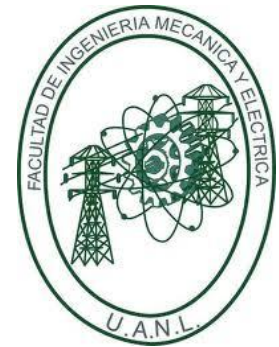


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



DESARROLLO DE PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN NUEVO
ACERO NiCrMo PARA LA FABRICACIÓN DE ANILLOS PARA
COMPONENTES MECÁNICOS

POR:

ARISBETH SIAS CHACÓN

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE
LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N. L., ABRIL 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



DESARROLLO DE PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN NUEVO
ACERO NiCrMo PARA LA FABRICACIÓN DE ANILLOS PARA
COMPONENTES MECÁNICOS

POR:

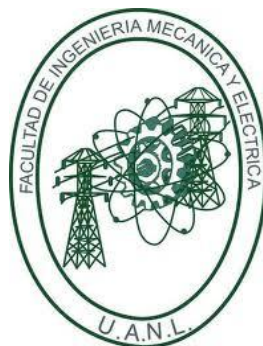
ARISBETH SIAS CHACÓN

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE
LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N. L., ABRIL 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



DESARROLLO DE PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN NUEVO
ACERO NiCrMo PARA LA FABRICACIÓN DE ANILLOS PARA
COMPONENTES MECÁNICOS

POR:

ARISBETH SIAS CHACÓN

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE
LA INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N. L., ABRIL 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis **“Desarrollo de propiedades mecánicas de un nuevo acero NiCrMo para la fabricación de anillos para componentes mecánicos”** realizada por el alumno ARISBETH SIAS CHACÓN, matrícula 1061758, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis



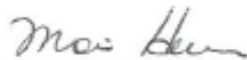
Asesor
Dr. Alberto Pérez Unzueta



Coasesor
Dr. Octavio Covarrubias Alvarado



Coasesor
Dr. Demófilo Maldonado Cortés



Vo.Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Abril 2013.

DEDICATORIA

A mi padre y a mi madre, que me dieron la vida, pero más importante, una razón para vivir.

A mi hermano y hermana, por siempre estar a mi lado, en las buenas y en las malas.

A mis amigos y amigas, infalibles compañeros. Y a todas aquellas personas que han sido importantes y han formado parte de mi vida.

*Arisbeth Sias Chacón
Nuevo León, México
Abril 2013*

AGRADECIMIENTOS

A mis profesores y sinodales.

A la empresa Frisa Forjados SA de CV (FRISA) por su espíritu de innovación y darle la oportunidad a su personal de construir un mejor futuro para todos. Por ser el motor detrás de este proyecto. En particular al Dr. Octavio Covarrubias, al Ing. Jorge Castillo y al Ing. Héctor Martínez, por su constante apoyo y aliento en la realización de esta tesis.

A Carpenter Technology Corporation por la asistencia técnica y la aportación del material para la realización del presente trabajo. En especial al M.C. Michael E. Wilkes y a su equipo metalúrgico, por compartir con nosotros su conocimiento, experiencia, visión, y por darnos la confianza en aplicar su propia innovación tecnológica, acero PremoMet®, en nuevas aplicaciones.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), por haberme formado como Ingeniera Metalúrgica y a la División de Estudios de Posgrado por todo lo aprendido en sus aulas y laboratorios, y en especial a todos sus profesores investigadores quienes compartieron conmigo sus vastos conocimientos.

Al Consejo Nacional de Ciencia de Tecnología (CONACYT) por el apoyo y confianza en desarrollar profesionistas que aporten a México, un mejor y más humano desarrollo científico y tecnológico.

Finalmente, a todos mis compañeros y amigos por su incondicional, alegre y siempre oportuno apoyo brindado; sin el cual no se hubiera finalizado el presente trabajo.

PREFACIO

Ante la crisis de energéticos que la humanidad enfrenta hoy en día y más grave todavía, la crisis por contaminación industrial y por el calentamiento global, se hace imprescindible la investigación, desarrollo e innovación tecnológica en fuentes alternas de generación de energía eléctrica. De las diferentes fuentes, la generación eólica ha despertado un gran interés por su alto potencial de generación y su bajo impacto ambiental. Sin embargo, aún quedan muchos retos por superar. La velocidad y dirección de los vientos, no solo no son constantes, su variación es muy grande y esto hace que las turbinas giren a velocidades muy cambiantes y ha puesto en gran dificultad el equipo eléctrico asociado. Desde el punto de vista mecánico, también existen grandes dificultades por la misma causa raíz: velocidades de giro muy variables. Adicionalmente, el diseño es poco deseado desde la perspectiva de una estructura estable. Básicamente es un equipo muy pesado instalado en el extremo superior de una columna. Esto hace que toda la estructura sea muy inestable. Para tener mayor ventaja de los vientos, se busca lo más alto posible, y para tener la mayor ventaja mecánica, se utilizan grandes aspas. Todo esto es una combinación poco afortunada para nuestra actual tecnología. Las cargas mecánicas en el engranaje son muy altas, muy variables y asimétricas. Grandes esfuerzos se están realizando en el desarrollo de equipo eléctrico que pueda manejar las grandes variaciones de voltaje. Así mismo, un gran esfuerzo se pone en el diseño de aspas de mayor dimensión, más efectivas y de menor peso. Tribológicamente, los elementos mecánicos como es el engrane principal, está sometido a cargas estáticas y dinámicas muy variables y a velocidades también muy variables. Esto último dificulta tener un sistema eficiente de lubricación. Debido a lo anterior, y a los

grandes esfuerzos de contacto cizallantes, los engranes sufren de alto nivel de desgaste, más la gran dificultad de mantenimiento y cambio de este tipo de pieza, por su volumen, su masa y por estar instalado a grandes alturas.

Es de gran satisfacción ver como los diferentes científicos de diferentes ramas del saber humano se unen a este gran esfuerzo de lograr generadores eólicos de alta eficiencia. En el caso que ocupa el presente trabajo de la Ing. Arisbeth Sias, donde nos presenta la posible aplicación de un nuevo acero, recientemente desarrollado y patentado por Carpenter Technologies Corporation, con nombre comercial PremoMet®. Este acero, por poseer una composición química novedosa, presentar un nivel de alta limpieza, por ser procesado por medio de metalurgia secundaria, y por su capacidad de desarrollar altas propiedades mecánicas, ha sido exitosamente utilizado en componentes tribológicos, principalmente en equipo ferroviario. Adicionalmente, el incremento en la resistencia de este acero, ha permitido el diseño o rediseño de componentes mecánicos más esbeltos y así reducir el peso de los equipos y locomotoras ferroviarias. El reto actual, y que Arisbeth ha dado ya un primer gran paso, es la posibilidad de utilizar este acero en el complicado engranaje de grandes dimensiones de los generadores eólicos. A pesar de que aún falta un largo recorrido, este primer estudio sinérgico entre el fabricante del acero (CarTech), el forjador o fabricante de los anillos de gran diámetro (FRISA) y los fabricantes de los generadores (Vestas), junto con las universidades, en este caso la UANL, da sus primeros frutos. No dudamos que en un futuro cercano tengamos mayor generación de energía eléctrica por medio de turbinas eólicas más eficientes, gracias a trabajos como el que hoy nos presenta Arisbeth Sias.

Prof. Dr. Alberto Pérez Unzueta
FIME, UANL, San Nicolás de los Garza, México
Abril 2013.

TABLA DE CONTENIDO

	Página
RESUMEN	1
Capítulo 1 INTRODUCCIÓN	2
Objetivo general	6
Objetivos particulares	6
Justificación	6
Hipótesis	7
Alcance	7
Capítulo 2 ANTECEDENTES	8
2.1 Engranés	8
2.1.1 Clasificación de los engranajes	10
2.1.2 Engranés de grandes dimensiones	10
2.2 Fabricación de engranés	11
2.3 Anillos forjados y rolados	12
2.3.1 Industria de la forja	12
2.3.1.1 Ventajas de las piezas forjadas y roladas	13
2.3.1.2 Aplicaciones	15
2.3.1.3 Tendencias para el futuro	15
2.3.2 Proceso de una pieza forjada y rolada	16
2.3.2.1 Forja	17
2.3.2.2 Recalque	18
2.3.2.3 Punzonado	18
2.3.2.4 Rolado	19
2.3.2.5 Descripción esquemática del proceso de forja de un anillo forjado y rolado en caliente	21
2.4 Aceros convencionales para engranés	23

2.4.1	Acero	23
2.4.2	Clasificación de los aceros	24
2.4.3	Nomenclatura de los aceros	26
2.4.4	Aceros endurecidos directamente	28
2.4.4.1	Aceros aleados	28
2.4.4.2	Acero AISI 4340	29
2.4.4.3	Acero AISI 8630	30
2.5	Propiedades mecánicas.	31
2.5.1	Endurecimiento superficial	31
2.6	Tratamientos térmicos	33
2.6.1	Recocido	34
2.6.1.1	Recocido completo	34
2.6.1.2	Recocido intercrítico	34
2.6.1.3	Recocido subcrítico	35
2.6.2	Normalizado	36
2.6.3	Austenizado	37
2.6.4	Temple	38
2.6.5	Revenido	39
Capítulo 3 NUEVOS ACEROS PARA COMPONENTES MECÁNICOS		41
3.1	Efecto de elementos residuales y de Inclusiones no-metálicas en los aceros	43
3.2	Nuevos métodos de aceración	45
3.2.1	Metalurgia secundaria	45
3.2.1.1	Metalurgia de olla	46
3.2.1.2	Tratamiento al vacío	47
3.3	Acero NiCrMo	49
3.4	Aceros NiCrMo con contenido alto de Si y bajo de S	50
3.5	Fase “e” rica en Cu	51
3.5.1	Efecto del Cu en el acero	51
3.5.2	Forjado/Rolado	53
3.5.3	Tratamiento térmico	54

Capítulo 4 EXPERIMENTACIÓN	55
4.1 Caracterización del acero NiCrMo PremoMet®	56
4.1.1 Composición química	57
4.1.2 Macroataque	57
4.2 Planeación de la fabricación de dos anillos rolados	58
4.3 Fabricación de dos anillos por forjado y rolado	59
4.3.1 Calentamiento de las barras	59
4.3.2 Proceso de forja para la obtención de la preforma	60
4.3.3 Proceso de rolado	62
4.3.4 Recocido y maquinado	63
4.3.5 Evaluación de los anillos pre-maquinados	65
4.4 Tratamientos térmicos aplicados	66
4.5 Pruebas mecánicas	67
4.6 Caracterización de probetas después de haberse ensayado mecánicamente	68
4.6.1 Microscopia óptica	68
4.6.2 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)	68
4.6.3 Análisis por microscopio estereoscópico	69
4.6.4 Análisis de tamaño de grano	69
Capítulo 5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN	70
5.1 Caracterización del acero NiCrMo PremoMet®	71
5.1.1 Composición química	71
5.1.2 Macro-ataque	71
5.2 Planeación de la fabricación de dos anillos rolados	72
5.3 Fabricación de los anillos por forjado y rolado	73
5.3.1 Calentamiento de las barras	73
5.3.2 Evaluación de los anillos pre-maquinados	74
5.4 Tratamientos térmicos aplicados	75
5.5 Pruebas mecánicas	78
5.6 Caracterización microestructural	85
5.6.1 Microscopia óptica	85

5.6.2	Análisis fractográfico por microscopía óptica, estereoscopio	90
5.6.3	Análisis por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	91
5.7	Análisis de resultados	94
Capítulo 6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES		100
6.1	Conclusiones	100
6.2	Recomendaciones para trabajos futuros	102
Referencias		103
Lista de Figuras		109
Lista de Tablas		112
Apéndice A Metalografías de las pruebas del Set 1		
Apéndice B Resultados individuales de las pruebas mecánicas del Set 1		

RESUMEN

En el presente trabajo se reportan los resultados obtenidos en las evaluaciones del procesamiento y respuesta al tratamiento térmico de una nueva aleación ferrosa, patentada por Carpenter Technologies Corporation (CarTech) como “PremoMet®”, la cual se propone como un sustituto para los aceros convencionales tipo AISI 4340 y AISI 8630 en la fabricación de anillos rolados en caliente, sin costura con aplicación en la fabricación de componentes mecánicos de grandes dimensiones para generadores de energía eléctrica eólicos[1].

