



EL TRATAMIENTO DE LOS HIERROS NODULARES EN EL MEJORAMIENTO DE LOS MATERIALES EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

- Un caso práctico -

Miguel Antonio Acosta Esqueda
Miguel Martínez Madrid
José Alfredo López

**Publicación Técnica No. 148
Sanfandila, Qro, 2000**

**SECRETARIA DE COMUNICACIONES Y TRANSPORTES
INSTITUTO MEXICANO DEL TRANSPORTE**

**El tratamiento térmico de los
hierros nodulares en el
mejoramiento de los materiales
en la industria automotriz**

- Un caso práctico -

**Publicación Técnica No. 148
Sanfandila, Qro, 2000**

Este trabajo fue desarrollado en el Instituto Mexicano del Transporte por Miguel Antonio Acosta Esqueda, Miguel Martínez Madrid y José Alfredo López López, con la colaboración del Instituto Politécnico Nacional, el Instituto Tecnológico de Saltillo y los valiosos comentarios vertidos por Francisco Javier Carrión Viramontes, Carlos Agustín Poblano Salas y David Vázquez Vega para la realización de esta publicación.



PRESENTACIÓN	VII
ABSTRACT	IX
RESUMEN EJECUTIVO	XI
1 INTRODUCCIÓN	1
2 LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ EN MÉXICO	3
2.1 INDICADORES DE LA PRODUCCIÓN NACIONAL	3
2.1.1 Distribución de la fabricación de vehículos por empresa	3
2.1.2 Destino de la producción de vehículos	4
2.2 TENDENCIAS DE LOS MATERIALES UTILIZADOS POR LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ DE ESTADOS UNIDOS	5
2.2.1 Causas de la reducción del peso en los vehículos	5
2.2.2 Tendencias de los materiales no metálicos	6
2.2.3 Tendencias de los materiales ferrosos	6
3 EL ACERO Y LAS FUNDICIONES DE HIERRO	9
3.1 ACERO	9
3.2 FUNDICIONES DE HIERRO	10
3.2.1 Hierro blanco	10
3.2.2 Hierro maleable	10
3.2.3 Hierro gris	10
3.2.4 Hierro nodular	11
4 HIERRO NODULAR AUSTEMPERIZADO	15
4.1 PROPIEDADES	15
4.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS	16
4.2.1 Austenitización	16
4.2.2 Austemperizado	16
4.2.3 Etapas de la transformación del austemperizado	17
4.3 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES	18
4.3.1 Molibdeno	19
4.3.2 Níquel	19
4.3.3 Cobre	20
4.4 UTILIZACIÓN DEL HIERRO NODULAR	20
4.5 PRODUCCIÓN MUNDIAL	22

5 PROPAGACIÓN DE GRIETAS POR FATIGA	23
5.1 ETAPAS DEL CRECIMIENTO DE GRIETAS	23
5.2 RAPIDEZ DE LA PROPAGACIÓN DE GRIETAS	24
5.3 VIDA ÚTIL EN FATIGA	25
5.4 ASPECTO DE LAS SUPERFICIES DE FRACTURA	26
6 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	29
6.1 FUSIÓN Y OBTENCIÓN DEL HIERRO NODULAR	29
6.1.1 Inoculación y vaciado	30
6.1.2 Nodulización	30
6.2 COMPOSICIÓN QUÍMICA Y NOMENCLATURA UTILIZADA	31
6.3 TRATAMIENTO TÉRMICO	32
6.3.1 Austenitizado	32
6.3.2 Austemperizado	32
6.4 PRUEBAS DE CRECIMIENTO DE GRIETA POR FATIGA	33
6.4.1 Geometría de las probetas	33
6.4.2 Condiciones de prueba	33
6.4.3 Equipo utilizado	34
6.5 PRUEBAS DEL MEDIO CONTINUO	34
6.5.1 Pruebas de tensión uniaxial	35
6.5.2 Pruebas de dureza	35
6.6 PREPARACIÓN METALGRÁFICA	35
6.7 PRUEBAS ESTEREOMÉTRICAS DEL GRAFITO	36
7 RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS	37
7.1 VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE GRIETAS	37
7.1.1 Resultados metalográficos	41
7.2 RESULTADOS DE LAS PRUEBAS DEL MEDIO CONTINUO	45
7.2.1 Pruebas de Tensión Uniaxial	45
7.2.2 Resultados de las Pruebas de Dureza	46
7.3 RESULTADOS DE PRUEBAS ESTEREOMÉTRICAS	47
7.4 ANÁLISIS DE RESULTADOS	49
8 CONCLUSIONES	53
REFERENCIAS	55

Presentación

En términos generales, este trabajo describe pruebas de crecimiento de grietas por fatiga en Hierros Nodulares Austemperizados (o Hierro Dúctil Austemperizado ADI). El objetivo es aumentar la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, al evaluar la variación de la temperatura del tratamiento térmico de austemperizado, así como la variación en la composición química cuando es adicionado Cobre (Cu), Níquel (Ni) y/o Molibdeno (Mo).

Algunas tendencias sobre los materiales utilizados para la fabricación de vehículos ligeros hechos en México, muestran que los materiales utilizados tradicionalmente están siendo substituidos por otros con mejores propiedades mecánicas o tecnológicamente más avanzados. El principal motivo de la industria automotriz, para llevar a cabo estas substituciones, es el de incrementar el rendimiento de combustible a través de la disminución del peso vehicular.

Un ejemplo a este respecto, es el caso del Hierro Nodular Austemperizado que es un material muy empleado en el sector automotriz, ya que presenta algunas ventajas con respecto al Acero o el Hierro Gris, como son, por ejemplo, mayor resistencia a la fatiga y mayor resistencia al desgaste, aunque con un costo de fabricación más elevado que el Hierro Gris. Por su buena tenacidad el Hierro Nodular Austemperizado está siendo utilizado para la fabricación de piezas que experimentan ciclos de fatiga o desgaste prolongado, como, por ejemplo, cigüeñales, monoblocks, engranes, etc. Esto es debido, al tipo de estructura cristalográfica que posee, la cual inhibe el crecimiento y propagación de grietas.

Los resultados encontrados en esta investigación, muestran que existe una mayor resistencia a la fatiga en los Hierros Nodulares Austemperizados modificados con Cobre-Molibdeno y sometidos a un tratamiento térmico de Austemperizado a 315°C, en comparación con otras aleaciones ensayadas. Con respecto a los nódulos de grafito contenidos en las probetas ensayadas, muestran que el número de nódulos, al menos en rango evaluado, no tienen una influencia clara en la resistencia a la propagación de grietas. Sin embargo, el tipo de morfología de los nódulos afecta a la propagación de grietas, se observa que entre mayor esfericidad de los nódulos, mayor resistencia a la propagación de grietas.

En esta investigación, se desarrolla una metodología para la selección y mejoramiento de materiales sujetos a procesos de fatiga, la cual puede ser útil tanto para ingenieros como para diseñadores.

Abstract

This work describes test of fatigue and crack propagation process in Austempered Nodular Iron or Austempered Ductile Iron (ADI). The objective is to increase the fatigue crack propagation resistance by evaluating the variability of temperature in the austempered thermal treatment as well as the modification of chemical composition when copper, nickel and/or molybdenum are incorporated.

Some tendencies about materials used in the automotive industry in Mexico show that traditionally used materials are been substituted by others with either better mechanical properties or technologically more advanced. The main motivation of automotive industry for having these changes is to increase the fuel economy by reducing the total tare weight of the vehicle.

For instance, the Austempered Nodular Iron is extensively used in the automotive industry because it has some advantages with respect to either Grey Iron or Steel such as bigger fatigue resistance and more wearing resistance; despite its increased manufacturing cost. The Austempered Nodular Iron also has good fracture toughness and is used for manufacturing many automotive pieces that are subject to fatigue processes such as crankshafts, monoblocks, gears, and so on. In fact, the microstructure of this material inhibits the growth and propagation of cracks.

The results of this investigation show that Austempered Nodular Iron in which both Copper and Molybdenum are incorporated, and an Austempered thermal treatment at 315°C is applied has more fatigue resistance in comparison to other tested alloys. Concerning the amount of graphite nodules contained in the tested Austempered Nodular Iron, at least in the evaluated range, a clear influence in the crack propagation resistance is not observed. Nevertheless, the type of morphology does affect the crack propagation because the closer the shape of the graphite nodules to a spherical one, the higher the crack propagation resistance.

In this investigation, a methodology to improve the performance of materials under fatigue processes is developed, and a criterion, useful for engineers and designers, to select such materials is established as well.

Resumen Ejecutivo

Aproximadamente el 63% de los vehículos ligeros que se producen en México son exportados al mercado de Estados Unidos^[1] y, por lo tanto, la Industria Automotriz Mexicana debe sujetarse a las tendencias del mercado automotor de Estados Unidos.

Como un ejemplo de este hecho a partir de la crisis petrolera de la década de 1970, se marcaron nuevas políticas a la Industria de Estados Unidos, como la iniciativa para un mejor aprovechamiento de la energía, que en el caso de la Industria Automotriz le marco la necesidad de aumentar el rendimiento de combustible en los vehículos y, como primer resultado de esta política fue la reducción del peso de los automóviles.

Si se compara un automóvil fabricado entre 1976 y 1999, se observa que existen diferencias significativas en los materiales empleados; la sustitución de materiales por otros de menor peso y mejores propiedades mecánicas y térmicas, dentro de este grupo de nuevos materiales que se emplean en la industria automotriz se encuentran los Plásticos, Aleaciones Ligeras y el Hierro Nodular, entre otros muchos, los cuales han estado substituyendo al Acero o al Hierro Gris.

El Hierro Nodular es uno de los materiales ampliamente utilizados en la Industria Automotriz, ya que presenta algunas ventajas con respecto al Acero o el Hierro Gris, como son, por ejemplo, mayor resistencia a la fatiga y mayor resistencia al desgaste, aunque con un costo mayor de fabricación. Por su buena tenacidad el Hierro Nodular está siendo utilizado para la fabricación de piezas que experimentan ciclos de fatiga, ya que por el tipo de estructura cristalográfica que posee, inhibe el crecimiento y propagación de grietas, además posee una alta resistencia al desgaste, como se requiere en cigüeñales, monoblocks, engranes, masas, etc.

En términos generales, este trabajo describe pruebas de crecimiento de grietas y otros tipos de pruebas mecánicas para estudiar el rendimiento del Hierro Nodular en procesos de fatiga. Los objetivos de este trabajo son evaluar el efecto que tiene la variación de esta temperatura del tratamiento térmico de austemperizado, así como el efecto que tiene la modificación de la composición química con Cobre (Cu), Níquel (Ni) y Molibdeno (Mo), los cuales resultan atractivos para la industria por el mejoramiento de las propiedades mecánicas de tensión e impacto.

De acuerdo a Paris^[2], existen tres etapas en el crecimiento de una grieta, la etapa I corresponde al inicio y crecimiento lento de una grieta, provocado principalmente por las cargas soportadas y la microestructura del material, en ella transcurre cerca del 10% de la vida útil de un material. La etapa II, se conoce como de propagación estable y es debida al servicio normal de la pieza y del medio ambiente que le rodea; en esta etapa transcurre el 90% de la vida útil de un

material. Finalmente, la etapa III, que se conoce como la etapa de desprendimiento final o de falla.

Paris encontró que en la etapa II existe una relación lineal entre el intervalo del factor de intensidad de esfuerzos y el crecimiento de la grieta por ciclo de carga, la cual es descrita mediante una ecuación matemática. Esta relación es la base para el desarrollo del presente trabajo, ya que por medio de ella se indican las mejoras del material al evaluar la resistencia a la propagación de grietas.

Con respecto a los materiales ensayados en este proyecto, se establecen cuatro conclusiones:

1. El efecto de la composición química sobre la propagación de grietas por fatiga de los Hierros Nodulares Austemperizados ensayados en este trabajo hizo resaltar la superioridad de las aleaciones Cu-Mo.
2. Existe una clara tendencia de que los Hierros Nodulares con un tratamiento térmico de Austemperizado a 315°C, presentan la mayor resistencia a la propagación de grietas.
3. Los materiales ensayados tuvieron diferentes nodularidades, pero no se distinguió una tendencia clara de esta variación en los resultados, al menos con las amplitudes del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK) utilizadas.
4. La morfología de los nódulos de grafito influye en la resistencia a la propagación de grietas, y se observó que con mayor esfericidad de los nódulos mayor resistencia a la fatiga.

Durante el desarrollo de este trabajo, se plantea una metodología para la producción y mejora de materiales que actualmente se emplean en la industria y que puede servir como base para futuras investigaciones en temas afines. Por lo tanto, uno de los objetivos cumplidos en esta investigación, fue el de presentarles a los diseñadores e ingenieros una alternativa para la selección de materiales, específicamente cuando éstos estarán sujetos a procesos de fatiga, en donde un parámetro importante a considerar es la velocidad de propagación de grietas por fatiga.

1 Introducción

El Hierro Nodular es un material muy empleado actualmente en la Industria Automotriz, ya que presenta algunas ventajas con respecto al Acero o el Hierro Gris, como son, por ejemplo, mayor resistencia a la fatiga y mayor resistencia al desgaste, aunque con un costo mayor de fabricación que el Hierro Gris. Por su buena tenacidad el Hierro Nodular está siendo utilizado para la fabricación de piezas que experimentan ciclos de fatiga, ya que por el tipo de estructura cristalográfica que posee, inhibe el crecimiento y propagación de grietas, además posee una alta resistencia al desgaste, como se requiere, por ejemplo, en cigüeñales, monoblocks, engranes, masas, etc.

En términos generales, este trabajo describe pruebas de crecimiento de grietas y otros tipos de pruebas mecánicas para estudiar el rendimiento del Hierro Nodular en procesos de fatiga. En una aportación de recientes investigaciones^[3,4], se ha demostrado que el tratamiento térmico de austemperizado mejora notablemente las propiedades de fatiga de los Hierros Nodulares, pero a la fecha se han reportado pocos estudios sobre efecto de la temperatura en la transformación isotérmica del proceso de Austemperizado, por lo que un objetivo de este trabajo es evaluar el efecto que tiene la variación de esta temperatura, en el crecimiento de grietas por fatiga para estos materiales.

Otro objetivo de este trabajo es evaluar el crecimiento de grietas por fatiga del Hierro Nodular Austemperizado, cuando se modifica su composición con: Cobre (Cu), Níquel (Ni) y/o Molibdeno (Mo); los cuales resultan atractivos para la industria por el mejoramiento de las propiedades mecánicas de tensión e impacto.

Un último objetivo intrínseco de este trabajo, es el de proporcionar un ejemplo para ingenieros y/o diseñadores del uso de la velocidad de propagación de grietas por fatiga como una herramienta de evaluación para la selección de materiales, principalmente cuando éstos se emplean para soportar ciclos de carga y, que por lo tanto, podrían experimentar el crecimiento y propagación de grietas por fatiga.

Para cumplir con los objetivos planteados en esta investigación, el trabajo se ha dividido en 8 capítulos. El primer capítulo es la presente introducción y los restantes se describen brevemente a continuación:

En el segundo capítulo se muestran algunos indicadores de la Industria Automotriz en México y su evolución en los últimos años; así como, un análisis de las tendencias del mercado automotor en Estados Unidos con respecto a los materiales que se utilizan por su industria automotriz.

En el tercer capítulo, se realiza una breve explicación de los materiales conocidos con el nombre de Acero y Hierro, donde se estudia a los Hierros, especialmente lo

que respecta al Hierro Nodular, y se indican las diferencias que tienen con respecto a otros tipos de Hierros (por ejemplo: Grises, Blancos, etc.).

El cuarto capítulo se enfoca al estudio del Hierro Nodular Austemperizado, que incluye una descripción general de los tipos y propiedades mecánicas que posee, el tratamiento térmico conocido como austemperizado, los efectos que tienen sobre el material los elementos químicos de aleación utilizados en este trabajo [Cobre (Cu), Níquel (Ni) y Molibdeno (Mo)]; y por último se describe brevemente la utilización de este material en la Industria Automotriz y las tendencias de su fabricación a nivel mundial.

En el quinto capítulo se exponen las bases teóricas de la propagación de grietas por fatiga en los materiales, en donde se describen las etapas de la propagación de grietas, la forma para determinar la rapidez de la propagación de grietas, cómo se determina la vida útil en fatiga y se muestra el aspecto típico de las superficies de fractura por fatiga.

La metodología utilizada para la realización de esta investigación, se explica en el sexto capítulo, donde se describe la preparación del material de las probetas de estudio, la composición química de cada muestra, la nomenclatura de identificación de cada composición química, las etapas y temperaturas empleadas para los tratamientos térmicos de Austemperizado, la forma de las probetas para la prueba de fatiga, las condiciones de prueba y los equipos utilizados para los ensayos de fatiga, la forma de preparación de las probetas fracturadas para los análisis metalográficos y otras pruebas complementarias.

Los resultados de las diversas pruebas se presentan en el séptimo capítulo, en donde se muestran y analizan los resultados de los ensayos de velocidad de propagación de grietas para cada tipo de composición química y para cada temperatura de Austemperizado. También, se analizan los resultados metalográficos, los cuales sirven para validar las pruebas realizadas. Así mismo, se señalan los efectos en la propagación de grietas por fatiga, del número y forma de los nódulos de grafito contenidos en los materiales ensayados.

Finalmente, en el capítulo 8 se indican las principales conclusiones de este trabajo.

2 La industria automotriz en México

La industria automotriz en México es una de las áreas económicas más importantes para el país, debido principalmente al número de empleos directos e indirectos que genera, así como por el volumen de sus exportaciones. El objetivo de este capítulo es esbozar un panorama del sector automotor en México, para comprender cómo se fijan las tendencias de los materiales utilizados para hacer frente a las demandas del mercado consumidor de los vehículos fabricados en México, el cual tiene como principal cliente el mercado de Estados Unidos.

2.1 Indicadores de la producción nacional

La industria automotriz en México está experimentando un continuo desarrollo desde 1993, como se observa en la figura 1, salvo por la contracción experimentada en 1995, la producción total de vehículos ha crecido a un ritmo promedio cercano al 7% en los últimos años.

