose las longitudes finales y obteniéndose las propiedades de ductilidad en por ciento de alargamiento.

Tabla 3.5. Dimensiones de la probeta para el ensayo de tensión acorde con ASTM A370 [40].

Dimensiones	Para especímenes de tamaño pequeño proporcional al estándar. Alrededor de 0.250 in.	Para especímenes de tamaño pequeño proporcional al estándar. Alrededor de 0.635 cm
G , Long del calibrador	1.000±0.005	2.54±0.0127
D , diámetro	0.250±0.005	0.635±0.0127
R , radio del filete.	3/16 min.	0.476 min.
A , Long de la sección reducida.	1 ¼ min.	3.175 min.
L , Long. total	5 ½ aprox.	13.97 aprox.
B , Long. De la sección final	¾ aprox.	1.905 aprox.
C , Diámetro de la sección final	0.359 min.	0.913 min.

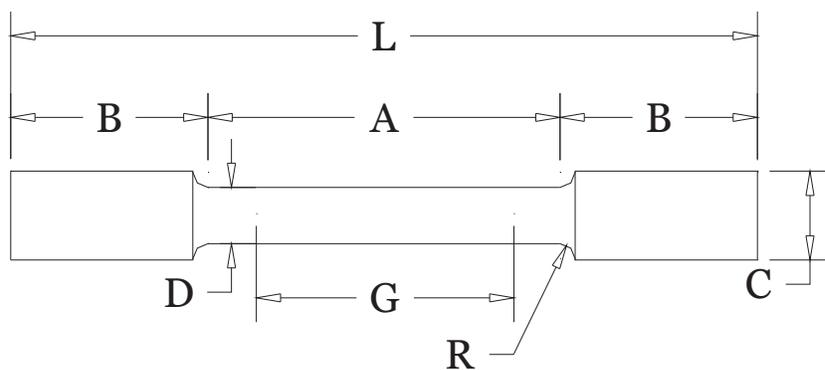


Figura 3.8. Forma de la probeta para el ensayo de tensión acorde con ASTM A370 [40].

3.10. DUREZA.

La dureza es la resistencia del metal a la deformación plástica generalmente por indentación. Sin embargo el término también puede referirse a rigidez o temple o a la resistencia al rayado la abrasión o el corte. La dureza a la indentación puede medirse por varias pruebas de dureza, como Brinell, Rockwell o microdureza.

Para nuestro caso se realizaron muestreos de dureza Rocwell B, después de haber realizado el tratamiento termo-mecánico, dichos muestreos se realizaron en un durómetro con escala Rocwell B que es la más empleada comúnmente (marcador de bola de 1/16 de pulgada y 100 kg de carga) [3].

Este tipo de ensayo consiste en aplicar y comprimir progresivamente sobre la probeta, bajo la acción de una carga estática conocida, un penetrador con geometría determinada. La probeta se coloca sobre una plataforma rígida, y la aplicación de la carga se realiza directamente sobre la superficie de la probeta.

3.10.1. PREPARACIÓN DE PROBETAS.

Para este ensayo se utilizaron básicamente las mismas probetas que se fabricaron para microscopía electrónica de barrido, las cuales se reúnen las características ya mencionadas anteriormente.

3.11. ENSAYO DE FATIGA.

En la *figura 3.9* se puede observar un esquema de la maquina de fatiga que se utilizó para llevar acabo las pruebas. Es una máquina de flexión alternada R. R. Moore, que consta de un motor eléctrico de velocidad variable y es controlado por un regulador de velocidad, el movimiento rotatorio del motor es transmitido hacia dos mordazas que sujetan las probetas, estas probetas estas sujetas a una carga que se fija mediante un dispositivo de pesas, que se encarga de transmitir la carga hacia el centro del espécimen. Cuando la probeta rompe hay un dispositivo de apagado automático que detiene el motor, y el número de ciclos es registrado por un tacómetro.

En la *figura 3.10* se muestra las probetas que se utilizan para esta máquina, las

cueles deben estar pulidas a espejo y tener un diámetro especificado para esta maquina, también se muestra la máquina que se utilizo para llevar acabo las pruebas de fatiga.

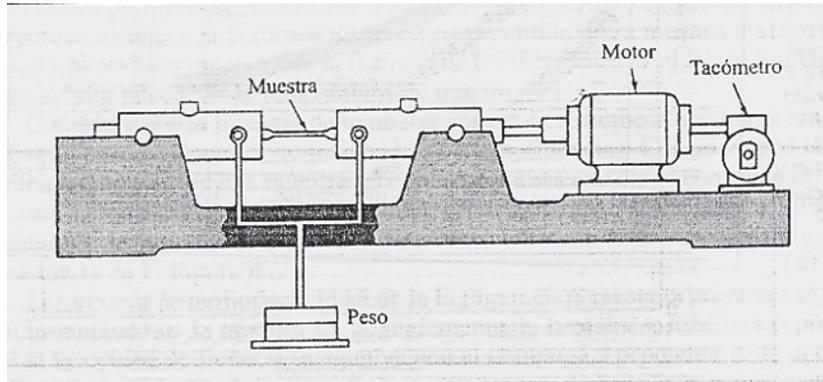


Figura 3.9. Esquema de una máquina de fatiga de flexión alternada de R. R. Moore.

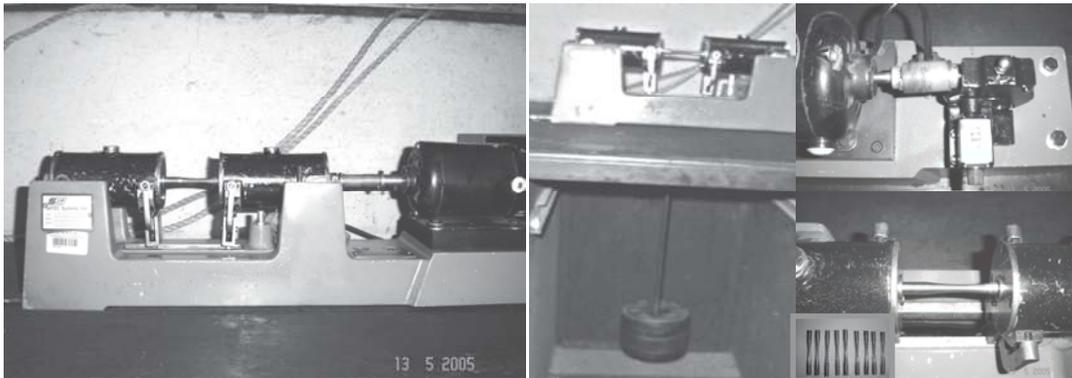


Figura 3.10. Máquina de fatiga de flexión alternada de R. R. Moore utilizada para llevar acabo las pruebas de fatiga y las probetas utilizadas.

3.11.1 PROBETAS DE FATIGA.

Las probetas utilizadas en el ensayo de fatiga ya estas especificada para este tipo de maquina, y su elaboración es complicada, debido al curvatura del centro, que se realizo mediante un dispositivo especial. Su forma y dimensiones se muestran en la *figura 3.11*.

Para cada uno de los aceros obtenidos, se fabricaron 9 probetas, dando un total de 36 probetas. Cabe mencionar que los tiempos de prueba son bastante largos, tardando hasta 4 días para aquellas probetas que soportaron más ciclos (10^7 ciclos). Ya obtenido los resultados se grafican obteniendo una grafica esfuerzo – ciclos, que se presentara mas adelante en el próximo capítulo.

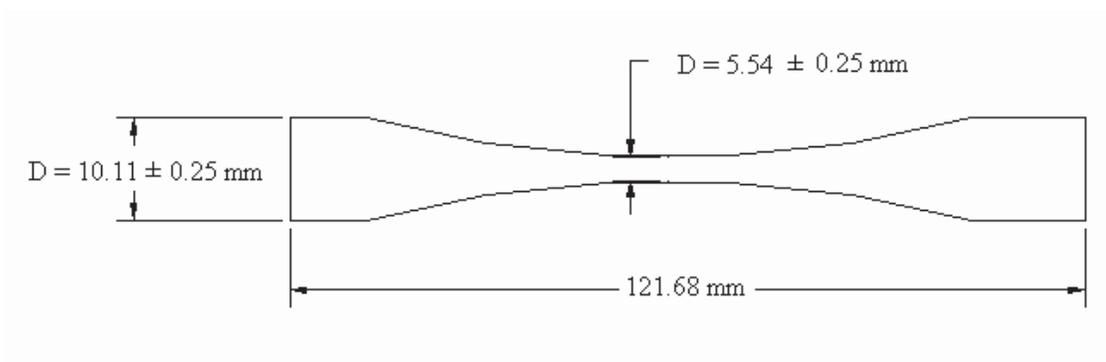


Figura 3.11. Forma y dimensiones de las probetas utilizadas para la prueba de fatiga [41].

Para realizar esta prueba, primero se mide el radio interno de la probeta que se utilizara para calcular el peso, que proporcionara el esfuerzo al que se quiere someter el espécimen; esto se realiza mediante factores que ya se encuentran tabulados (apéndice). Ya encontrado estos valores, la probeta se monta en la máquina, se adiciona el peso calculado y se pone en funcionamiento con el tacómetro en ceros, para cuando falle poder contabilizar los ciclos de aguante. No es necesario estar presente durante la prueba ya que esta máquina cuenta con un dispositivo de apagado automático al momento de la falla de la probeta.

CAPITULO IV RESULTADOS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

4.1. COMPOSICION QUIMICA.

Los resultados obtenidos de la composición química de los aceros experimentales se muestran en la **tabla 4.1**.

Tabla 4.1. Composición química de los aceros experimentales.

ELEMENTOS % peso	ACEROS			
	1 ^a . 0.023 %S	2 ^a . 0.045 %S	3 ^a . 0.01 %TR+0.05 %S	4 ^a . 0.01 %TR+0.065 %S
C	0.5	0.45	0.535	0.511
Mn	0.811	0.775	1.154	1.065
S	0.023	0.045	0.05	0.065
P	0.015	0.014	0.021	0.018
Si	0.289	0.326	0.322	0.326
Al	0.126	0.133	0.041	0.053
Cr	0.019	0.017	0.020	0.019
Mo	0.046	0.045	0.047	0.046
V	0.015	0.015	0.018	0.017
Ti	0.003	0.003	0.002	0.002

Estos aceros cumplen con los estándares establecidos por las especificaciones de un acero SAE 1045 los cuales tienen una amplia aplicación comercial. Cabe mencionar que los aceros con 0.05 y 0.065 %S, se les adiciono 0.01% de tierras raras como modificador de inclusiones.

A partir de la **tabla 4.1** se puede dar cuenta que los niveles de azufre y manganeso son suficientes para formar MnS y evitar la formación de FeS, esto debido a que la industria de la fundición se tiene la experiencia de que para que se lleve acabo la formación de MnS y no el FeS se debe cumplir con la relación $(\%Mn) / (\%S) > 4$ [10].

Los contenidos de azufre se incrementaron en 0.023%, 0.045%, 0.05% y 0.065% para los aceros 1^a, 2^a, 3^a y 4^a, respectivamente, y esto se realizo con la finalidad de observar el efecto del azufre en las propiedades mecánicas de los aceros;

en especial la propiedad de fatiga.

El manganeso se encuentra en porcentajes un poco fuera del especificado en la norma, pero es muy poca la diferencia que no tiene efectos significativos en las propiedades de estos aceros; debido a que el manganeso solo cuando sus contenidos exceden el 0.80% contribuyen marcadamente a la resistencia y a la dureza del acero [3, 10].

La cantidad de carbono para los aceros 1^a y 2^a se encuentran dentro de los rangos específicos para este tipo de acero y solo hay una pequeña variación de carbono en los aceros 3^a y 4^a, pero es muy pequeño la variación de 0.011 y 0.035 que se considera que estos aceros son semejantes; además las condiciones de fabricación y las velocidades de enfriamiento fueron las mismas para todos los aceros, obteniendo de esta manera cantidades de la fase ferrita y perlita similares, como se vera mas adelante.

En la tabla anterior como se puede observar, los valores de los elementos base de cada uno de los diferentes aceros se mantienen relativamente constantes y que están dentro de los límites permitidos, los únicos elementos que presentan variación en su adición son aquellos elementos de aleación que previamente se habían seleccionado para estudiar su efecto en particular sobre estos aceros.

En base a lo dicho anteriormente, podemos estudiar los efectos que produce la adición de diferentes contenidos de azufre en los aceros, en la cantidad y tipo de inclusión presentes; y además se podrá evaluar el comportamiento del material bajo condiciones de fatiga para establecer una relación directa entre el contenido de inclusiones, forma y distribución con la resistencia a la fatiga del acero.

4.2. CARACTERIZACION DEL MATERIAL EN CONDICIONES DE COLADA.

4.2.1. MICROSCOPIA OPTICA.

Las foto micrografías obtenidas de las muestras en condiciones de pulido,

analizadas mediante microscopía óptica, revelan a primera vista que los aceros 0.023 y 0.045 %S presentan inclusiones tanto de tipo II, como de tipo III en diferentes cantidades, ver *figuras 4.1 y 4.2*, respectivamente; los aceros 0.01 %TR + 0.05 %S y 0.01 %TR + 0.065 %S presentan inclusiones de tipo I, y esto debido al tratamiento que se les realizó con tierras raras, ver *figura 4.3*. La identificación de las inclusiones se realizó en base a la forma característica de los diferentes tipos de inclusiones.

Así pues se encontró que están presentes básicamente los tres tipos de inclusiones de sulfuro de manganeso tipo I, inclusiones de sulfuro de manganeso tipo II y sulfuros de manganeso tipo III. Los sulfuros de manganeso del tipo II son fácilmente reconocidas por su morfología en forma alargada, como se observa en la *figura 4.1*.

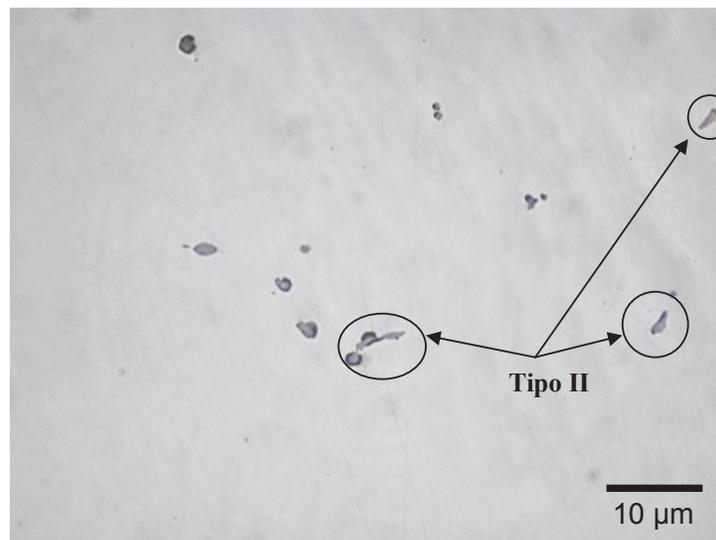


Figura 4.1. Inclusiones tipo II en forma de cadena, en condiciones de pulido; tamaño de inclusión longitudinal 2.82 – 5.78 µm.

Por otra parte los sulfuros de manganeso de tipo III, su forma es ahora poligonal regular e irregular, ver *figura 4.2*.

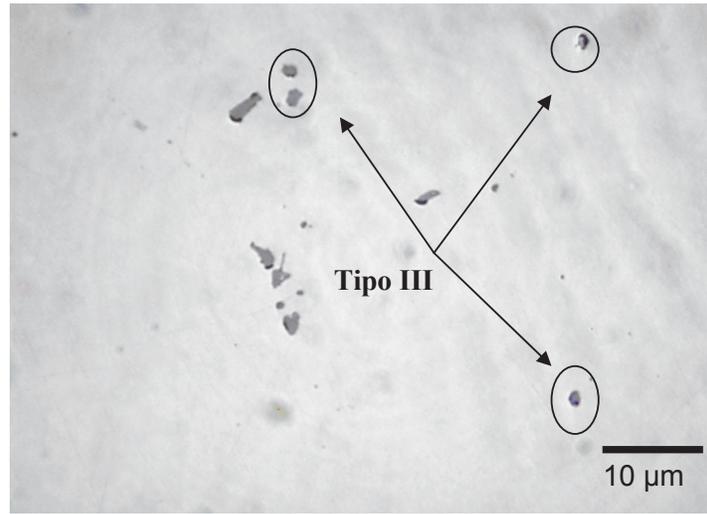


Figura 4.2. Inclusiones tipo III de formas poligonales regulares e irregulares, en condiciones de pulido; tamaño de inclusión 1.57 – 1.93 μm.

El tipo I de inclusiones de sulfuro de manganeso tienen forma globular, ver *figura 4.3*.