Los resultados de las propiedades mecánicas desarrolladas con la aplicación de diferentes tratamientos térmicos son complementados mediante la caracterización microestructural de la aleación desde su proceso de forja, hasta después de finalizado el tratamiento térmico, utilizando microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Por los resultados hasta ahora obtenidos en los tratamientos térmicos aplicados en el presente estudio, no se lograron obtener las propiedades mecánicas requeridas para el tipo de engrane especificado en los generadores eólicos. Sin embargo se proponen varias líneas de investigación y desarrollo a futuro, con el fin de mejorar el tratamiento de este acero y lograr así el objetivo deseado

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN

La industria de la forja de anillos rolados ha estado estrechamente vinculada con los avances logrados en el desarrollo de metales y aleaciones de alto desempeño, así como el diseño de procesos y a los avances en la capacidad y precisión de los equipos de forja, rolado, tratamientos térmicos y maquinado.

Para la industria en general, es de suma importancia la competitividad y la capacidad de ofrecer productos que logren la satisfacción de los usuarios. En el caso de la industria de la forja, esto se logra con el cumplimiento de las especificaciones de los clientes, normas internacionales y alcanzar las estrategias de ahorro del material, ahorro energético, reducción del impacto ambiental, cumplir con los tiempos de entrega, entre otros más. Por otro lado, la industria de la forja de productos especiales, busca posicionarse con antelación a los requerimientos futuros. Tal es el caso de las nuevas tecnologías para la producción de energía eléctrica a partir de fuentes no convencionales. Un ejemplo es el complejo equipo mecánico que se requiere para diseñar y fabricar los generadores eólicos [1,2].

Las principales áreas industriales donde se utilizan piezas forjadas de acero son las del gas y petróleo, generación de energía, construcción, minería, aeronáutica y aeroespacial, automotriz, ferroviaria, bienes de consumo y fabricación de maquinaria en general. Los requerimientos y

condiciones de trabajo dentro de estas áreas industriales son cada vez más estrictos. Esto ha forzado a la industria metal mecánica en general, y a la de la forja de aceros en particular a mejorar su práctica productiva y a ser más estricta en cuanto a los requerimientos en las propiedades mecánicas, dureza y vida útil. Por tal motivo se necesita de la innovación o desarrollo de nuevos aceros en cuanto a su composición química, como parte del avance de nuevos materiales [3]. Este es el caso de la empresa Carpenter que ha desarrollado y patentado el nuevo acero PremoMet® [4].

El acero ha sido el principal material utilizado en la industria de la forja, debido a sus excelentes propiedades físicas y mecánicas, así como su facilidad de conformarse. Dentro de la amplia gama de los diferentes tipos de aceros que existen en el mercado, se selecciona el más óptimo para cumplir con las especificaciones en cuanto a las propiedades físicas, mecánicas, resistentes a las condiciones ambientales y a su duración [5]. Con el avance tecnológico, condiciones de trabajo más estrictas, competencia de mercados o regulaciones ambientales, se desarrollan nuevas aleaciones que cumplan con los nuevos requerimientos Este es el caso de componentes mecánicos tribológicos de gran tamaño, empleados en los generadores eólicos, donde se busca tener aceros con muy alta resistencia, muy alta tenacidad, y sobre todo alta resistencia al desgaste que permita alargar los tiempos de mantenimiento o de reemplazo de las piezas [2].

Marco teórico

Actualmente se tiene un especial interés por el desarrollo de productos forjados de acero, ya que estos desarrollan mejores propiedades mecánicas y mejor distribución de los constituyentes microestructurales, que productos similares fabricados por medio de maquinado directamente de piezas vaciadas. Incluso, en algunos casos, las piezas forjadas-maquinadas pueden ser más económicas que las piezas vaciadas-maquinadas [3].

La fabricación de equipos y componentes mecánicos es cada vez más sofisticada, incluyendo condiciones tecnológicas o comerciales más rigurosas; y han llevado a ciertos sectores industriales a reconocer las ventajas y beneficios que ofrecen los productos forjados de acero. Por tales motivos, han estado impulsando el desarrollo tecnológico para mejorar la manufactura y desempeño de los productos forjados, con el fin de mejorar la calidad, precisión, rentabilidad y capacidad de la industria de la forja [6,7].

Como consecuencia de lo anterior, aunado a todos los avances en los procesos y equipos de forja, se han hecho innovaciones en la composición química de los aceros para ayudar a satisfacer las crecientes demandas de la industria moderna [4].

Es inevitable que piezas fabricadas en aceros convencionales, como lo son los aceros tipo AISI 4340 y AISI 8630 presenten desgaste en condiciones normales de trabajo y pierdan su vida útil en determinado tiempo [2]. Con la aplicación del nuevo acero PremoMet®, se busca prolongar la resistencia al desgaste y así alargar el tiempo de vida útil de los componentes tribológicos. También se busca, en la medida que este acero tenga mayor resistencia mecánica y tenacidad, poder producir estos componentes con secciones más esbeltas y reducir el peso de los componentes de los generadores eólicos, los cuales deben situarse a grandes alturas, sostenidos por columnas de acero estructural [1,6,7]. Los engranes de gran dimensión manufacturados actualmente en aceros tipo AISI 4340 y AISI 8630, requieren de mantenimiento constante y de ser reemplazados cuando su nivel de desgaste es lo suficientemente alto y pongan en peligro la estabilidad de la estructura. Este tiempo varía de generador a generador debido a las cambiantes condiciones de trabajo sometidas por causa de los vientos prevalecientes, lo que ocasiona cargas dinámicas variables asimétricas [3, 5]. Un acero con mayor resistencia mecánica permitirá la fabricación de piezas más esbeltas y reducir el peso y cargas mecánicas dinámicas dentro del generador. Y si este mismo acero posee alta resistencia al desgaste, las piezas tendrán una mayor

vida útil y mejorará el desempeño y el rendimiento de los generadores eólicos [5]. Es importante garantizar el desarrollo de las propiedades mecánicas requeridas en estos aceros, para las aplicaciones tribológicas, por medio de la aplicación de parámetros controlados en los tratamientos térmicos [8-12]. De esta manera, se podrá hacer una contribución positiva a la generación de energía eléctrica eólica y disminuir la generada por la vía de combustibles fósiles o vía nuclear. No solo se debe considerar la sustitución de un acero por uno nuevo, sino todo el proceso de manufactura de los componentes tribológicos para lograr el éxito de tener generadores eólicos de alta rendimiento [2].

Propuesta

Implementar el nuevo acero PremoMet® en el campo de la forja de anillos rolados y tratados térmicamente para obtener mejores propiedades mecánicas y físicas, superando así el rendimiento de los aceros AISI 4340 y AISI 8630 utilizados en el mercado de la forja de acero y aplicaciones similares.

Originalidad de la propuesta

La aleación PremoMet® es un nuevo acero, con mayor resistencia mecánica y mayor tenacidad. Este acero ha sido empleado exitosamente en la fabricación de piezas mecánicas en la industria ferroviaria, principalmente en los sistemas mecánicos de las locomotoras, donde se requiere de alta resistencia. Así mismo, ha permitido reducir la masa de las piezas al tener una mejor relación resistencia/peso [1,4]. Esto ha contribuido a reducir el peso de locomotoras y de la transmisión de los carros de ferrocarril, ahorrando energéticos. Sin embargo, este acero aún no se ha utilizado en la fabricación de piezas de gran tamaño como son los anillos forjados-rolados para componentes tribológicos de los generadores eólicos [6]. Esta sería una

aplicación nueva y se enfrenta al reto tecnológico de desarrollar las propiedades mecánicas en piezas de sección transversal muy grande.

Objetivo general

El objetivo principal del presente trabajo es evaluar el comportamiento de este nuevo acero PremoMet® cuando es utilizado en la fabricación de anillos de gran dimensión por el proceso de rolado y posterior tratamiento térmico. Así mismo, se busca proponer la ruta crítica de manufactura de anillos utilizando este acero para obtener mejores propiedades mecánicas a las que actualmente se obtienen con los aceros convencionales como AISI 4340 y AISI 8630.

Objetivos particulares

- 1.- Determinar las propiedades mecánicas desarrolladas por el acero PremoMet® después de fabricar anillos por el método de forja-rolado y tratamiento térmico de temple y revenido.
- 2.- Determinar las mejores condiciones de tiempo-temperatura para los procesos de forja, rolado y de tratamientos térmicos.
- 3.- Realizar un estudio comparativo entre las propiedades obtenidas en el acero PremoMet® y los aceros convencionales AISI 4340 y AISI 8630.

Justificación

La industria moderna busca mejorar sus productos e innovar en aplicaciones de mayor exigencia. Un caso particular es la fabricación de engranes de gran diámetro, a partir de anillos forjados-rolados [6,7]. Los productos actuales, tienen una vida útil determinada, lo que obliga a trabajos

de mantenimiento y remplazo de estas piezas, que puede ocasionar pérdidas económicas importantes [2].

Incrementar el rendimiento y vida útil de las piezas, en condiciones de operación cada vez más críticas es la motivación de un proyecto amplio que ha tomado la empresa Frisa Forjados, S.A. de C.V, como aliado tecnológico de sus clientes. Como primer paso dentro de esta estrategia, es la búsqueda y evaluación de nuevos aceros, tal como lo es el acero PremoMet®.