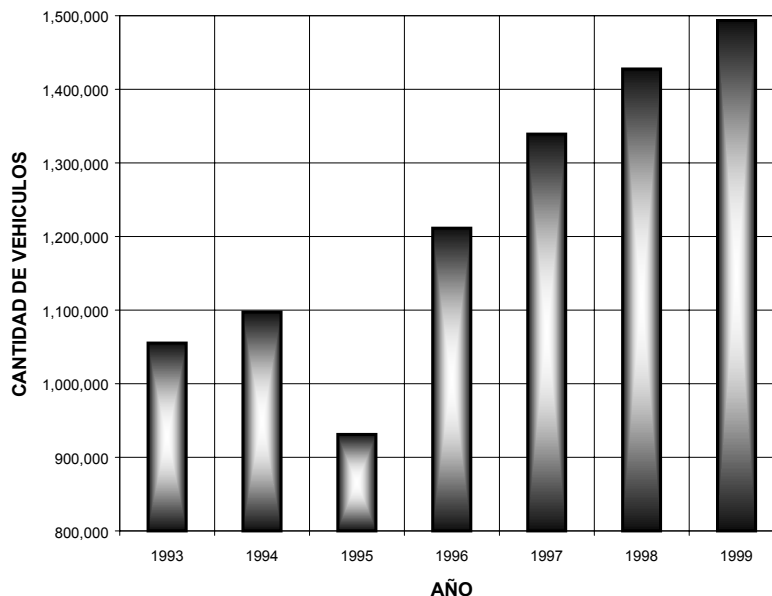


Figura 1 Evolución de la producción de automóviles^[1]

2.1.1 Distribución de la fabricación de vehículos por empresa

Para el año de 1999, la producción total de vehículos ligeros (automóviles y camionetas) fue de 1,491,968 unidades, de las cuales más del 99% fueron armadas únicamente por 5 empresas de las 8 con que cuenta el país; de estas empresas, las de origen Estadounidense tienen una participación del 59.29%, las de origen Europeo 27.59% y las Japonesas 13.12% (figura 2).

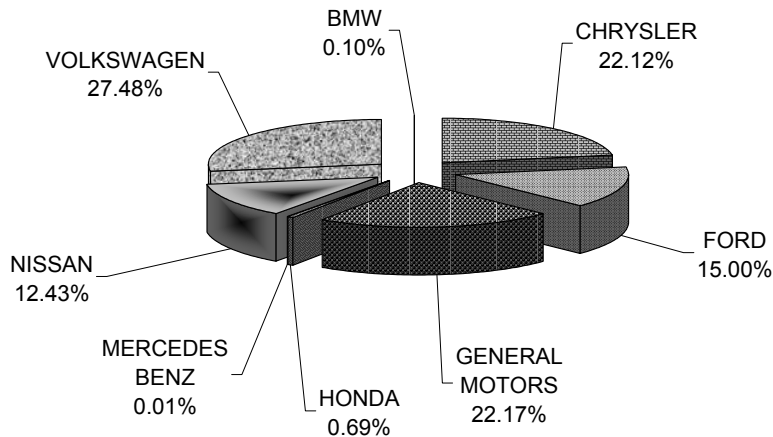


Figura 2 Distribución en la fabricación de automóviles, por empresas^[1]

2.1.2 Destino de la producción de vehículos

El crecimiento en la fabricación de automóviles se generó principalmente por el aumento en las exportaciones, a partir de 1994 se empezó a experimentar un cambio en el destino de la producción de automóviles, es en ese año que la producción para la exportación sobrepasa a la producción enfocada al consumo interno. Después, con motivo de la crisis económica de México de 1994, en el año de 1995 más del 80% de la producción es para el mercado externo (Figura 3), panorama que no ha cambiado en la actualidad ya que para el año de 1999 más del 72% de la producción nacional se destinó a las exportaciones, aunque el consumo interno creció significativamente en 1999 con respecto a 1995.

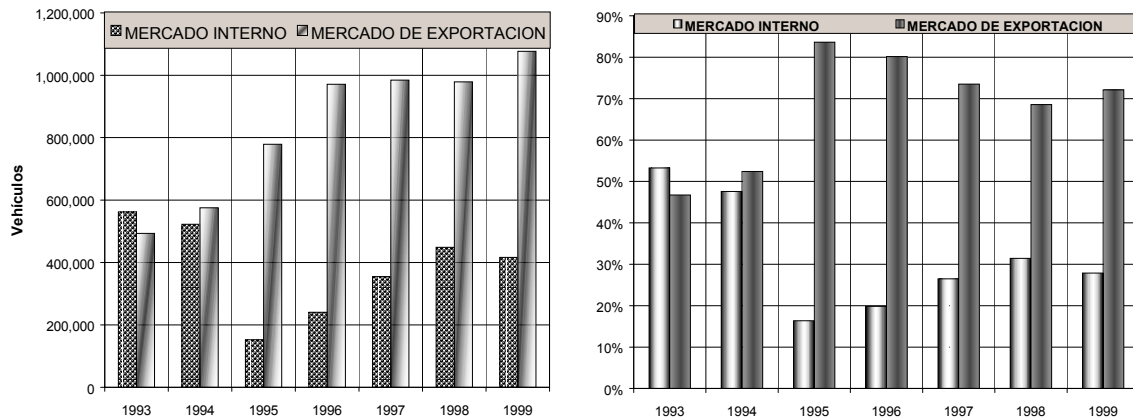


Figura 3 Producción de automóviles en México, por tipo de mercado^[1]

El principal mercado de las exportaciones de automóviles fabricados en México es el mercado de América del Norte (figura 4) y de éste el principal cliente es el mercado de Estados Unidos.

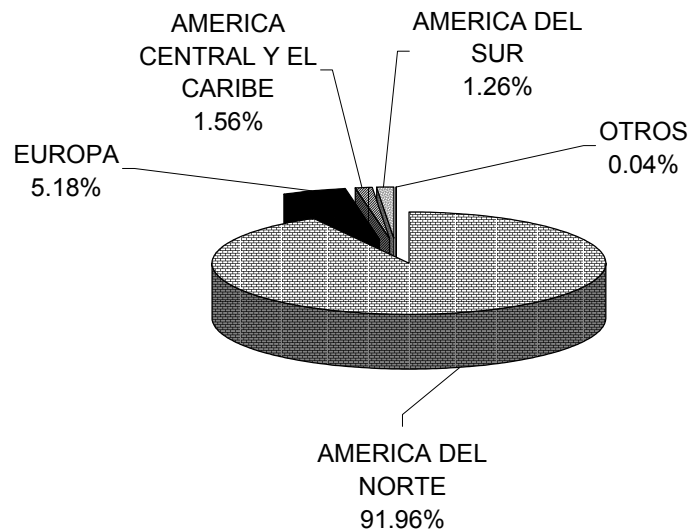


Figura 4 Destino de las exportaciones de automóviles de 1999, por regiones^[1]

Debido a que la fabricación de automóviles en México está enfocada básicamente al mercado de América del Norte y por lo tanto, a las regulaciones que se aplican en este mercado, en la siguiente sección se realiza un análisis de las tendencias de los materiales utilizados en la fabricación de automóviles en Estados Unidos.

2.2 Tendencias de los materiales utilizados por la industria automotriz de Estados Unidos

Al comparar los automóviles fabricados en Estados Unidos desde 1976 hasta los que actualmente se fabrican, una de las primeras diferencias que saltan a la vista es la reducción del peso vehicular, además de cambios en aerodinámica, volumen, estética, materiales, diseño, etc. Esta reducción en el peso de los vehículos, inicialmente fue provocada por la crisis petrolera de la década de los 70's, la cual originó fuertes regulaciones por parte del gobierno de Estados Unidos para un mejor aprovechamiento de los combustibles. Como ejemplo, la estructura de un vehículo típico tenía en 1976 un peso promedio de 1514 Kg, en la actualidad pesa alrededor de 1285 Kg^[5]. Algunos diseñadores proyectan que el peso de los vehículos decrezca en cerca del 2% para el año 2002 (con respecto al peso actual) y quizás en 5% para el año 2007.

2.2.1 Causas de la reducción del peso en los vehículos

Como se indicó anteriormente, la causa principal para las reducciones en el peso de los vehículos fueron inicialmente las regulaciones gubernamentales, las cuales favorecieron el aumento en el rendimiento de los vehículos, posteriormente, fueron

las políticas de protección al medio ambiente al tratar de reducir las emisiones contaminantes; en la actualidad se suman las preferencias del consumidor.

Además de la necesidad de la reducción del peso en los componentes de un vehículo, existen otros factores de índole industrial que han coadyuvado al desarrollo tecnológico de los materiales utilizados tradicionalmente en esta industria y en otros casos se ha convertido en una realidad el empleo de nuevos materiales, estos factores son el empleo de nuevos procesos de manufactura, reducción de costos, mayor número de partes para reciclado, aumento de la seguridad de los ocupantes en caso de colisiones, etc.

A continuación se analiza las tendencias de los materiales no metálicos y ferrosos en la industria automotriz de Estados Unidos.

2.2.2 Tendencias de los materiales no metálicos

A pesar de las reducciones en el peso de los vehículos, estas reducciones no han afectado a todos los materiales por igual en lo que se refiere a la cantidad empleada por vehículo, por ejemplo, las partes de vehículos manufacturados con materiales no metálicos han experimentado pocos cambios desde 1976, en ese año los vehículos utilizaban en promedio 478 Kg y en el año de 1998 se utilizaron 464 Kg^[5]; se pronostica que se mantenga esta cantidad en los próximos años.

Este comportamiento puede ser explicado como resultado del desarrollo tecnológico que se ha experimentado en estos materiales, los cuales son: aumento de la resistencia mecánica, mejor ductilidad, aumento de la resistencia a la fatiga y al calor, combinado con una baja densidad.

2.2.3 Tendencias de los materiales ferrosos

Lo expresado en la sección anterior indica que gran parte de la reducción del peso de los vehículos se debe entonces a las reducciones en partes hechas con materiales ferrosos, es decir, de aquellas partes hechas con aleaciones de hierro y acero, los cuales se estudian a continuación:

Hierro

Con respecto al contenido de Hierro en los vehículos fabricados en Estados Unidos, mucho del cual reside en el motor y en la transmisión, se redujo la cantidad promedio por vehículo de 255 Kg para el año de 1976 a 163 Kg en 1998^[5]. Mientras muchas de estas reducciones pueden ser debidas al incremento de partes hechas con aluminio, también se deben a la utilización de nuevas tecnologías en el diseño, como el análisis por elemento finito o por nuevos procesos de fabricación, como la estereolitografía (obtención de objetos a partir de resina endurecida por rayo láser), los cuales han provocado una mejora en las fundiciones ferrosas o la posibilidad del empleo de nuevos materiales, lo que hace

posible la disminución del peso de los componentes fabricados sin disminuir la resistencia mecánica.

Acero

La masa de acero utilizada se ha reducido desde 1976, en este año un vehículo típico tenía 1036 Kg de acero en promedio, para 1998 se estimó en 823 Kg (de acuerdo a la American Metal Market)^[5]. A pesar de estas reducciones, simultáneamente aumentó el contenido tecnológico del acero, como por ejemplo el empleo de nuevas técnicas de fundición, el hidroformado o el incremento del uso de aleaciones de acero de alta resistencia, lo que ha contribuido a mantener la utilización de acero por largo tiempo.

Un resumen de la información anterior se muestra en la figura 5, en ella se presentan los cambios porcentuales de los materiales utilizados en la fabricación de un vehículo típico en Estados Unidos, entre 1976 y 1998.

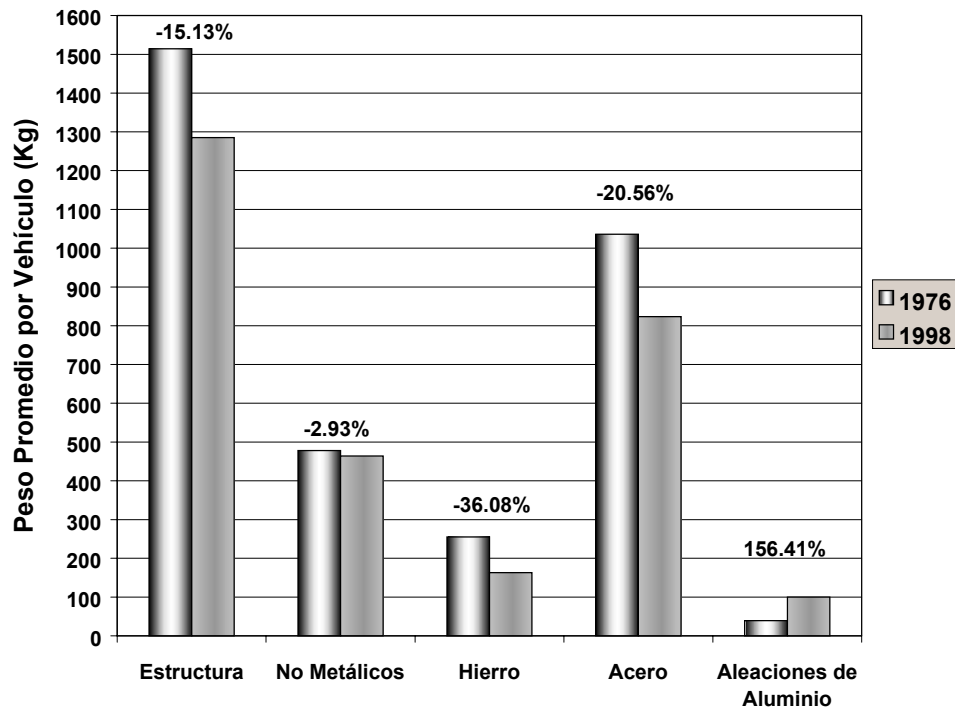


Figura 5 Diferencias por tipo de material utilizado en vehículos (peso promedio)

En el siguiente capítulo se estudia ampliamente al acero y las fundiciones de hierro, con el fin de conocer en detalle las diferencias y similitudes de estos materiales con respecto al Hierro Nodular.

3 El acero y las fundiciones de hierro

En este capítulo se hace una breve introducción con respecto a las aleaciones de Hierro (Fe) y Carbón (C), conocidas comercialmente como Acero y Fundiciones de Hierro, el estudio se enfoca principalmente a los tipos de Fundiciones de Hierro que existen y, dentro de esta familia, el interés es conocer lo referente al Hierro Nodular, sus propiedades mecánicas y químicas, ya que constituyen el enfoque primordial para el desarrollo de este trabajo.

3.1 Acero

El hierro puro (Fe) se utiliza muy poco para la fabricación de objetos debido a que es un material suave y débil, en cambio, se utiliza ampliamente cuando se le adiciona carbón (C), ya que el hierro adquiere dureza y resistencia. El efecto benéfico del carbón, aunque crea problemas para fabricarlo, es ventajoso cuando se encuentra en un rango de 0.17% al 2% (figura 6), a estas aleaciones o mezclas se les conoce como Aceros, de los cuales existe una gran variedad dependiendo de la cantidad de elementos químicos adicionalmente agregados (Silicio, Manganeso, Cromo, etc.) y la velocidad de enfriamiento, entre otros factores.

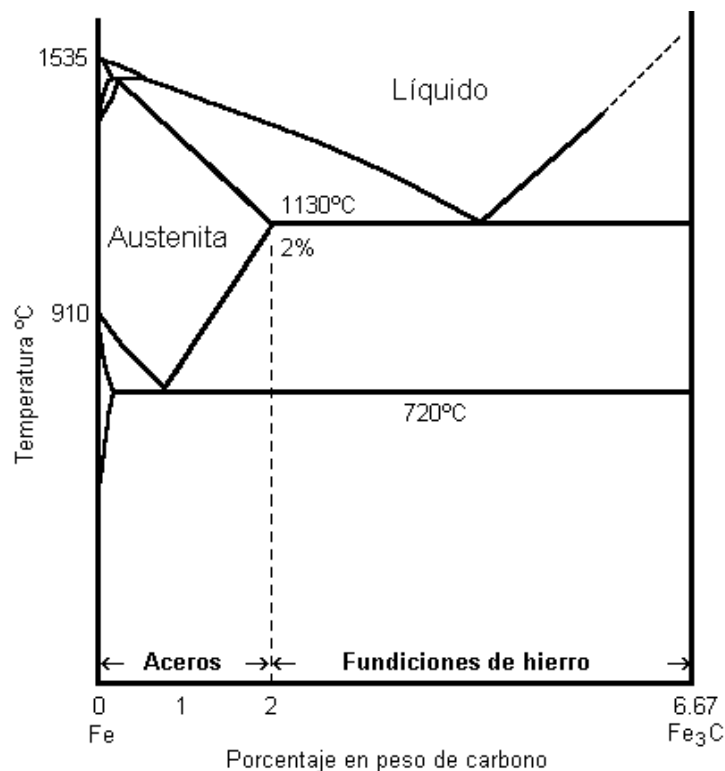


Figura 6 Diagrama de equilibrio Hierro (Fe) – Carburo de Hierro (Fe₃C)^[6]

Cuando el contenido de carbón se encuentra entre el 2 y el 4% y el contenido de Silicio de 0.5 a 3%, a la combinación de Hierro (Fe) – Carbón (C) – Silicio (Si) se le da el nombre de Fundiciones de Hierro, las cuales se describen a continuación:

3.2 Fundiciones de hierro

Se conocen como Fundiciones de Hierro a una gran variedad de aleaciones, que se componen básicamente de Hierro (Fe) - Carbón (C) - Silicio (Si) y, dependiendo de la cantidad que se agrega de cada uno de estos materiales, se generan las características físicas y mecánicas de cada material, las cuales se comentan a continuación:

3.2.1 Hierro blanco

El Hierro Blanco, contiene entre 2 y 3.3% de carbón, este tipo de aleación puede ser utilizado para fabricar partes donde se necesite una alta resistencia a la abrasión, pero las aplicaciones son limitadas ya que es una aleación frágil, debido a que mucho del contenido de carbón está presente como carburos de hierro (Fe_3C), el cual es un compuesto duro y frágil. El nombre de Hierro Blanco, se debe a que la superficie de fractura presenta un color brillante y más claro en comparación con otras aleaciones de hierro. Su producción es limitada y sólo se utiliza para producir fundiciones con fines decorativos.

3.2.2 Hierro maleable

El Hierro Maleable es otro tipo de fundición de hierro, éste se obtiene después de aplicarle al Hierro Blanco un tratamiento térmico que disuelve los carburos de hierro (Fe_3C) en Hierro (Fe) y Carbón (C), a éste último se le encuentra como grafito, ya sea en forma de hojuelas o en forma de nódulos (esferas). En esta condición (con los carburos de hierro disueltos), la aleación tiene mejores propiedades mecánicas, ya que tiene una excelente combinación de alta resistencia a la tensión y alta deformación, los cuales van desde 280 MPa con 18% de deformación hasta 800 MPa con 2% de deformación.