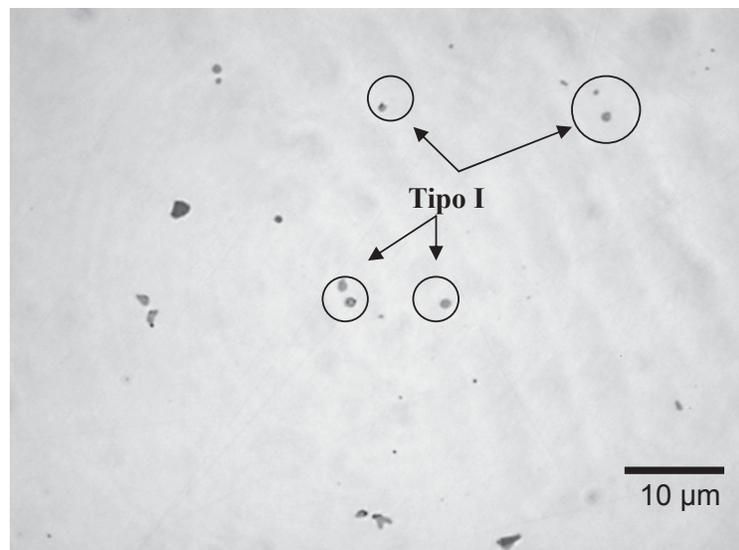


Figura 4.3. Inclusiones tipo I de formas globular, en condiciones de pulido; tamaño de inclusión 0.5 – 1.0 μm.

De la observación de las *figuras 4.1, 4.2 y 4.3* es claro que mediante la utilización de especímenes en condiciones de pulido, es muy difícil la identificación de las

inclusiones debido a la falta de contraste de las inclusiones con las demás fases presentes.

Sin embargo, se puede observar las diferentes morfologías presentes y sus tamaños aproximados en cada una de las figuras. Este estudio se realizó solo con la finalidad de observar la forma y tamaño de las inclusiones presentes en cada uno de los aceros estudiados.

4.2.2. MICROSCOPIA ELECTRONICA DE BARRIDO.

La microscopia electrónica de barrido se utilizó, con la finalidad de corroborar la presencia de las diferentes inclusiones presentes en los aceros, en muestras fracturadas.

Se comprobó la composición química de los diferentes tipos de inclusiones, mediante análisis puntual EDS (Espectro de energía dispersada) que es un análisis cualitativo.

En la *figura 4.4*, se puede observar inclusiones tipo III, que tienen forma poligonal regulares e irregulares, sobre una superficie de fractura; con un tamaño de inclusión de 1.84 μm siendo un tamaño aceptable, ya que en la literatura se manejan tamaños de 7 μm [16]. El mecanismo de formación de este tipo de inclusión se presenta cuando ciertos elementos de aleación (Al, Mn, Ce, Ca, etc) incrementan el coeficiente de actividad del azufre y por tanto disminuye su solubilidad en el acero, lo que promueve la precipitación de estas inclusiones en las primeras etapas de la solidificación. Su apariencia es de partículas angulares con forma poligonal, estas inclusiones generalmente son monofásicas, pero en ciertos casos se ha encontrado estructuras con mezclas de Al_2S_3 y MnS, el efecto sobre las propiedades mecánicas del acero es similar al que presentan las inclusiones del tipo I. En el EDS de la *figura 4.5* tomado de la inclusión de la *figura 4.4*, se puede observar los altos niveles de azufre y manganeso que contienen estas inclusiones, por lo que se puede asegurar que su composición química de estas es de MnS, y esto concuerda con espectros presentados en otras literaturas analizadas [34].

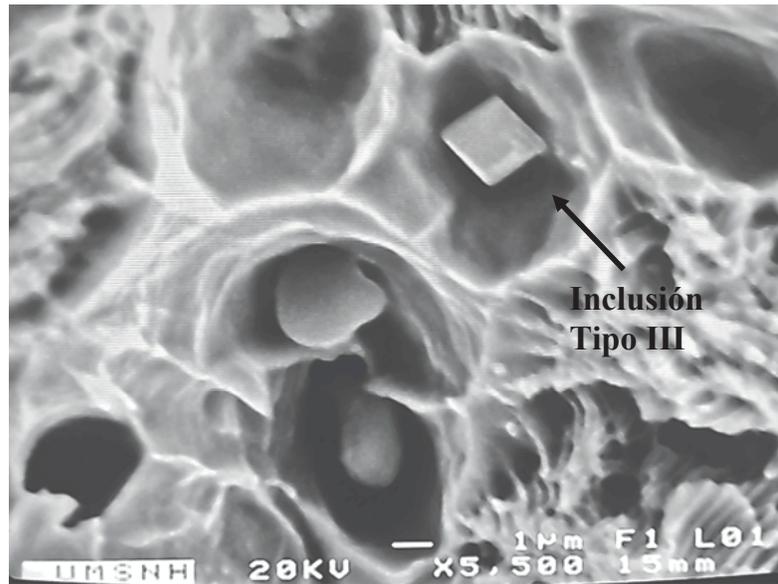


Figura 4.4. Imagen de MEB en una zona de fractura, mostrando inclusiones tipo III, tamaño de la inclusión 1.84 µm.

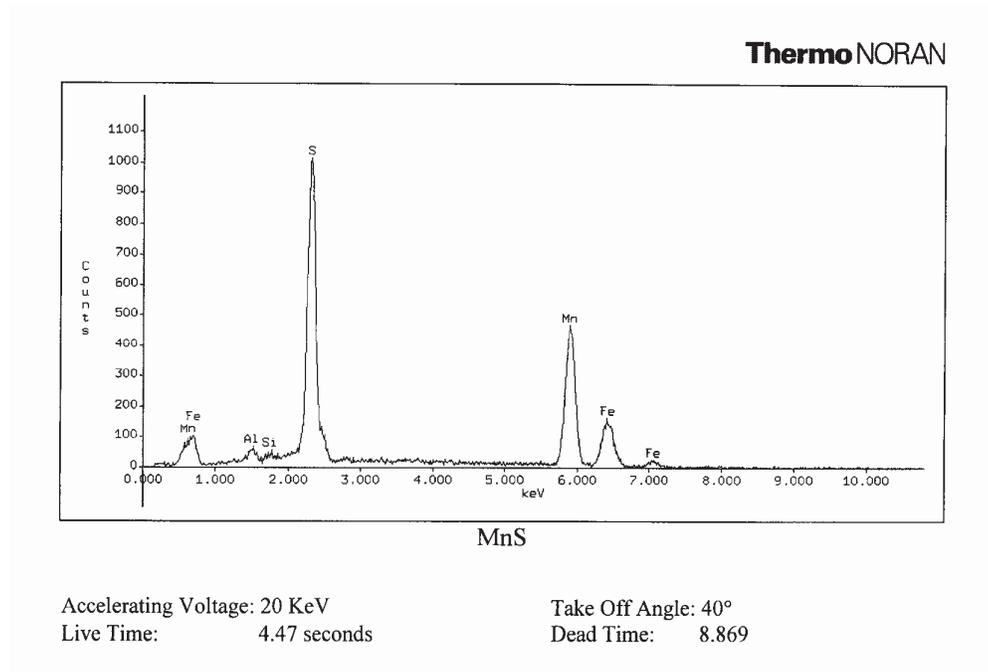


Figura 4.5. Espectro de energía dispersada (EDS), realizado a las Inclusiones tipo III correspondientes a las figura 4.4.

Por lo anterior se puede decir que la morfología pertenece al Tipo III y se demuestra la presencia de S y Mn y otros elementos, pero por otros espectros analizados en la literatura se sabe que su composición química es MnS, donde estas inclusiones no afectan gravemente las propiedades mecánicas del aceros [34].

El tipo II de inclusiones que tienen forma alargada, sobre una superficie de fractura; con un tamaño longitudinal de inclusión de 6.65 μm , teniendo tamaños mayor que las del tipo III (ver *figura 4.6*), en algunos artículos se reportan tamaños de 15 μm para este tipo de inclusión [16]. El mecanismo de formación de este tipo de inclusiones se debe a la adición de pequeñas cantidades de aluminio (0.02 a 0.05%), que cambia drásticamente la apariencia de las inclusiones; hay una disminución en la cantidad de inclusiones o incluso pueden desaparecer, también se reduce el contenido de oxígeno en el acero líquido, disminuyendo con esto la insolubilidad del azufre en el acero y precipitando así en la última etapa del proceso de solidificación del metal, apareciendo en los límites de grano con apariencia fina, delgada, generalmente formando cadenas o redes y un modo de solidificación del tipo eutéctico. El EDS aplicado a este tipo de inclusiones (ver *figura 4.7*), muestra altos niveles de azufre y manganeso, asegurando que la composición química de estas inclusiones es MnS, y es sustentado con los espectros presentados en otros artículos publicados [34]. Se Concluye que la morfología de las inclusiones pertenece al Tipo II y su composición química es MnS, donde estas inclusiones son las que más afectan las propiedades mecánicas del acero en especial las de fatiga [17]. Estas inclusiones que tienen forma de películas finas, se sitúan en los límites de grano, provocando un debilitamiento de los enlaces entre los granos, en particular, con el aumento de la temperatura (fragilidad al rojo).

Gran peligro también representan las inclusiones que tienen caras agudas, debido a que son lugares de concentración de las tensiones en el metal y fuente donde se origina el proceso de fractura (ver *figura 4.8*).

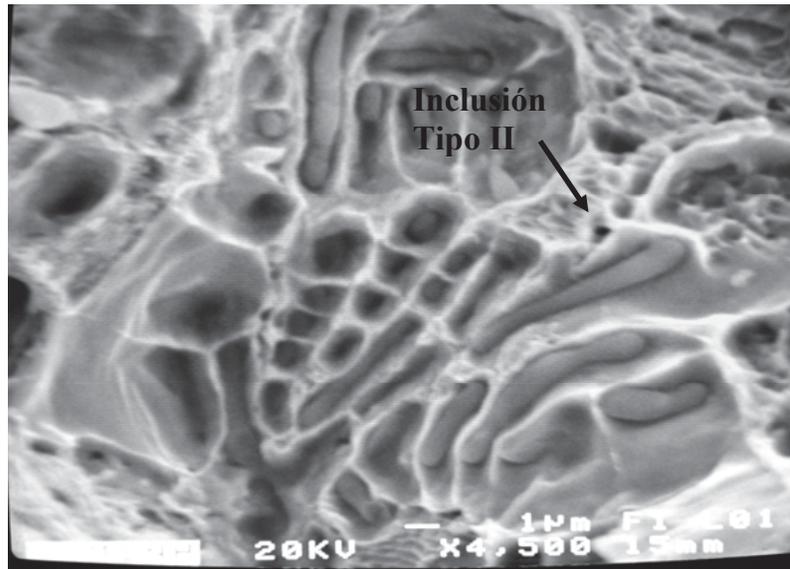


Figura 4.6. Imagen de MEB en una zona de fractura, mostrando inclusiones tipo II, tamaño de la inclusión longitudinal 6.65 µm.

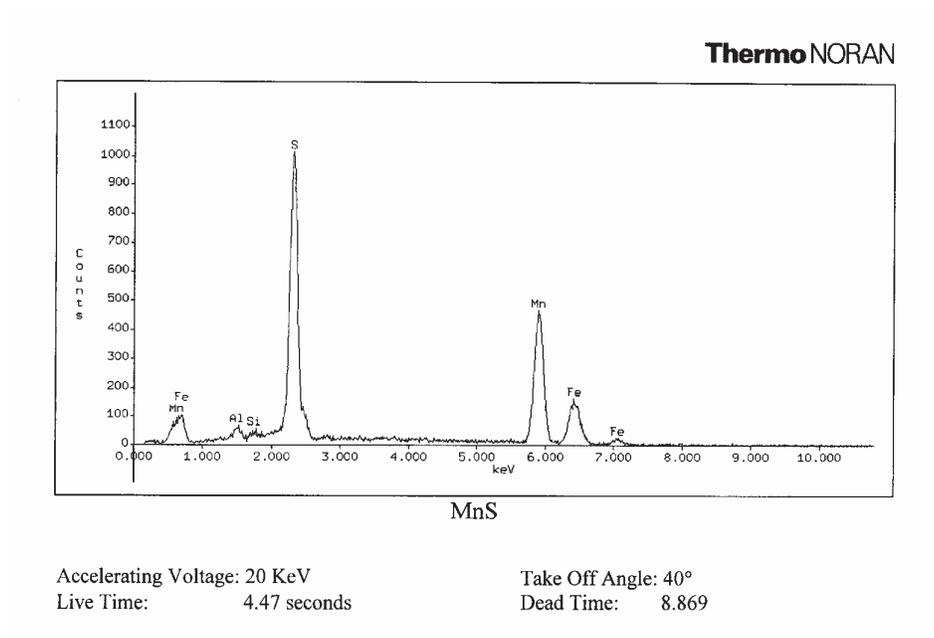


Figura 4.7. Espectro de energía dispersada (EDS), realizado a las Inclusiones tipo II correspondientes a las figura 4.6.

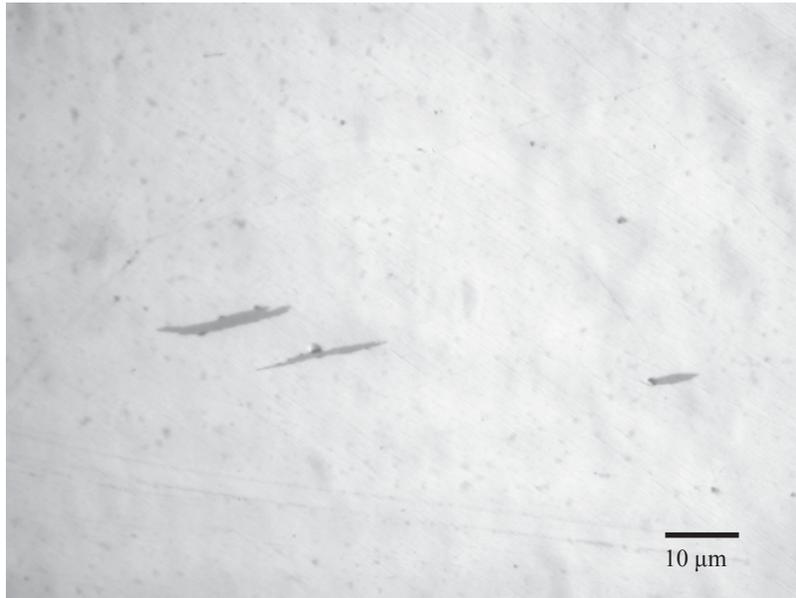


Figura 4.8. Imagen del acero 2^a (0.045 %S) que muestra inclusiones con puntas muy agudas en una zona lisa.

En la *figura 4.9*, se puede observar inclusiones tipo I, que tienen forma globular, sobre una superficie de fractura; con un tamaño de 1.35 μm, siendo un tamaño aceptable y menor que las del tipo II y III, este tamaño es aceptable ya que en la literatura se maneja un tamaño crítico de 10 μm, para este tipo de inclusiones [16]. La combinación de ciertos elementos de aleación con el azufre, como Al, Ce, y Ca producen una baja solubilidad de estos constituyentes en el acero líquido, los cuales comienzan a precipitar durante la primera etapa de solidificación, dando una distribución de partículas más o menos al azar, son principalmente de forma esférica, debido a que tienen un libre crecimiento en el acero líquido. La baja solubilidad es atribuida al alto contenido de oxígeno en el acero, generalmente precipitan en forma de oxisulfuros, los cuales tienen baja plasticidad. Sims y Dhale [7] designaron estas inclusiones como del tipo I, y son las que menos afectan las propiedades mecánicas de los aceros. El EDS aplicado a estas inclusiones (ver *figura 4.10*), muestra altos niveles de azufre, aluminio, cerio, hierro y manganeso, por lo que se puede asegurar que la forma de esta inclusión ya está controlada por las tierras raras debido a la presencia del elemento tales como el cerio [36].

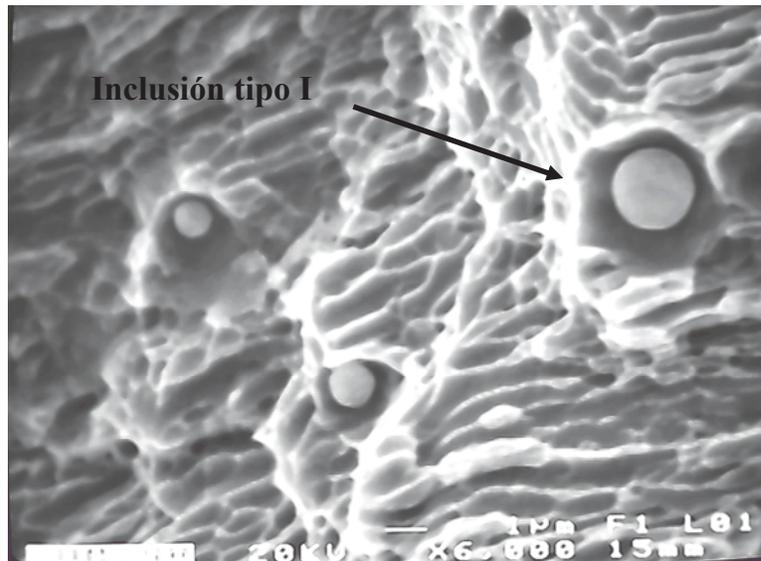


Figura 4.9. Imagen de MEB en una zona de fractura, mostrando inclusiones tipo I, tamaño de la inclusión D = 1.346 μm .