Hipótesis

Se espera que el nuevo acero PremoMet® sea una opción viable para sustituir y mejorar el rendimiento de los aceros AISI 4340 y AISI 8630, en la fabricación de anillos de gran tamaño, cumpliendo con las normas de geometría y propiedades mecánicas que requiere la industria metal-mecánica.

Alcance

El presente trabajo se enmarca en las propiedades mecánicas desarrolladas por el nuevo acero PremoMet®, durante la fabricación de anillos de gran tamaño, en condiciones de operación industriales. Queda fuera del alcance de este trabajo un estudio sobre la energía de impacto. Los resultados presentados en este trabajo no pueden ser extrapolados a otros aceros ni a otras condiciones de transformación o tratamientos térmicos diferentes a las aquí expuestas.

Capítulo 2

ANTECEDENTES

2.1 Engranés

El engranaje es un sistema de ruedas, conos o cilindros dentados empleados para transmitir un movimiento giratorio o alternativo desde una parte de una máquina a otra. Un conjunto de dos o más engranajes que transmite el movimiento de un eje a otro se denomina tren de engranaje. Los engranajes se utilizan sobre todo para transmitir movimiento giratorio, pero usando engranajes apropiados y piezas dentadas planas pueden transformar movimiento alternativo en giratorio y viceversa [13].

Los engranes son elementos mecánicos dentados que les permite transmitir el movimiento de rotación entre sus ejes colocados a una distancia relativamente reducida entre ellos. Esta transmisión se realiza mediante la presión que ejercen los dientes de una de las ruedas, denominada “*motora*” sobre los dientes de la otra rueda, denominada “*conducida*”, cuando actúan entre sí, estando varios dientes en contacto, sin choques ni interferencias que lo impidan o entorpezcan. Los engranajes cilíndricos pueden ser de dientes rectos, cuando éstos son paralelos al eje de giro del cilindro, o de dientes helicoidales, cuando son parte de una hélice que envuelve a dicho eje [14].

En la Figura 2.1 se observan dos engranajes cilíndricos rectos z_1 y z_2 que engranan entre sí; estando montados sobre los ejes I y II, siendo el primero estriado, lo que permite al engranaje z_1 deslizarse a lo largo de su flecha, ocupando otra posición.

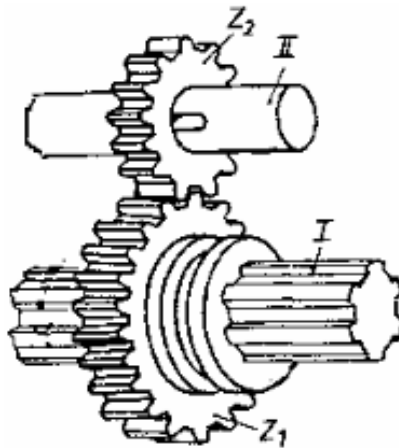


Figura 2.1. Esquema simple de un par de engranes [13].

Distintos materiales se utilizan para la construcción de los engranajes pudiendo ser éstos fundición de hierro, acero, bronce, aluminio, materiales sintéticos, como el teflón, entre otros. Debido al constante rozamiento entre las superficies en contacto, éstas están expuestas al desgaste, motivo por el cual su dureza puede incrementarse mediante tratamientos térmicos de endurecimiento superficial como es el caso del cementado de los aceros. Con el fin de evitar o minimizar el desgaste prematuro, el engrane puede estar continuamente lubricado, lo que además lo refrigera, favoreciendo la transmisión del movimiento a elevada velocidad [13].

2.1.1 Clasificación de los engranajes

Según como los engranajes interactúen entre sí, se les puede clasificar como:

a) Engranajes de acción directa: formados por dos o más ruedas que engranan entre sí, directamente una con otra.

A su vez, los engranajes de acción directa, según sean las posiciones de sus ejes, pueden presentar los siguientes casos:

- 1- Ruedas de ejes paralelos.
- 2- Ruedas cuyos ejes se cortan.
- 3- Ruedas cuyos ejes se cruzan.
- 4- Engranajes de rueda y tornillo sinfín.

b) Engranajes de acción indirecta: cuando se acciona uno sobre el otro a través de un vínculo intermedio o auxiliar, como es el caso de los engranajes a cadena, donde z_1 es la rueda conductora o motora, la cual se encuentra montada sobre un eje motor y transmite el movimiento a la rueda conducida a través de la cadena [13].

2.1.2.- Engranajes de grandes dimensiones.

Los engranes de grandes dimensiones son utilizados en la industria de la minería, en los molinos de cilindro; industria siderúrgica, en laminadores y transportadores; en la industria del cemento, en los hornos de Clinker; en la industria de la construcción, maquinaria para carreteras; y en la industria del petróleo. Un uso más reciente es en los generadores eólicos de energía eléctrica [15]. En estos engranes de grandes dimensiones, los requerimientos mecánicos son elevados y tienen a su vez que satisfacer requerimientos estrictos en tolerancia; además las propiedades de resistencia mecánica, resistencia a la fatiga, tenacidad, resistencia al desgaste, entre otras propiedades. Cada día las condiciones de trabajo son más severas y así, se busca incrementar estas propiedades por medio del desarrollo de nuevos

materiales, o por la optimización de procesos de manufactura y de tratamientos térmicos [13].

2.2 Fabricación de engranes

La elección del procedimiento de fabricación depende de la maquinaria disponible, dimensiones de la pieza a fabricar, especificaciones o requerimientos técnicos, costo de producción y del tipo de material del cual el engrane será fabricado.

Entre los métodos de manufactura de engranes se pueden mencionar:

- Fundición.
- Formado. Estampado e impresión fina (*fine blanking*)
- Estirado en frío y extrusión.
- Engranes laminados.
- Forja.
- Finalmente, casi en su totalidad son tratados térmicamente y reciben un maquinado final.

La forja ha sido muy utilizada para la fabricación de engranes. Se fabrica particularmente la forma básica del engrane: un anillo forjado y rolado (a partir de forja en caliente por ejemplo), el anillo resultante será subsecuentemente maquinado por corte para obtener la forma final (maquinado de los dientes) deseada del engrane [16].

2.3 Anillos forjados y rolados

2.3.1 Industria de la forja

El proceso de forja por trabajo en caliente se ha utilizado para asegurar propiedades mecánicas óptimas (resistencia mecánica y tenacidad) así como una excelente calidad en los productos. Muchos productos hoy en día se han empezado a diseñar con componentes forjados para soportar condiciones extremas de cargas y esfuerzos.

Económicamente las forjas son más convenientes por su alta confiabilidad, tienen mejores tolerancias dimensionales; además las forjas pueden ser maquinadas y procesadas por métodos y equipos automáticos. Durante el forjado, calculando y controlando la deformación se mejoran las propiedades mecánicas del material, debido a que se refina la estructura dendrítica del lingote y se pueden disminuir o eliminar los defectos de porosidad que pueden ser formados durante el proceso de vaciado del material. La forja direcciona el flujo y orienta los granos, obteniendo así mejores propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, cedencia, tenacidad y ductilidad en el material. Para la fabricación de un anillo rolado el trabajo en caliente durante la forja permite la recristalización y refinamiento del tamaño de grano mejorando la resistencia a la cedencia de los aceros.

Las anillos forjados rolados se diseñan para aproximarse a las medidas finales de la pieza, logrando el óptimo aprovechamiento de material en comparación con piezas obtenidas de placas que posteriormente son maquinadas para obtener las medidas finales y en donde el desperdicio de material por maquinado puede ser mayor.

Al comparar anillos forjados rolados con piezas similares fabricadas por soldadura, las primeras tienden a ser superiores debido a que los procesos de soldadura no están totalmente libres de defectos y presenta cambios

microestructurales debido al calentamiento localizado, además de requerir de elaborados procesos de inspección en piezas críticas, pudiendo ser estos innecesarios en los anillos forjados y rolados.

2.3.1.1 Ventajas de las piezas forjadas y roladas

Estructura.- El grado de confiabilidad en la estructura obtenida por medio de forja y rolado es la mejor en los procesos de manufactura. Con un proceso adecuado los anillos forjados rolados no forman huecos o cavidades por gas, lo que asegura que en las piezas fabricadas no se produzcan fallas en esos defectos por concentración de esfuerzos. Con los productos forjados se obtiene una mayor uniformidad en la composición química de las piezas debido a que se disminuye la segregación de aleantes o compuestos no metálicos que causan una respuesta impredecible durante el tratamiento térmico posterior y elevan el riesgo de falla bajo cargas o esfuerzos dinámicos.

Resistencia al impacto.- En la industria es de suma importancia que las piezas tengan una alta tenacidad debido a que proporciona una alta confiabilidad en las piezas de trabajo. En los productos forjados y rolados se desarrollan mejores propiedades de tenacidad y resistencia, los cuales serán sometidos a cargas específicas, además de que la ductilidad y la resistencia a la falla incrementan también, esto debido a la orientación de los granos durante la forja.

Uniformidad.- La uniformidad en la composición química que se alcanza en un anillo forjado y rolado entre pieza y pieza, puede asegurar una buena respuesta durante el tratamiento térmico, una buena maquinabilidad y estabilidad dimensional después del ciclo térmico.

La forja y rolado de aceros aleados y al carbón compone el mayor volumen de forjas producidas debido a su bajo costo en la materia prima, fácil

procesamiento y buenas propiedades mecánicas. Además de que la excelente respuesta a los tratamientos térmicos ofrece una gran variedad de posibilidades en el diseño de forjas.

Límites físicos.- Las forjas producidas tienen una gran variedad en dimensiones y tamaños, sujeta a las herramientas y dados disponibles en las prensas. Las forjas se pueden realizar con una amplia variedad de formas y precisión, y estarán limitadas por el tamaño de los dados o la capacidad del martillo o prensa.

Tratamiento Térmico.- El material forjado y rolado puede ofrecer una estructura cristalina más fina, es así como la respuesta a los diferentes tratamientos térmicos es excelente, y se obtienen las mejores propiedades mecánicas posibles y una mayor uniformidad en el material.

Maquinado.- La casi nula presencia de discontinuidades internas o de inclusiones superficiales (en especial no metálicas) en las forjas ofrece una confiable preparación para el acabado por maquinado. La forja y rolado ayudan también a asegurar el mínimo desgaste en la herramienta y disminuye la fractura de la herramienta, debidos al repentino contacto con los huecos sub-superficiales o áreas con diferente dureza, siendo estos últimos eliminados.

Ensamblado.- Las piezas forjadas disminuyen la cantidad de piezas que se ocuparían ensamblar para formar un componente, debido a la precisión dimensional y buenas propiedades mecánicas.