3.2.3 Hierro gris

El Hierro Gris tiene entre 2.5 y 4% de Carbón y de 1 a 3% de Silicio, en este caso el carbón se combina con el hierro para formar carburos de hierro (Fe_3C) estructura que se le conoce con el nombre de cementita, sin embargo como el carbón está en exceso, el carbón que no puede combinarse con el hierro se encuentra como grafito finamente dispersado y en forma de hojuelas, las cuales actúan como concentradores de esfuerzos cuando el material es sometido a ciclos de carga y, por lo tanto, ayudan a la propagación de grietas (Figura 7).

Como resultado de este proceso, las fundiciones de Hierro Gris son débiles, con esfuerzos de tensión última del orden de 150 a 400 MPa y no presentan

deformación. El tamaño de las hojuelas de grafito varía de acuerdo a las condiciones de producción y del espesor de la fundición, normalmente la longitud de las hojuelas es de 0.1 a 1.0 mm.

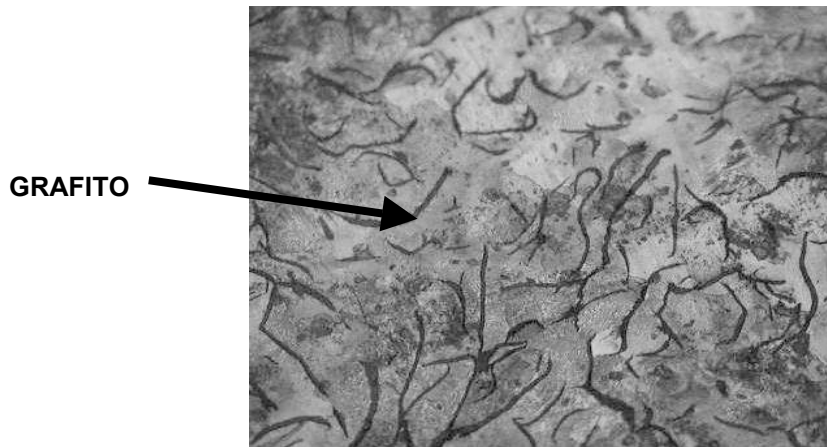


Figura 7 Hojuelas de grafito de una fundición de Hierro Gris

El nombre de esta aleación, al igual que en el Hierro Blanco, se debe al color de la superficie de fractura, el cual es de color gris debido a las hojuelas de grafito.

Una clasificación aparte se ha dado a un grupo de fundiciones de hierro, conocidos como Hierros Dúctiles o Nodulares, con una composición química similar a la que posee el Hierro Gris y los cuales se estudian a continuación.

3.2.4 Hierro nodular

En años recientes, los fabricantes y usuarios de las fundiciones de Hierro Nodular han observado el uso potencial de este material, como resultado del amplio rango de propiedades mecánicas que ofrecen. Desde su introducción comercial en 1948, las fundiciones de Hierro Nodular han sido una alternativa en cuanto a costo de fabricación con respecto a las Aleaciones con cierta ductilidad, las Fundiciones de Acero, las Piezas Forjadas y otros tipos de materiales.

Las fundiciones de Hierro Nodular son empleadas en cada campo de la ingeniería y en cada región geográfica del planeta se les conoce con diferentes nombres, por ejemplo, Hierros Nodulares o Hierros Dúctiles; en este trabajo se hace referencia a estas fundiciones como Hierros Nodulares.

Como se explicaba, los Hierros Nodulares se convirtieron en una realidad industrial en 1948 y fueron producto de un tratamiento realizado en la fusión del Hierro Gris, lo que causó que el grafito que estaba presente en forma de hojuelas (Figura 7) se transformaran en forma de esferas o Nódulos (Figura 8). La forma Nodular del grafito redujo el efecto de agrietamiento cuando el material es sometido a cargas cíclicas, y por lo tanto, aumentó la resistencia a la fatiga, debido a que las esferas actúan como arrestadores de grietas.

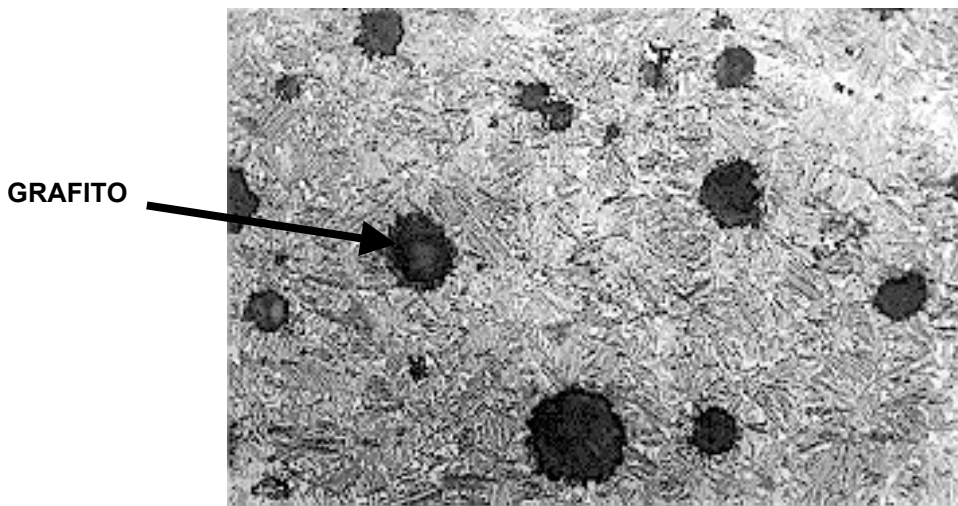


Figura 8 Nódulos de grafito en un Hierro Nodular

En lo que respecta a la composición química, los Hierros Nodulares son similares al Hierro Gris, aunque con adiciones especiales de Magnesio y Cerio para provocar la sedimentación del Carbono en forma Nodular y dependiendo de la estructura cristalina existen los siguientes tipos:

- Hierro Nodular Ferrítico
- Hierro Nodular Perlítico
- Hierro Nodular Perlítico-Ferrítico
- Hierro Nodular Martensítico
- Hierro Nodular Austenítico
- Hierro Nodular Austemperizado

Hierro Nodular Ferrítico

Es una aleación en donde las esferas de grafito se encuentran incrustadas en una matriz de ferrita; se le llama ferrita a una estructura básicamente compuesta por Hierro puro, las propiedades más importantes de esta aleación son:

- Alta resistencia al impacto
- Moderada conductividad térmica
- Alta permeabilidad magnética
- En algunas ocasiones, buena resistencia a la corrosión
- Buena maquinabilidad

Hierro Nodular Perlítico

En esta aleación las esferas de grafito se encuentran dentro de una matriz de perlita; la perlita es un agregado fino de ferrita y cementita (carburo de hierro Fe_3C), sus propiedades son:

- Relativamente duro
- Alta resistencia
- Buena resistencia al desgaste
- Moderada resistencia al impacto
- Poca conductividad térmica
- Baja permeabilidad magnética
- Buena maquinabilidad

Hierro Nodular Perlítico-Ferrítico

En esta aleación, las esferas de grafito están mezcladas en una matriz de ferrita y perlita. Esta es la más común de las aleaciones de Hierro Nodular y sus propiedades se encuentran entre las propiedades de una estructura de Hierro Nodular Ferrítico y Hierro Nodular Perlítico, tienen además:

- Buena maquinabilidad
- Menor costo de fabricación de las aleaciones de Hierro Nodular.

Hierro Nodular Martensítico

Como producto de fundición, el Hierro Nodular Martensítico es una aleación dura y frágil, por lo tanto, raramente utilizada. Sin embargo, después de un tratamiento térmico de templado (Martensita Templada), la aleación tiene una alta resistencia tanto mecánica como a la corrosión, además de una alta dureza la cual puede tener un rango de 250 HB (Dureza Brinell) a 300 HB.

Hierro Nodular Austenítico

Estos tipos de aleaciones son ampliamente utilizados por su buena resistencia mecánica, así como por su resistencia tanto a la corrosión como a la oxidación, poseen además, propiedades magnéticas y una alta estabilidad de la resistencia mecánica y dimensionales a elevadas temperaturas.

A continuación, en la Tabla 1 se presentan los grados o tipos comerciales de acuerdo a la American Standard of Testing Materials ASTM y las propiedades mecánicas de los diversos tipos de Hierros Nodulares.

Tabla 1 Características de los Hierros Nodulares^[7,8]

	Ferrítico	Ferrítico-Perlítico	Perlítico	Martensítico (Con Austenita Retenida)	Martensita Templada	Austemperizado	Austemperizado	Austenítico
Grado ASTM	60-40-18	80-55-06	100-70-03	DQ&T	-	1050-700-7	1600-1300	-
Dureza (HB)	143-187	-	-	-	-	302-363	444-555	-
Esfuerzo de cedencia (MPa)	276	379	483	-	-	700	1300	-
Deformación (%)	18	6	3	-	-	7	-	-
Resistencia a la Tensión (MPa)	414	552	690	600	793	1050	1600	310

Una mención aparte es la referente al Hierro Nodular Austemperizado, el cual se describe en el siguiente capítulo, debido a que es el material utilizado para el desarrollo de esta investigación.

4 Hierro nodular austemperizado

Esta aleación es la más reciente dentro de la familia de los Hierros Nodulares y representa a un grupo de aleaciones de Hierro que ofrecen una buena combinación de resistencia mecánica, dureza y resistencia al desgaste. Este tipo de aleaciones además, tiene una excelente capacidad de deformación y alta tenacidad, así como buena resistencia al desgaste y resistencia a la fractura, es por ello que estas aleaciones son utilizadas para reducir el peso y el costo en la fabricación de diversos componentes.

4.1 Propiedades

Las propiedades relevantes de los Hierros Nodulares Austemperizados son obtenidas por medio de un tratamiento térmico (con un control riguroso de la temperatura y el tiempo del tratamiento) y tiene como objetivo desarrollar una matriz con una estructura de bainita con ferrita (60%) y austenita retenida (estructura con alto contenido de carbón).

La austenita retenida es térmicamente estable a bajas temperaturas, pero es difícil de maquinarse. Sin embargo, bajo condiciones adecuadas de esfuerzos, puede transformarse localmente en martensita (estructura dura y frágil). La ventaja de esta característica hace que los Hierros Nodulares Austemperizados sean utilizados en piezas en las que se desea que la dureza del material aumente conforme se van experimentando tensiones de carga locales, por ejemplo en flechas o en cojinetes. Además, los esfuerzos superficiales pueden ser puestos deliberadamente en una pieza antes de entrar en servicio, por ejemplo se pueden inducir esfuerzos térmicos superficiales en una pieza, con los que se logra obtener una excelente resistencia al desgaste y a los esfuerzos por fatiga, esto se aplica por ejemplo en la fabricación de dientes de engranes o las superficies de rodamiento de los cigüeñales.

Los Hierros Nodulares Austemperizados tienen las siguientes aplicaciones generales:

- Grado 1400-1100-1 y 1600-1300, son utilizados básicamente para engranes y aplicaciones donde es necesario tener una resistencia al desgaste.
- Grado 1400-1100-1, se utilizan en piezas donde se sacrifica un poco la resistencia al desgaste, con el fin de aumentar el límite de ductilidad y tenacidad.

En la Tabla 2, se presentan las principales propiedades mecánicas de los Hierros Nodulares Austemperizados, de acuerdo a la norma ASTM.

Tabla 2 Propiedades mecánicas de los Hierros Nodulares Austemperizados (Norma ASTM A-897M-90^[8])

Grado	Resistencia a la Tensión (MPa)	Esfuerzo de Cedencia (MPa)	Deformación (%)	Resistencia al Impacto (J) ^a	Dureza (HB) ^c
850-550-10	850	550	10	100	269-321
1050-700-7	1050	700	7	80	302-363
1200-850-4	1200	850	4	60	341-444
1400-1100-1	1400	1100	1	35	388-477
1600-1300	1600	1300	b	b	444-555

(a) Sin entalla

(b) Sin especificación

(c) La dureza no es requisito y sólo se indica con fines informativos.

A continuación se describe el proceso para obtener el Hierro Nodular Austemperizado.

4.2 Tratamientos térmicos

El Hierro Nodular Austemperizado se obtiene por medio de dos tratamientos térmicos continuos, los cuales se detallan a continuación:

4.2.1 Austenitización

El tratamiento térmico de austenitización consiste en calentar la aleación dentro de un rango de temperatura entre 815 a 920°C, con la finalidad de formar estructuras cristalinas de Austenita homogénea. La temperatura elegida para este tratamiento depende de la siguiente etapa del proceso, así como del tipo de estructura final buscada. Una vez que se ha seleccionado la temperatura de austenitización, la temperatura es controlada con una diferencia de +/- 10°C.

4.2.2 Austemperizado

Una vez la aleación se ha transformado en Austenita homogénea, se transfiere rápidamente al horno de austemperizado, en donde se utilizan diferentes tipos de baños de sales para mantener la temperatura en un rango de 230 a 400°C, en este paso se busca la transformación de la Austenita en Bainita (Ausferrita). De acuerdo con las propiedades requeridas de la aleación, es como se selecciona la temperatura de austemperizado, aquí el control de temperatura y el tiempo del tratamiento térmico es de suma importancia (Figura 9).

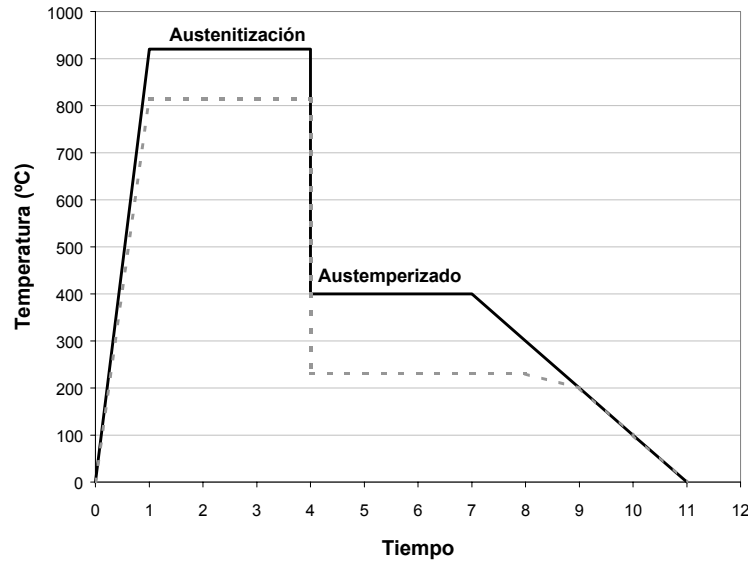


Figura 9 Proceso de Austemperizado

4.2.3 Etapas de la transformación del austemperizado

En la figura 10, se puede apreciar un ciclo típico del tratamiento térmico de austemperizado, en donde la pieza de fundición es austenitizada (formación de Austenita) entre 850 y 950°C, templada posteriormente en un baño de sal o aceite en un rango de temperatura de 300-500°C y mantenida a esta temperatura por el tiempo necesario para lograr la transformación^[9] de la austenita en bainita.

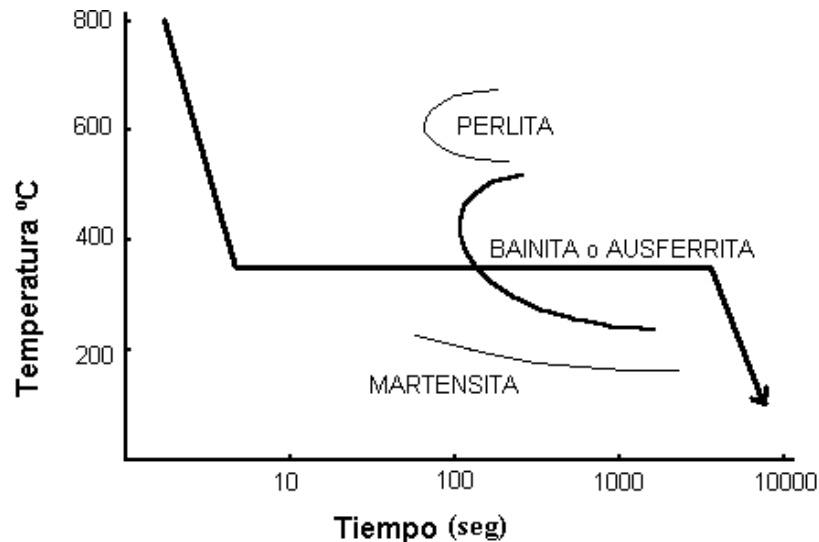


Figura 10 Diagrama de transformación isotérmica, mostrando la trayectoria térmica de un tratamiento térmico de austemperizado típico para el hierro nodular 1.5%Ni-0.3%Mo^[9]

La transformación isotérmica, en el intervalo de temperatura del austemperizado se realiza en dos etapas:

- Etapa 1 (transformación parcial de austenita):



- Etapa 2 (descomposición de la austenita metaestable):



donde:

γ : austenita homogénea^[10]

(α) : ferrita sobresaturada con carbono

(γ) : austenita metaestable con alto contenido de carbono

α : ferrita

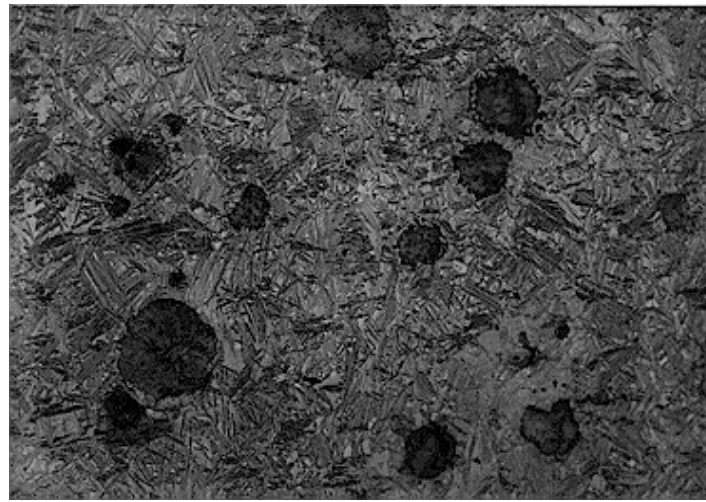
$\alpha + \text{carburos}$: Bainita superior o inferior

González, Hallen y Císneros^[3] evaluaron las propiedades en tensión, impacto y a la fatiga de dos hierros nodulares aleados con Cu-Mo y con Ni-Mo, austemperizados tanto a 370°C como a 315°C, con el fin de obtener microestructuras de bainita gruesa y bainita fina respectivamente (ver figura 11). Los resultados de estos estudios mostraron que, en ambas aleaciones es posible obtener una buena combinación de resistencia mecánica y resistencia a la fatiga mediante el austemperizado. Para una misma composición química, se obtuvo mayor resistencia mecánica y mayor resistencia a la fatiga con la temperatura de austemperizado de 315°C, aunque la energía de impacto Charpy fue mucho mayor con la temperatura de austemperizado a 370°C. Los hierros nodulares con Cu-Mo demostraron tener una resistencia a la fatiga mayor que los aleados con Ni-Mo.