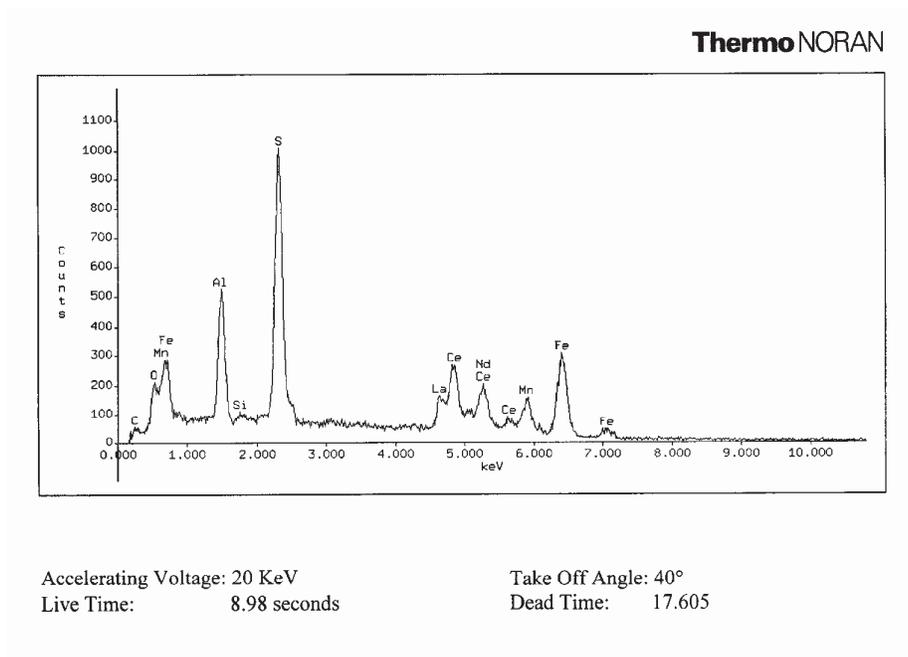


Figura 4.10. Espectro de energía dispersada (EDS), realizado a las Inclusiones tipo I correspondiente a la figuras 4.9.

Por lo tanto estas inclusiones pertenecen a una morfología del Tipo I, donde estas inclusiones son las que menos afectan las propiedades mecánicas del acero y las que mejor se prefieren [27]. La temperatura de fusión de estos sulfuros de RE alcanza unos 2000 °C y no se disponen en los límites grano, sino son centros de cristalización y se sitúan en el centro del grano [31], como consecuencia su acción negativa sobre las propiedades del acero se reduce al mínimo.

4.3. PROCESAMIENTO TERMOMECAICO.

Este proceso termomecánico consistió en un laminado en caliente, como ya se explico en el capítulo anterior. Los resultados obtenidos son los siguientes:

1. El espesor inicial de los lingotes fue de 5.12 ± 0.46 cm y su espesor final de los lingotes fue de 1.64 ± 0.1 cm.
2. Se obtuvo una reducción promedio de espesor de los lingotes de un 68%.
3. El enfriamiento se llevo a cabo al aire, hasta temperatura ambiente.

Como se pudo observar en los resultados obtenidos anteriormente, tanto los espesores finales como la temperatura después del laminado no tiene gran diferencia; por lo que se puede decir que este proceso se realizó bajo las mismas condiciones para cada una de las piezas laminadas, de esta manera se asegura que la diferencia en las propiedades mecánicas, sea atribuida específicamente a la cantidad, tamaño y forma de las inclusiones en el acero. Es importante la circunstancia de que las inclusiones con alto punto de fusión finas de tierras raras que nadan más o menos uniformemente en el metal líquido, durante la solidificación del lingote o de la pieza fundida se transforman en centros de cristalización debido a esto se obtiene un metal denso de estructuras macrocristalinas y de propiedades un poco más similares en todas las direcciones de la laminación del lingote [31]. El laminado en caliente a lingotes, barras y laminas origina la eliminación de la burda estructura originada por la fundición mediante la recristalización dinámica del acero durante la condición de austenita y la reducción gradual de inhomogeneidades de composición causadas por la

segregación durante la colada; además las inclusiones no metálicas inevitables, como los óxidos, silicatos y sulfuros son rotas, algunas deformadas y distribuidas a través del acero en una forma mas uniforme.

4.3.1. MICROSCOPIA ÓPTICA.

Las micrografías obtenidas de las muestras en condiciones de pulido, analizadas mediante microscopia óptica (*figura 4.11*), revelan a primera vista que las inclusiones se deformaron plásticamente en dirección del laminado, comportándose dentro del material como pequeñas micro-grietas, que disminuyen considerablemente las propiedades del acero en especial las propiedades de fatiga y fractura [10].

Este tipo de inclusiones suaves que se deforman fácilmente con la matriz, son las que más daño causa a las propiedades de ductilidad, dureza y fatiga de los aceros; por lo que se diseñan técnicas de modificación de inclusiones para remplazar las inclusiones del tipo II a Tipo I o III [17].

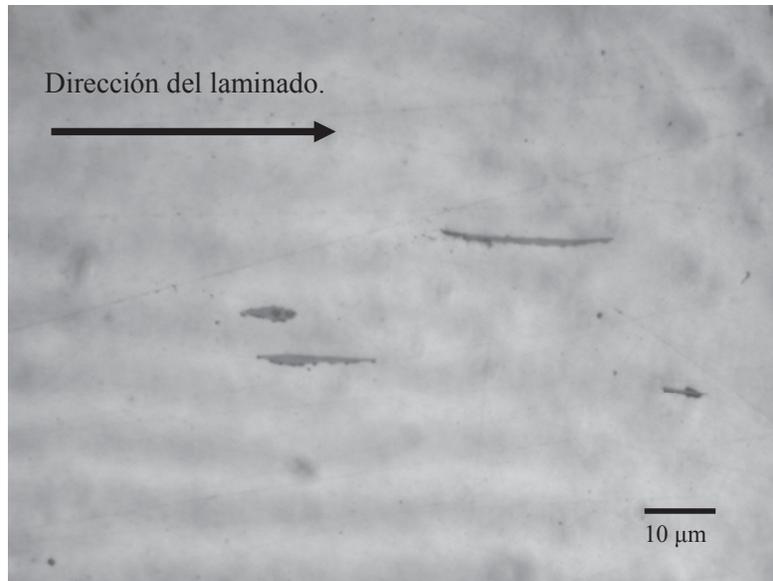


Figura 4.11. Micrografía del acero con 0.045 %S después del laminado, donde se observan inclusiones deformadas plásticamente en dirección del laminado.

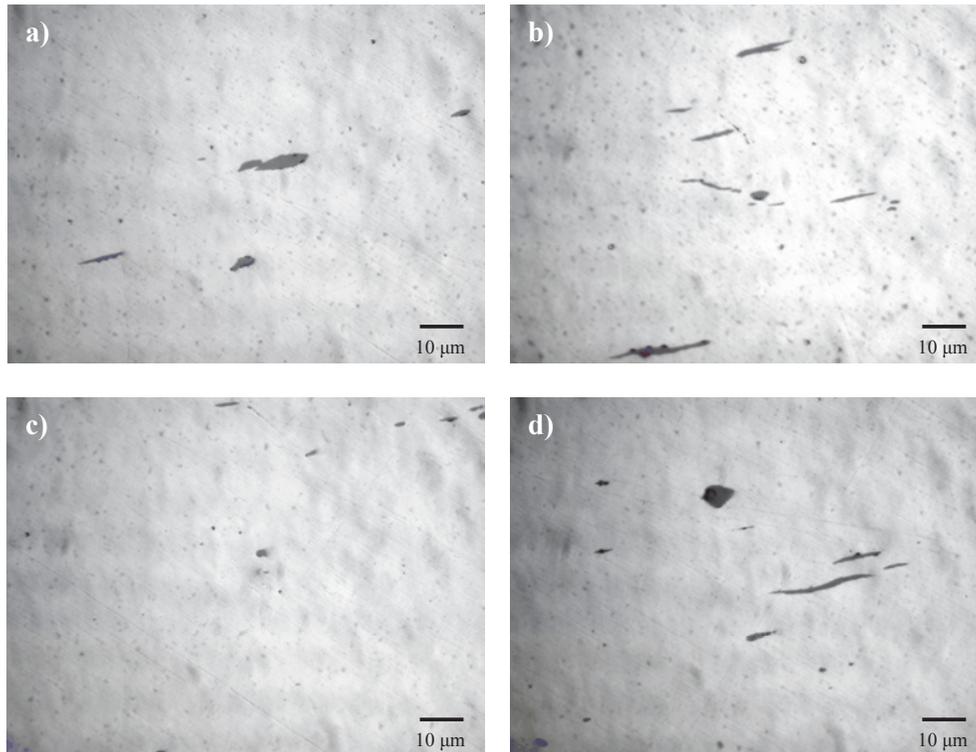


Figura 4.12. Micrografías de los aceros analizados después del laminado; a) acero 1^a (0.023 %S), b) acero 2^a (0.045 %S), c) acero 3^a (0.05 %S + 0.01 %TR) y d) acero 4^a (0.065 %S + 0.01 %TR).

Durante la laminación o forja hay variaciones considerables en la forma de la inclusión, y en sus dimensiones; algunas de estas inclusiones durante el tratamiento termomecánico se trituran y forman una cadena situada en el eje de laminación, otras se estiran, terceras no cambian sus dimensiones, etc [31]. En los diferentes aceros estudiados se puede observar que la mayoría de las inclusiones se estiraron en dirección del laminado (*ver figura 4.12 A, B y D*), y otras no sufrieron cambios significantes en su forma y tamaño (*ver figura 4.12 C*).

4.3.1.1. VOLUMEN DE FERRITA Y PERLITA.

Se realizó un análisis de imagen a los diferentes aceros estudiados, para obtener su porcentaje en volumen de las fases presentes en cada uno de ellos mediante el programa SigmaScan Pro 5 y los resultados obtenidos se muestran en la *tabla 4.2*.

Tabla 4.2. Cantidad de fases presentes en los aceros.

ACERO	% PERLITA	% FERRITA
1 ^a (0.023 %S)	78.4 ± 0.40	21.6 ± 0.40
2 ^a (0.045 %S)	79.8 ± 0.36	20.2 ± 0.36
3 ^a (0.05 %S + 0.01 %TR)	81.2 ± 0.38	18.8 ± 0.38
4 ^a (0.065 %S + 0.01 %TR)	80.2 ± 0.34	19.8 ± 0.34

Estos resultados muestran que en las cantidades de perlita y ferrita no hay variaciones considerables, por lo tanto se considera que los aceros son iguales y que sus durezas también serán muy parecidas como se observara mas adelante.

En la **figura 4.13**, se observa una de las muestras que fue atacada con nital al 1%, para revelar su microestructura; el promedio de las fases presentes de todos los aceros estudiados es de 79.9% de perlita y 20.1 de ferrita. También se midió el tamaño de grano ferrítico mediante el analizador de imágenes, encontrando un tamaño de grano de la ferrita 7.9, 8.6, 8.8 y 8.3 μm para los aceros 1^a, 2^a, 3^a y 4^a respectivamente (ver **figura 4.14**); El tamaño promedio de grano para los acero es de 8.4 μm , en algunas artículos se manejan tamaños de grano de hasta 20 μm , con una reducción de área de 18.6% [17]. El tamaño de grano de los aceros estudiados es más fino y esto mejora las propiedades de fractura.

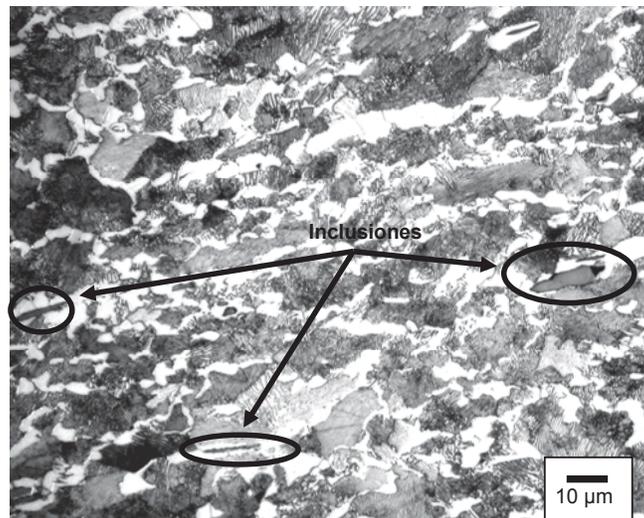


Figura 4.13. Micrografía del acero 2^a después del laminado, atacado con nital al 1% donde se observa una microestructura perlítica y la presencia de algunas inclusiones.

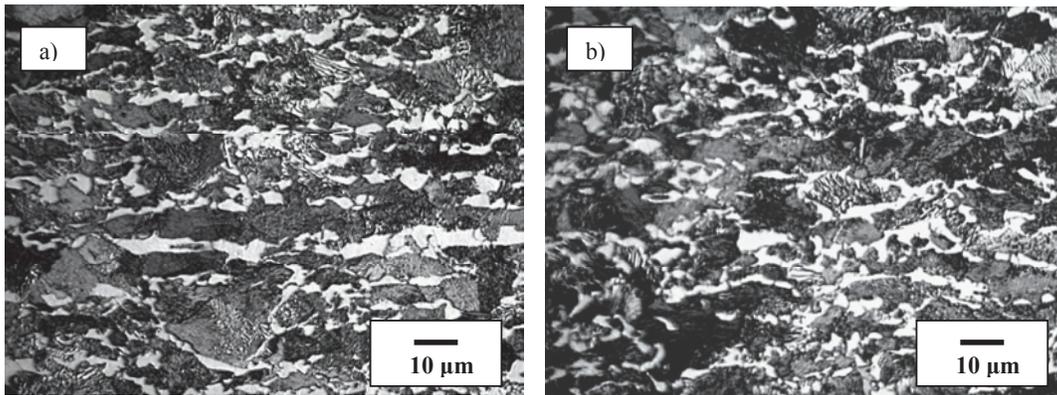


Figura 4.14. Algunas de las micrografía utilizadas para medir el tamaño de grano ferrítico. a) Acero 1^a (0.023 %S) y b) acero 3^a (0.05 %S + 0.01 %TR).

4.3.2. ANÁLISIS DE IMÁGENES POR COMPUTADORA.

Para la caracterización de las inclusiones sulfurosas, se realizó un análisis en base a las micrografías obtenidas de las muestras utilizadas en microscopía óptica después del laminado. Como ya se menciona anteriormente se analizaron 40 micrografías por cada acero y hacer un conteo más confiable; los resultados obtenidos se muestran en la **tabla 4.3**.

Tabla 4.3. Contenido total de inclusiones, presentes en cada acero (área total analizada 3054980.128 µm²).

No. Acero.	No. Inclusiones	Área µm ²	Diam. Faret µm	L. de eje menor µm	L. de eje mayor µm	Factor de forma	Volumen de inclusiones. %	No. Inclusiones por mm ² .
1 ^a . 0.023 %S	272	21.354 ± 17.10	4.677 ± 1.70	2.851 ± 1.04	9.587 ± 5.10	0.323 ± 0.13	0.190	89.035
2 ^a . 0.045 %S	532	18.856 ± 12.70	4.254 ± 1.61	2.613 ± 1.05	9.072 ± 4.82	0.288 ± 0.16	0.328	174.142
3 ^a . 0.05 %S	1380	8.669 ± 18.31	2.187 ± 2.02	1.304 ± 1.08	4.054 ± 5.26	0.855 ± 0.12	0.391	451.721
4 ^a . 0.065 %S	1870	13.474 ± 14.02	3.777 ± 1.70	2.167 ± 1.01	7.626 ± 5.13	0.521 ± 0.15	0.824	612.115

Esta tabla muestra los resultados del contenido de inclusiones encontrado en cada uno de los aceros analizados, y como se puede observar el volumen de inclusiones aumenta a medida que el contenido de azufre también lo hace; pero cabe decir que en cuanto los aceros que no se trataron con tierras raras (1^a y 2^a), sus valores son muy similares y su variación solo se encuentra en el número de inclusiones por mm² y en el volumen de inclusiones.

En cuanto a los aceros que si fueron tratados con tierras raras (3^a y 4^a), podemos decir que ya hay una variación tanto en el área de las inclusiones como en el factor de forma y el número de inclusiones por mm².

Como se puede constatar con los datos anteriores el acero que presento mejores resultados en cuanto al tamaño de las inclusiones fue el 3^a, además de que presenta formas mas regulares de las inclusiones según lo demuestra su factor de forma de 0.855; y sus contenido de inclusiones por mm² no es muy alto a diferencia de aquellos que contienen el mas bajo nivel de azufre (1^a y 2^a). En los últimos dos aceros (3^a y 4^a), hay un aumento en cantidad de inclusiones y esto es debido a que las fases formadas por las tierras raras su densidad es comparable con la del acero líquido por eso ellas no suben a la superficie, además de que sus tamaños son más pequeños provocando un aumento en las cantidades de las inclusiones.

Para corroborar lo dicho anteriormente Kiessling (1978) demuestra que la distribución y tamaño de inclusión en los aceros, se prefiere en cantidades grandes y tamaños pequeños [17]; y esto fue lo que sucedió en los últimos dos aceros tratados con tierras raras como se pude ver en la tabla 4.3. En la **figura 4.15** se observan algunas de las micrografías utilizadas para el conteo de las inclusiones del acero 1^a.