Ahorro de material en peso.- Las piezas forjadas pueden tener tolerancias dimensionales muy cerradas, llegando a medidas casi finales del engrane, lo que minimiza la operación de maquinado, ahorrando el costo de esta operación y ahorrando en material desperdiciado como corte de virutas. Las operaciones de punzonado y perforación durante el forjado reducen las partes

gruesas y de mayor peso que se tendrían que eliminar durante el maquinado, si las piezas se hubiesen fabricado por otro método, por ejemplo por fundición [17].

2.3.1.2 Aplicaciones

Hoy en día la forja y rolado cubren un amplio rango de servicios en el mercado, sin embargo, aún se presentan retos para los productos fabricados mediante estos procesos de manufactura, algunos de ellos son:

- Regulaciones y controles gubernamentales.
- Cambios radicales de diseño.
- Insuficiente desarrollo de nuevos productos en la forja y rolado.
- Alternativas viables en materiales para piezas forjadas; compósitos, cerámicos y piezas vaciadas.
- Competencia de otros países.

2.3.1.3 Tendencias para el futuro

Los lanzamientos de la industria de la forja y rolado se han incrementado desde finales del siglo XIX, cuando James Nasmyth inventó y demostró su martillo de vapor (*Steam Hammer*) para forjar hierro, motivado por el crecimiento y desarrollo en la industria siderúrgica, en la cual se necesitaba de un instrumento mecánico pesado para convertir el hierro crudo o arrabio en hierro maleable. Desde entonces la industria ha pasado vertiginosamente a través de diferentes fases de desarrollo que se ve enriquecida e innovada cada día [18].

Con los cambios en la industria, algunas compañías que no inviertan en innovación dejarán de existir mientras que otras crecerán en tamaño y capacidad. Estos cambios podrían traer el desarrollo de nuevos procesos. A

lo anterior se suma también un incremento en la competencia no solo dentro de la propia industria de la forja, sino de otras industrias manufactureras que compiten para ofrecer los mismos productos por diferentes métodos de producción a la forja, lo cual hará que las plantas de forja, siempre este buscando innovaciones en sus procesos, tecnología, técnicas de manufactura, costos y calidad para ser más eficientes y competitivos.

Se espera que en el corto alcance, la industria de la forja ofrezca productos con tolerancias más precisas, geometrías más cercanas a las dimensiones finales y disminución de costos. Para lo anterior, se introducirán equipos automatizados, robots y computadoras para controlar las operaciones. Además, la industria de la forja ha combinado lo anterior con la introducción de nuevos materiales con mejores propiedades, mejor desempeño que permitan mayores deformaciones y desarrollen mayor resistencia para enfrentar los incrementos en cargas mecánicas o buscar la manufactura de piezas más esbeltas para reducir el peso total de los equipos mecánicos. Con la introducción de nuevos materiales ferrosos también se buscan propiedades superiores para aplicaciones críticas en la industria petrolera donde las piezas forjadas son sometidas a grandes presiones y esfuerzos a cientos y miles de metros bajo el nivel del mar [17].

2.3.2 Proceso de una pieza forjada y rolada

Toda pieza forjada y rolada tiene una secuencia básica de pasos [19].

- Selección de la materia prima
- Forja
- Rolado
- Maquinado (opcional)
- Tratamiento Térmico

2.3.2.1 Forja

El proceso de forja incluye la deformación, en donde se comprime el material de trabajo entre dos dados, utilizando impacto o presión gradual para el formado de la pieza. El proceso de forja es uno de los procesos más antiguos para el formado de metales, los vestigios más antiguos encontrados de piezas metálicas “martilladas” datan de aproximadamente 5000 años a.C. [20].

Actualmente el forjado es un proceso industrial de suma importancia para la fabricación de partes que requieren de alta resistencia, tales como: flechas y barras de conexión para motores de combustión interna, engranes, componentes para la industria aeronáutica, partes para turbinas y motores a propulsión. La industria del acero utiliza la forja para obtener la forma básica de grandes componentes que luego se maquinan para obtener las dimensiones y forma finales requeridas.

Las operaciones de la forja en caliente se llevan a cabo mediante el calentamiento del acero, normalmente por arriba de su temperatura de recristalización. A esta temperatura, se encuentra la fase austenita, que por su estructura cristalina FCC (*face cubic centered*), presenta varios sistemas de deslizamiento, facilitando su deformación plástica, además, de que a esa alta temperatura, ocurre recristalización dinámica que permite la generación de nuevos granos, libres de deformación, a partir de los granos altamente deformados. Todo lo anterior contribuye significativamente a reducir la resistencia e incrementar la ductilidad.

Durante el forjado se aplica una presión ya sea por impacto, por medio de un martillo de forja; o en forma gradual mediante una prensa. Las prensas pueden ser hidráulicas o neumáticas.

La compresión entre dados planos es llamada recalque, donde una pieza es colocada en un dado o yunque inferior y su altura es reducida mediante el golpeteo (martillo) o presión (prensa) ejercido por el dado o yunque superior. La fricción entre las caras de la pieza de trabajo y los dados es inevitable. Esto conduce a deformaciones no homogéneas de la pieza, quedando limitada en la interface de contacto, que da por resultado, por ejemplo en una pieza cilíndrica, una pieza forjada en forma de barril.

Los pasos del proceso básicos de forja de anillos se enlistan a continuación:

2.3.2.2 Recalque

Es un método para iniciar una preforma. Su objetivo principal es “destruir” la estructura dendrítica o de colada de los lingotes o palanquillas de colada continua. Así mismo, cerrar los defectos tipo rechupe interno y porosidad que pudiesen contener los lingotes. El segundo objetivo es conseguir una forma geométrica afín a las subsecuentes deformaciones. La cantidad de deformación aplicada depende del tipo de acero, dimensiones del lingote o palanquilla y la cantidad de segregación presente en el acero. El producto del recalque, es normalmente conocido como *blank*, preforma o set-up. Éstos pueden ser enfriados en condiciones controladas y ser el producto suministrado por las acerías a las plantas de forja. Si la planta de forja produce sus propias preformas, estas pueden continuar al siguiente paso que es el punzonado. En determinados aceros de alta aleación, la preforma requiere ser calentada nuevamente para continuar el proceso de deformación.

2.3.2.3 Punzonado

Es un método para producir cuerpos huecos. Este proceso está estrechamente relacionado al proceso de extrusión inverso, pero se distingue por tener mayores movimientos del punzón para el desplazamiento de material en la pieza de trabajo. El punzón es centrado en la pieza trabajada

previamente, el punzón es presionado por la fuerza del dado superior de la prensa. Las dimensiones de los dados, de la pieza de trabajo y el diámetro del punzón determinan si el material fluye radialmente o si es desplazado axialmente entre la pared del dado contenedor y la superficie del punzón. La delgada capa de material en la parte baja es cortada por la acción de un tejo o punzón de corte que se introduce en el orificio previamente hecho por el punzón de conformación, produciéndose así la preforma conocida como “dona” por su aspecto geométrico, y que dará paso al siguiente proceso en la fabricación de un anillo [17].

2.3.2.4 Rolado

El rolado de anillos en caliente ofrece varias ventajas metalúrgicas, entre ellas, obtener una estructura con flujo de grano homogéneo circunferencial, facilidad de fabricación que permite una relativa variedad de perfiles geométricos, versatilidad de materiales a forjar, versatilidad de tamaños, masa y geometría. Los anillos rolados tienen una textura circunferencial caracterizada generalmente por una alta resistencia tangencial y buena ductilidad. Esto es conveniente, desde el punto de vista de diseño, para soportar los esfuerzos tangenciales y radiales a que son sometidas las piezas tipo engranajes de alta dimensión. En este tipo de engranes, los esfuerzos máximos principales se localizan en sentido radial, situados a una profundidad sub-superficial que dependerá de las condiciones de carga, la carga aplicada y las propiedades mecánicas del material del engrane [21]. Con lo anterior, se cumplen en forma general con los requerimientos de especificaciones básicas solicitadas por los fabricantes de equipos tribológicos.

En cuanto a dimensiones, este tipo de rolado de anillos puede procesar una gran variedad de tamaños; desde unos pocos centímetros hasta más de 8 metros de diámetro, y pesos tan bajos como unos cuantos kilogramos hasta más de 20 toneladas métricas. El proceso y equipo son similares, en principio

a los rodillos laminadores utilizados para placas o productos planos. En ambos procesos, el material es rolado entre dos rodillos axiales, con movimiento encontrado uno hacia el otro para reducir continuamente el espacio. En un anillo rolado, los rodillos empleados son de diferentes diámetros [17].

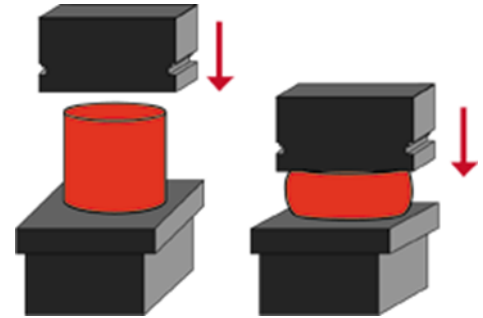
El proceso inicia con una preforma circular hueca que ha sido previamente recalcada y perforada, llamada “dona”. La preforma se calienta por arriba de su temperatura de recristalización y luego es colocada sobre un rodillo tipo mandril. Este mandril se mueve bajo presión hacia el rodillo radial, el cual gira continuamente, reduciendo el espesor de la pared de la preforma, dando la forma deseada a la sección transversal e incrementando los diámetros (tanto el exterior como el interior) del anillo resultante. Los contornos u orillas pueden ser rolados desde adentro o fuera de la superficie o desde ambas.

Para el diseño exitoso del rolado deben considerarse, entre otros aspectos, la temperatura inicial y final del proceso, las reducciones graduales que se van adquiriendo en la sección transversal. Se debe garantizar que la deformación, tanto en el centro de la pieza como en los extremos sea lo más homogénea posible. Altas deformaciones iniciales, pueden generar gradientes de deformación, normalmente más grandes en la superficie que en el centro y que pueden afectar la recristalización dinámica, además de defectos dimensionales. Se debe garantizar contar con la potencia necesaria en los rodillos para efectuar las reducciones calculadas [22].

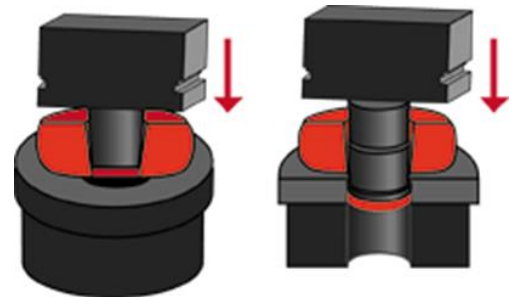
2.3.2.5 Descripción esquemática del proceso de forja de un anillo forjado y rolado en caliente

Producción de la "preforma":

1. Se inicia con un corte a la medida del peso requerido, este primero se redondea, luego se recalca para lograr la integridad estructural y el flujo del grano direccional.