A continuación se estudian las recientes investigaciones en el campo del Hierro Nodular Austemperizado, como es el efecto que tiene sobre esta aleación la adición de diferentes elementos químicos, en este caso, el Cobre (Cu), Níquel (Ni) y Molibdeno (Mo).

4.3 Efecto de los elementos aleantes

El hierro nodular austemperizado es esencialmente diseñado para aplicaciones que requieren una combinación de alta resistencia y alta tenacidad, estas propiedades son el resultado de múltiples factores destacando: las características microestructurales, la nodularidad y los tipos de microconstituyentes que posee la aleación^[4]; donde la nodularidad se refiere al porcentaje de grafito que se encuentra en forma de nódulos dentro de la fundición de hierro.



100 μm

Figura 11 Microestructura típica del hierro nodular tratado a 315°C, mostrando la bainita inferior (aleación 1Ni-0.23Mo-0.6Cu)

El efecto de los elementos aleantes determinan las tendencias de transformación microestructural durante el tratamiento térmico de los hierros nodulares, de los cuales se enumeran a continuación los que son de interés para el desarrollo de esta investigación:

4.3.1 Molibdeno

- Incrementa la solubilidad del carbono en la austenita y baja el coeficiente de difusión, incrementando el volumen de austenita estabilizada y disminuye el contenido de ferrita^[9, 11,12,13].
- El efecto sobre la templabilidad es diez veces superior al cobre^[14].
- Forma carburos muy difíciles de disolver.
- Se usa especialmente en piezas de gran sección.
- Con contenidos superiores al 0.3%^[9,11,15] se incrementa la segregación, lo cual es nocivo en algunas fundiciones.

4.3.2 Níquel

- Disminuye la transferencia de carbono entre la matriz y los nódulos de grafito.
- Tiene un efecto marcado sobre la temperatura, ya que es un elemento estabilizador de la fase austenítica, por lo tanto disminuye la temperatura de austenitización (transformación a austenita).
- Kovacs^[9,15] señala que no afecta la cinética de la 1ª etapa (nucleación de ferrita y austenita de alto carbono) pero retarda la precipitación de carburos. Por otro lado, algunos autores^[14,16] afirman que este elemento retarda

considerablemente la 1ª etapa, este efecto es más marcado cuando el níquel se usa en combinación del cobre^[9].

- El níquel incrementa el tiempo del tratamiento de austemperizado, requerido para alcanzar el máximo esfuerzo tensil para cualquier temperatura^[14].
- Existe acuerdo^[9,11,14,17] para señalar que, incrementando el contenido de níquel en las fundiciones nodulares austemperizadas, se incrementa la ductilidad, alcanzando la máxima alrededor del 2.0%; a mayores contenidos hay una caída gradual en esta propiedad^[11,14].
- Por otra parte, la resistencia a la tensión disminuye cuando se incrementa el contenido de níquel y dentro de un rango de temperatura del austemperizado de 300 a 400°C^[9].

4.3.3 Cobre

- De efectos similares al níquel, pero más económico, se agrega para aumentar la capacidad de templado.
- Es un promotor efectivo de la perlita en las fundiciones de hierro.
- Crea una barrera para la difusión del carbono, por lo que retarda el tiempo de austenitización^[15].
- No se ha reportado que altere el inicio de la transformación en el austemperizado, pero se cree que retarda la aparición de carburos y por ende retarda la 2ª etapa, por lo que amplía el intervalo de tiempo donde se tiene la máxima ductilidad y resistencia al impacto^[9,14].

4.4 Utilización del hierro nodular







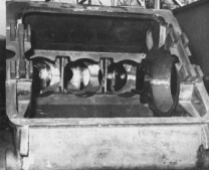
En la figura 12, se muestran algunas partes automotrices de vehículos Japoneses, fabricadas con Hierro Nodular.



Figura 12 Algunas de las partes hechas con Hierro Nodular, utilizados en Automóviles Japoneses^[18]

A continuación en la Tabla 3, se muestran algunas de las aplicaciones típicas del Hierro Nodular Austemperizado en la industria automotriz, en la que se señala las ventajas al emplear este tipo de material, con respecto al material sustituido.

Tabla 3 Aplicaciones del Hierro Nodular Austemperizado^[18]

Nombre de la Pieza	Material reemplazado	Ventajas	Imagen
Engranajes axiales (transmisión)	<ul style="list-style-type: none"> • Acero Forjado 	<ul style="list-style-type: none"> • Mayor Producción • Menores costos • Mejor maquinabilidad • Operación más silenciosa • Reducción de peso 	
Engranajes de tiempo de Motor Diesel	<ul style="list-style-type: none"> • Acero 1022 Forjado 	<ul style="list-style-type: none"> • Reducción del 30% en costos 	
Cigüeñal	<ul style="list-style-type: none"> • Acero Forjado 	<ul style="list-style-type: none"> • Menor costo • Mayor resistencia a la fatiga • Mayor Durabilidad • Reducción de peso 	
Disco de Embrague	<ul style="list-style-type: none"> • Acero • Aluminio 	<ul style="list-style-type: none"> • Menor Costo • Menor Peso • Mejor resistencia al desgaste 	
Engranajes de caja de transmisión	<ul style="list-style-type: none"> • Acero Forjado 	<ul style="list-style-type: none"> • Menor costo de producción • Operación silenciosa • Reducción de peso 	
Calibrador del disco de frenado	<ul style="list-style-type: none"> • Acero 	<ul style="list-style-type: none"> • Menor peso 	
Caja de transmisión para acoplar el árbol de levas	<ul style="list-style-type: none"> • Acero 	<ul style="list-style-type: none"> • Mayor resistencia la desgaste • Mejor maquinabilidad • Menor peso 	

4.5 Producción mundial

Con referencia a la producción mundial de Hierros Nodulares^[18], el crecimiento del Hierro Nodular ha superado las expectativas. La producción mundial hoy en día es de aproximadamente 12 millones de toneladas y se espera que se alcancen los 20 millones de toneladas para los primeros años del Siglo XXI (Figura 13).

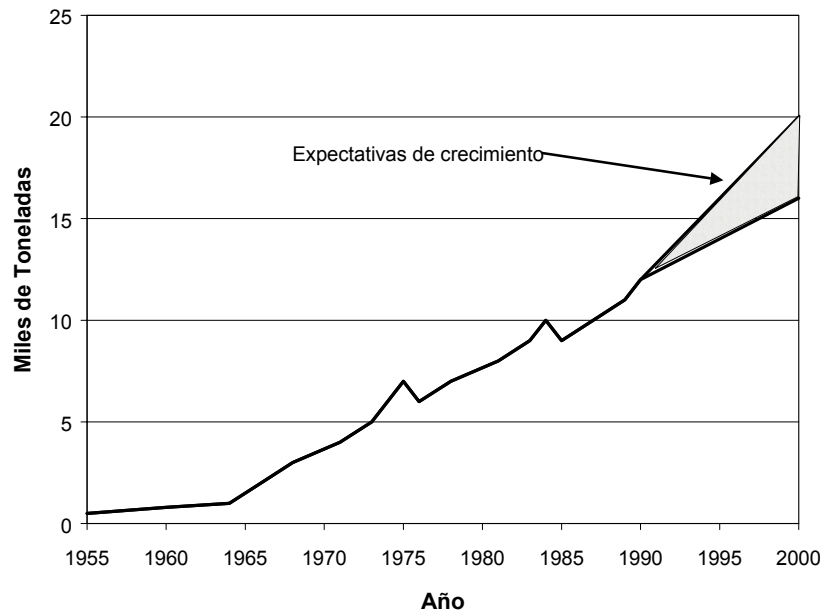


Figura 13 Producción mundial de Hierro Nodular^[18]

En el siguiente capítulo se hará una breve semblanza de la Propagación de Grietas por Fatiga (PGF), con el fin de establecer el marco teórico para el desarrollo de la investigación planteada inicialmente en la introducción.

5 Propagación de grietas por fatiga

Se describen en este capítulo, las bases teóricas del crecimiento y propagación de grietas por fatiga utilizadas para el desarrollo experimental de este trabajo y se discuten los patrones de propagación de grieta que tienen las superficies fracturadas por procesos de fatiga.

5.1 Etapas del crecimiento de grietas

La fatiga es un proceso de fractura retardada o paulatina, en el cual un cuerpo es sometido a cargas cíclicas y desarrolla una grieta que crece hasta alcanzar un tamaño crítico, punto en el cual se produce entonces la fractura final del cuerpo. Como en la mayoría de los componentes estructurales, los esfuerzos de servicio son menores al esfuerzo de cedencia, la Propagación de Grietas por Fatiga (PGF) se presenta en un cuerpo cuando éste se deforma elásticamente, por lo que es válida la aplicación de los principios de la mecánica de fractura para caracterizar el comportamiento de los materiales en fatiga. Actualmente es aceptado que la PGF ocurre en tres etapas^[19] (Figura 14):

Etapa I: Nucleación y crecimiento lento de grietas, provocado principalmente por las cargas soportadas y la microestructura del material (10% de la vida útil de un componente).

Etapa II: Propagación estable, esta etapa es debida al servicio normal de la pieza y del medio ambiente que lo rodea (90% de la vida útil de un componente)

Etapa III: Propagación rápida y falla final, la cual es una combinación de la microestructura, las cargas soportadas y el medio ambiente.

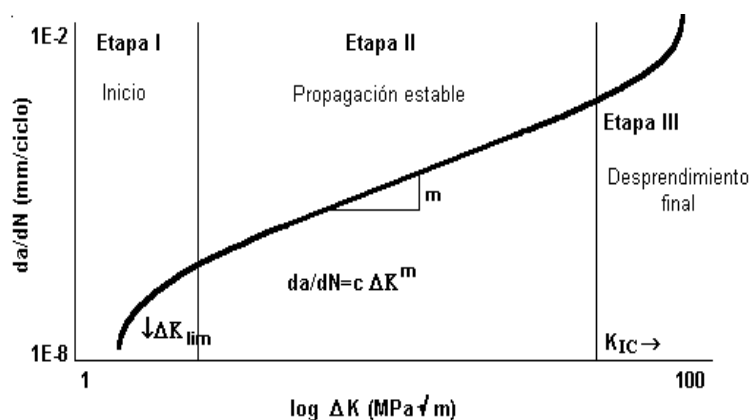


Figura 14 Características de la rapidez del crecimiento de grietas por fatiga, en función de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos^[2]

5.2 Rapidez de la propagación de grietas

En las tres etapas, la rapidez de propagación de grietas depende de la amplitud de la variación de los esfuerzos en la punta de la grieta, el cual depende, en condiciones lineal elásticas, del factor de intensidad de esfuerzos (K), que representa la magnitud de la intensificación de los esfuerzos en la región de la punta de la grieta.

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

K = Factor de intensidad de esfuerzos (MPa \sqrt{m})

σ = Esfuerzo (MPa)

a = Tamaño de la grieta en dirección del crecimiento (m)

Durante un ciclo de carga, se aplica un intervalo del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK), definido por:

$$\Delta K = K_{m\acute{a}x} - K_{m\acute{i}n} \quad (4)$$

Como K es proporcional a la aplicación de la carga, ya que:

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (5)$$

P = Carga (N)

A = Area (m²)

Entonces:

$$\Delta P = P_{m\acute{a}x} - P_{m\acute{i}n} \quad (6)$$

Por lo que en forma general, se tiene que el intervalo del factor de intensidad de esfuerzos se define como:

$$\Delta K = \Delta P \beta \sqrt{\pi a} \quad (7)$$

β = Constante geométrica o factor de forma

Si la amplitud de carga es constante, el ciclo de carga queda completamente definido con la relación de cargas:

$$R = K_{m\acute{i}n} / K_{m\acute{a}x} = P_{m\acute{i}n} / P_{m\acute{a}x} \quad (8)$$

Desde el punto de vista mecánico, la principal característica de la fatiga es el tipo de ciclo de carga, este puede variar dependiendo de la relación R, la frecuencia y la forma de variación de la carga^[19].

Una vez iniciada una grieta por fatiga, ésta se propaga por el efecto de la variación de esfuerzos en la punta de la grieta, si la amplitud de carga es constante, a medida que la grieta crece, el factor de intensidad de esfuerzos aumenta y consecuentemente la rapidez de propagación de la grieta aumenta. Este proceso transcurre hasta que el factor de intensidad de esfuerzos iguala la tenacidad a la fractura del material (K_{IC}) y ocurre la fractura final.

5.3 Vida útil en fatiga

El periodo en que la grieta se propaga con una rapidez que es proporcional con la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos, es el de mayor interés en ingeniería, ya que la experiencia ha demostrado que la mayor parte de la vida útil de un componente, sujeto a procesos de fatiga, transcurre con una grieta propagándose a velocidad lenta. En la práctica, durante la etapa de propagación de grieta (Etapa II) transcurre aproximadamente el 90% de la vida útil en fatiga de un componente en servicio, mientras que el 10% de la vida útil es consumido para iniciar la formación de grietas (Etapa I).

En la Etapa II, el incremento de longitud de grieta por ciclo (da/dN) depende del intervalo del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK), de manera que en una prueba de fatiga con una amplitud de esfuerzo constante ($\Delta\sigma$), la velocidad de crecimiento de la grieta por ciclo (da/dN) aumenta progresivamente, debido a que ΔK aumenta. Paris^[2,19] fue uno de los primeros investigadores en notar este comportamiento al presentar los datos da/dN vs ΔK en una gráfica logarítmica (Figura 14), Paris encontró que la rapidez de propagación de grietas por fatiga presenta tres regiones bien definidas, que corresponden a las etapas de crecimiento de la grieta en fatiga, previamente mencionadas.

La región intermedia de la gráfica $\log(da/dN)$ vs. $\log(\Delta K)$, denominada Etapa II, presenta una relación lineal entre estas variables. Para la Etapa II, Paris encontró que la mayoría de los materiales cumplen con la siguiente relación:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (9)$$

C y **m** = Constantes del material, determinadas experimentalmente.

Esta ecuación es la base para muchas aplicaciones de la mecánica de fractura y del análisis de la propagación de grietas por fatiga.

5.4 Aspecto de las superficies de fractura

El aspecto de las superficies de fractura varía de acuerdo con las Etapas del crecimiento de grietas; en la etapa I no se presentan rasgos macroscópicos sobresalientes, en esta zona las superficies son lisas, planas, brillantes y con muy pocas rayas; pudiendo notarse pequeños escalones en la zona de iniciación debido a la nucleación de varias microgrietas simultáneamente y usualmente el límite de la zona de iniciación está bien definido por una línea de frente de propagación.

En la etapa II, en la mayoría de los casos, se presentan rayas como patrones de río o marcas de playa, los cuales indican las progresiones de las deformaciones plásticas del material por efecto del proceso de fatiga.

Finalmente, en la etapa III, el aspecto de la superficie es el que presenta típicamente una fractura frágil, es decir, son superficies que presentan ausencia de deformaciones y con brillo.

Las grietas por fatiga inician por lo general en la superficie del componente y están asociadas a concentradores de esfuerzos (térmicos, mecánicos, inclusiones, etc.). Estos hacen que macroscópicamente sea relativamente sencillo identificar la zona de inicio, pues ésta se localizará conectada a una superficie libre y donde se encuentre un concentrador de esfuerzos. Sin embargo, en piezas con severos defectos internos (como piezas de fundición con rechupes) y en materiales con partículas de formas agudas, las grietas por fatiga pueden nuclear en el interior; en este caso, las mismas características macroscópicas serán observadas alrededor del defecto iniciador, estos pueden ser: escalones, patrones de río, con superficies lisas y brillantes, como se observa en la figura 15.

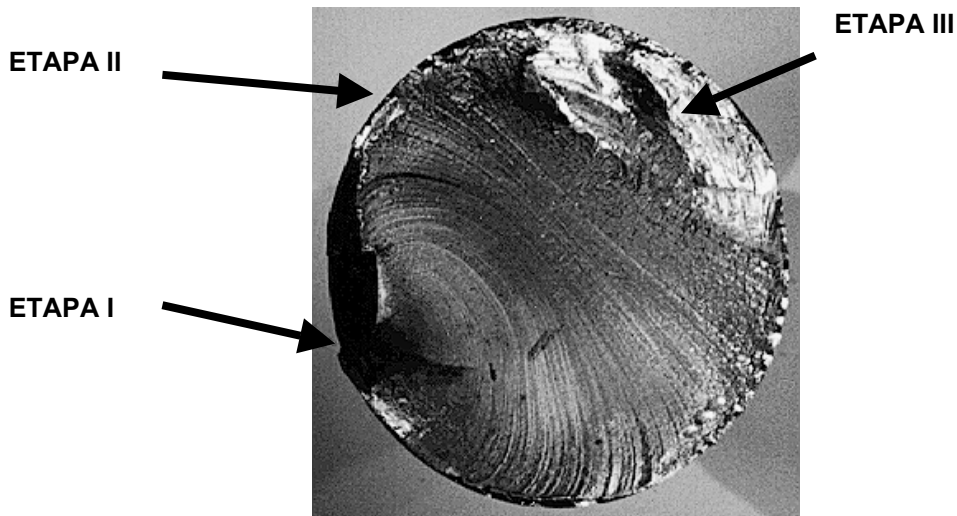


Figura 15 Superficie de fractura característica de fatiga (Flecha de transmisión, acero AISI 8620, cementado superficialmente)^[20]

El siguiente capítulo se enfoca a describir la metodología experimental utilizada para la realización de esta investigación, en la que se menciona el proceso de fabricación del Hierro Nodular Austemperizado, la geometría de las probetas, las condiciones de la prueba de fatiga, etc.

6 Metodología experimental

En esta sección se detalla la metodología experimental empleada para el desarrollo de este trabajo y en la cual se describe el proceso de fabricación de las probetas utilizadas para los ensayos de crecimiento de grieta, la composición química y la nomenclatura utilizada del material estudiado, las condiciones de prueba para los ensayos de propagación de grieta por fatiga y de los equipos utilizados para estas pruebas, así como las pruebas mecánicas del medio continuo para el análisis y validación de los resultados obtenidos.