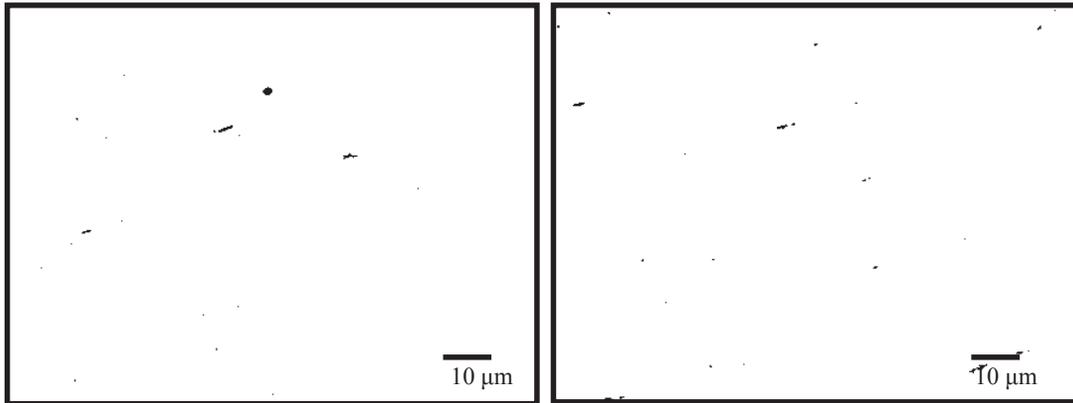


Figura 4.15. Micrografías del acero 1^a (0.023 %S) utilizadas para contabilizar la cantidad de inclusiones.

4.4. ENSAYOS DE DUREZA.

Los resultados que se obtuvieron de las pruebas de dureza y las probetas utilizadas se muestran en la *tabla 4.4.*, y en la *figura 4.16* respectivamente.

Tabla 4.4. Resultados del ensayo de dureza para cada uno de los diferentes aceros.

Acero	Dureza HRB
1 ^a .	94
2 ^a .	96
3 ^a .	97
4 ^a .	99

Nota: HRB.- Dureza Rockwell B.

En esta tabla se puede observar que no hay variaciones significativas en la dureza, y esto debido a que los aceros tienen cantidades de perlita y ferrita muy similar, como resultado de la composición química y del tratamiento termomecánico realizado, como se ha venido observando y mencionando.

La norma marca una dureza 89 - 99 HRB, para un acero 1045 laminado o forjado 1200 / 850 °C, y como podemos constatar los aceros aquí analizados están

dentro del valor para este tipo de aceros [33, 35]. La dureza de los diferentes aceros analizados demuestran que los contenidos de perlita y ferrita son muy similares entre ellos al igual que el tamaño de grano, ya que de haber tenido altas diferencias en los valores obtenidos de la dureza, se obtendrían cantidades de fases más dispersas.

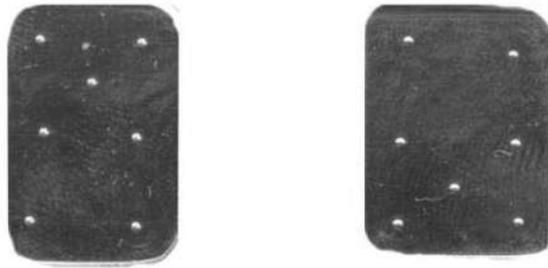


Figura 4.16. Probetas utilizadas para la prueba de dureza.

4.5. ENSAYOS DE TENSIÓN.

Las propiedades de tensión se evaluaron rompiendo las muestras en una maquina de tensión, llevando dos pruebas por acero. Las propiedades de tensión se reportan en al *tabla 4.5*. La tabla también incluye las propiedades de tensión como lo especifica la norma [35].

Puede notarse en la tabla que las propiedades de tensión de los aceros 1 y 2 están dentro de los rangos esperados; y los aceros tratados con tierras raras 3 y 4 tienen un aumento en la resistencia a la tensión máxima, debido a la forma y tamaño de las inclusiones presentes en estos aceros, como se a venido mencionado [17].

Esta incremento de resistencia se debe a que hay una pequeña variación de la dureza que es obtenida en los aceros, atribuyéndosele a la ocurrencia de que el deslizamiento secundario causa la acumulación de dislocaciones en la matriz mucho más rápido que un material homogéneo libre de inclusiones, estas dislocaciones adicionales sirven para acomodar los gradientes de deformación debido a la presencia de inclusiones. Su presencia hace, además, el deslizamiento mas difícil, contribuyendo

a un endurecimiento por deformación extra de la matriz [39].

Tabla 4.5. Resultados del ensayo de tensión para cada uno de los aceros.

Acero	σ_{\max} (MPa)	σ_y (MPa)	% Elongación.
1 ^a .	752.19	489.96	18.90
2 ^a .	741.32	489.96	19.29
3 ^a .	841.71	465.47	19.50
4 ^a .	812.21	470.37	19.09
Norma	735	334	17

El efecto de las inclusiones sobre las propiedades de tensión se encuentra resumidas los siguientes aspectos:

- 1.- El punto de cedencia superior queda eliminado entre mayor es la cantidad de inclusiones.
- 2.- El límite elástico y la resistencia última disminuye con el incremento de inclusiones.

Con respecto al tamaño de las partículas se encontró que es de menor importancia que la fracción en volumen de las partículas de inclusiones no-metálicas.

La forma de las partículas también tiene una fuerte influencia especialmente sobre las propiedades de tensión en sentido transversal y longitudinal del rolado del acero. Cuando las inclusiones se deforman durante el rolado a bastoncillos o placas, la diferencia entre las probetas de tensión transversal y longitudinal es mucho mayor que para los aceros con inclusiones esféricas. Esta diferencia sería reducida si las inclusiones en forma de bastoncillos fueran divididas en unidades más pequeñas [40].

4.5.1. ANÁLISIS DE LA FRACTURA.

Se analizaron probetas fracturadas después haber realizado el ensayo de tensión, arrojando los siguientes resultados.

La *figura 4.17* se observa la presencia de inclusiones esféricas irregulares tipo III, en la superficie del material fracturado, donde también se observa la formación de pequeños poros.

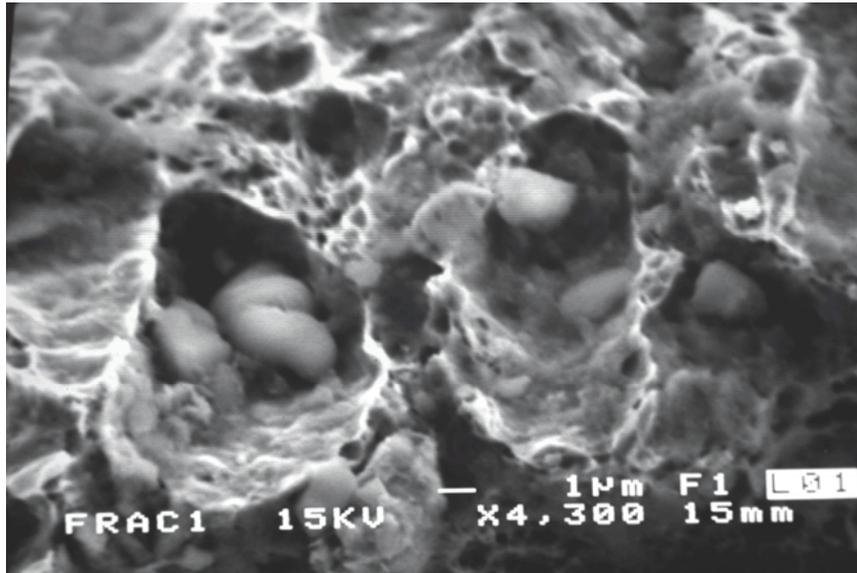


Figura 4.17. Micrografía de zona de fractura causada por la prueba de tensión: presencia de inclusiones esféricas irregulares (Tipo III).

Los poros o cavidades producidos en un material sometido a un ensayo de tensión, se producen por la coalescencia de las cavidades que dejan las inclusiones, al momento de la deformación plástica, creando una superficie rugosa en forma de valles, esto indica que este material sufrió un rompimiento dúctil; en la mayoría de los metales comerciales, estas cavidades internas se forman alrededor de las inclusiones no metálicas [3, 37]. Existe un buen conocimiento de la relación entre la fracción volumétrica de las inclusiones y el esfuerzo total a la fractura cuando esta sucede por un proceso de fractura dúctil. La fractura dúctil se presenta por la formación de huecos, los cuales crecen durante los esfuerzos y finalmente su unión produce la falla completa, los huecos son nucleados en las inclusiones. El MnS es separado antes de la aplicación de esfuerzos, mientras que los óxidos son separados por esfuerzos tenues.

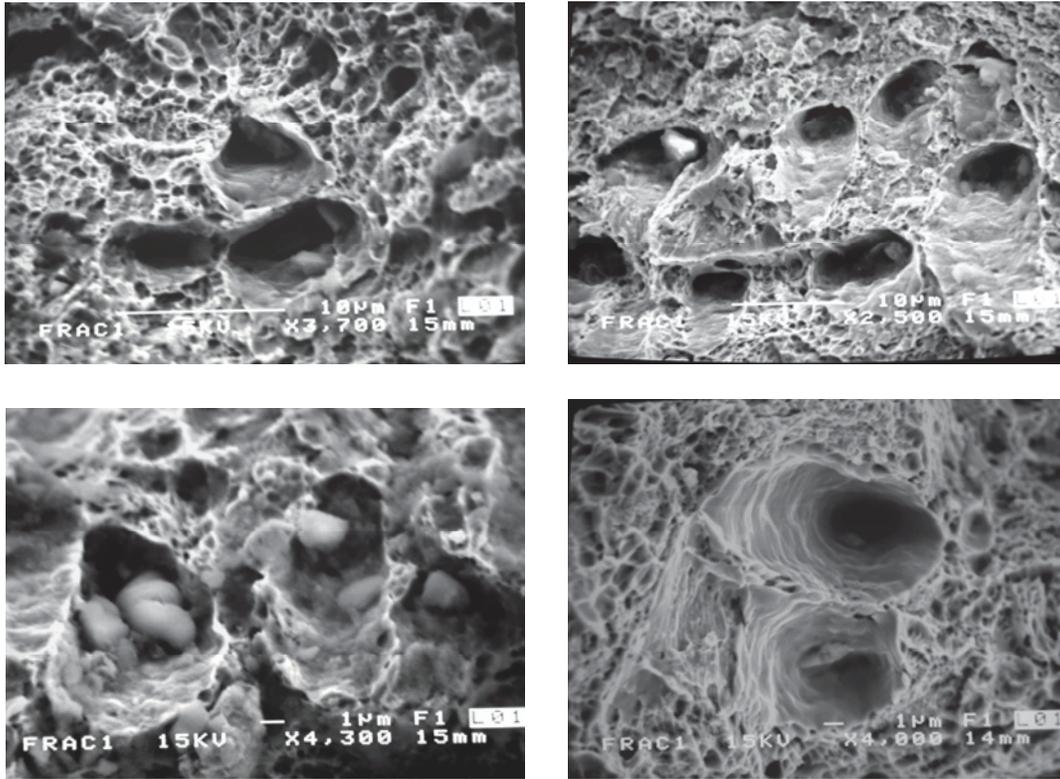


Figura 4.18. Micrografías de zona de fractura causada por la prueba de tensión del acero 1^a (0.023 %S). Se observa la presencia de porosidades e inclusiones.

Las cavidades se pueden producir también por rompimiento de las inclusiones. Otros resultados experimentales indican que el tamaño de las inclusiones solo tiene un efecto pequeño sobre el esfuerzo total a la fractura. La tecnología del control de la forma de las inclusiones fue desarrollada para sobrellevar esta anisotropía de ductilidad, usando adiciones de Ca, Ti, Zr y tierras raras para disminuir la plasticidad de los sulfuros y en el caso del calcio también para eliminar los cordones de alúmina. Estas adiciones para controlar la forma de las inclusiones cuando es ejecutada eficazmente tienen la habilidad de aumentar virtualmente la ductilidad transversal, así como la ductilidad longitudinal [14].

Las cavidades más pequeñas (ver *figura 4.18*), se forman por el deslizamiento de una gran cantidad de dislocaciones que van dejando lugares vacíos y provocando

coalescencias entre ellos; además de que otras cavidades de mayor tamaño se presentan por la misma presencia del hueco que dejan las inclusiones y crecen debido a la deformación plástica [3, 37].

4.6. ENSAYOS DE FATIGA.

Las propiedades de fatiga se obtuvieron mediante pruebas de tipo dinámico, los resultados obtenidos de esta prueba de fatiga están tabulados en la **tabla 4.6** y se representaron en la grafica de la **figura 4.19**.

Tabla 4.6. Resultados del ensayo de fatiga.

Acero 1 ^a		Acero 2 ^a		Acero 3 ^a		Acero 4 ^a	
Esfuerzo (MPa)	Ciclos (10 ⁶)						
275.86	10	275.86	10	310.34	10	344.83	10
293.10	10	293.10	10	344.83	10	358.62	10
303.45	10	303.45	10	375.386	10	365.52	2.76
310.34	5.457	310.34	2.224	379.31	3.547	368.97	0.633
318.97	2.756	318.97	0.859	389.66	2.096	375.86	0.216
327.59	1.25	327.59	0.48	396.55	1.174	393.10	0.153
344.83	0.54	344.83	0.358	403.45	0.75	413.79	0.098
413.79	0.105	413.79	0.092	413.79	0.27	431.03	0.079
485.46	0.051	482.76	0.029	448.28	0.084	448.28	0.077

Donde se puede observar que el acero que obtuvo un mayor límite a la fatiga fue el numero 3^a, de 375.386 MPa; este acero fue tratado con 0.01 % tierras raras y su contenido de azufre es de 0.05 %. Este acero obtuvo el mayor límite a la fatiga debido a que tenía el tamaño más pequeño de inclusión y además tenía una forma más regular que los demás acero; y esto concuerda con lo revisado en la bibliografía, donde el efecto de una inclusión en las propiedades de fatiga depende de su tamaño y forma, donde el tamaño de la inclusión tiene un efecto mayor en la resistencia de fatiga [27].

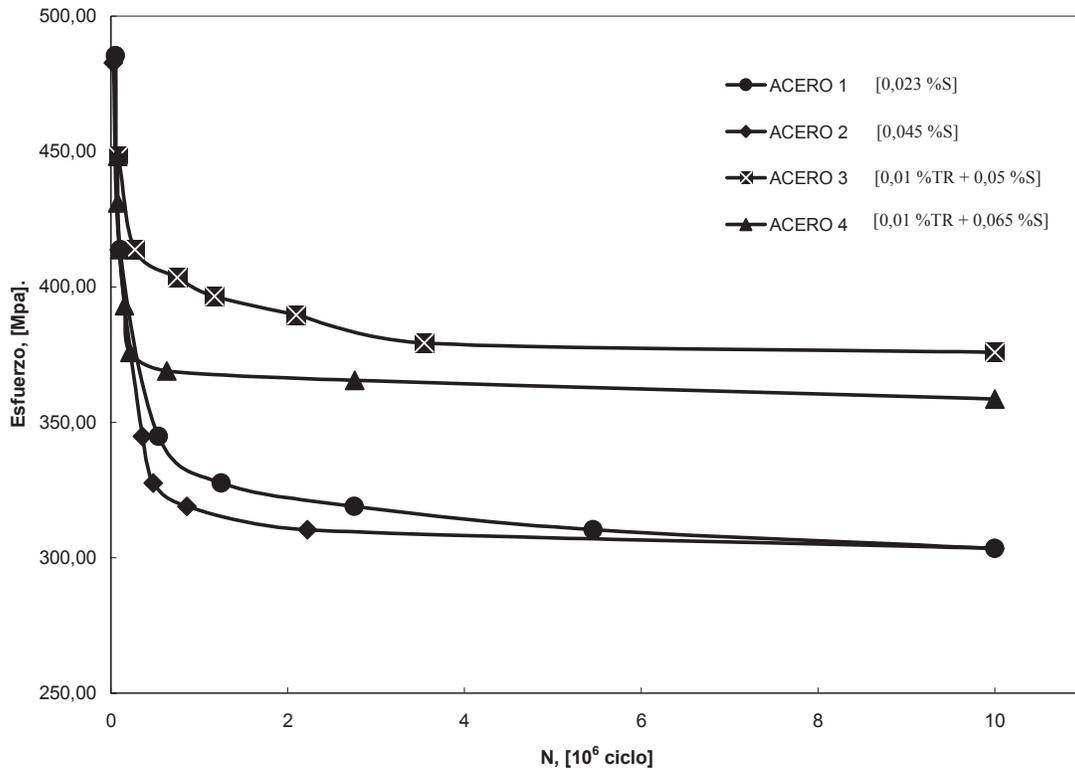


Figura 4.19. Grafica de fatiga de un acero 1045 a diferentes contenidos de azufre y tratados con tierras raras.

Aquellos materiales que no se trataron con tierras raras (1^a y 2^a) obtuvieron valores mas bajos de limite a la fatiga (303.45 MPa) que los que si fueron tratados con tierras raras (3^a y 4^a) que obtuvieron valores de limite a la fatiga de 375.386 y 358.62 Mpa, respectivamente. Entonces el objetivo principal se cumple. Es sabido que un material que es sometido a esfuerzos repetidos o fluctuantes fallará a un esfuerzo mucho más bajo que el necesaria para producir deformación plástica. Esto se debe a que la fatiga, produce principalmente tres efectos: pérdida de resistencia, pérdida de ductilidad, y aumento en la incertidumbre en cuanto a la resistencia y a la duración (vida en servicio) del material.

Lo que corresponde a los materiales que no fueron tratados con tierras raras

tienen un límite a la fatiga igual, esto indica que a bajas cantidades de azufre (por debajo del límite establecido 0.05 max), nuestro acero no tiene cambios significativos sobre las propiedades mecánicas del material, como se ha venido observado en las pruebas de dureza, tensión y ahora en la propiedad de fatiga.