2. La pieza de trabajo es punzonada. Es decir se introduce un punzón en la preforma aún caliente desplazando metal radialmente, dejando una delgada capa de metal en la parte inferior. Esta se remueve por corte para obtener así la preforma o "dona", que es la forma necesaria para iniciar el rolado de anillos.

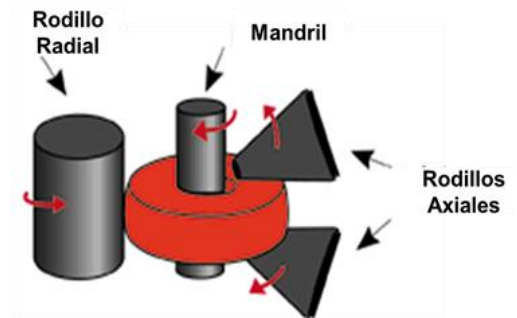


3. Se obtiene la "dona" o preforma para iniciar con el proceso de rolado.

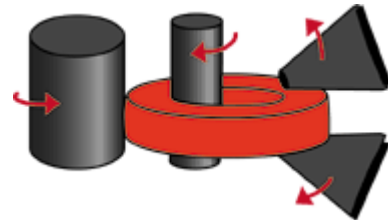


Proceso de Rolado de Anillos Forjados:

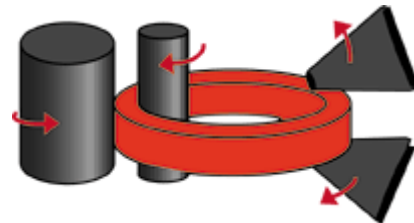
4. El proceso de rolado de anillos empieza con el mandril aplicando presión a la preforma contra el rodillo radial.



5. Los diámetros del anillo son incrementados mientras la presión continua reduciendo el espesor de la pared. Los rodillos axiales controlan la altura del anillo a medida que se rola.



6. El proceso continua hasta que se alcanzan las dimensiones requeridas en la pieza [23].



2.4 Aceros convencionales para engranes

Los engranajes pueden fabricarse con una extensa variedad de aceros con el fin de obtener las propiedades adecuadas para el uso en que se van a aplicar. Desde el punto de vista del diseño mecánico, la resistencia y la durabilidad, es decir la resistencia al desgaste, son las propiedades más importantes. Sin embargo, el diseñador deberá considerar no solamente las propiedades del acero, sino también el proceso de manufactura del engrane, la disponibilidad de la materia prima, procesos primarios, hasta la formación de los dientes, tratamientos térmicos, y el ensamble final de éste en una máquina. Otras consideraciones que deben ponderarse son su peso, resistencia al medio ambiente, vibraciones, ruido, mantenimiento y, desde luego costo [24].

2.4.1 Acero

El acero es una aleación de hierro con una pequeña cantidad de carbono entre 0 y 2% en peso. Este de C es suficiente para tener una amplitud de propiedades mecánicas, tales como dureza, resistencia a la tensión, punto de cedencia, ductilidad, tenacidad, entre otras. Por las características de fabricación del acero líquido, la necesidad de combinar los elementos residuales tales como el azufre y fósforo, y la necesidad de desoxidar el metal líquido, los aceros convencionales siempre contienen elementos tales como Si, Mn, Al, además de los residuales ya mencionados, S y P. Aunado a lo anterior, a los aceros se les puede adicionar algunos otros elementos de aleación para mejorar algunas de sus propiedades. Lo anterior da una variedad de distintos tipos de aceros y aleaciones base hierro.

El hierro es un metal alotrópico, por lo que puede existir en más de una estructura cristalina dependiendo fundamentalmente de la temperatura. Es uno de los metales más útiles debido a su gran abundancia en la corteza

terrestre (constituyendo más del 5% de esta, aunque rara vez se encuentra en estado puro, sino más bien combinado con otros elementos en forma de óxidos, carbonatos o sulfuros) y a que se obtiene con cierta facilidad y con una pureza adecuada. Posee propiedades físicas y mecánicas apreciadas y de la más amplia variedad [25].

2.4.2 Clasificación de los Aceros

Hay varias maneras de clasificar los aceros; las principales se basan en su composición, ruta de fabricación, calidad y aplicación en un determinado tipo de industria.

A.- Según su composición se dividen:

1. Aceros al carbono
2. Aceros aleados:
 - a. Aceros de baja aleación.
 - b. Aceros de media aleación.
 - c. Aceros de alta aleación.

B.- Según su utilización; se dividen en varios grupos:

1. Aceros estructurales al carbono:
 - a. Bajo Carbono: 0 a 0.15% C
 - b. Medio Carbono: 0.15 a 0.40%C
 - c. Alto carbono: 0.40 a 0.60%C
 - d. Perlíticos o Eutectoides: 0.80% C.
2. Aceros estructurales de alta resistencia y baja aleación (*High Strength Low Alloy* - HSLA). Dentro de estos, se encuentran los aceros microaleados.
3. Aceros Herramienta al carbono y para matrices
 - a. Con alta tenacidad: 0.5 a 0.7%C
 - b. Alta dureza y alta tenacidad: 0.7 a 1.0%C

- c. Alta dureza y alta resistencia al desgaste: 1.0 a 1.4%C
- 4. Aceros aleados para herramientas y matrices
 - a. Aceros para trabajo en frío e indeformables.
 - b. Aceros resistentes al impacto.
 - c. Aceros rápidos.
 - d. Aceros para trabajo en caliente.
- 5. Aceros para propósitos especiales:
 - a. Inoxidables.
 - b. Resistentes a alta temperatura.
 - c. Resistentes al desgaste.
 - d. Para muelles.
 - e. Para usos eléctricos y magnéticos.
 - f. Otros.

C.- Según su calidad:

Los aceros se clasifican de acuerdo con el proceso de producción y van desde los aceros de calidad ordinaria, los cuales se obtiene en Horno Alto y Convertidor BOF (*Basic Oxygen Furnace*), Reducción Directa y Horno Eléctrico, hasta los aceros de elevada calidad los cuales se producen por diferentes procesos de refinación, metalurgia secundaria o de olla, desgasificación al vacío, re-fusión en electro-escoria, o por otros métodos más refinados para obtener aceros de calidad superior, tales como los aceros con bajo contenido de residuales (aceros libres de intersticiales) o los aceros para aplicaciones médicas y en prótesis [21].

2.4.3 Nomenclatura de los Aceros

Como la microestructura del acero determina la mayoría de sus propiedades y está gobernada por el tratamiento y la composición química, uno de los sistemas más generalizados para nombrar los aceros es por su composición química. Un sistema ampliamente utilizado es el de la *American Iron and Steel Institute* (AISI) y la *Society for Automotive Engineers* (SAE) [26]. Ver Tabla 2.1. Otra clasificación de amplio uso es la de la del *American Society for Testing and Materials* (ASTM), que se basa más en la aplicación final de los aceros.

Aunque cada país tiene sus propias normas oficiales, AISI y ASTM en los EEUU, Norma Oficial Mexicana (NOM) en México, *British Standard* (BS) en el Reino Unido, *Deutsches Institut für Normung* (DIN) en Alemania, *Japan Industrial Standard* (JIS) en Japón, *Association Francaise de Normalisation* (AFNOR) en Francia, existen un gran número de otras especificaciones según la rama industrial de aplicación. Por ejemplo las normas *American Society of Mechanical Engineers* (ASME) para aplicaciones mecánicas, *American Petroleum Institute* (API) petrolera, *American Railway engineering Association* (AREA) ferroviaria, *American Welding Society* (AWS) soldadura, *American Gears Manufacturing Association* (AGMA) engranes, *International Fasteners Institute* (IFI) tornillería, y así una amplia lista de normas. Actualmente existe una tendencia a normalizar todos los aceros bajo una sola norma internacional unificada o *Unified Numbering System* (UNS) [27], o por medio de equivalencias entre las diferentes normas.

Tabla 2.1 Designación clases y tipos AISI – SAE [14].

10XX Aceros ordinarios al carbono
11XX Aceros al carbono re-sulfurados, libre maquinado
13XX Aceros con 1.75% Mn (1.5 – 2.0% Mn)
15XX Aceros al Manganeso (1.0 - 1.65% Mn)
23XX Aceros al Níquel 3.5%Ni (3.25 - 3.75% Ni)
25XX Aceros al Níquel 5.0% Ni (4.75 - 5.25% Ni)
31XX Aceros al Níquel - Cromo 1.25% de Ni y 0.65% de Cr
33XX Aceros al Níquel - Cromo 3.50% Ni y 1.60% de Cr.
40XX Aceros al Molibdeno 0.25% de Mo
41XX Aceros con Cromo (0.40 - 1.20% Cr); (0.08 - 0.25% Mo)
43XX Aceros al Ni-Cr-Mo (1.8% Ni - 0.65% Cr - 0.25% Mo)
44XX Molibdeno (0.40 - 0.53% Mo)
45XX Molibdeno (0.55% Mo)
46XX Níquel - Molibdeno (1.80% Ni - 0.20% Mo)
47XX Ni-Cromo-Molibdeno (1.05% Ni- 0.45% Cr - 0.20% Mo)
48XX Níquel - Molibdeno (3.5% Ni - 0.25% Mo)
50XX Acero al Cromo (0.28 - 0.40% Cr)
51XX Acero al Cromo (0.8 - 1.05% Cr)
50XXX Acero resistente al desgaste con 0.50% Cr
51XXX Acero resistente al desgaste con 1.0% Cr
52XXX Acero resistente al desgaste con 1.45% Cr
61XXX Acero al Cromo - Vanadio (0.75% Cr - 0.15% V)
8XXX Aceros de triple aleación
81XX 0.30% Ni -0.40% Cr - 0.12% Mo
86XX 0.55% Ni - 0.50% Cr - 0.20% Mo
87XX 0.55% Ni - 0.50% Cr - 0.25% Mo
88XX 0.55% Ni - 0.50% Cr - 0.35% Mo
92XX Aceros al Silicio - Manganeso (2.0% Si - 0.8% Mn)
93XX Acero de triple aleación: 3.25% Ni - 1.20% Cr y 0.12% Mo
98XX Acero de triple aleación: 1.0% Ni - 0.80% Cr y 0.25% Mo
XXBXX Aceros con Boro (mínimo 0.0005% B)
50BXX 0.5% Cr
51BXX 0.8% Cr
81BXX 0.30% Ni -0.45% Cr - 0.12% Mo
XXBVXX Acero al Boro – Vanadio, ejemplo 43Bv12
XXLXX Aceros con Plomo, ejemplo 10L18
XXXH Aceros con banda de templabilidad
EX Nuevos tipos de acero con designación temporal

2.4.4 Aceros endurecidos directamente

Los aceros para transmisiones mecánicas, cajas de engranajes y reductores de velocidad, por lo regular se fabrican de acero al medio carbono. Entre la amplia gama de aceros al carbono y acero de baja aleación que se utilizan están los siguientes: AISI 1020, AISI 3140, AISI 4340, AISI 1040, AISI 4140, AISI 6150, AISI 1050, AISI 4150, AISI 8630, AISI 8650, entre otros. Todos ellos con contenidos de carbono entre 0.20 a 0.50. También se utilizan aceros para ser endurecidos por tratamiento térmico superficial. Ejemplo AISI 1020, AISI 4320, AISI 8620, entre otros [28].