6.1 Fusión y obtención del hierro nodular

Para la fusión y obtención del Hierro Nodular con cada una de las composiciones estudiadas, se utilizó un horno eléctrico de inducción sin núcleo, como el que se muestra en la figura 16; posteriormente a la fusión de los materiales se realizaron los siguientes procesos metalúrgicos: inoculación, nodulización y vaciado en moldes, los cuales se detallan a continuación:

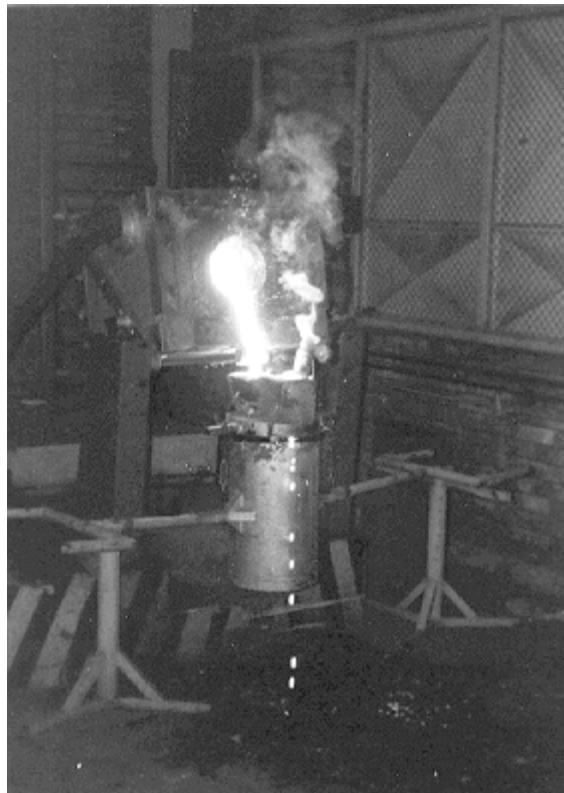


Figura 16 Proceso de vaciado del metal fundido, del Horno de inducción hacia la olla de nodulización, Laboratorios de Metal - Mecánica del Instituto Tecnológico de Saltillo, México

6.1.1 Inoculación y vaciado

El proceso de inoculación tiene por objeto sembrar las semillas para que se aglomeren a su alrededor el carbón en exceso. El proceso de inoculación se llevó a cabo en la olla de nodulización, empleando como inoculante ferrosilicio.

6.1.2 Nodulización

Este proceso tiene por objeto favorecer la precipitación de los nódulos de grafito, alrededor de las semillas de ferrosilicio. Para el proceso de nodulización se empleó el método tundish-cover o de reactor con tapa, la ventaja de este método es que se limita la cantidad de aire (oxígeno) disponible dentro del reactor mientras ocurre la reacción líquido – esferoidizante (nodulizante), ya que la olla es parcialmente cerrada por medio de una tapa en su parte superior (figura 17) y como nodulizantes se utilizaron: ferrosilicio y Magnesio.

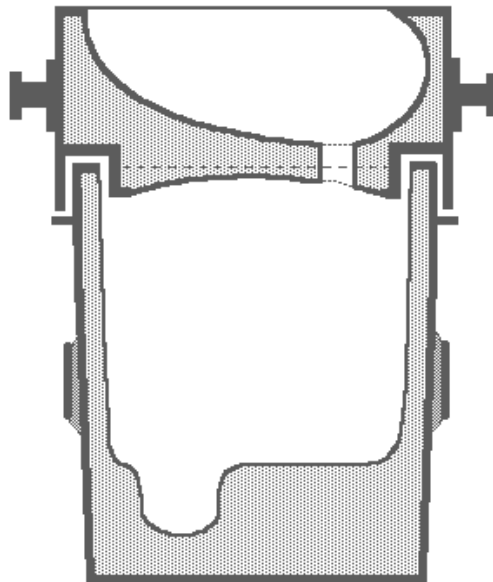


Figura 17 Esquema de la olla de nodulización

Para los procesos de Nodulización e Inoculación, los reactivos se colocaron en la cavidad del fondo de la olla de nodulización para hacer más eficiente la reacción.

Terminada la fusión, se vació el metal fundido en moldes de arena sílica con silicato de sodio y endurecida con CO_2 , los cuales tienen forma de bloque en Y, lo que permite que las porosidades, rechupes e inhomogeneidades queden en la superficie del molde, permitiendo a la parte inferior permanecer lo más libre posible de defectos. En la figura 18 se muestra un esquema de los bloques Y.

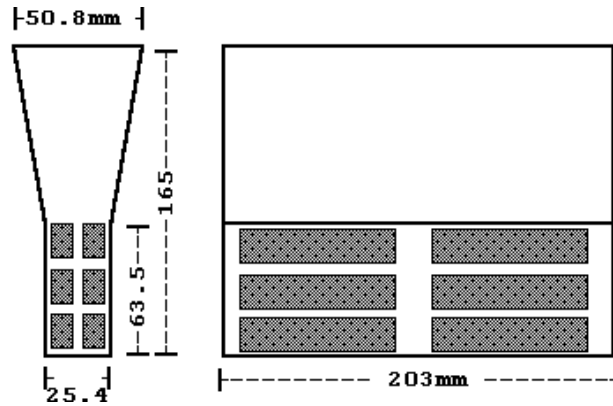


Figura 18 Esquema de los bloques de fundición en "Y", de donde se maquinaron las probetas

6.2 Composición química y nomenclatura utilizada

La composición química y la nomenclatura utilizada de los Hierros Nodulares estudiados en los ensayos, se muestran en la siguiente tabla:

Tabla 4 Composición química de los hierros nodulares ensayados (% en peso)

Nominal	Nomenclatura						
	C3	C4	C5	C6	C7	C8	C9
	1Ni- 0.25Mo- 0.6Cu	1Ni- 0.23Mo	0.16Mo -0.6Ni	0.9Ni- 0.6Cu	1Cu- 0.26Mo	0.4Cu- 0.3Mo	Hierro sin alear
C	3.66	3.88	4.11	3.88	3.69	3.74	3.72
Si	2.23	2.38	2.37	2.54	2.50	2.46	2.34
Mn	0.26	0.32	0.28	0.026	0.26	0.24	0.22
S	0.015	0.014	0.107	0.015	0.0099	0.0066	0.007
P	0.024	0.024	0.022	0.022	0.021	0.21	0.020
Mg	0.047	0.045	0.030	0.062	0.037	0.049	0.041
Cu	0.66	0.10	0.14	0.64	1.0	0.41	0.09
Mo	0.253	0.237	0.167	0.044	0.261	0.315	0.045
Ni	1.01	1.02	0.634	0.884	0.048	0.039	0.037
Cr	0.052	0.041	0.055	0.044	0.043	0.032	0.032
Sn	0.008	0.007	0.010	0.007	0.007	0.007	0.007
Ti	0.003	0.003	0.008	0.008	0.006	0.006	0.006
Al	0.012	0.013	0.011	0.012	0.012	0.012	0.013

6.3 Tratamiento térmico

Con respecto al proceso del tratamiento térmico de austemperizado que se empleó, éste se realizó en dos etapas como se detalla a continuación:

6.3.1 Austenitizado

Todas las probetas fueron transformadas en austenita, a una temperatura de 870°C (Figura 19) durante dos horas en un horno de resistencia eléctrica. Para evitar la descarburación en la superficie por efectos de difusión hacia el exterior, a las probetas se les aplicó una capa de pintura base zirconia y luego se empaquetaron en una caja metálica rellena de rebaba fresca de hierro gris.

6.3.2 Austemperizado

Para la transformación isotérmica de Austemperizado, es decir, la etapa en que ocurre la transformación de austenita a bainita (ausferrita), se realizó en un baño de sales fundidas de nitrato de sodio con carbonato de sodio, en una relación de dos a uno en peso y con temperaturas de 370, 350 y 315°C. Una vez transcurrido el tiempo de transformación (2 horas), las muestras fueron sacadas del baño de sales y enfriadas con agua. Las temperaturas del tratamiento térmico fueron seleccionadas con el fin de obtener una estructura cristalina del tipo bainítico (ausferrítico).

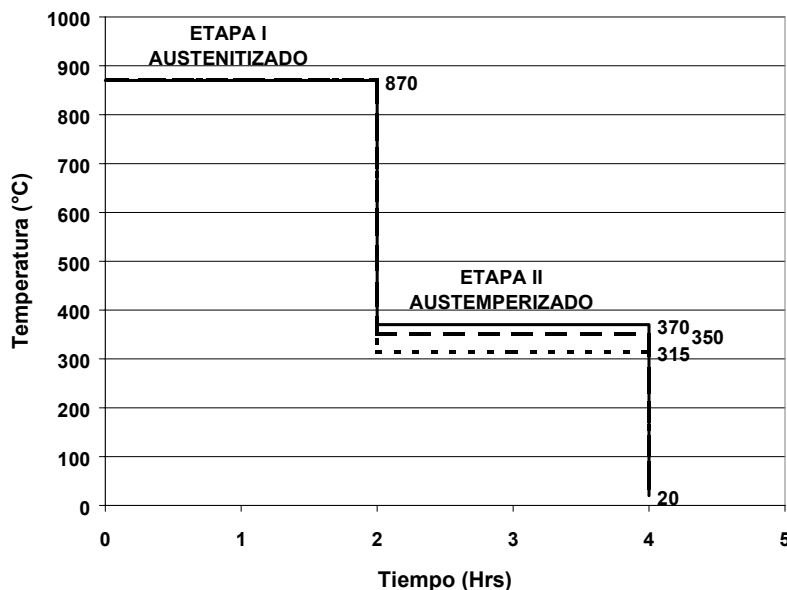


Figura 19 Proceso del tratamiento térmico empleado en el experimento

6.4 Pruebas de crecimiento de grieta por fatiga

A partir de los bloques en Y se maquinaron probetas para la prueba de propagación de grietas del tipo flexión en tres puntos, con el fin de aprovechar mejor el bloque de fundición y de acuerdo a la recomendación de la norma ASTM E399-90^[21].

6.4.1 Geometría de las probetas

La geometría y dimensiones de las probetas utilizadas se muestran en la figura 20 y se obtuvieron de la parte inferior del bloque en “Y”, como se describió en la sección anterior.

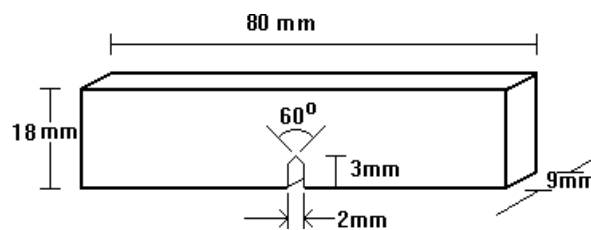


Figura 20 Geometría y dimensiones de las probetas

Con la finalidad de medir adecuadamente la propagación de grietas, es decir, cuantificar mejor el crecimiento de la misma, se les removió a las muestras la capa de zirconia y se pulió a espejo la cara frontal de la probeta. Para ello, las probetas se desbastaron con lijas de carburo de silicio, del número 180 al 600, para después pulir con alúmina de 0.05 micras a espejo.

6.4.2 Condiciones de prueba

Las pruebas de propagación de grietas por fatiga se efectuaron de acuerdo a la norma ASTM E647^[22], aplicando el método de flexión en tres puntos (Figura 21), con los parámetros de prueba que se muestran en la Tabla 5.

Tabla 5 Parámetros de la prueba de crecimiento de grieta por fatiga

PARAMETRO	VALOR
Relación de carga mínima a máxima (R)	0.1
Forma de onda de carga	Senoidal
Frecuencia de la carga	20 Hz
Temperatura de la prueba	Ambiente
Modo de control	Por carga
Amplitud del factor de intensidad de esfuerzo inicial (ΔK)	20 MPa \sqrt{m}

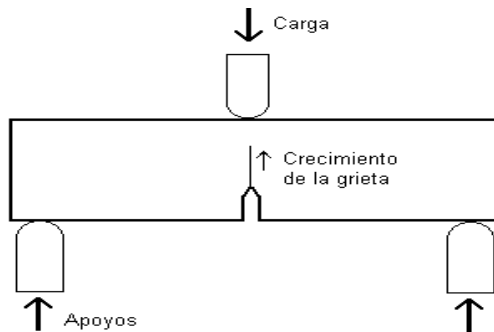


Figura 21 Prueba de crecimiento de grieta por flexión en tres puntos

En la figura 22 se pueden apreciar las características de la onda de carga senoidal que se aplicó a las probetas durante los ensayos de fatiga.

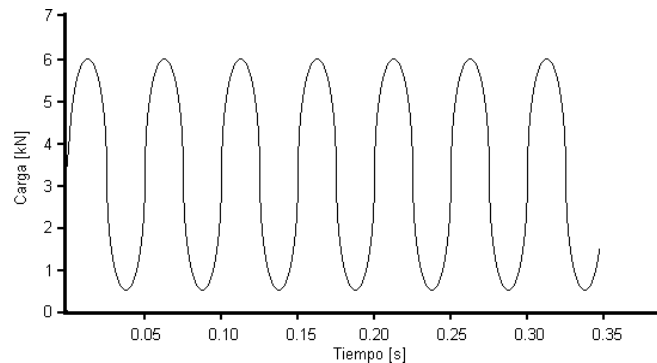


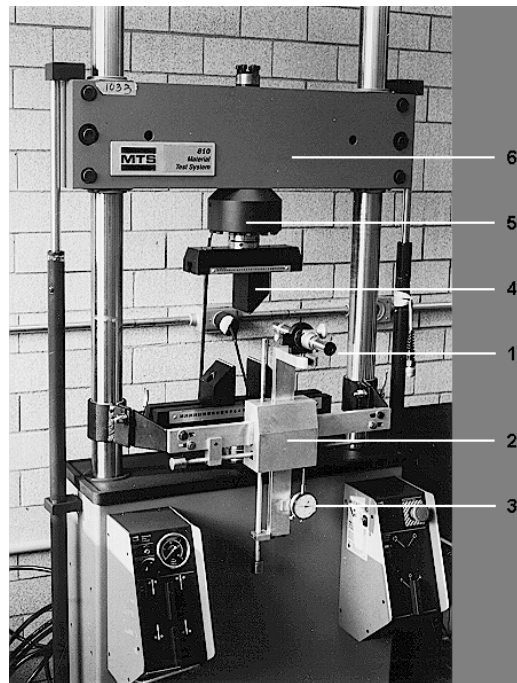
Figura 22 Diagrama esquemático del perfil de carga en fatiga, aplicado en este experimento

6.4.3 Equipo utilizado

Para estas pruebas se empleó una máquina servohidráulica MTS modelo 810, de 100 KN de capacidad. El tamaño de grieta fue determinado con la ayuda de un telescopio, montado en un dispositivo de avance acoplado a un micrómetro de carátula, con precisión de ± 0.0005 pulgadas (Figura 23). La cuenta del número de ciclos fue determinada por el contador digital de la máquina.

6.5 Pruebas del medio continuo

Para reforzar el análisis comparativo de cada composición química ensayada, se hicieron las siguientes pruebas mecánicas del medio continuo:



- 1) Telescopio 2) Portatelescopio
 3) Micrómetro 4) Mordazas para flexión en tres puntos
 5) Celda de carga 6) Marco de carga.

Figura 23 Máquina servohidráulica MTS con mordazas y dispositivo de medición montados

6.5.1 Pruebas de tensión uniaxial

Para las pruebas de tensión uniaxial, estas se realizaron por duplicado con probetas cilíndricas de sección reducida de acuerdo a la norma ASTM-A897M-90^[23], en una máquina servohidráulica MTS modelo 810, de 100 KN de capacidad en carga estática.

6.5.2 Pruebas de dureza

Se realizaron pruebas de dureza brinell, en cada una de las aleaciones estudiadas, con las siguientes condiciones de prueba:

Diámetro del Identador	10 mm
Carga	2900 Kg
Tiempo de aplicación de carga	10 Seg.

6.6 Preparación metalográfica

Con la finalidad de establecer la validez de la prueba y observar las microestructuras de los materiales, antes y después de las pruebas de fatiga, se aprovechó la superficie previamente pulida de las probetas, para realizar el análisis metalográfico de la microestructura. Después del tratamiento térmico de

austemperizado, se realizaron las metalografías en un microscopio metalográfico Olympus Metphot, en campo claro, a 200 y 400 aumentos, la microestructura se reveló mediante ataque químico con una solución de Nital al 2%.

6.7 Pruebas estereométricas del grafito

Antes del tratamiento térmico de austemperizado, se midieron el tamaño, nodularidad, los nódulos/mm² y la esfericidad de los nódulos de grafito, para realizar estas mediciones se utilizó un analizador de imágenes Buehler Omnimet IV y un microscopio metalográfico Olympus Metphot, la microestructura se reveló mediante ataque químico con una solución de Nital al 2%.

En el siguiente capítulo, se muestran los resultados de las pruebas realizadas.

7 Resultados y análisis de resultados

En esta sección se muestran los resultados de las pruebas de la velocidad del crecimiento de grietas, de las pruebas metalográficas, de las pruebas mecánicas y de las pruebas estereométricas. Y se realiza un análisis de los resultados obtenidos, en el que se evalúa el efecto de la temperatura de austemperizado, la composición química, la microestructura y el número de nódulos de grafito en la propagación de grietas.

7.1 Velocidad de propagación de grietas

En esta sección, se muestran los resultados de las pruebas de propagación de grietas en función del intervalo del factor de intensidad de esfuerzos y utilizando la relación de Paris se determinaron las constantes de cada material para cada composición, con cada uno de los tratamientos de austemperizado. Los resultados se presentan en las gráficas de las figuras 24 a la 30.