A diferencia de los aceros que fueron tratados con tierras raras, ya hay un cambio sustancial en el límite a la fatiga y esto se debe a que las tierras raras van perdiendo su efectividad a medida que aumenta la cantidad de azufre en el material. Es decir hay una relación azufre vs tierras raras para el control de la forma de las inclusiones que si no se cumple se puede tener formas de inclusiones muy irregulares [10].

4.6.1. ANÁLISIS DE LA FRACTURA.

Se analizaron probetas fracturas después haber realizado el ensayo de fatiga, arrojando los siguientes resultados.

En la *figura 4.20* se observa una micrografía de la zona donde inició y se propagó la grieta durante la prueba de fatiga, esta micrografía muestra varias zonas típicas de fallas por fatiga que describiremos a continuación:

a) Se puede observar una zona lisa: que aparece debido al roce por la propagación de la grieta a través de la sección. Esta propagación se indica con una serie de marcas anulares (llamadas líneas de parada o de reposo, similares a las marcas que dejan las olas sobre la playa), que se generan a partir del punto de nucleación (punto de concentración de tensiones). A su vez, podemos distinguir:

Marcas de playa: se forman en el frente de la fisura al producirse un reposo en el funcionamiento de la pieza. Consecuentemente no aparecerán en el caso de probetas, que generalmente se ensayan sin interrupción.

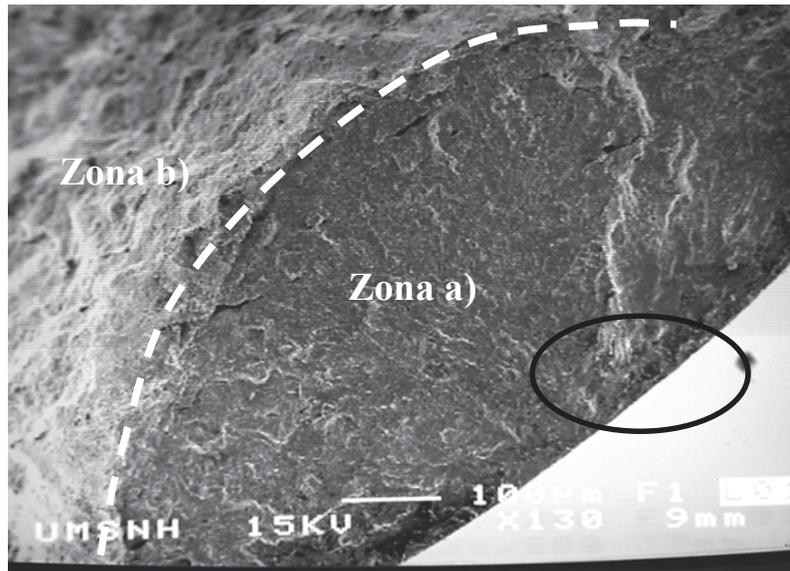


Figura 4.20. Micrografía de la zona de iniciación de la grieta bajo condiciones cíclicas de carga, acero 3ª (0.01 %TR + 0.05 %S).

Líneas radiales: a veces las fisuras que se generan en la superficie (que es el lugar más frecuente) progresan a niveles levemente escalonados; en un dado momento de su desarrollo, sin embargo, coalescen quedando estas líneas radiales como huellas de las diferencias de niveles iniciales.

b) Se observa la zona rugosa: que aparece al romper la pieza por disminución de la sección efectiva sana ante el mismo valor de carga actuante. La rotura final, contrariamente a la zona con marcas de playa que es lisa y suave, presenta una superficie fibrosa y de relieve muy accidentado. Se trata de la zona remanente sana y demasiado pequeña para aguantar un ciclo más de sollicitación, que termina rompiéndose frágilmente [18].

En la **figura 4.21** se muestra una micrografía del defecto donde inicio la grieta, siendo esta una discontinuidad de la superficie, esta zona pertenece a la marcada con un ovalo en **la figura 4.20**. Como es sabido la mayoría de las grietas se nuclean en la superficie del material debido a discontinuidades o inclusiones, en la superficie del material [38]. Esta discontinuidad se formo debido a la presencia de una inclusión que dejo un lugar vacío, ya que los especimenes utilizados para llevar acabo esta prueba de

fatiga fueron perfectamente pulidos con pasta de diamante de 1 micra; y por lo que se puede observar la discontinuidad es bastante grande, como para no haber podido ser observada a la hora de su pulido.

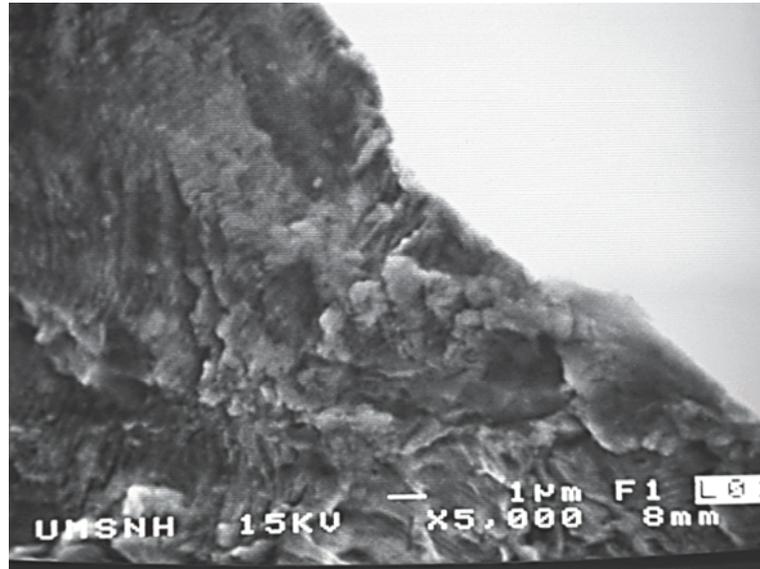


Figura 4.21. Micrografía del defecto donde inicio la grieta bajo condiciones cíclicas de carga, acero 4^A (0.01 %TR + 0.065 %S).

El progreso de la iniciación de una grieta puede explicarse de la siguiente manera: a los pocos ciclos de acción de la carga repetida comienzan a producirse cambios aislados en la estructura atómica en puntos dispersos del material; estos rápidamente comienzan a desarrollar fisuras submicroscópicas que crecen a medida que los ciclos continúan, hasta tener proporciones microscópicas y eventualmente llegan a ser visibles; finalmente, cuando la fisura llega a un tamaño tal que debilita la pieza, se produce su rotura (ver *figura 4.20*). Si bien no existe un cambio notable en la estructura del metal que falló por fatiga, en general, se puede dividir el proceso de evolución de la falla en tres etapas denominadas: nucleación, propagación o crecimiento de la fisura y rotura.

En *la figura 4.22*, se observa la presencia de inclusiones esféricas tipo I, en la superficie de fractura de la probeta sometida a el ensayo de fatiga. Estas inclusiones tipo I se forman debido a la presencia de los elementos de las tierras raras, en

particular el Ce y La, que fueron utilizados como aleantes menores para controlar las inclusiones en los aceros. También se encontraron inclusiones tipo II en las zonas de fractura del acero 2^a (0.045 %S) como lo demuestra la *figura 4.23*.

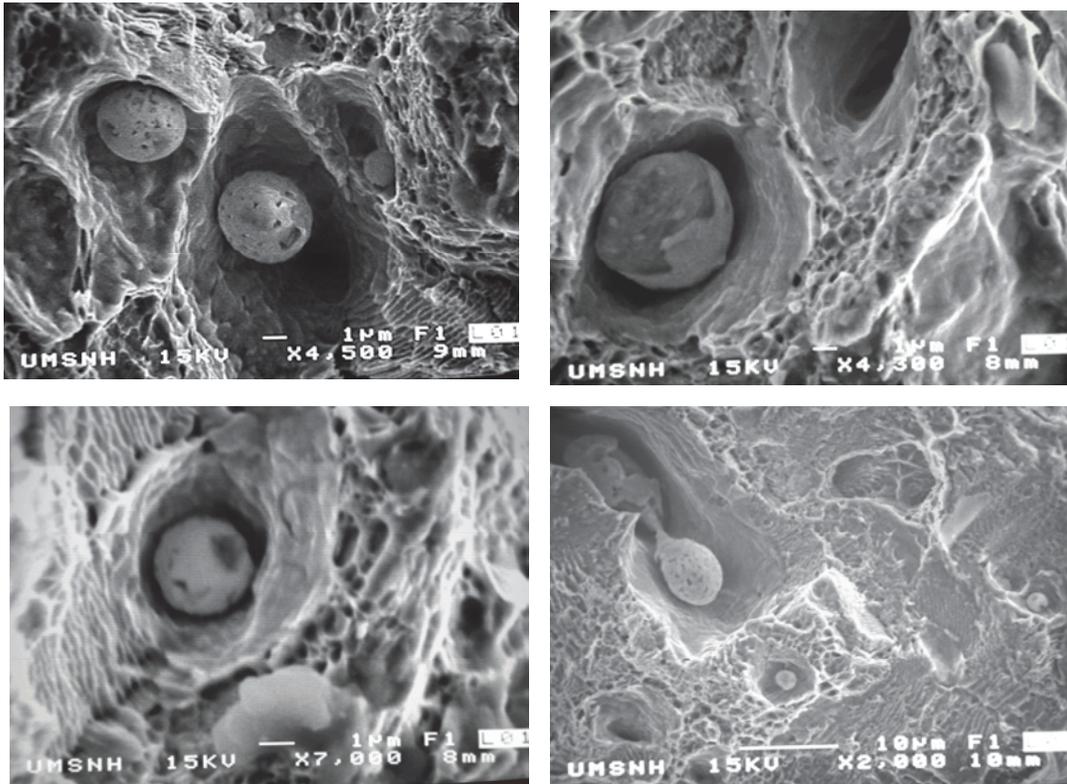


Figura 4.22. Micrografías de la zona de fractura causada por la prueba de fatiga bajo cargas cíclicas del acero 3^a (0.01 %TR + 0.05 %S): Presencia de inclusiones esféricas (Tipo I).

El cerio aparentemente se combina con inclusiones sulfurosas, las cuales están invariablemente presentes, para formar partículas con una morfología más redondeada la cual es menos probable que promueva el agrietamiento [30]. Además se ha demostrado que la distribución de inclusiones agrupadas da como resultado una más baja tenacidad a la fractura que una distribución ordenada. Esto puede ser explicado en términos del significativo papel de las inclusiones en la nucleación de huecos y/o iniciación de la fractura. Es la distribución de estos huecos o microfracturas los que determinan la relativa facilidad de coalescencia de huecos y acumulación de daño mayor al nivel crítico local para causar la falla.

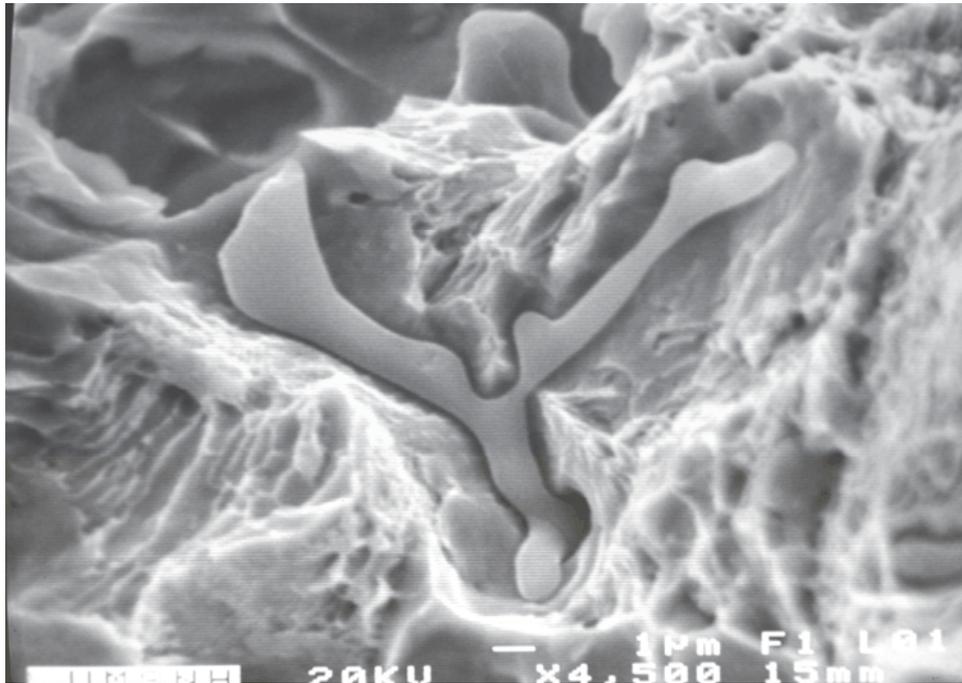


Figura 4.23. Micrografía de la zona de fractura causada por la prueba de fatiga bajo cargas cíclicas del acero 2ª (0.045 %S): Presencia de inclusiones alargadas (Tipo II).

También se encontraron inclusiones tipo III en la zona de fractura como se puede observar en la *figura 4.24.*, y se puede observar los huecos que origina la presencia de inclusiones además de tener una pobre adherencia a las paredes.

Las fracturas producidas por los esfuerzos producidos durante la prueba de fatiga, se presentan por la formación de huecos, los cuales crecen durante los esfuerzos y finalmente su unión produce una grieta que crece hasta producir la falla completa, estos huecos son nucleados en las inclusiones. Las cavidades se pueden producir también por rompimiento y salida de las posiciones de las inclusiones (ver *figura 4.25*). La mayoría de las fisuras de fatiga comienzan en discontinuidades microscópicas tales como inclusiones.

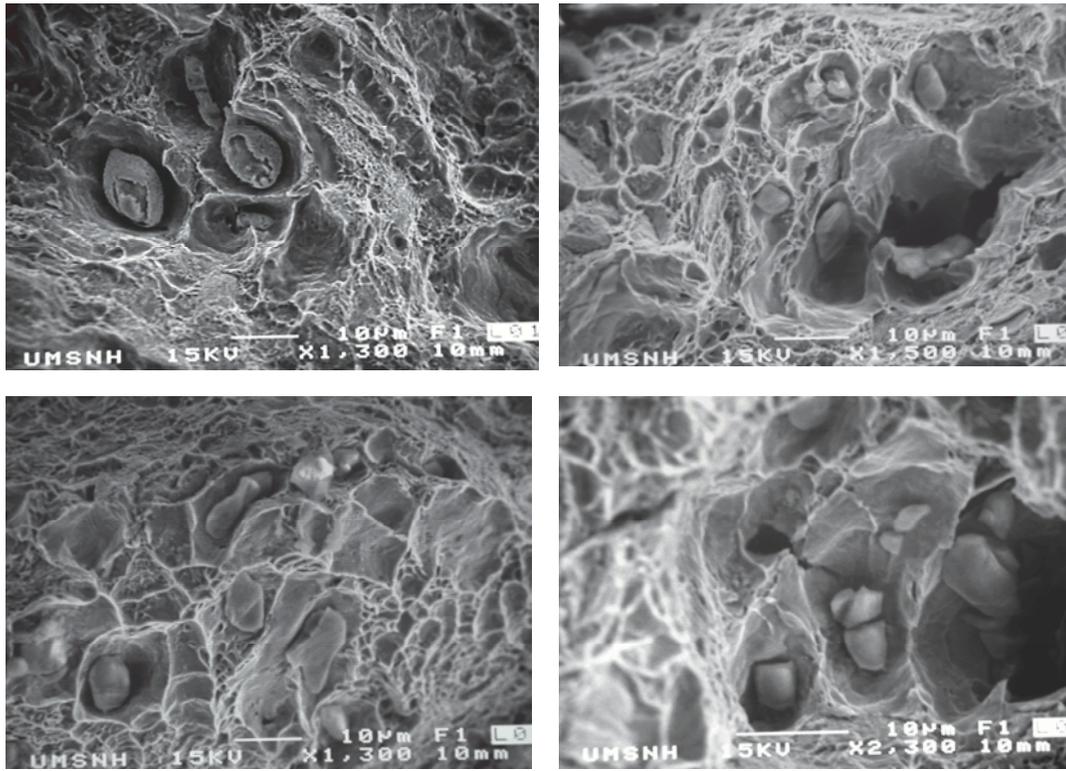


Figura 4.24. Micrografías de la zona de fractura causada por la prueba de fatiga bajo cargas cíclicas del acero 4^a (0.01 %TR + 0.065 %S): Presencia de inclusiones irregulares (Tipo III).

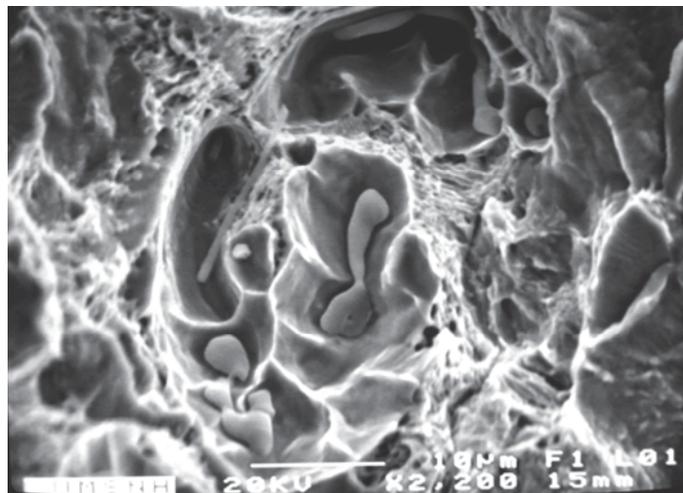


Figura 4.25. Micrografías del acero 1^a (0.023 %S) donde se observa las cavidades producidas por el rompimiento de las inclusiones tipo III.