2.4.4.1 Aceros aleados

Un acero aleado es considerado como tal, cuando sus elementos de aleación exceden uno a más de los siguientes límites: 1.65% de manganeso. 0.6% de silicio. 0.6 % de cobre. También se considera acero aleado aquel que define los límites mínimos en los contenidos de los elementos: aluminio, cromo, cobalto, niobio, molibdeno, níquel, titanio, tungsteno, vanadio, zirconio, o algún otro elemento aleante para obtener un efecto específico en el acero. Es regla nominal que en los grados estándar de los aceros aleados AISI-SAE, la cantidad total de elementos aleantes no exceda el 4.0%.

El contenido de carbono en los aceros determina cual será la máxima dureza alcanzada en el acero. Los elementos aleantes son utilizados principalmente para elevar la templabilidad y conseguir propiedades mecánicas específicas.

A continuación se describen los aceros AISI 4340 y AISI 8630, mismos que son utilizados en la industria de la forja para la fabricación de engranajes de alta resistencia mecánica [29].

2.4.4.2 Acero AISI 4340

Es un acero de baja aleación y de alta templabilidad. La Tabla 2.2 muestra su composición química nominal. Su dureza después de temple es de aproximadamente 54-59 HRC [3]. Por medio del revenido puede ajustarse el nivel de dureza deseado. Para el proceso de maquinado es recomendable hacer un ciclo de recocido o normalizado para el maquinado grueso y después templar y revenir antes del maquinado final. Se puede maquinar por la mayoría de los métodos convencionales, sin embargo con valores de cedencia superiores a 1375 MPa (200 ksi), la maquinabilidad es solo del 10 al 25 % de la maquinabilidad en la condición de recocido [29].

Este grado de acero presenta muy buena respuesta a los tratamientos térmicos y una adecuada combinación de propiedades de resistencia, ductilidad y tenacidad en la condición de temple y revenido. Es utilizado en componentes de aviones, partes automotrices, engranes, anillos forjados, herramientas, autoclaves, soleras, pistones, rodamientos, y partes similares que requieren de media a alta resistencia. A fin de prevenir la distorsión a la que puede estar sujeta una pieza de geometría complicada o de grandes dimensiones, se utiliza un temple menos severo (en aceite o polímero) [30].

Tabla 2.2. Composición química del acero AISI 4340.

% en peso	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
Mínimo	0.38	0.65	----	----	0.15	1.65	0.7	0.2
Máximo	0.43	0.85	0.025	0.025	0.3	2	0.9	0.3

La secuencia de proceso de fabricación recomendado para piezas tipo engranes es la siguiente: Forjar, normalizar y enfriar en aire. Recocer si es requerido un maquinado a medidas semifinales. Austenizar y templar en aceite o polímero. Es importante efectuar un revenido antes de que las piezas alcancen una temperatura ambiente (20°C) ya que este acero por su alta templabilidad es susceptible a formar grietas de temple. La temperatura de

revido dependerá de las especificaciones de dureza y propiedades mecánicas deseadas. Por último, se procederá a maquinar a las medidas finales. Las temperaturas críticas en este acero son [19]:

Ac1 725°C (1337°F)
 Ac3 775°C (1427°F)
 Ar3 710°C (1310°F)
 Ar1 655°C (1210°F)
 Ms 285°C (545°F)

2.4.4.3 Acero AISI 8630

Es un acero de medio carbono, posee alta templabilidad. Su composición química nominal se muestra en la Tabla 2-3. La dureza superficial en condición de temple está en el intervalo de 46-52HRC. Su forja y rolado son relativamente sencillas y se puede soldar por prácticamente todas las técnicas industriales. La secuencia de proceso de fabricación de anillos forjados y rolados con este tipo de acero recomendada es la siguiente: Forjar, seguido de un normalizado, enfriado en aire, recocido si la pieza requiere de un maquinado a medidas semifinales, austenizar y templar en agua o aceite. Revenir para obtener la dureza y propiedades mecánicas requeridas y finalmente realizar el maquinado final.

Tabla 2.3 Composición química del acero AISI 8630.

% en peso	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
Mínimo	0.28	0.7	-----	-----	0.15	0.4	0.4	0.15
Máximo	0.33	0.9	0.035	0.04	0.3	0.7	0.6	0.25

Las temperaturas críticas en este acero son [19]:

Ac1 735°C (1355°F)
 Ac3 795°C (1460°F)
 Ar3 745°C (1370°F)
 Ar1 660°C (1220°F)
 Ms 360°C (680°F)

2.5 Propiedades mecánicas

La Tabla 2.4 [14] muestra información de la norma estándar AGMA 2001-B88 para los valores de dureza Brinell (*Hardness Brinell* - HB), tensión por flexión y tensión o esfuerzo por contacto, para aceros que presentan la condición de endurecimiento directo (AISI 1020. AISI 3140. AISI 4340. AISI 1040. AISI 4140. AISI 6150. AISI 1050. AISI 4150. AISI 8630. AISI 8650).

Tabla 2.4. Propiedades mecánicas de engranes de alto desempeño [14].

Dureza en la superficie (HB)	Número de esfuerzo o tensión por flexión permisible				Número de tensión debida al contacto permisible			
	Grado 1		Grado 2		Grado 1		Grado 2	
	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)
Up to 180	25	170	33	230	85	590	95	660
240	31	210	41	280	105	720	115	790
300	36	250	47	325	120	830	135	930
360	40	280	52	360	145	1000	160	1100
400	42	290	56	390	155	1100	170	1200

La Tabla 2.4 indica valores para dos grados de acero; grado 1 y grado 2. Estos grados se refieren al tipo de control de la microestructura, la cantidad de INM o limpieza del acero, tratamiento térmico previo, pruebas no destructivas a que debe someterse el acero, valores de dureza en el núcleo y otros factores. Los materiales de Grado 2 se controlan en forma más estricta y especifican niveles de tensión más elevados [14,28].

2.5.1 Endurecimiento superficial

Los procedimientos para endurecer superficialmente los dientes de un engrane son:

- Flama e Inducción. Estos procesos implican el calentamiento localizado de la superficie del engrane por medio de flama generada por gas, o mediante una bobina de inducción eléctrica, hasta la temperatura de

austenización y posterior temple. La dureza resultante de estos procedimientos es de 50-54 HRC.

- Carburización. Produce una dureza superficial en el rango de 55-64 HRC y da por resultado una de las durezas más elevadas de uso común para los engranes.
- Nitruración; se obtiene una superficie muy dura pero muy delgada. Se especifica para aplicaciones en que las cargas son ligeras y velocidades de trabajo del engrane altas. La escala Rockwell 15N es la empleada para especificar la dureza.

Estos procesos de endurecimiento proporcionan valores de dureza superficial de 50 a 64 HRC y en consecuencia altos valores de tensión como se ilustra en la Tabla 2.5 [14].

Tabla 2.5. Valores de dureza superficial y tensión por procesos de endurecido [14].

Dureza en la superficie	Número de esfuerzo o tensión por flexión permisible				Número de tensión debida al contacto permisible				
	Grado 1		Grado 2		Grado 1		Grado 2		
	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)	
Endurecido por flama o por inducción									
50 HRC	45	310			170	1200	190	1300	
54 HRC			55	380	175	1200	195	1300	
Carburizado y endurecido en la superficie									
55-64 HRC	55	380			180	1250			
58-64 HRC			65	450			225	1560	
Nitrurizado AISI 4140:									
84.5 15N	34	230	45	310	155	1100	180	1250	
Nitrurizado AISI 4340:									
83.5 15N	36	250	47	325	150	1050	175	1200	
Nitalloy nitrurizada 135 M:									
90.0 15N	38	260	48	330	170	1170	195	1350	
Nitalloy nitrurizada N:									
90.0 15N	40	280	50	345	195	1340	205	1410	

Nitalloy es una familia de aceros patentados que contienen 1.0 aproximadamente de aluminio que promueve la formación de aceros duros.

2.6 Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos son básicamente procesos que abarcan fundamentalmente 4 pasos: calentamiento, tiempo de permanencia en una o más temperaturas, enfriamiento y la velocidad a la cual se realizan los calentamientos o enfriamientos.

Dentro de los objetivos principales de los tratamientos térmicos se encuentra:

- a) Obtener las propiedades físicas y mecánicas requeridas.
- b) relevar las piezas de esfuerzos internos o residuales.
- c) controlar la distorsión.
- d) obtener una buena penetración de temple.
- e) refinar el grano.
- f) modificar la microestructura para mejorar la maquinabilidad.

Las piezas forjadas generalmente se ofrecen en 4 principales condiciones para los clientes:

- En condición de forja sin ningún proceso de tratamiento térmico.
- Tratadas térmicamente para un maquinado posterior.
- Tratadas térmicamente con propiedades físicas y mecánicas específicas.
- Especialmente tratadas térmicamente para asegurar una estabilidad dimensional en aplicaciones críticas.

A continuación se describen algunos de los tratamientos térmicos frecuentemente utilizados para cumplir con los requerimientos de las especificaciones en cuanto a propiedades físicas y mecánicas de las piezas forjadas [29].

2.6.1 Recocido

El recocido en un acero forjado puede ser empleado para obtener diferentes resultados incluyendo, reducción de la dureza para incrementar su formabilidad, maquinabilidad y las propiedades mecánicas requeridas y para relevar esfuerzos inducidos por el trabajo en caliente, enfriamiento o gradientes térmicos no homogéneos dentro de la pieza [19,29].

Existen diferentes tipos de recocido que se pueden emplear en los aceros aleados forjados. Estos tratamientos dependen de las características o aplicaciones que se le quiera dar a la pieza. Algunos de los recocidos más comúnmente utilizados son los siguientes:

2.6.1.1 Recocido completo

Consiste en calentar el material por arriba de la temperatura crítica Ac_3 y mantener esta temperatura un periodo de tiempo suficiente para que la temperatura en la pieza sea uniforme. Seguido de un enfriamiento lento por debajo de la temperatura crítica Ac_1 . La temperatura de austenización es relativamente alta para promover los carburos en solución.

El enfriamiento lento controlado, generalmente llevado a cabo dentro del horno con descensos reducidos programados en la temperatura, asegura que la transformación de austenita a perlita sea efectiva, dando como resultado la formación de perlita laminar gruesa que proveen a la pieza de baja dureza, alta maleabilidad, además de eliminar esfuerzos internos o residuales.