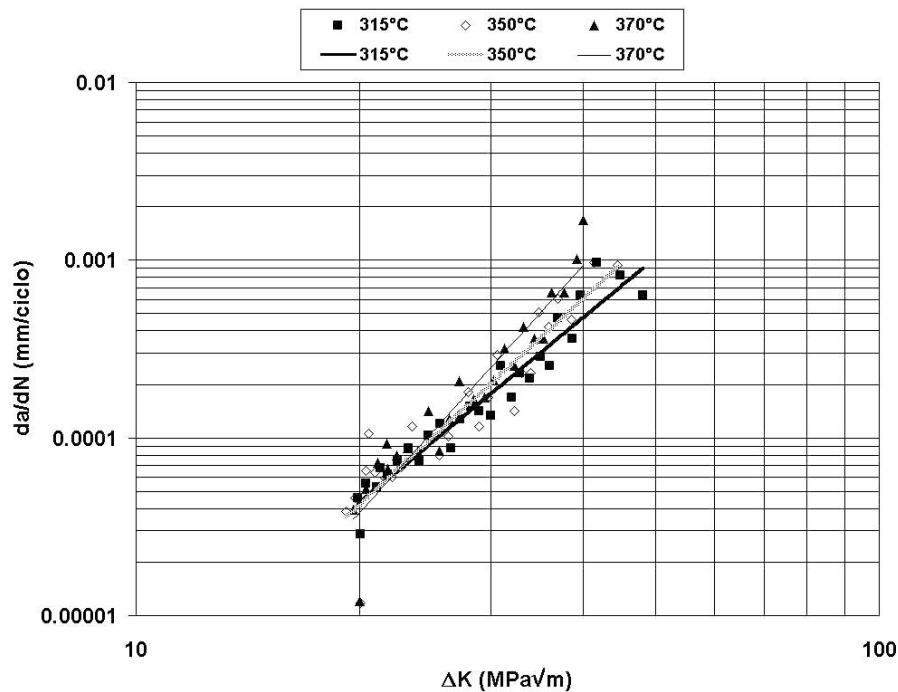


Figura 24 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C3

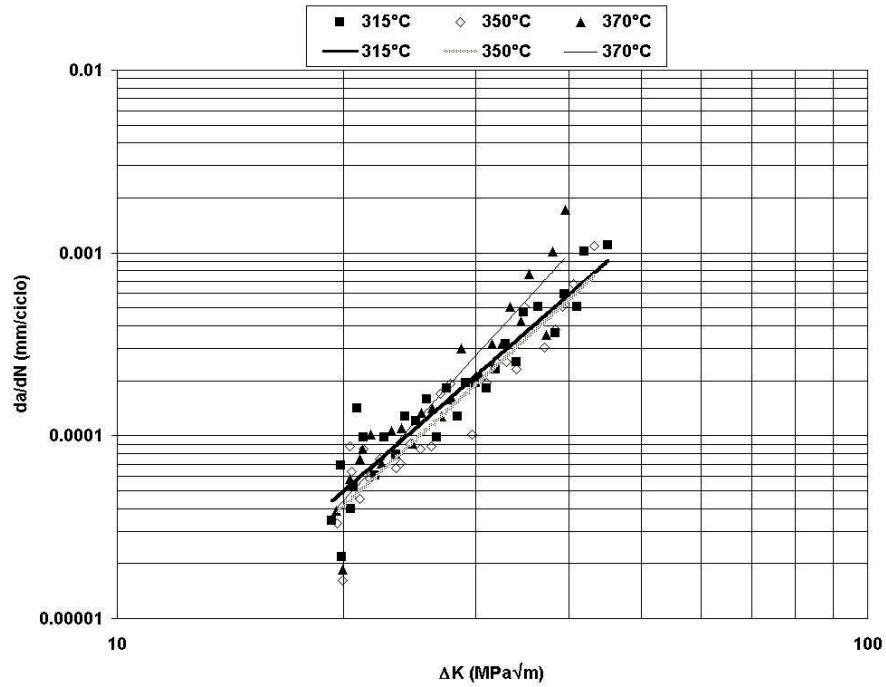


Figura 25 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C4

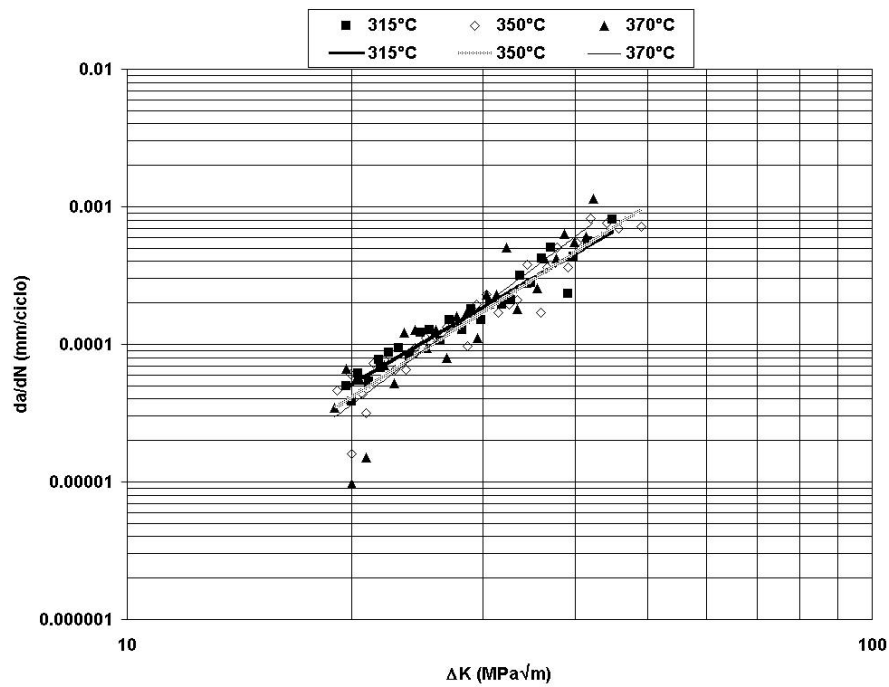


Figura 26 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C5

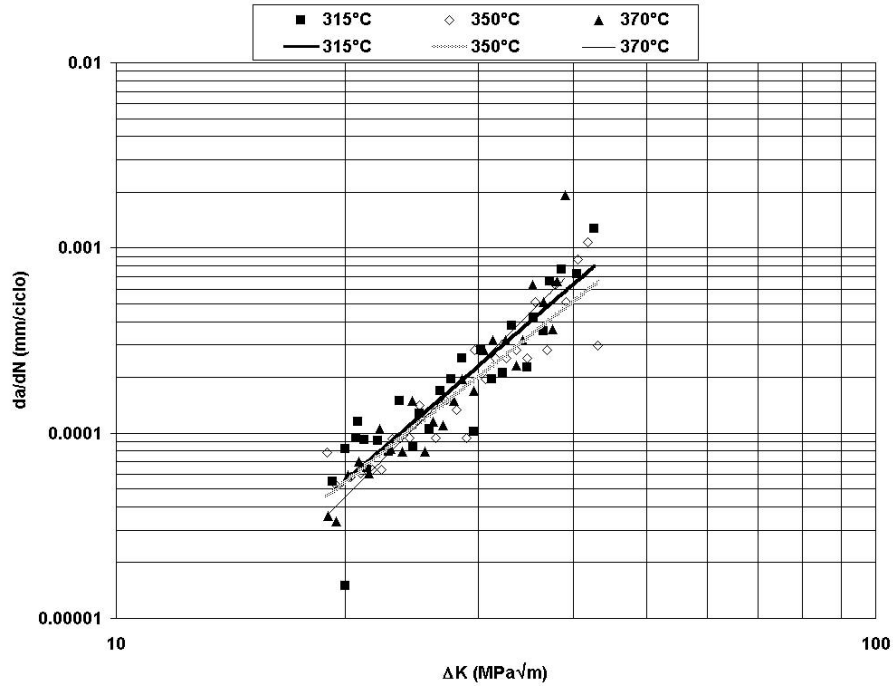


Figura 27 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C6

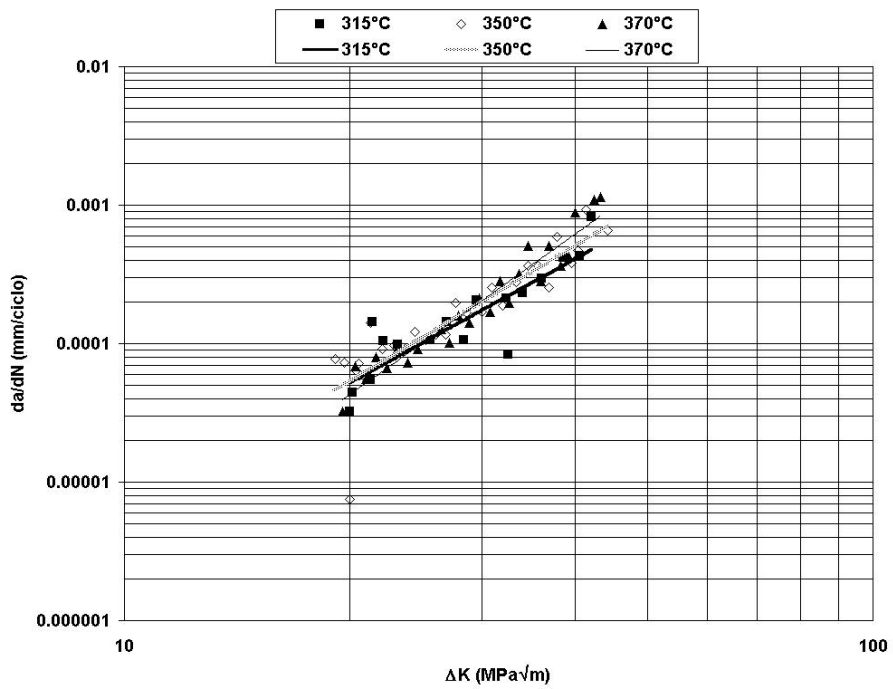


Figura 28 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C7

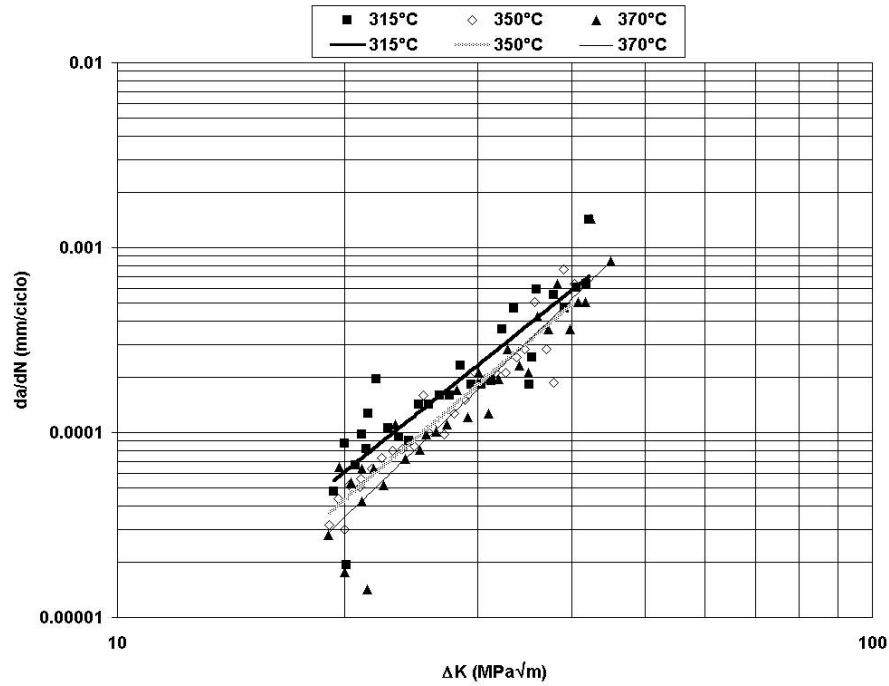


Figura 29 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C8

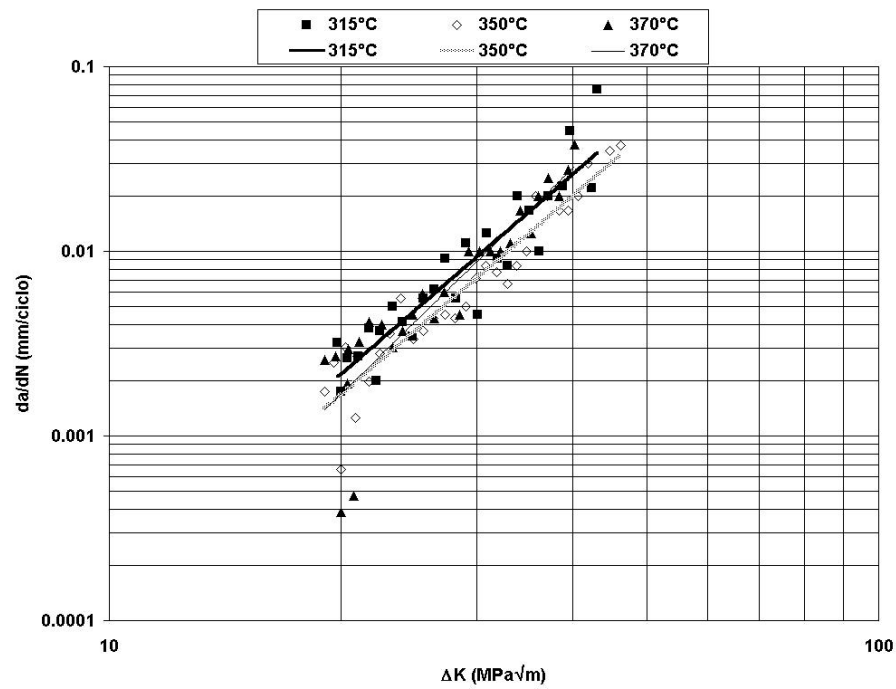


Figura 30 Velocidades de PGF en función de ΔK con las tres temperaturas de austemperizado, con la composición química C9

A partir de las gráficas anteriores, se ajustaron los datos conforme la ecuación de Paris, determinándose las constantes c y m , las cuales se reportan en la Tabla 6.

Tabla 6 Valores de las constantes C y m conforme a la relación de Paris

Muestra	315°C		350°C		370°C	
	C	m	C	m	C	m
C3	1E-9	3.45	4E-10	3.85	4E-11	4.62
C4	1E-9	3.57	5E-10	3.76	6E-11	4.50
C5	4E-9	3.17	1E-9	3.52	2E-10	4.07
C6	1E-9	3.54	3E-9	3.24	2E-10	4.08
C7	7E-9	2.98	3E-9	3.25	4E-10	3.85
C8	3E-9	3.27	1E-9	3.51	3E-10	3.92
C9	1E-9	3.60	1E-9	3.57	2E-10	4.06

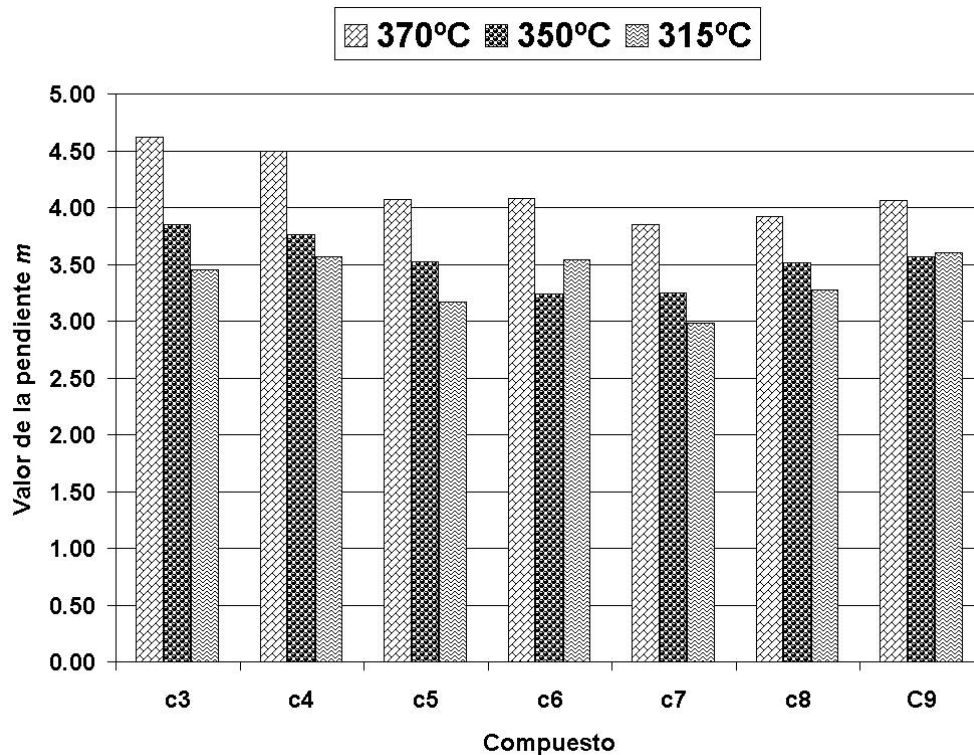


Figura 31 Valor de la pendiente m por tipo de aleación

7.1.1 Resultados metalográficos

Macroscópicamente las probetas presentan un frente de propagación regular. Además, no muestran bordes de corte pronunciados, lo que indica deformaciones no significativas en los márgenes de la superficie de fractura; por lo tanto, las cargas aplicadas fueron con dirección paralela a la propagación de las grietas sin deformaciones plásticas excesivas. Estos factores determinan la validez del

ensayo pudiéndose afirmar que las probetas fracturaron en condiciones elásticas. Al no cumplirse con alguna de estas condiciones, la prueba no es válida y debe repetirse con esfuerzos menores.

Las microestructuras obtenidas con la misma temperatura de transformación, fueron similares para las siete composiciones estudiadas de hierro nodular. Sin embargo, con diferentes temperaturas de transformación, se obtuvieron diversas microestructuras: las probetas tratadas a 315°C (Figura 32) mostraron bainita inferior, acicular y fina, mientras que las tratadas a 370°C (Figura 33) presentaron bainita superior, plumosa y gruesa (ausferrita) y con tratamiento a 350°C (Figura 34) presentaron una mezcla de ambas.