La **figura 4.26** muestra dos fotografías de cómo la fractura corre o se traslada más fácilmente entre las fases eutécticas de bajo punto de fusión o inclusiones, ya que estas tienen una menor resistencia mecánica.

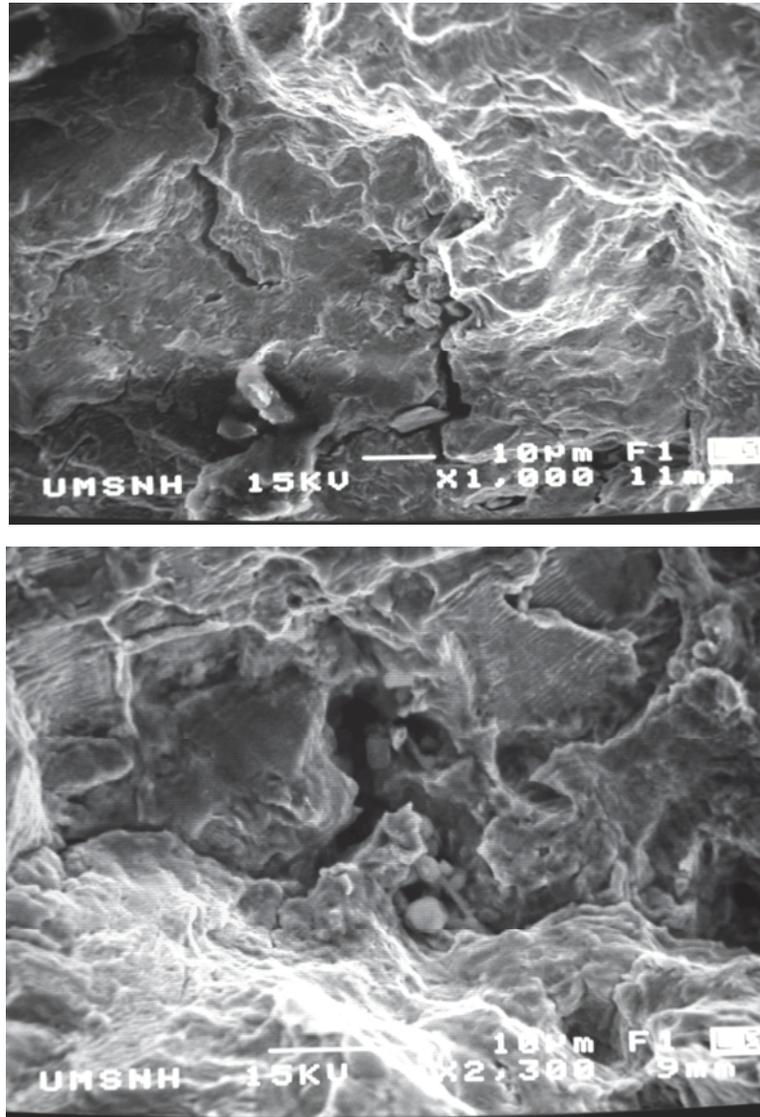


Figura 4.26. Micrografías de zona de fractura del acero 2^a (0.045 %S) donde se observa la fractura causada por la prueba de fatiga.

El material que es sometido a tensiones repetidas o fluctuantes fallará a una tensión mucho más baja que la necesaria para producir la fractura bajo carga constante. Es decir: la aplicación repetida de la tensión ocasiona el deterioro

progresivo del material, siendo que la misma tensión aplicada estáticamente no tiene ningún efecto permanente. Este deterioro se manifiesta a través de la formación de fisuras en el material, que eventualmente pueden llevar a la rotura (ver *figura 4.26*).

Una vez que se formaron las fisuras, su rapidez de crecimiento depende de la magnitud del esfuerzo, del gradiente del esfuerzo, del límite de resistencia de material y de la presencia o ausencia de imperfecciones e inclusiones estructurales así como de su forma [3]. La propagación de la fisura formada por la fatiga involucra muchos factores. A veces la grieta comienza, pero no se propaga. Un factor importante es el gradiente de tensiones: las fisuras se nuclean en zonas de alta tensión, pero si crecen en la dirección de las tensiones decrecientes, la propagación tenderá a hacerse más lenta y aún parar.

Se ha enfatizado la naturaleza localizada de los mecanismos de fatiga. Las fisuras de fatiga comienzan en unos puntos débiles, y el proceso entero se restringe a la vecindad de estos puntos. El material a una distancia corta de las fisuras permanece totalmente elástico. Hay una gran similitud entre la fatiga y la fractura de materiales frágiles. La resistencia a la fractura de los materiales frágiles depende de una distribución aleatoria de imperfecciones o puntos débiles; y la fractura ocurre cuando la tensión en uno o más de estos puntos alcanza la resistencia de cohesión (una condición altamente localizada). También en la fatiga la fractura depende de una distribución aleatoria de puntos débiles. Además, la cadena entera de sucesos que preceden a la fractura de fatiga depende de una serie de procesos aleatorios y varía ampliamente de un miembro a otro [18].

CAPITULO V

CONCLUSIONES.

- Las inclusiones del tipo II, en los aceros tratados con tierras raras fueron modificadas casi en su totalidad formando inclusiones esféricas y bien distribuidas en el acero.
- Los aceros tratados con tierras raras aumentaron su límite a la fatiga con respecto a los que no fueron tratados, debido a la modificación en forma y tamaño de las inclusiones.
- Los aceros con 0.023 %S y 0.045 %S, sin adición de RE no mostraron diferencias significativas en todas las pruebas mecánicas, debido a que su fabricación, composición y procesamiento termomecánico fueron iguales para ambos; además los contenidos de azufre no sobrepasa el máximo permisible de 0.05, lo que demuestra que debajo de estos niveles de azufre no se ven afectadas las propiedades de ductilidad y dureza.
- Los aceros con 0.05 %S y 0.065 %S y tratados con tierras raras, mostraron más diferencias de límite a la fatiga debido a que las tierras raras pierden efecto a medida que aumenta el contenido de azufre.
- El acero que mejor limite a la fatiga presento fue el 3^a (0.05 %S + 0.01 %TR), y esto debido a que tenia el tamaño de inclusión mas pequeña y de forma mas regulares que los demás aceros.
- Se obtuvo un incremento en esfuerzo máximo de 100 MPa, del acero (0.535%C – 0.05%S - 0.01%TR) tratado con tierras raras con otro que no se trato (0.456%C – 0.045%S).

Con las conclusiones obtenidas y de acuerdo al objetivo que se planteo anteriormente en el trabajo, las expectativas de la investigación se cumplieron; la hipótesis planteada también fue reafirmada.

5.1 SUGERENCIAS Y RECOMENDACIONES.

Los resultados obtenidos demuestran que los aceros tratados con tierras raras aumentan considerablemente las propiedades de fatiga y tensión, aunque se puede perder estas mejoras si no se tiene el debido cuidado en la relación azufre – tierras raras.

Una recomendación para trabajos futuros es ampliar la cantidad de pruebas realizadas en el ensayo de fatiga, para obtener resultados más confiables y una mayor certeza; así como realizarlos en aceros que tengan variación en los contenidos de tierras raras y encontrar aquella cantidad que de mejores resultados de tensión y fatiga presenten.

REFERENCIAS

- 1.- V. Chiaverini; Aceros y Fundiciones de Hierro; 1985, P. 103-109.
- 2.- Taylor Lyman; Properties and Selection of metals, Metals Handbook; Vol.1, 8th edition, P. 125.
- 3.- S. H. Avner; Introducción a la Metalurgia Física, McGraw-Hill, segunda edición, Madrid España, 1981, P. 237-251; 57-58; 663-636 y 660.
- 4.- Edenhofer B., "Production Loning", *Metal Progress*; vol. 109, No.3, March 1976, P. 38.
- 5.- K. Mills; Metallography and Microstructure, Metals Handbook, Vol. 9, Ninth Edition, Ohio, P. 9.
- 6.- C. E. Sims; Transactions of the Metallurgical Society of AIME, June 1959, Edition AIME, P. 215 y 367-393.
- 7.- D.C. Hilty y D.A.R. Kay; Inclusions In Steel, Electric Furnace Steelmaking, Edition Charles R. Taylor, 1985, P. 237-251.
- 8.- F.B. Pickering, "The Origin of Non-Metallic Inclusions During Steelmaking", *Inclusions*; Northway House, 1977, P. 73-93.
- 9.- R. Rungta, A. J. Skidmore, "Inclusions: Advantages, Disadvantages and the Technological Trends", *World materials congress*; 1988, ASM, P. 4-13.
- 10.- R. Kiessling; Non-Metallic Inclusions in Steel, Metal Society, second Edition, London, Part. III y Part IV, 1978, P 1-50, y 100 -107.
- 11.- W.J. Jackson, M.W. Hubbard, "Steelmaking for Steel founders", *Steel Castings Research and Trade Association*; Sheffield, U.K; 1979, P. 229-230.
- 12.- R. W. Heine, C. R. Loper, Jr. Y Philio C; Principles of Metal Casting, Rosenthal; 1967, P. 467 y 476-480.
- 13.- F.B. Pickering, "Some Effects of Non-Metallic Inclusions on The Properties of Steels", *Mechanical Working and Steels Processing Proceeding*, ASM, 1989, P. 381-399.
- 14.- J. Dumont-Fillon y M. Lacroix, "Ultrasonic Measurement of The Inclusion Cleanliness of Steel", EUR 6289 on, Contract 6210-6A/3/301, Commission of the European Communities (1980).
- 15.- M.T. Shehata, J.D. Boyd, "Measurement of Spatial Distribution of Inclusions",

World Material Congress, ASM, 1988, P. 123-130.

16.- R. Dekkers, Ph.D., "Non-Metallic Inclusions in Steel", *Thesis*; Katholieke University it Leuven, Leuven, Belgium (2002), P. 7-13.

17.- P. Juvonen "Effects of Non-Metallic Inclusions on Fatigue Properties of Calcium Treated Steels", *Helsinki University of Technology department of mechanical engineering*; Finland, 2004, P. 9 -13.

18.- P. Gabotto; Departamento de Aeronáutica, "Fatiga", facultad de ingeniería UNLP. Calle 116 e/ 47 y 48 1900 Buenos Aires Argentina, P, 1 – 20.

19.- E. H. Smith, Manual del Ingeniero Mecánico, Tomo II, Head of computing services, University of central Lancashire, editorial PPH, primera edición, 1993, P. 8/31 - 8/41.

20.- Keyser; Ciencia de Materiales para Ingeniería, Octava edición, 1992, P. 65-85.

21.- L. Luyckx, J.R. Jackman, "31st Electric Furnace Conference", *AIME*; 1973.

22.-W. G. Wilson, R.G. Wells, "Metal Progress", Vol. 104, No. 7, (1973), P. 75-77.

23.- J.F.W. Hitchon et al., "Report of The Institute of the Siderurgical", Saint Germaine en Laye, 1963.

24.- W.A. Fischer, H. Bertram, "Arch. Eisenhüttenwes", Vol. 44, 1973, P. 87-95.

25.- R.J. Fruean, "Metallurgical Transactions", Vol. 5, 1974, P. 3403-3410.

26.- E.B. Teplitskly, L.P. Vladimirov., "Metallurgy (Metally)", Vol.4, Russia, 1972, P. 10-15.

27.- A. McLean y S.K.Lu, "The Thermodynamic Behaviour of Rare Earth Element in Molten Steel, Metals and Materials", 1974, P. 452-457.

28.- F.C. Langenberg, J. Chipman, "Trans. Met. Soc. AIME", *AIME*; Vol. 212, (1958), P. 290-293.

29.-W.G. Wilson et al., "Metals", May 1974, P. 14-23.

30.- K.A. Gschneidner et al., "Rare Earth Information Center", Iowa State University, Report IS-RIC-6, 1973.

31.- V.A. Kundrin, Metalurgia del Acero, Editorial Mir, Moscú, 1984, P. 104-142.

32.- G.F. Vander Voort, "Metallography Applied". V.N.R. Co., N.Y., P.41.

- 33.- H. Combe; Steels, Editorial Edward Arnold.
- 34.- B. L. Bramfitt and S. J. Lawrence, “*A Perspective on The Quality Of Steel Plate From The RMS Titanic*”, University of Missouri-Rolla, 1999, P. 29-40.
- 35.- R.K. Pandey, “Failure of Diesel-Engine Crankshafts”, Engineering Failure Analysis, New Delhi, India, (2003), P. 165 -175.
- 36.- E. Torres A, “Inclusiones Endógenas Sulfurosas No-Metálicas en el Hierro Nodular”, Tesis; UMSH, 2003, P. 19-35.
- 37.- W. F. Smith; Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales, 3 edición, McGraw/Hill, P. 208-300.
- 38.- R. Ortúzar M., “Mecánica de Fractura en Estructuras Navales” Copinaval 99, Cartagena de Indias, Colombia; P. 1–8.
- 39.- M.F. Ashby: Phil. Mag., 14, (1966), P. 1157.
- 40.- J. L. Cornillot, Steel Plate, ASTM, volume 01.03, editorial Staff, 2001, P. 144-148.
- 41.- J. L. Coornillot, Metals Test Methods and Analytical Procedures, ASTM, volume 03.01, editorial Staff, 2001, P. 286-283 y 496-499

APENDICE A

Factor de la maquina de fatiga R. R. Moore. Diámetro en pulgadas.