2.6.1.2 Recocido intercrítico

En este tratamiento térmico la austenita se empieza a formar conforme la temperatura excede Ac_1 . Con este tratamiento se promueve una mezcla de

austenita y ferrita, ya que la temperatura de tratamiento se sitúa entre Ac1 y Ac3.

El grado de homogeneidad en la estructura a la temperatura de austenización es una importante consideración en el desarrollo de las estructuras y propiedades del recocido. La austenita formada en el acero tratado por arriba de la temperatura Ac1 se transforma de nuevo a ferrita y carburos si el acero tiene un enfriamiento lento por debajo de Ac1. La velocidad de descomposición de la austenita y la estructura de los carburos, para que estos sean laminares o esferoidales dependerá en mucho de la temperatura de transformación. La estructura resultante puede contener carburos esferoidales o perlita laminar, dependiendo de la composición del acero y la temperatura de austenizado. La dureza en estos casos resulta ser baja. Si se desea tener la mayor suavidad, maleabilidad o ductilidad en el material, es necesario tener velocidades de enfriamiento muy bajas en el enfriamiento continuo o permanecer largo tiempo en los tratamientos isotérmicos.

2.6.1.3 Recocido subcrítico

En este tipo de recocido no se forma austenita. La condición previa de un acero es modificada por procesos como la recuperación, recristalización, crecimiento de grano y la aglomeración de carburos. Por lo tanto en este tratamiento la historia termo-mecánica del acero es de suma importancia. Los aceros en los procesos de forjado o rolado contienen ferrita y perlita; por lo tanto la dureza de ambos constituyentes se puede ajustar.

Si el objetivo es el ablandamiento máximo, los tiempos a la temperatura elegida deben de ser excesivamente largos. La velocidad de ablandamiento aumenta rápidamente a medida que la temperatura se aproxime a Ac1. La práctica de enfriamiento en el recocido subcrítico tiene un

efecto limitado en la microestructura y propiedades resultantes ya que éstas se encuentran ya establecidas [19].

2.6.2 Normalizado

El normalizado es un tratamiento en donde el acero es calentado a una temperatura por encima de su temperatura crítica Ac_3 y enfriado en aire calmado hasta una temperatura por debajo del rango de transformación. En la práctica generalmente se normaliza entre 55 y 65°C arriba de la temperatura crítica. En algunos aceros aleados donde los carburos son difíciles de disolver es recomendable calentar a una temperatura más alta para asegurar la disolución de los carburos.

Un adecuado proceso de normalizado requiere:

- Que la pieza sea calentada uniformemente a una temperatura suficiente para alcanzar la transformación completa de ferrita y cementita a austenita.
- El tiempo de permanencia a la temperatura adecuada debe ser suficientemente largo como para que la pieza tratada alcance la uniformidad que necesita.
- El enfriamiento debe ser en aire quieto de manera uniforme.

El normalizado en los aceros forjados se utiliza como acondicionamiento del tratamiento final y para refinar la estructura. En ocasiones el enfriamiento puede ser en aire forzado a fin de acelerar la transformación y obtener perlitas finas, bainitas o inclusive martensita, ya sea completa o una mezcla de las anteriores fases. Todo esto le da al acero un endurecimiento parcial. Un normalizado puede ablandar, endurecer o revelar esfuerzos en un acero, dependiendo de la composición del acero, dimensiones de la pieza y la condición del acero después del proceso de forja.

Los objetivos del normalizado son:

- Refinar el grano y homogenizar la microestructura para mejorar la respuesta del acero en una operación de endurecimiento por temple.
- Mejorar las características de maquinabilidad del acero.
- Modificar y refinar las estructuras dendríticas de la colada.
- Ayudar a alcanzar las propiedades mecánicas deseadas.

Durante el proceso de forjado, algunas secciones de la pieza pueden estar sujetas a diferentes niveles de trabajo o deformación plástica, las temperaturas finales pueden variar de una pieza a otra y dentro de la misma, debido a la diferencia en velocidades de enfriamiento desde la temperatura de forja hasta la temperatura ambiente, ocasionando una variedad de tamaños de grano y microestructuras. Así el normalizado refina la microestructura y tamaños de grano resultantes, produciendo uniformidad y una microestructura con un tamaño de grano relativamente fino [31,32].

2.6.3 Austenizado

El material debe ser calentado por arriba de temperatura crítica Ac_3 , la cual es la mínima temperatura a la que el acero es calentado para formar 100% de austenita. La temperatura crítica Ac_1 es una temperatura a la cual se inicia la transformación de austenita y entre Ac_1 y Ac_3 se puede tener una mezcla de ferrita y austenita o la cementita y austenita, dependiendo del % de C del acero.

En los aceros aleados la temperatura de austenización puede ser lo suficientemente alta para disolver los carburos en solución o para tomar el mayor provecho del efecto de los elementos aleantes y obtener la mejor templabilidad, pero no debe ser tan alta que provoque crecimiento excesivo de los granos de austenita.

En las piezas forjas, el tiempo de permanencia tiene una influencia similar que la temperatura utilizada para austenización. Debido a que los cambios microestructurales a la máxima temperatura ocurren con mucha rapidez, el factor tiempo es de igual importancia que la temperatura. Además la decarburización y distorsión se incrementan con el tiempo de permanencia. Para evitar estos efectos, el tiempo de permanencia a alta temperatura debe ser cuidadosamente controlado y debe tratar de ser lo más corto posible, cuidando de la uniformidad de calentamiento en todas las secciones de la pieza, mediante el uso de curvas o rampas de calentamiento previamente diseñadas y operando los hornos con sistemas robustos de control de temperatura [19].

2.6.4 Temple

Es la capacidad del acero para ser transformado a una estructura BCC (*body cubic centered*) metastable sobresaturada de carbono llamada martensita y que posee alta dureza y un alto nivel de esfuerzos internos que la hacen sumamente frágil. Por esta razón, este tratamiento es seguido de un revenido para disipar el alto nivel de esfuerzos residuales, reducir la fragilidad y lograr las propiedades mecánicas deseadas.

En el proceso de temple el acero debe ser enfriado desde altas temperaturas de austenización, a una velocidad suficientemente rápida para asegurar la transformación de la austenita en martensita. La velocidad de enfriamiento es determinada por las propiedades térmicas de cada acero y el tipo de medio de enfriamiento utilizado. El agua es el medio más efectivo y rápido, los aceites y polímeros son medios menos severos utilizados para fines de evitar choques térmicos severos y agrietamiento en algunos aceros.

El concepto de templabilidad significa la habilidad del acero para desarrollar martensita a diferentes profundidades en la sección transversal de la aleación que se procesa. Esto está en función del contenido de elementos

aleantes y el medio de enfriamiento empleado. La efectividad de un temple depende también de un buen diseño del sistema de temple (enfriamiento) y su mantenimiento. Del tipo de medio de temple, el grado de agitación de la tina, considerando además el tamaño, configuración, acabado y composición el acero utilizado en la pieza forjada, así como su templabilidad.

Las soluciones de polímero son una alternativa al agua o aceite. Generalmente pueden ofrecer factores de templabilidad similares a los del agua sin la indeseable capa de vapor que se forma con el empleo de esta. Sin embargo, las soluciones poliméricas son empleadas generalmente en sustitución del aceite [32].

2.6.5 Revenido

Después del temple el material tiene una condición de alta dureza y fragilidad debido a la martensita formada. Esta condición es altamente estresante para la pieza, además de quedar propensa a formar grietas. Para prevenir las grietas se debe de realizar un revenido inmediatamente después del endurecido, de ser posible cuando la pieza este aun tibia. El revenido puede ser una simple o múltiple operación y la temperatura es seleccionada en base al grado de acero y las propiedades requeridas.

Después del tiempo de permanencia en el horno a la temperatura seleccionada, las piezas son descargadas del horno para permitirles un enfriamiento seguro hasta la temperatura ambiente. Algunos aceros aleados son susceptibles a perder tenacidad si durante el proceso de revenido, ya sea que en el calentamiento o en el enfriamiento, permanecen cierto tiempo crítico en un intervalo específico de temperatura, normalmente entre 300 y 600 °C, dependiendo de la composición química del acero. Este fenómeno es llamado fragilización por revenido.

La combinación óptima de propiedades mecánicas es lograda cuando la microestructura del acero es martensita revenida. Además en aplicaciones en donde la resistencia al desgaste del componente es de suma importancia, puede ser necesario que la pieza requiera de la máxima dureza posible. Entonces la estructura deseada tendrá que ser martensita con un ligero revenido, suficiente para remover los esfuerzos internos producidos por el temple, dejando la dureza más alta posible.

La dureza es probablemente la propiedad más común reportada para aceros templados y revenidos, puede ser considerada como una medida de la habilidad del acero para soportar cargas en servicio sin sufrir cambios permanentes de forma o deformación plástica [29].

Capítulo 3

NUEVOS ACEROS PARA COMPONENTES MECÁNICOS

El nuevo PremoMet® es un acero diseñado para alcanzar mayor resistencia mecánica y resistencia a la fatiga que los aceros convencionales, para aplicaciones en componentes mecánicos bajo altas cargas. Entre sus principales aplicaciones están los componentes de transmisión de potencia, sobretodo en la industria pesada, motores de locomotoras, aunque ha sido exitosamente aplicado en vehículos y motores de camiones y maquinaria “*off-road*” y de trabajo pesado [33-36]. Así mismo en motores para barcos y embarcaciones marinas de gran calado. Debido a su alta resistencia, se puede emplear en vehículos más ligeros y comerciales, con el fin de reducir la masa de muchos componentes mecánicos de la transmisión mecánica y de esta manera lograr vehículos más ligeros, que consuman menor cantidad de combustible; y así logra una disminución en la emanación de gases tipo invernadero. Esto traerá un gran beneficio a la sociedad.

De igual manera, el acero PremoMet® ha sido diseñado para ser una alternativa competitiva a los aceros aleados con cobalto. Puede desarrollar similares propiedades mecánicas que estos aceros, sin necesidad de tener el elemento Co como aleación. La eliminación del Co, representa un ahorro significativo en la fabricación de este acero [33,34]. En la figura 3.1 se

muestra el precio del Co (dólares por libra) durante el periodo marzo 2012 a marzo 2013 [37]. Aunque se observa una disminución del costo del Co, este sigue siendo un elemento de aleación muy caro, escaso y es considerado un metal estratégico, lo cual puede derivar en mercados muy volátiles, especulativos y escasos a nivel mundial. Por lo tanto, la sustitución del Co por elementos más económicos y de mayor disponibilidad, es un gran acierto por parte de los fabricantes de aceros [33].



Figura 3.1. Costo del Co 2012/2013 [36].