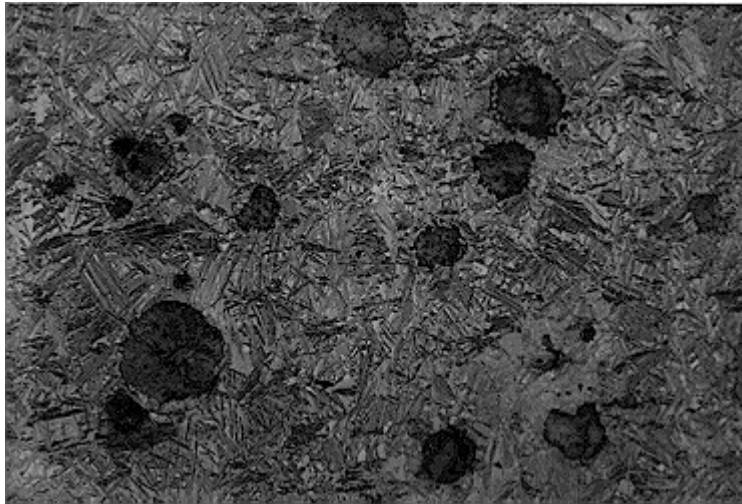


Figura 32 Microestructura típica de las probetas tratadas a 315°C, mostrando bainita inferior, aleación C3 a 400X

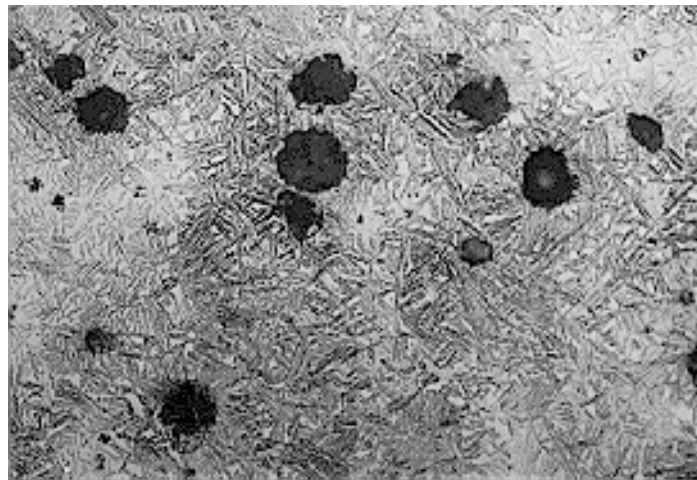


Figura 33 Microestructura típica de las probetas tratadas a 370°C, mostrando la bainita superior, aleación C3 a 400X

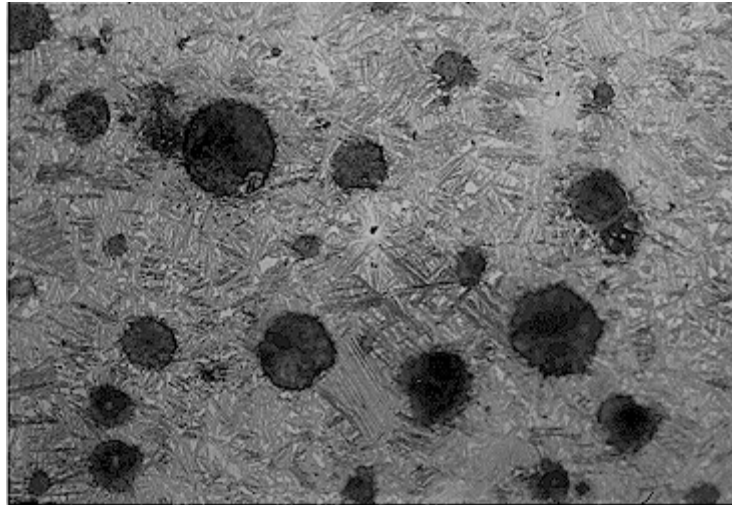


Figura 34 Microestructura típica de las probetas tratadas a 350°C, mostrando una mezcla de bainita superior e inferior, aleación C3 a 400X

En la figura 35, se ilustran las fotomicrográficas obtenidas del Microscopio Electrónico de Barrido de la superficie de fractura resultante de una prueba de fatiga, en ellas se observa el patrón de la fractura de acuerdo con la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK) y de la última zona de fractura (de alta energía), para la condición de prueba C9 a una temperatura de 315°C.

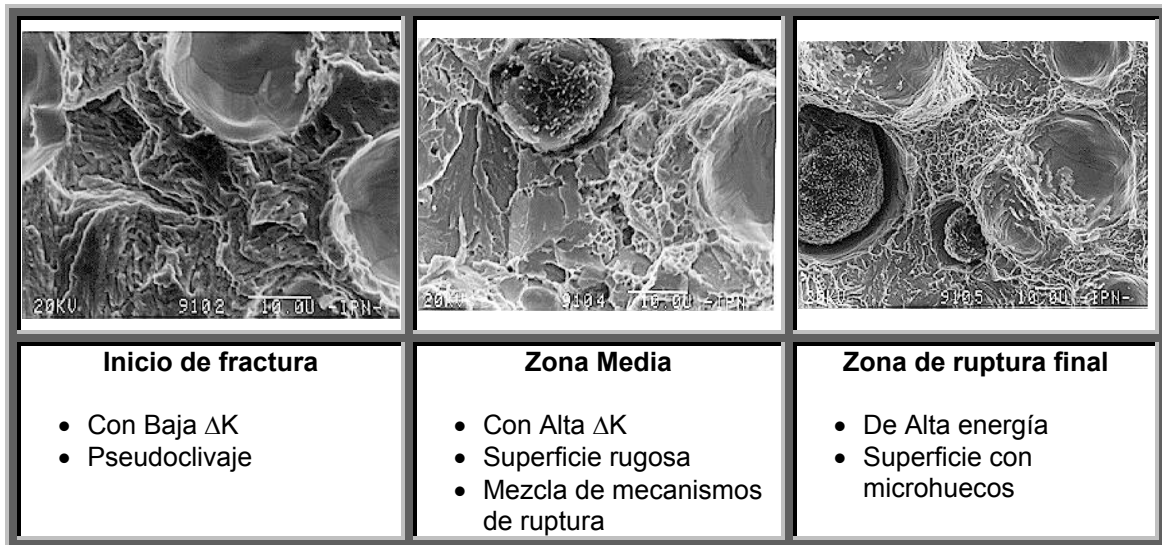


Figura 35 Superficies de fractura por fatiga típica de los hierros nodulares austemperizados. La propagación va de izquierda a derecha, aleación C9 tratado a 370°C

De las observaciones metalográficas se tiene que para todas las condiciones de prueba, se presentó:

I Ausencia de estrías

Microscópicamente la presencia de estrías sobre la superficie de fractura es evidencia inequívoca de la fatiga, pero no en todos los materiales ocurre, como fue en nuestro caso.

II Fractura transgranular

La fractura se generó a través de los granos del material, dividiéndolos al crecer la grieta.

III Conservación de los nódulos

Los esferoides de grafito no fueron fragmentados al paso de la grieta, sino que solamente se desprendieron, dejando cavidades con la geometría del nódulo desprendido.

IV Agrietamiento secundario

Se originó cuando se generaron pequeñas ramificaciones de la grieta, sin llegar a desviar la dirección original de la propagación de la grieta principal.

V Facetas más lisas a menor ΔK , con "patrones de río" mal definidos

Las facetas son las caras sobre los granos que se van generando al paso de la grieta y que le da un aspecto brillante a la superficie de fractura cuando se observa macroscópicamente (a simple vista). Los patrones de río son escalones formados sobre las facetas y que regularmente concurren con la apariencia del delta de un río.

VI Fractura por coalescencia de huecos

Se observa que existen uniones de huecos (Coalescencia), favorecida por la decohesión de los nódulos en la zona última de alta energía.

VII Deformación en la zona de avance de grieta

Se observó que aumentó la deformación alrededor de los huecos conforme avanzó la grieta.

VIII Rugosidad de las superficies

Se observó que aumentó la rugosidad de la superficie, de acuerdo al sentido de propagación de la grieta.

7.2 Resultados de las pruebas del medio continuo

7.2.1 Pruebas de Tensión Uniaxial

En la tabla 7 y en las figuras 36 y 37, se muestran las propiedades en tensión, en la cual se indica el esfuerzo de cedencia (σ_o) y la resistencia última a la tensión (RUT).

Tabla 7 Propiedades en tensión de las diferentes aleaciones, de acuerdo a la temperatura de austemperizado

	370°C		350°C		315°C	
	σ_o (MPa)	RUT (MPa)	σ_o (MPa)	RUT (MPa)	σ_o (MPa)	RUT (MPa)
C3	866	1136	-	-	1005	1327
C4	591	834	775	1053	787	1271
C5	608	811	877	1027	1114	1350
C6	557	820	725	1020	864	1319
C7	654	895	813	1107	1091	1359
C8	724	937	880	1069	1007	1288
C9	782	951	943	1157	1090	1354

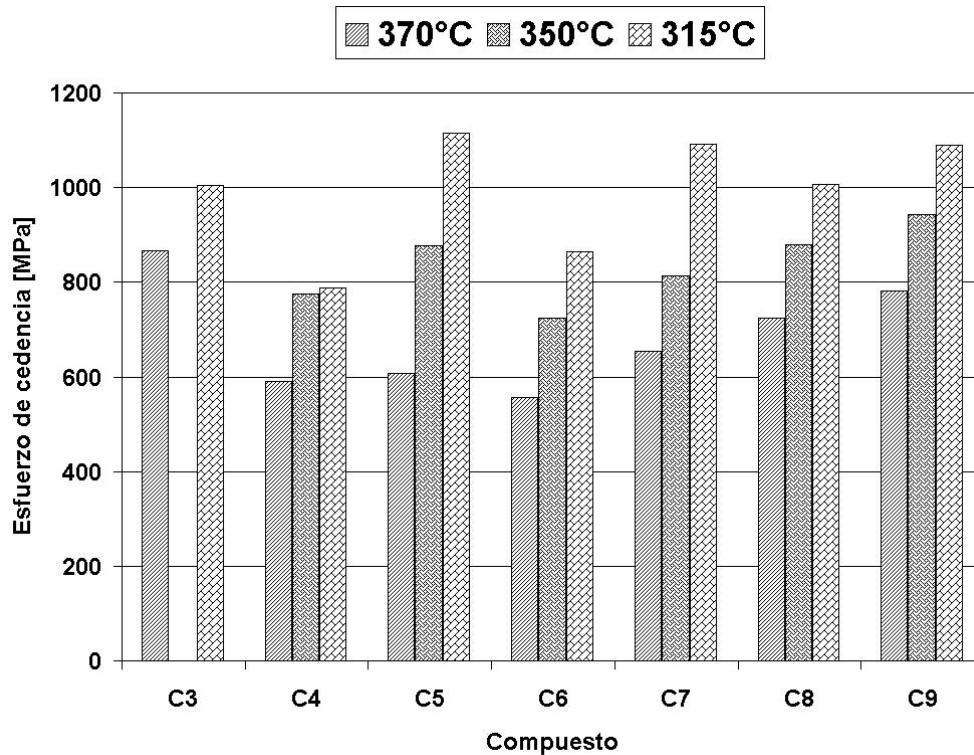


Figura 36 Esfuerzo de cedencia por tipo de aleación

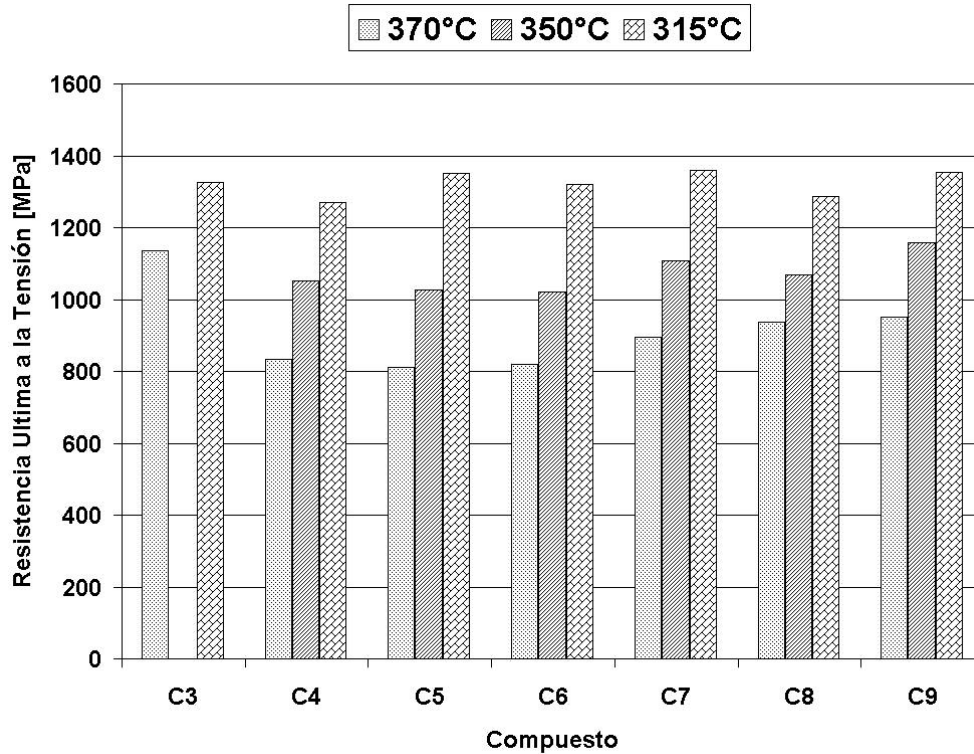


Figura 37 Resistencia Última a la Tensión por tipo de Aleación

Los datos de la aleación C3 no están disponibles, ya que de las probetas ensayadas, todas fueron rechazadas por fracturarse fuera de la zona de medición.

7.2.2 Resultados de las Pruebas de Dureza

En la tabla 8 y figura 38, se indican los valores de dureza Brinell, de las aleaciones ensayadas.

Tabla 8 valores de dureza Brinell de las aleaciones ensayadas, de acuerdo a la temperatura de austemperizado

	370°C	350°C	315°C
C3	274	310	372
C4	275	318	375
C5	285	328	382
C6	303	326	390
C7	294	336	385
C8	289	336	393
C9	303	344	385

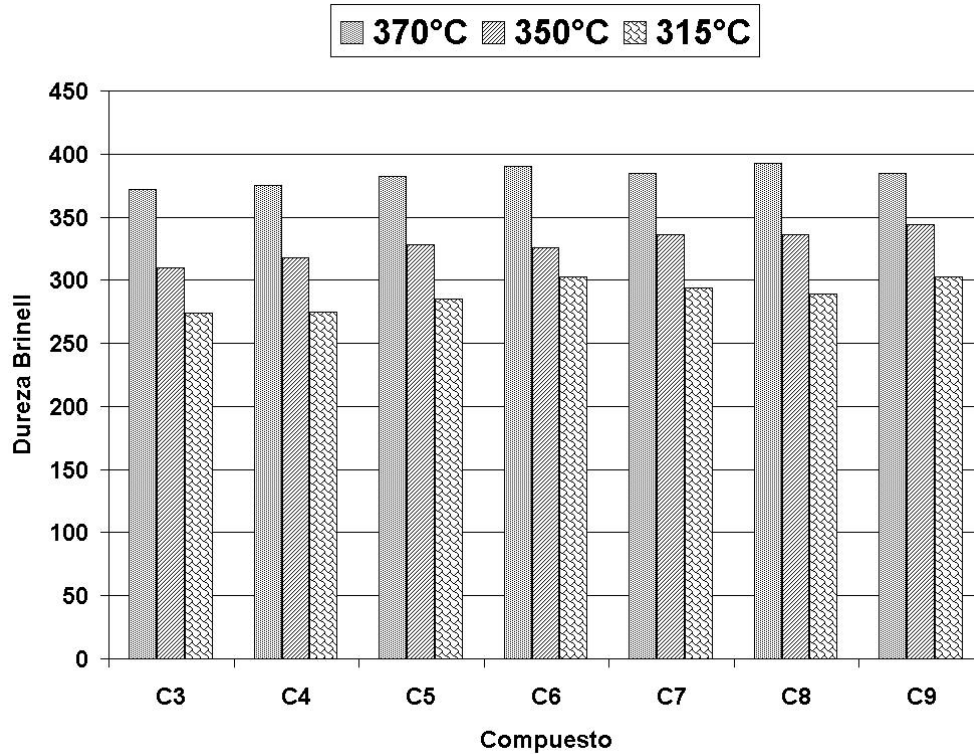


Figura 38 Dureza Brinell por tipo de aleación

7.3 Resultados de Pruebas Estereométricas

En la tabla 9, figuras 39, 40 y 41, se indican las características estereométricas del grafito presente en los hierros nodulares ensayados.

Tabla 9 Características del grafito

Comp.	Tamaño	Nodularidad (%)	Nódulos/mm ²	Esfericidad (%)
C3	6 y 7	95	155	68.1
C4	5 y 7	80	211	65.9
C5	6 y 7	90	150	68.3
C6	5 y 7	90	280	82.8
C7	6 y 7	95	214	86.9
C8	5 y 6	85	180	75.6
C9	6 y 7	95	280	-