Dia.	Factor														
0,050	0,0061	0,100	0,0491	0,150	0,1657	0,200	0,3927	0,250	0,7670	0,300	1,3254	0,350	2,1046	0,400	3,1416
0,051	0,0065	0,101	0,0506	0,151	0,1690	0,201	0,3986	0,251	0,7762	0,301	1,3387	0,351	2,1227	0,401	3,1652
0,052	0,0069	0,102	0,0521	0,152	0,1723	0,202	0,4046	0,252	0,7855	0,302	1,3521	0,352	2,1409	0,402	3,1890
0,053	0,0073	0,103	0,0536	0,153	0,1758	0,203	0,4106	0,253	0,7949	0,303	1,3655	0,353	2,1592	0,403	3,2128
0,054	0,0077	0,104	0,0552	0,154	0,1793	0,204	0,4167	0,254	0,8044	0,304	1,3791	0,354	2,1776	0,404	3,2368
0,055	0,0082	0,105	0,0568	0,155	0,1828	0,205	0,4228	0,255	0,8139	0,305	1,3927	0,355	2,1961	0,405	3,2609
0,056	0,0086	0,106	0,0585	0,156	0,1854	0,206	0,4291	0,256	0,8235	0,306	1,4065	0,356	2,2147	0,406	3,2851
0,057	0,0090	0,107	0,0601	0,157	0,1899	0,207	0,4354	0,257	0,8332	0,307	1,4203	0,357	2,2334	0,407	3,3094
0,058	0,0096	0,108	0,0618	0,158	0,1936	0,208	0,4417	0,258	0,8430	0,308	1,4342	0,358	2,2523	0,408	3,3339
0,059	0,0101	0,109	0,0636	0,159	0,1973	0,209	0,4481	0,259	0,8528	0,309	1,4482	0,359	2,2712	0,409	3,3585
0,060	0,0106	0,110	0,0653	0,160	0,2010	0,210	0,4546	0,260	0,8628	0,310	1,4624	0,360	2,2902	0,410	3,3832
0,061	0,0111	0,111	0,0671	0,161	0,2048	0,211	0,4611	0,261	0,8728	0,311	1,4766	0,361	2,3094	0,411	3,4079
0,062	0,0117	0,112	0,0689	0,162	0,2087	0,212	0,4677	0,262	0,8828	0,312	1,4908	0,362	2,3286	0,412	3,4329
0,063	0,0123	0,113	0,0708	0,163	0,2126	0,213	0,4744	0,263	0,8930	0,313	1,5052	0,363	2,3479	0,413	3,4579
0,064	0,0129	0,114	0,0727	0,164	0,2165	0,214	0,4811	0,264	0,9032	0,314	1,5197	0,364	2,3674	0,414	3,4831
0,065	0,0135	0,115	0,0747	0,165	0,2205	0,215	0,4878	0,265	0,9135	0,315	1,5343	0,365	2,3869	0,415	3,5084
0,066	0,0141	0,116	0,0766	0,166	0,2245	0,216	0,4947	0,266	0,9239	0,316	1,5489	0,366	2,4066	0,416	3,5339
0,067	0,0148	0,117	0,0786	0,167	0,2286	0,217	0,5016	0,267	0,9343	0,317	1,5637	0,367	2,4264	0,417	3,5594
0,068	0,0154	0,118	0,0807	0,168	0,2328	0,218	0,5086	0,268	0,9449	0,318	1,5785	0,368	2,4463	0,418	3,5851
0,069	0,0161	0,119	0,0827	0,169	0,2369	0,219	0,5156	0,269	0,9555	0,319	1,5935	0,369	2,4663	0,419	3,6109
0,070	0,0168	0,120	0,0848	0,170	0,2412	0,220	0,5227	0,270	0,9662	0,320	1,6085	0,370	2,4864	0,420	3,6368
0,071	0,0176	0,121	0,0869	0,171	0,2455	0,221	0,5298	0,271	0,9770	0,321	1,6236	0,371	2,5066	0,421	3,6628
0,072	0,0183	0,122	0,0891	0,172	0,2508	0,222	0,5371	0,272	0,9878	0,322	1,6388	0,372	2,5270	0,422	3,6889
0,073	0,0191	0,123	0,0913	0,173	0,2542	0,223	0,5443	0,273	0,9988	0,323	1,6541	0,373	2,5474	0,423	3,7153
0,074	0,0199	0,124	0,0936	0,174	0,2586	0,224	0,5517	0,274	1,0100	0,324	1,6696	0,374	2,5679	0,424	3,7417
0,075	0,0207	0,125	0,0959	0,175	0,2631	0,225	0,5591	0,275	1,0209	0,325	1,6851	0,375	2,5886	0,425	3,7682
0,076	0,0215	0,126	0,0982	0,176	0,2676	0,226	0,5666	0,276	1,0320	0,326	1,7006	0,376	2,6093	0,426	3,7949
0,077	0,0224	0,127	0,1005	0,177	0,2722	0,227	0,5742	0,277	1,0432	0,327	1,7163	0,377	2,6303	0,427	3,8217
0,078	0,0233	0,128	0,1029	0,178	0,2768	0,228	0,5818	0,278	1,0546	0,328	1,7321	0,378	2,6512	0,428	3,8486
0,079	0,0242	0,129	0,1054	0,179	0,2815	0,229	0,5895	0,279	1,0661	0,329	1,7481	0,379	2,6723	0,429	3,8756
0,080	0,0251	0,130	0,1078	0,180	0,2863	0,230	0,5972	0,280	1,0776	0,330	1,7641	0,380	2,6935	0,430	3,9028
0,081	0,0261	0,131	0,1103	0,181	0,2911	0,231	0,6051	0,281	1,0891	0,331	1,7801	0,381	2,7148	0,431	3,9301
0,082	0,0271	0,132	0,1129	0,182	0,2959	0,232	0,6129	0,282	1,1008	0,332	1,7963	0,382	2,7363	0,432	3,9575
0,083	0,0281	0,133	0,1155	0,183	0,3008	0,233	0,6209	0,283	1,1126	0,333	1,8126	0,383	2,7578	0,433	3,9850
0,084	0,0291	0,134	0,1181	0,184	0,3058	0,234	0,6289	0,284	1,1244	0,334	1,8289	0,384	2,7795	0,434	4,0127
0,085	0,0301	0,135	0,1208	0,185	0,3108	0,235	0,6370	0,285	1,1363	0,335	1,8454	0,385	2,8012	0,435	4,0405
0,086	0,0312	0,136	0,1235	0,186	0,3158	0,236	0,6452	0,286	1,1484	0,336	1,8620	0,386	2,8231	0,436	4,0685
0,087	0,0323	0,137	0,1262	0,187	0,3210	0,237	0,6535	0,287	1,1605	0,337	1,8787	0,387	2,8451	0,437	4,0965
0,088	0,0335	0,138	0,1288	0,188	0,3262	0,238	0,6617	0,288	1,1726	0,338	1,8955	0,388	2,8672	0,438	4,1247
0,089	0,0346	0,139	0,1318	0,189	0,3314	0,239	0,6701	0,289	1,1849	0,339	1,9123	0,389	2,8895	0,439	4,1530
0,090	0,0358	0,140	0,1347	0,190	0,3367	0,240	0,6786	0,290	1,1972	0,340	1,9293	0,390	2,9118	0,440	4,1815
0,091	0,0370	0,141	0,1376	0,191	0,3420	0,241	0,6871	0,291	1,2096	0,341	1,9464	0,391	2,9342	0,441	4,2100
0,092	0,0382	0,142	0,1406	0,192	0,3474	0,242	0,6957	0,292	1,2221	0,342	1,9635	0,392	2,9568	0,442	4,2387
0,093	0,0395	0,143	0,1435	0,193	0,3529	0,243	0,7043	0,293	1,2347	0,343	1,9809	0,393	2,9795	0,443	4,2676
0,094	0,0408	0,144	0,1466	0,194	0,3584	0,244	0,7131	0,294	1,2474	0,344	1,9982	0,394	3,0023	0,444	4,2965
0,095	0,0421	0,145	0,1497	0,195	0,3639	0,245	0,7219	0,295	1,2602	0,345	2,0157	0,395	3,0251	0,445	4,3256
0,096	0,0434	0,146	0,1528	0,196	0,3696	0,246	0,7308	0,296	1,2730	0,346	2,0333	0,396	3,0482	0,446	4,3548
0,097	0,0448	0,147	0,1559	0,197	0,3753	0,247	0,7397	0,297	1,2860	0,347	2,0510	0,397	3,0714	0,447	4,3842
0,098	0,0462	0,148	0,1591	0,198	0,3810	0,248	0,7487	0,298	1,2991	0,348	2,0687	0,398	3,0946	0,448	4,4137
0,099	0,0476	0,149	0,1624	0,199	0,3868	0,249	0,7578	0,299	1,3122	0,349	2,0866	0,399	3,1181	0,449	4,4433

Nota: Si se requiere producir un esfuerzo en el espécimen de 28.530 libras por pulgada cuadrada en un espécimen de 0.306 pulgadas de diámetro, busque en la tabla este diámetro, el factor que le corresponde es de 1.4065 por 28.53 igual a 40.13 libras, menos 10 libras del peso que le corresponde a la maquina y al mecanismo de la maquina da como resultado 30.13 libras. Entonces se requiere 30.13 libras de peso para producir un esfuerzo de 28.53 libras por pulgada cuadrada al espécimen de 0.306 pulgadas de diámetro.

B



Designation: E 466 – 96

**Standard Practice for
Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial
Fatigue Tests of Metallic Materials¹**

This standard is issued under the fixed designation E 466; the number immediately following the designation indicates the year of original adoption or, in the case of revision, the year of last revision. A number in parentheses indicates the year of last reappraisal. A superscript epsilon (ϵ) indicates an editorial change since the last revision or reappraisal.

1. Scope

1.1 This practice covers the procedure for the performance of axial force controlled fatigue tests to obtain the fatigue strength of metallic materials in the fatigue regime where the strains are predominately elastic, both upon initial loading and throughout the test. This practice is limited to the fatigue testing of axial unnotched and notched specimens subjected to a constant amplitude, periodic forcing function in air at room temperature. This practice is not intended for application in axial fatigue tests of components or parts.

NOTE 1—The following documents, although not directly referenced in the text, are considered important enough to be listed in this practice:

- E 739 Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data
- STP 566 Handbook of Fatigue Testing²
- STP 588 Manual on Statistical Planning and Analysis for Fatigue Experiments³
- STP 731 Tables for Estimating Median Fatigue Limits⁴

2. Referenced Documents

2.1 ASTM Standards:

- E 3 Methods of Preparation of Metallographic Specimens⁵
- E 467 Practice for Verification of Constant Amplitude Dynamic Loads on Displacements in an Axial Load Fatigue Testing System⁵
- E 468 Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Material⁵
- E 739 Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data⁵
- E 606 Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing⁵
- E 1012 Practice for Verification of Specimen Alignment Under Tensile Loading⁵
- E 1150 Definitions of Terms Relating to Fatigue⁵

¹ This practice is under the jurisdiction of ASTM Committee E-8 on Fatigue and Fracture and is the direct responsibility of Subcommittee E08.05 on Cyclic Deformation and Fatigue Crack Formation.

Current edition approved Feb. 10, 1996. Published April 1996. Originally published as E 466 – 72 T. Last previous edition E 466 – 95.

² Handbook of Fatigue Testing, ASTM STP 566, ASTM, 1974.

³ Little, R. E., Manual on Statistical Planning and Analysis, ASTM STP 588, ASTM, 1975.

⁴ Laite, R. E., Tables for Estimating Median Fatigue Limits, ASTM STP 731, ASTM, 1981.

⁵ Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01.

3. Terminology

3.1 Definitions:

3.1.1 The terms used in this practice shall be as defined in Definitions E 1150.

4. Significance and Use

4.1 The axial force fatigue test is used to determine the effect of variations in material, geometry, surface condition, stress, and so forth, on the fatigue resistance of metallic materials subjected to direct stress for relatively large numbers of cycles. The results may also be used as a guide for the selection of metallic materials for service under conditions of repeated direct stress.

4.2 In order to verify that such basic fatigue data generated using this practice is comparable, reproducible, and correlated among laboratories, it may be advantageous to conduct a round-robin-type test program from a statistician's point of view. To do so would require the control or balance of what are often deemed nuisance variables; for example, hardness, cleanliness, grain size, composition, directionality, surface residual stress, surface finish, and so forth. Thus, when embarking on a program of this nature it is essential to define and maintain consistency a priori, as many variables as reasonably possible, with as much economy as prudent. All material variables, testing information, and procedures used should be reported so that correlation and reproducibility of results may be attempted in a fashion that is considered reasonably good current test practice.

4.3 The results of the axial force fatigue test are suitable for application to design only when the specimen test conditions realistically simulate service conditions or some methodology of accounting for service conditions is available and clearly defined.

5. Specimen Design

5.1 The type of specimen used will depend on the objective of the test program, the type of equipment, the equipment capacity, and the form in which the material is available. However, the design should meet certain general criteria outlined below:

5.1.1 The design of the specimen should be such that failure occurs in the test section (reduced area as shown in Fig. 1 and Fig. 2). The acceptable ratio of the areas (test section to grip

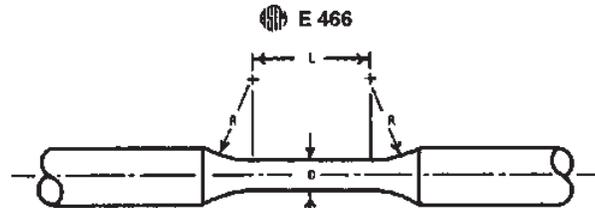


FIG. 1 Specimens with Tangentially Blending Fillets Between the Test Section and the Ends

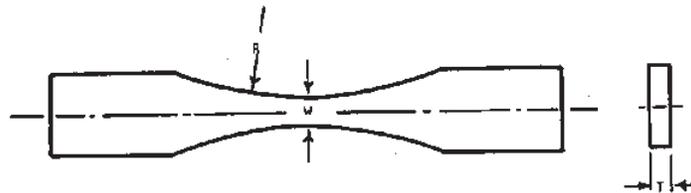


FIG. 2 Specimens with Continuous Radius Between Ends

section) to ensure a test section failure is dependent on the specimen gripping method. Threaded end specimens may prove difficult to align and failure often initiates at these stress concentrations when testing in the life regime of interest in this practice. A caveat is given regarding the gage section with sharp edges (that is, square or rectangular cross section) since these are inherent weaknesses because the slip of the grains at sharp edges is not confined by neighboring grains on two sides. Because of this, a circular cross section may be preferred if material form lends itself to this configuration. The size of the gripped end relative to the gage section, and the blend radius from gage section into the grip section, may cause premature failure particularly if fretting occurs in the grip section or if the radius is too small. Readers are referred to Ref (1) should this occur.

5.1.2 For the purpose of calculating the force to be applied to obtain the required stress, the dimensions from which the area is calculated should be measured to the nearest 0.001 in. (0.03 mm) for dimensions equal to or greater than 0.200 in. (5.08 mm) and to the nearest 0.0005 in. (0.013 mm) for dimensions less than 0.200 in. (5.08 mm). Surfaces intended to be parallel and straight should be in a manner consistent with 3.2.

NOTE 2—Measurements of dimensions presume smooth surface finishes for the specimens. In the case of surfaces that are not smooth, due to the fact that some surface treatment or condition is being studied, the dimensions should be measured as above and the average, maximum, and minimum values reported.

5.2 Specimen Dimensions:

5.2.1 *Circular Cross Sections*—Specimens with circular cross sections may be either of two types:

5.2.1.1 Specimens with tangentially blended fillets between the test section and the ends (Fig. 1). The diameter of the test section should preferably be between 0.200 in. (5.08 mm) and 1.000 in. (25.4 mm). To ensure test section failure, the grip cross-sectional area should be at least 1.5 times but, preferably for most materials and specimens, at least four times the test section area. The blending fillet radius should be at least eight times the test section diameter to minimize the theoretical stress concentration factor, K_t , of the specimen. The test section length should be approximately two to three times the test section diameter. For tests run in compression, the length of the test section should be approximately two times the test section diameter to minimize buckling.

5.2.1.2 Specimens with a continuous radius between ends (Fig. 3). The radius of curvature should be no less than eight times the minimum diameter of the test section to minimize K_t . The reduced section length should be greater than three times the minimum test section diameter. Otherwise, the same dimensional relationships should apply, as in the case of the specimens described in 5.2.1.1.

5.2.2 *Rectangular Cross Sections*—Specimens with rectangular cross sections may be made from sheet or plate material and may have a reduced test cross section along one dimension, generally the width, or they may be made from material

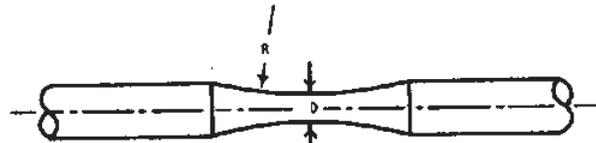


FIG. 3 Specimens with a Continuous Radius Between Ends

E 456

requiring dimensional reductions in both width and thickness. In view of this, no maximum ratio of area (grip to test section) should apply. The value of 1.5 given in 5.2.1.1 may be considered as a guideline. Otherwise, the sections may be either of two types:

5.2.2.1 Specimens with tangentially blended fillets between the uniform test section and the ends (Fig. 4). The radius of the blending fillets should be at least eight times the specimen test section width to minimize K , of the specimen. The ratio of specimen test section width to thickness should be between two and six, and the reduced area should preferably be between 0.030 in.² (19.4 mm²) and 1.000 in.² (645 mm²), except in extreme cases where the necessity of sampling a product with an unchanged surface makes the above restrictions impractical. The test section length should be approximately two to three times the test section width of the specimen. For specimens that are less than 0.100 in. (2.54 mm) thick, special precautions are necessary particularly in reversed loading, $R = -1$. For example, specimen alignment is of utmost importance and the procedure outlined in Practice E 606 would be advantageous. Also, Refs (2-5), although they pertain to strain-controlled testing, may prove of interest since they deal with sheet specimens approximately 0.05 in. (1.25 mm) thick.

5.2.2.2 Specimens with continuous radius between ends (Fig. 2). The same restrictions should apply in the case of this type of specimen as for the specimen described in 5.2.1.2. The area restrictions should be the same as for the specimen described in 5.2.2.1.

5.2.3 Notched Specimens—In view of the specialized nature of the test programs involving notched specimens, no restrictions are placed on the design of the notched specimen, other than that it must be consistent with the objectives of the program. Also, specific notched geometry, notch tip radius, information on the associated K , for the notch, and the method and source of its determination should be reported.

6. Specimen Preparation

6.1 The condition of the test specimen and the method of specimen preparation are of the utmost importance. Improper methods of preparation can greatly bias the test results. In view of this fact, the method of preparation should be agreed upon prior to the beginning of the test program by both the originator and the user of the fatigue data to be generated. Since specimen preparation can strongly influence the resulting fatigue data, the application or end use of that data, or both, should be considered when selecting the method of preparation. Appen-

dix XI presents an example of a machining procedure that has been employed on some metals in an attempt to minimize the variability of machining and heat treatment upon fatigue life

6.2 Once a technique has been established and approved for a specific material and test specimen configuration, change should not be made because of potential bias that may be introduced by the changed technique. Regardless of the machining, grinding, or polishing method used, the final metal removal should be in a direction approximately parallel to the long axis of the specimen. This entire procedure should be clearly explained in the reporting since it is known to influence fatigue behavior in the long life regime.

6.3 The effects to be most avoided are fillet undercutting and residual stresses introduced by specimen machining practices. One exception may be where these parameters are under study. Fillet undercutting can be readily determined by inspection. Assurance that surface residual stresses are minimized can be achieved by careful control of the machining procedures. It is advisable to determine these surface residual stresses with X-ray diffraction peak shift or similar techniques and the value of the surface residual stress reported along with the direction of determination (that is, longitudinal, transverse, radial, and so forth).

6.4 Storage—Specimens that are subject to corrosion in room temperature air should be accordingly protected, preferably in an inert medium. The storage medium should generally be removed before testing using appropriate solvents, if necessary, without adverse effects upon the life of the specimens.

6.5 Inspection—Visual inspections with unaided eyes or with low power magnification up to 20× should be conducted on all specimens. Obvious abnormalities, such as cracks, machining marks, gouges, undercuts, and so forth, are not acceptable. Specimens should be cleaned prior to testing with solvent(s) noninjurious and nondetrimental to the mechanical properties of the material in order to remove any surface oil films, fingerprints, and so forth. Dimensional analysis and inspection should be conducted in a manner that will not visibly mark, scratch, gouge, score, or alter the surface of the specimen.

7. Equipment Characteristics

7.1 Generally, the tests will be performed on one of the following types of fatigue testing machines:

7.1.1 Mechanical (eccentric crank, power screws, rotating masses),

7.1.2 Electromechanical or magnetically driven, or

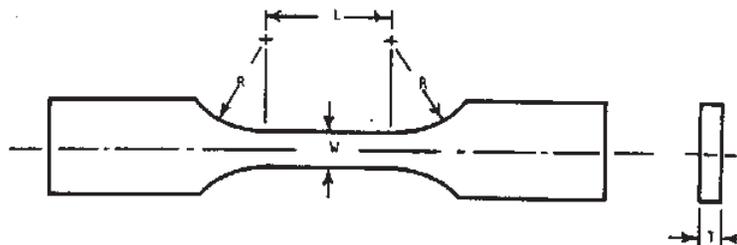


FIG. 4 Specimens with Tangentially Blending Fillets Between the Uniform Test Section and the Ends

 E 466

7.1.3 Hydraulic or electrohydraulic.

7.2 The action of the machine should be analyzed to ensure that the desired form and magnitude of loading is maintained for the duration of the test.