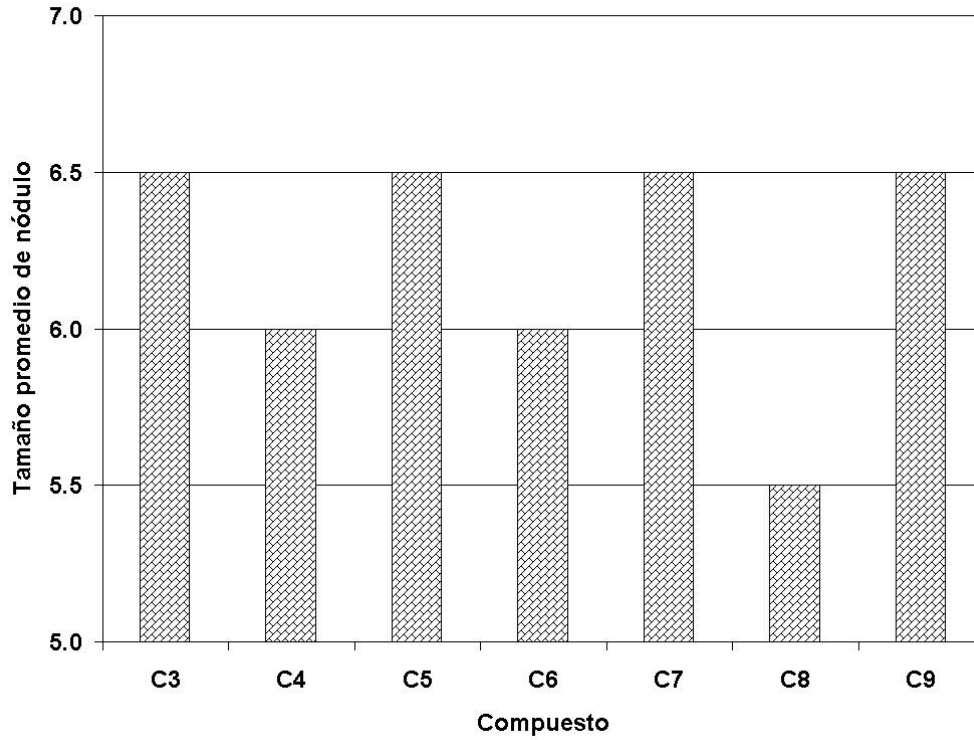


Figura 39 Tamaño promedio de los nódulos por tipo de aleación

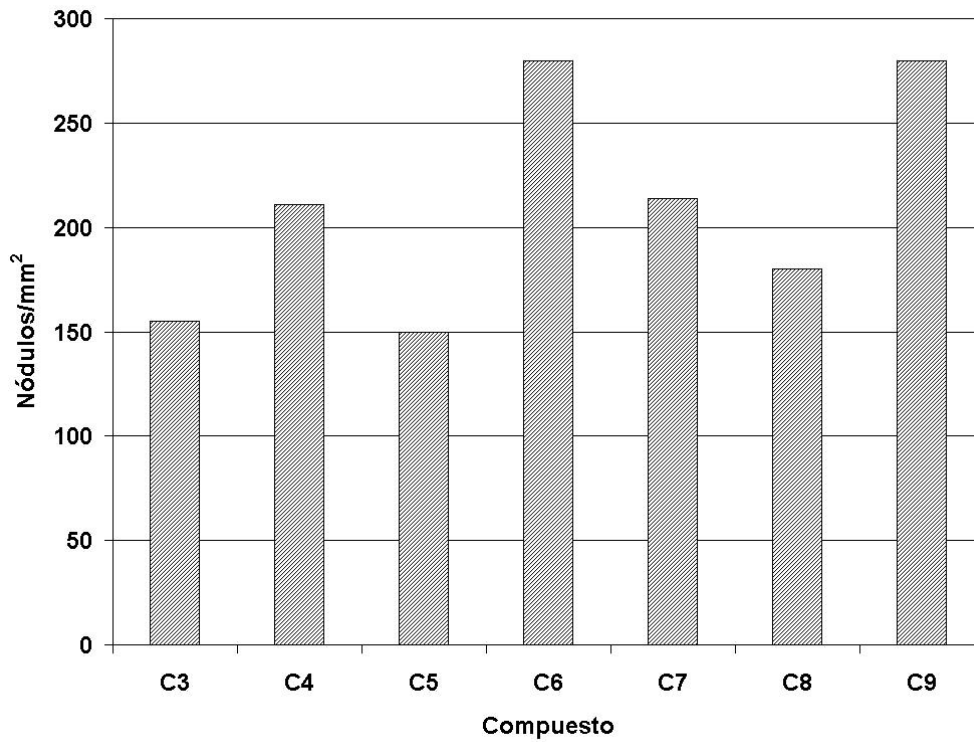


Figura 40 Número de nódulos por mm², por cada tipo de aleación

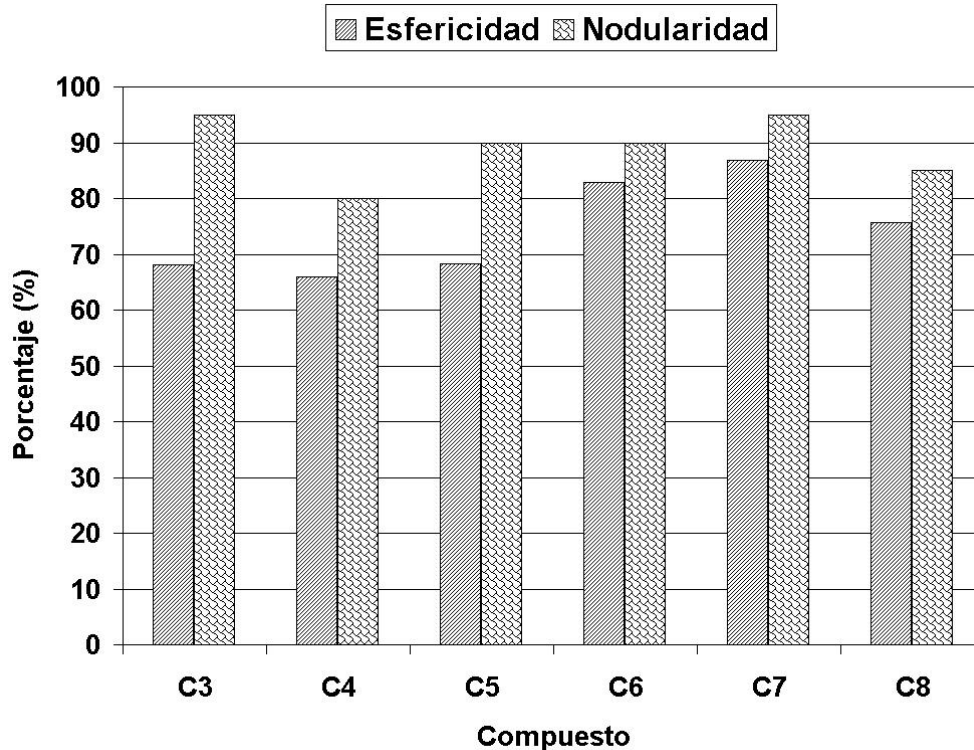


Figura 41 Porcentajes de Nodularidad y esfericidad, por tipo de aleación

En general, se obtuvo una nodularidad promedio del 90% y un tamaño de nódulo entre 5 y 7.

7.4 Análisis de resultados

El comportamiento de las velocidades de propagación de grietas por fatiga de todas las composiciones ensayadas fue muy similar entre sí, por lo que el análisis de los resultados en lo subsecuente se basa en las diferencias entre las pendientes (m) de las curvas de rapidez de propagación de grietas (da/dN) contra la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK), siguiendo el criterio de que a menor pendiente (m) mayor resistencia a la propagación de grietas.

Efecto de la Temperatura de Austemperizado

De las pruebas realizadas se encontró que existe una tendencia clara en cuanto a la resistencia a la fatiga con respecto a la temperatura de austemperizado; la resistencia a la fatiga aumenta invariablemente al disminuir la temperatura de austemperizado, encontrando los máximos valores a 315°C para todas las composiciones químicas ensayadas.

Efecto de la microestructura

Una explicación al efecto de la temperatura de austemperizado es debida a la microestructura que se forma con cada temperatura de empleada, a 315°C se forma una estructura bainítica muy fina y a 370°C la estructura es del tipo bainítico grueso, como puede observarse en las figuras 32, 33 y 34. Con un tratamiento térmico a 370°C se forma una estructura bainítica gruesa y de acuerdo a las pruebas de tensión (Parte I), provoca que el material tenga bajo esfuerzo de cedencia y baja resistencia a la tensión en comparación con el que se produce con un tratamiento térmico a 315°C, por lo tanto, se reduce la resistencia a la propagación de grietas por fatiga.

Lo encontrado en esta investigación concuerda con lo reportado González et al^[3] y en el cual, se explica por que algunos de los materiales ensayados presentan diferentes resistencias a la iniciación y propagación de grietas. La propagación de grietas con valores elevados de ΔK (20 MPa \sqrt{m}) es muy poco sensible a las características microestructurales, mientras que con valores bajos de ΔK (5 a 10 MPa \sqrt{m}) es más sensible a la microestructura, especialmente en la etapa de iniciación de grietas. Por lo tanto, como en este estudio se iniciaron las pruebas de fatiga con valores elevados de ΔK (20 MPa \sqrt{m}), los esfuerzos inducidos promediaron el efecto de la microestructura en el inicio y en la propagación de grietas.

Efecto de la composición química

La composición con mayor número de aleantes C3, presentó los valores más altos de la pendiente de la gráfica da/dN vs ΔK para 370°C y 350°C, por lo que la califica como la de menor resistencia al agrietamiento por fatiga. Por otro lado, para todas las temperaturas de austemperizado estudiadas, las aleaciones que presentan la menor pendiente m y por consiguiente, son las combinaciones con mayor resistencia al agrietamiento por fatiga, los reportan las composiciones C7 y C8, siendo la mejor de éstas la C7 ya que posee la menor pendiente en todos los casos.

Efecto del número de nódulos de grafito

Por otra parte, al igual que lo reportado por González et al^[3], la cuenta de nódulos volvió a ser muy variada (desde 150 hasta 250 nódulos/mm²) y no se observaron diferencias significativas en el comportamiento de los hierros por efecto de esta característica, por lo que se podría establecer que el número de nódulos de grafito (nodularidad) no influye en la propagación de grietas por fatiga, al menos en un rango de 150 a 250 nódulos/mm² (Figura 42).

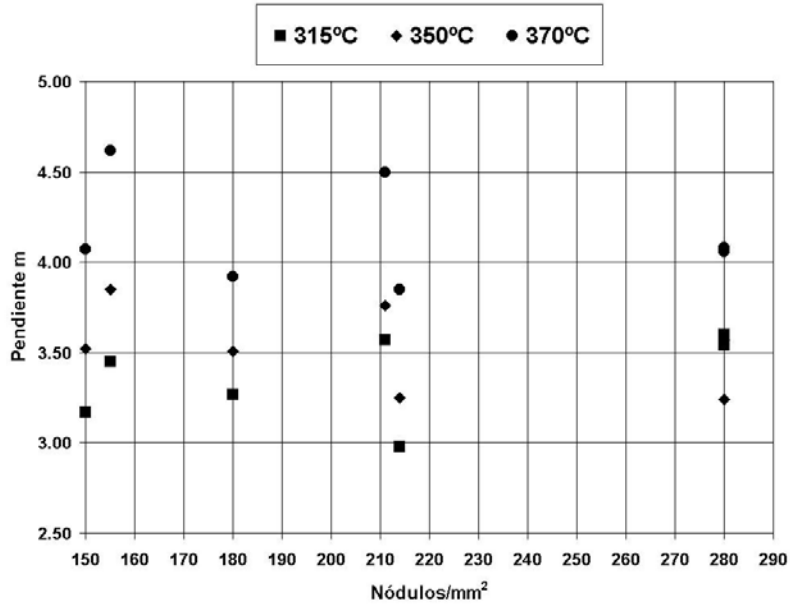


Figura 42 Efecto de la nodularidad en el crecimiento y propagación de grietas

Es de destacarse que la morfología de los nódulos influyó en los resultados de la velocidad de propagación de grietas, en este sentido se encontró que a mayor esfericidad de los nódulos menor pendiente, es decir, mayor resistencia a la propagación de grietas (ver figura 43).

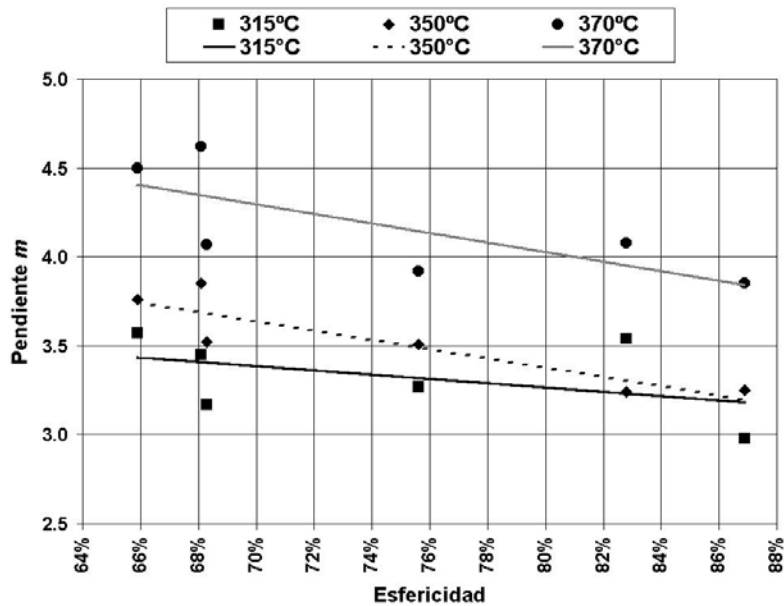


Figura 43 Efecto de la morfología en el crecimiento y propagación de grietas

8 Conclusiones

La Industria Automotriz en México es una de las fuentes de empleo de mayor dinamismo, siendo su principal motor de desarrollo el mercado de las exportaciones y su principal cliente el mercado de América del Norte. Existen dos motivos que hacen posible esta circunstancia: el hecho de que en México se encuentran establecidas las principales armadoras de Estados Unidos y la calidad de los productos manufacturados. Sin embargo, las políticas y reglas que se establecen en este mercado, afectan a las empresas Mexicanas medianas y pequeñas que surten a estas empresas armadoras. Una de estas políticas es la de aumentar el rendimiento de los combustibles y uno de los resultados de esta política es la reducción del peso de los componentes de un vehículo y, de acuerdo con el Vicepresidente de Investigaciones de Ford^[24], la meta es reducir en los próximos años el peso vehicular hasta un 40%.

Como una conclusión de este trabajo se puede afirmar que el Hierro Nodular es un material que representa una alternativa para la industria automotriz, ya sea para substituir materiales tales como el acero o el hierro gris, o bien, como un material adecuado para fabricar partes que están sujetas a procesos de fatiga, con la ventaja de que estas partes tendrán menor peso y un costo competitivo en el mercado.

Durante el desarrollo de este trabajo, se planteó una metodología para la producción y mejora de materiales que actualmente se emplean en la industria y que puede servir como base para futuras investigaciones en temas afines. Por lo tanto, un objetivo cumplido de esta investigación, fue el de presentarles a los diseñadores e ingenieros una alternativa para la selección de materiales, específicamente cuando éstos estarán sujetos a procesos de fatiga, en donde un parámetro importante a considerar, es la velocidad de propagación de grietas por fatiga.

Con respecto a los materiales ensayados en este proyecto, se establecen cuatro conclusiones:

- 1 El efecto de la composición química sobre la propagación de grietas por fatiga de los Hierros Nodulares Austemperizados ensayados en este trabajo hizo resaltar la superioridad de las aleaciones C7 con un tratamiento térmico de austemperizado a 315°C. Además de revelar que la aleación C3 con un tratamiento térmico de austemperizado a 370°C, es la menos apropiada para resistir condiciones de fatiga.
- 2 Existe una clara tendencia de que los Hierros Nodulares, con un tratamiento térmico de Austemperizado a 315°C, muestren una mayor resistencia a la fatiga, representada por menores velocidades de propagación de grieta (lo que coincide con un estudio anterior^[3]).

- 3 Los materiales ensayados tuvieron diferentes nodularidades (porcentaje de precipitados de grafito con forma nodular), pero no se distinguió una tendencia clara de esta variación en los resultados.
- 4 La cuenta de nódulos (rango de 150 a 250 nódulos/mm²) no influye en la propagación de grietas por fatiga para estos materiales, con las amplitudes del factor de intensidad de esfuerzos (ΔK) utilizadas.
- 5 La morfología de los nódulos de grafito influye en la resistencia a la propagación de grietas, se observó que con mayor esfericidad de los nódulos mayor resistencia a la fatiga.

Referencias

- [1] Asociación Mexicana de la Industria Automotriz, <http://www.amia.com.mx>, (Enero-2000)
- [2] J. L. González, *Mecánica de Fractura, bases y aplicaciones*, Editorial Limusa-Noriega, México, 1998, p. 103
- [3] J. L. González, J.M. Hallen y M. M. Cisneros, *Resistencia Mecánica y a la Fatiga de Hierros Nodulares al Cu-Mo y Ni-Mo Austemperizados*, II Congreso Internacional de Materiales, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coah., México, (1995) 58-69
- [4] J.L González y J.M. Hallen, *Resistencia a la Fatiga de Hierro Nodular Austemperizado, Moldeo y Fundición*, Sociedad Mexicana de Fundidores, Año XVI. No. 96, (1994) 35-46
- [5] Al Demmler, *Trends in automotive materials*, Automotive Engineering International, Vol. 106, No. 12, The Society of Automotive Engineers Inc, USA, (1998) 26
- [6] S.H. Avner, *Introducción a la Metalurgia Física*, Mc Graw Hill, México, 2ª Edición, 1991, p. 420-426
- [7] Charles V. Withe, *Propierties and Selection: Irons, Steel, and High-Perfomance Alloys*, Metals Handbook, Vol. 1, ASM International, Tenth Edition, USA, 1990, p. 7
- [8] R. Jenkins Lyle and R. D. Forrest, *Propierties and Selection: Irons, Steel, and High-Perfomance Alloys*, Metals Handbook, Vol. 1, ASM International, Tenth Edition, USA, 1990, p. 34-36
- [9] A. J. Saldivar, *Efecto del Austemperizado Sobre la Microestructura y Propiedades Mecánicas del Hierro Dúctil Aleado con Níquel y Cobre*, Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coah., México, 1994, p. 8-72
- [10] R. A. Prado, *Contribución al Estudio del Proceso de Austemperizado en Hierros Nodulares Aleados al Cu-Mo y Ni-Mo*, Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coah., México, 1995, p. 1-14
- [11] P.A. Blackmore and R. A. Harding, *The Effects of Metallurgical Process Variables on the Properties of Austempered Ductile Irons*, Journal of Heat Treating, Vol 3, No.4, (1984) 310-325

- [12] R. C. Voigt and C. R. Loper, *Austempered Ductile Iron-Process Control and Quality Assurance*, Journal of Heat Treating, Vol 3, No.4, (1984) 291-309
- [13] T. N. Rouns, K.B. Rundman and D. M. Moore, *On the Structure and Properties of Austempered Ductile Cast Iron*, AFS Transactions, Vol 92, (1984) 815-839
- [14] K. L. Krishnaraj, H. N. L. Narasimhan and S. Seshan, *Structure and Properties of ADI as Affected by Low Alloy Additions*, AFS Transactions, Vol 100, (1992) 105-112
- [15] B. V. Kovacs, *The Effects of Alloying Elements and Their Segregation in ADI*, World Conference on ADI, AFS, (1991) 241-270
- [16] J. F. Janowak and R. B. Gundlach, *Development of a Ductile Iron for Comercial Austempering*, AFS Transactions, Vol 91, (1983) 377-388
- [17] R.E. Campos, *Estudio Cinético y Microestructural del Proceso de Austemperizado de Hierros Nodulares*, Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, Saltillo, Coah., México, 1993, p. 21-42
- [18] Design Engineer's Digest, *A Design Engineer's Digest of Ductile Iron*, Ninth Edition, <http://www.ductile.org/dimg/digestintro.html>
- [19] J. L. González and A. J. Mc Evily, *Fatigue Crack Tip Deformation Processes as Influenced by the Environment*, Met. Trans. A., (1992)
- [20] ASM, *Metals Handbook Vol 12 Fractography*, Nigth Edition, (1992), p. 235-328
- [21] ASTM, *E 399-90 Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, (1990), p. 509-539
- [22] ASTM, *E 647-88^a Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, (1988), p. 679-706
- [23] ASTM, *A897M-90 Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings [Metric]*, (1997)
- [24] William F. Powers, *Automotive materials in the 21st century*, Advanced Materials Processes, ASM, Volume 157, Number 5, p. 38-41



CIUDAD DE MEXICO

Av. Patriotismo 683
Col. Mixcoac
03730, México, D. F.
Tel (55) 56 15 35 75
55 98 52 18
Fax (55) 55 98 64 57

SANFANDILA

Km. 12+000, Carretera
Querétaro-Galindo
76700, Sanfandila, Qro.
Tel (442) 2 16 97 77
2 16 96 46
Fax (442) 2 16 96 71

Internet: <http://www.imt.mx>
publicaciones@imt.mx