7.3 The test machines should have a force-monitoring system, such as a transducer mounted in series with the specimen, or mounted on the specimen itself, unless the use of such a system is impractical due to space or other limitations. The test forces should be monitored continuously in the early stage of the test and periodically, thereafter, to ensure that the desired force cycle is maintained. The varying stress amplitude, as determined by a suitable dynamic verification (see Practice E 467), should be maintained at all times within 2 % of the desired test value.

7.4 *Test Frequency*—The range of frequencies for which fatigue results may be influenced by rate effects varies from material to material. In the typical regime of 10^{-2} to 10^{+2} Hz over which most results are generated, fatigue strength is generally unaffected for most metallic engineering materials. It is beyond the scope of Practice E 466 to extrapolate beyond this range or to extend this assumption to other materials systems that may be viscoelastic or viscoplastic at ambient test temperatures and within the frequency regime mentioned. As a cautionary note, should localized yielding occur, significant specimen heating may result and affect fatigue strength.

8. Procedure

8.1 *Mounting the Specimen*—By far the most important consideration for specimen grips is that they can be brought into good alignment consistently from specimen to specimen (see 8.2). For most conventional grips, good alignment must come about from very careful attention to design detail. Every effort should be made to prevent the occurrence of misalignment, either due to twist (rotation of the grips), or to a displacement in their axes of symmetry.

8.2 *Alignment Verification*—To minimize bending stresses (strains), specimen fixtures should be aligned such that the major axis of the specimen closely coincides with the load axis throughout each cycle. It is important that the accuracy of alignment be kept consistent from specimen to specimen. Alignment should be checked by means of a trial test specimen with longitudinal strain gages placed at four equidistant locations around the minimum diameter. The trial test specimen should be turned about its axis, installed, and checked for each of four orientations within the fixtures. The bending stresses (strains) so determined should be limited to less than 5 % of the greater of the range, maximum or minimum stresses (strains),

imposed during any test program. For specimens having a uniform gage length, it is advisable to place a similar set of gages at two or three axial positions within the gage section. One set of strain gages should be placed at the center of the gage length to detect misalignment that causes relative rotation of the specimen ends about axes perpendicular to the specimen axis. The lower the bending stresses (strains), the more repeatable the test results will be from specimen to specimen. This is especially important for materials with low ductility (that is, bending stresses (strains) should not exceed 5 % of the minimum stress (strain) amplitude).

NOTE 3—This section refers to Type A Tests, in Practice E 1012.

9. Test Termination

9.1 Continue the tests until the specimen failure criteria is attained or until a predetermined number of cycles has been applied to the specimen. Failure may be defined as complete separation, as a visible crack at a specified magnification, as a crack of certain dimensions, or by some other criterion. In reporting the results, state the criterion selected for defining failure and be consistent within a given data set.

10. Report

10.1 Report the following information:

10.1.1 This fatigue test specimens, procedures, and results should be reported in accordance with Practice E 468.

10.1.2 The use of this practice is limited to metallic specimens tested in a suitable environment, generally atmospheric air at room temperature. Since however, the environment can greatly influence the test results, the environmental conditions, that is, temperature, relative humidity, as well as the medium, should always be periodically recorded during the test and reported.

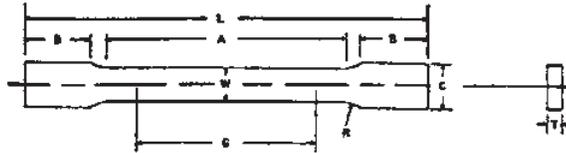
10.1.3 Generally, the fatigue tests may be carried out using a periodic forcing function, usually sinusoidal. However, regardless of the nature of the forcing function, it should be reported (sine, ramp, saw tooth, etc.).

10.1.4 When noticeable yielding occurs in the fatigue tests of unnotched specimens (for example, non-zero mean stress fatigue test) the permanent deformation of the unbroken but tested specimens (for example, percent change in cross-section area of test section) should be reported.

10.1.5 A brief description of the fracture characteristics; results of post-test metallography or scanning electron microscopy, or both; identification of fatigue mechanism; and the relative degree of transgranular and intergranular cracking would be highly beneficial.

C

A 370



DIMENSIONS

	Standard Specimens				Subsize Specimen	
	Plate-Type, 1½-in. Wide		Sheet-Type, ½-in. Wide		½-in. Wide	
	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gage length (Notes 1 and 2)	6.00 ± 0.01	200 ± 0.25	2.000 ± 0.005	50.0 ± 0.10	1.000 ± 0.003	25.0 ± 0.08
W—Width (Notes 3, 5, and 6)	1½ ± ¼ — ¼	40 ± 3 — 6	0.500 ± 0.010	12.5 ± 0.25	0.250 ± 0.002	6.25 ± 0.05
T—Thickness (Note 7)	thickness of material					
R—Radius of fillet, min (Note 4)	½	13	½	13	¼	6
L—Over-all length, min (Notes 2 and 8)	18	450	8	200	4	100
A—Length of reduced section, min	8	225	2¼	60	1¼	32
B—Length of grip section, min (Note 9)	3	75	2	50	1¼	32
C—Width of grip section, approximate (Notes 4, 10, and 11)	2	50	¾	20	¾	10

Note 1—For the 1½-in. (40-mm) wide specimen, punch marks for measuring elongation after fracture shall be made on the flat or on the edge of the specimen and within the reduced section. Either a set of nine or more punch marks 1 in. (25 mm) apart, or one or more pairs of punch marks 8 in. (200 mm) apart may be used.

Note 2—For the ½-in. (12.5-mm) wide specimen, gage marks for measuring the elongation after fracture shall be made on the ½-inch (12.5-mm) face or on the edge of the specimen and within the reduced section. Either a set of three or more marks 1.0 in. (25 mm) apart or one or more pairs of marks 2 in. (50 mm) apart may be used.

Note 3—For the three sizes of specimens, the ends of the reduced section shall not differ in width by more than 0.004, 0.002 or 0.001 in. (0.10, 0.05 or 0.025 mm), respectively. Also, there may be a gradual decrease in width from the ends to the center, but the width at either end shall not be more than 0.015 in., 0.005 in., or 0.003 in. (0.40, 0.10 or 0.08 mm), respectively, larger than the width at the center.

Note 4—For each specimen type, the radii of all fillets shall be equal to each other with a tolerance of 0.05 in. (1.25 mm), and the centers of curvature of the two fillets at a particular end shall be located across from each other (on a line perpendicular to the centerline) within a tolerance of 0.10 in. (2.5 mm).

Note 5—For each of the three sizes of specimens, narrower widths (W and C) may be used when necessary. In such cases the width of the reduced section should be as large as the width of the material being tested permits; however, unless stated specifically, the requirements for elongation in a product specification shall not apply when these narrower specimens are used. If the width of the material is less than W, the sides may be parallel throughout the length of the specimen.

Note 6—The specimen may be modified by making the sides parallel throughout the length of the specimen, the width and tolerances being the same as those specified above. When necessary a narrower specimen may be used, in which case the width should be as great as the width of the material being tested permits. If the width is 1½ in. (38 mm) or less, the sides may be parallel throughout the length of the specimen.

Note 7—The dimension T is the thickness of the test specimen as provided for in the applicable material specifications. Minimum nominal thickness of 1½-in. (40-mm) wide specimens shall be ¼ in. (5 mm), except as permitted by the product specification. Maximum nominal thickness of ½-in. (12.5-mm) and ¼-in. (6-mm) wide specimens shall be ¼ in. (19 mm) and ¼ in. (6 mm), respectively.

Note 8—To aid in obtaining axial loading during testing of ¼-in. (6-mm) wide specimens, the over-all length should be as the material will permit.

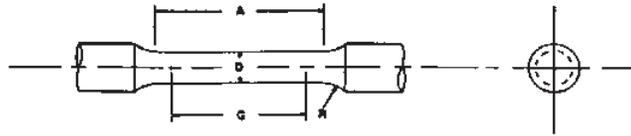
Note 9—It is desirable, if possible, to make the length of the grip section large enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips. If the thickness of ½-in. (13-mm) wide specimens is over ¼ in. (10 mm), longer grips and correspondingly longer grip sections of the specimen may be necessary to prevent failure in the grip section.

Note 10—For standard sheet-type specimens and subsize specimens the ends of the specimen shall be symmetrical with the center line of the reduced section within 0.01 and 0.005 in. (0.25 and 0.13 mm), respectively. However, for steel if the ends of the ½-in. (12.5-mm) wide specimen are symmetrical within 0.05 in. (1.0 mm) a specimen may be considered satisfactory for all but referee testing.

Note 11—For standard plate-type specimens the ends of the specimen shall be symmetrical with the center line of the reduced section within 0.25 in. (6.35 mm) except for referee testing in which case the ends of the specimen shall be symmetrical with the center line of the reduced section within 0.1 in. (2.5 mm).

FIG. 3 Rectangular Tension Test Specimens

A 370



Nominal Diameter	DIMENSIONS									
	Standard Specimen				Small-Size Specimens Proportional to Standard					
	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gage length	2.00±	50.0±	1.400±	35.0±	1.000±	25.0±	0.640±	16.0±	0.450±	10.0±
	0.005	0.10	0.005	0.10	0.005	0.10	0.005	0.10	0.005	0.10
D—Diameter (Note 1)	0.500±	12.5±	0.350±	8.75±	0.250±	6.25±	0.160±	4.00±	0.113±	2.50±
	0.010	0.25	0.007	0.18	0.005	0.12	0.003	0.08	0.002	0.05
R—Radius of fillet, min	3/4	10	3/4	6	3/4	5	3/4	4	3/4	2
A—Length of reduced section, min (Note 2)	2 1/4	50	1 3/4	45	1 1/4	32	3/4	20	3/4	16

NOTE 1—The reduced section may have a gradual taper from the ends toward the center, with the ends not more than 1 percent larger in diameter than the center (controlling dimension).

NOTE 2—If desired, the length of the reduced section may be increased to accommodate an extensometer of any convenient gage length. Reference marks for the measurement of elongation should, nevertheless, be spaced at the indicated gage length.

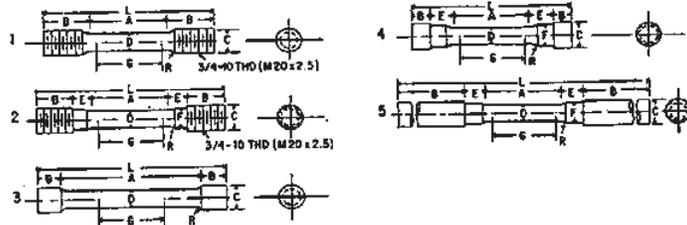
NOTE 3—The gage length and fillets shall be as shown, but the ends may be of any form to fit the holders of the testing machine in such a way that the load shall be axial (see Fig. 9). If the ends are to be held in wedge grips it is desirable, if possible, to make the length of the grip section great enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips.

NOTE 4—On the round specimens in Fig. 5 and Fig. 6, the gage lengths are equal to four times the nominal diameter. In some product specifications other specimens may be provided for, but unless the 4-to-1 ratio is maintained within dimensional tolerances, the elongation values may not be comparable with those obtained from the standard test specimen.

NOTE 5—The use of specimens smaller than 0.250-in. (6.25-mm) diameter shall be restricted to cases when the material to be tested is of insufficient size to obtain larger specimens or when all parties agree to their use for acceptance testing. Smaller specimens require suitable equipment and greater skill in both machining and testing.

NOTE 6—Five sizes of specimens often used have diameters of approximately 0.505, 0.357, 0.252, 0.160, and 0.113 in., the reason being to permit easy calculations of stress from loads, since the corresponding cross sectional areas are equal or close to 0.200, 0.100, 0.0500, 0.0200, and 0.0100 in.², respectively. Thus, when the actual diameters agree with these values, the stresses (or strengths) may be computed using the simple multiplying factors 5, 10, 20, 50, and 100, respectively. (The metric equivalents of these fixed diameters do not result in correspondingly convenient cross sectional area and multiplying factors.)

FIG. 4 Standard 0.500-in. (12.5-mm) Round Tension Test Specimen with 2-in. (50-mm) Gage Length and Examples of Small-Size Specimens Proportional to the Standard Specimens



	DIMENSIONS									
	Specimen 1		Specimen 2		Specimen 3		Specimen 4		Specimen 5	
	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gage length	2.000±	50.0±	2.000±	50.0±	2.000±	50.0±	2.000±	50.0±	2.00±	50.0±
	0.005	0.10	0.005	0.10	0.005	0.10	0.005	0.10	0.005	0.10
D—Diameter (Note 1)	0.500±	12.5±	0.500±	12.5±	0.500±	12.5±	0.500±	12.5±	0.500±	12.5±
	0.010	0.25	0.010	0.25	0.010	0.25	0.010	0.25	0.010	0.25
R—Radius of fillet, min	3/4	10	3/4	10	1/4	2	3/4	10	3/4	10
A—Length of reduced section	2 1/4, min	60, min	2 1/4, min	60, min	4, approximately	100, approximately	2 1/4, min	60, min	2 1/4, min	60, min
L—Over-all length, approximate	5	125	5 1/2	140	5 1/2	140	4 3/4	120	8 1/4	240
B—Grip section (Note 2)	1 3/4, approximately	35, approximately	1, approximately	25, approximately	3/4, approximately	20, approximately	1/2, approximately	13, approximately	3, min	75, min
C—Diameter of end section	3/4	20	3/4	20	3/4	18	3/4	22	3/4	20
E—Length of shoulder and fillet section, approximate	3/4	16	3/4	20	3/4	16
F—Diameter of shoulder	3/4	16	3/4	16	3/4	15

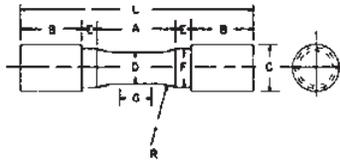
NOTE 1—The reduced section may have a gradual taper from the ends toward the center with the ends not more than 0.005 in. (0.10 mm) larger in diameter than the center.

NOTE 2—On Specimen 5 it is desirable, if possible, to make the length of the grip section great enough to allow the specimen to extend into the grips a distance equal to two thirds or more of the length of the grips.

NOTE 3—The types of ends shown are applicable for the standard 0.500-in. round tension test specimen; similar types can be used for subsized specimens. The use of UNF series of threads (3/4 by 16, 1/2 by 20, 3/4 by 24, and 1/4 by 28) is suggested for high-strength brittle materials to avoid fracture in the thread portion.

FIG. 5 Suggested Types of Ends for Standard Round Tension Test Specimens

A 370



DIMENSIONS

	Specimen 1		Specimen 2		Specimen 3	
	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Length of parallel	Shall be equal to or greater than diameter D					
D—Diameter	0.500 ± 0.010	12.5 ± 0.25	0.750 ± 0.015	20.0 ± 0.40	1.25 ± 0.025	30.0 ± 0.60
R—Radius of fillet, min	1	25	1	25	2	50
A—Length of reduced section, min	1 1/4	32	1 1/2	38	2 1/4	60
L—Over-all length, min	3 3/4	95	4	100	6 3/4	160
B—Grip section, approximate	1	25	1	25	1 3/4	45
C—Diameter of end section, approximate	3/4	20	1 1/4	30	1 7/8	48
E—Length of shoulder, min	1/4	6	1/4	6	5/16	8
F—Diameter of shoulder	5/8 ± 1/64	16.0 ± 0.40	1 1/8 ± 1/64	24.0 ± 0.40	1 1/8 ± 1/64	36.5 ± 0.40

NOTE 1—The reduced section and shoulders (dimensions A, D, E, F, G, and R) shall be shown, but the ends may be of any form to fit the holders of the testing machine in such a way that the load shall be axial. Commonly the ends are threaded and have the dimensions B and C given above.

FIG. 6 Standard Tension Test Specimens for Cast Iron

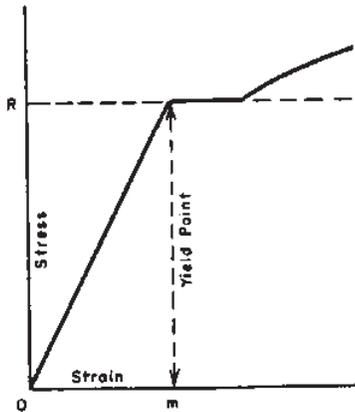


FIG. 7 Stress-Strain Diagram Showing Yield Point Corresponding with Top of Knee

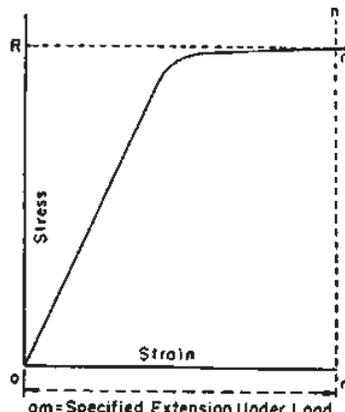


FIG. 8 Stress-Strain Diagram Showing Yield Point or Yield Strength by Extension Under Load Method