Asimismo, el acero PremoMet® es un acero que desarrolla, después de temple y revenido una alta tenacidad. Gracias a sus altas propiedades de resistencia y tenacidad a la fractura, puede permitir diseños para aligerar hasta un 25% el peso de los componentes mecánicos o tribológicos sometidos a altas cargas [34-36]. Estas estimaciones en la reducción en peso están basadas en el diseño de componentes con la máxima resistencia a la tensión de 2,040 MPa (296 ksi) combinada con la alta tenacidad que desarrollan. La reducción en peso de los componentes varía según el diseño del componente y del nivel de resistencia especificado. Adicionalmente, el comportamiento tribológico de componentes mecánicos fabricados con este acero ha mostrado mejoras,

comparado con aceros convencionales [38]. Esta es una ventaja de particular interés para componentes de gran dimensión como son los engranes de generadores electro-eólicos. Dada la configuración de este tipo de engranaje, las variaciones en las cargas mecánicas asimétricas y la gran variación en las velocidades relativas, hacen que las condiciones tribológicas sean más complicadas que en generadores convencionales, teniendo mayores índices de desgaste. Aceros con mayor resistencia, mayor tenacidad y mayor resistencia al desgaste son una solución para este tipo de aplicación [39]. Si además, pueden lograrse disminuciones en su peso, considerando que el generador eólico está instalado en la parte superior de una columna, será una gran ventaja y se podrán realizar diseños más eficientes.

Con todo lo anterior, los costos del ciclo de vida por componente podrán reducirse por la compra de menor cantidad de material. Además los componentes ligeros de peso pueden dar por resultado una reducción de cargas dinámicas en otros componentes, lo que significa un menor consumo de energía (combustible) y un ciclo de vida mayor del producto [33-36].

3.1 Efecto de elementos residuales y de Inclusiones no-metálicas en los aceros

Durante la producción del acero, su refinación y procesamiento, pueden aun quedar elementos residuales. Los siguientes elementos residuales se consideran generalmente como no deseados, y se mencionan sus efectos:

- El antimonio y el arsénico causan fragilización por temple.
- El hidrógeno fragiliza severamente a los aceros; sin embargo, el calentamiento durante el procesamiento expulsa la mayor parte del hidrógeno.

- El nitrógeno mejora la resistencia mecánica, la dureza y la maquinabilidad; en aceros desoxidados al aluminio, controla el tamaño de las inclusiones y mejora la resistencia y la tenacidad; reduce la ductilidad y la tenacidad.
- El oxígeno incrementa ligeramente la resistencia de los aceros efervescentes; reduce severamente la tenacidad.
- El estaño causa fragilización en caliente y fragilización por temple.

Convencionalmente se considera un “acero limpio” aquel que tiene una baja concentración de inclusiones no metálicas. Las inclusiones no metálicas son compuestos de naturaleza primordialmente no metálica (aunque sean compuestos de elementos metálicos, como óxidos o sulfuros metálicos), que si no son eliminados en las escorias antes de la solidificación, quedarán atrapados en el producto final. Las inclusiones que, principalmente se encuentran en el acero son el sulfuro de manganeso (MnS) y varios tipos de óxidos y silicatos, entre ellos, de hierro, manganeso, calcio y aluminio [40].

La influencia de las inclusiones no metálicas sobre la calidad del acero tiene una gran importancia, y para minimizar su efecto, el primer objetivo, evidentemente es controlar el tamaño, morfología y distribución de las inclusiones. La mayoría de las inclusiones tienen un efecto nocivo en las propiedades del acero, por este motivo tienen que ser eliminadas.

Debido a que la tenacidad de las inclusiones no metálicas es muy pequeña se fracturan bajo la acción de tensiones externas con relativa facilidad, dando origen a la aparición de micro-grietas en el material. Las inclusiones de tipo sulfuro, óxido o nitruro se forman durante el proceso de obtención del acero y es por tanto imposible su eliminación total. En otros casos, las partículas (o fases) frágiles forman parte de la microestructura

del acero y le confieren al mismo unas características mecánicas determinadas (este último caso es el de los carburos en las estructuras).

Las inclusiones pueden clasificarse de acuerdo a su origen:

Endógenas: Son partículas generadas en el interior mismo del baño. Se forman principalmente por las siguientes reacciones químicas:

- Precipitación (sulfuros).
- Des-oxidación (óxidos).
- Re-oxidación (óxidos, más gruesos).

Exógenas: Son partículas que ingresan al baño y cuyo origen no es el acero. Son más gruesas y no se forman por reacciones, sino por determinadas condiciones físicas:

- Turbulencia: que puede generar atrapamientos de escoria.
- Desgaste: materiales refractarios erosionados.

La eliminación de óxidos desde el acero líquido hacia la escoria, es más efectiva si los óxidos se encuentran en estado líquido; para esto se utiliza el elemento calcio [40, 41].

3.2 Nuevos métodos de aceración

3.2.1 Metalurgia secundaria

Los procesos de la Metalurgia Secundaria se han establecido para lograr diversos objetivos técnicos, que van desde el control de gases hasta la formulación de la composición del acero. Estos objetivos técnicos propios de la metalurgia secundaria son:

1. El control de gases mediante la reducción de oxígeno, hidrógeno y nitrógeno en el acero.
2. Alcanzar bajos contenidos en azufre, normalmente menores de 0.01%.
3. Controlar la morfología de las inclusiones, dado que es inevitable que éstas existan.
4. Fabricar de manera precisa la composición del acero [42, 43].

El acero líquido fabricado en el convertidor al oxígeno (BOF) o en el horno eléctrico de arco no puede considerarse totalmente terminado. Normalmente es necesario completar las operaciones de afino, ya que el horno eléctrico se centra en la fusión y desfosforación, y el convertidor en la descarburación y desfosforación. Hay que considerar, además, que han aumentado las exigencias de los usuarios del acero, que piden especificaciones cada vez más rigurosas.

La respuesta a estos factores viene dada por la incorporación de la metalurgia secundaria, que cumple un papel esencial en la producción de acero de alta calidad. La metalurgia secundaria se lleva a cabo en diversos equipos, como hornos de cuchara, convertidores e instalaciones al vacío. Las técnicas que utiliza son variadas: vacío, agitación con gas inerte, con oxígeno y con gases reactivos [42].

3.2.1.1 Metalurgia de olla

La metalurgia de olla se utiliza para aliviar el fusor principal de la mayoría de las operaciones de refinación secundaria, sus funciones principales son:

- El recalentamiento de acero líquido a través de la energía eléctrica generada por electrodos de grafito.
- La homogenización de la temperatura del acero y de la química a través de la agitación por gas inerte.

- Formación de una capa de escoria que protege al refractario del daño por el arco (del horno), de las concentraciones, de las transferencias de calor por el acero líquido, de las inclusiones y óxidos metálicos, además la capa de escoria proporciona los medios para la desulfuración.
- Actúa como un amortiguador para los equipos de fabricación de acero [43].

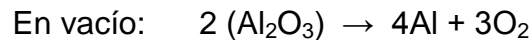
La función del tapón poroso es proporcionar agitación por medio de gas al metal fundido, para promover la homogenización. Las operaciones normales de agitación se llevan a cabo por percolación de gas argón a través de un tapón de purga en la parte inferior de la olla de vaciado. Un mecanismo de lanza en la parte superior sirve como apoyo en el baño de agitación en el caso de que el circuito en la olla esté temporalmente inoperable. La conexión de suministro de gas a la olla de vaciado se realiza automáticamente cuando la olla se coloca en el carro de transferencia.

Los humos y partículas generadas durante el calentamiento y la adición de aleantes en la olla saldrán por la parte superior, a través de diversas aberturas. Estas emisiones serán arrastradas y canalizadas por una corriente de aire aspirado por un extractor tipo lateral, acondicionado con colectores de humo. El techo de la olla de vaciado es típicamente un diseño que contiene un sistema de refrigeración por agua con un centro refractario o sección delta y está configurado para coordinarse con otras ollas, de tal manera que el techo de la olla queda completamente cubierto cuando está en funcionamiento [42].

3.2.1.2 Tratamiento al vacío

El tratamiento al vacío (generalmente llamado desgasificado al vacío) es comúnmente utilizado en los procesos de fabricación del acero, para remover los gases disueltos (por ejemplo el hidrógeno) en el acero. En este

proceso, el acero se expone a un vacío que promueve la transferencia de gases disueltos en el acero líquido a fase gas. La exposición del acero al vacío también promueve la reacción entre el oxígeno y el carbón disueltos en el acero para producir monóxido de carbón, cambiando las condiciones de equilibrio a una menor presión parcial de CO y CO₂, para eliminarlos del acero líquido. La alúmina encontrada en los refractarios y en la escoria puede ser reducida para disolver el aluminio en el acero,



Cuando el vacío es removido, el aluminio disuelto puede reaccionar con las inclusiones en el acero para incrementar el contenido de alúmina, y en la mayoría de los aceros las inclusiones son perjudiciales para las propiedades del producto, que se pueden formar de esta manera. Para cada acero, un vacío menor es utilizado durante la desgasificación para evitar este problema. La desgasificación al vacío es practicada en la industria del acero para diferentes propósitos, entre los cuales se encuentran:

- Remover el hidrógeno.
- Para mejorar la limpieza por remoción de oxígeno.
- Para producir acero de bajo contenido de carbón (<0.03%).
- Para producir aceros con rangos de química muy cerrados y
- Para controlar temperaturas de vaciado, especialmente para operaciones de vaciado continuo

El proceso de desgasificado al vacío, se lleva a cabo mediante la exposición del acero fundido a baja presión ambiental para remover gases (principalmente hidrógeno y oxígeno) del acero. La efectividad de cualquier operación de desgasificación al vacío depende el área superficial del acero líquido que es expuesto a baja presión. Los mecanismos para remover el hidrógeno y el oxígeno del acero líquido están directamente relacionados con el área superficial.

La remoción de hidrógeno es un fenómeno de difusión y de presión parcial. La remoción de oxígeno es una reacción química de oxígeno con carbono y la presión parcial de monóxido de carbono.

Los procesos por los cuales se logra un tratamiento de desgasificación también tienen una serie de otros objetivos como: composición y control de temperatura; decarburización; microlimpieza y morfología de las inclusiones [41, 43].

3.3 Acero NiCrMo

Las aleaciones Níquel-Cromo-Molibdeno son aceros estructurales atractivos en aplicaciones como componentes mecánicos sometidos a altas cargas mecánicas o para contenedores a alta presión isostática, debido a la combinación de resistencia y tenacidad que pueden lograr por medio de tratamientos térmicos de temple y revenido.

Los aceros al NiCrMo, tiene una alta penetración al temple, con relativamente buenas características de estabilidad dimensional en piezas con geometrías suaves, es decir sin cambios de sección abrupta. Son aceros muy versátiles y aptos para altos esfuerzos de fatiga y torsión. Puede ser endurecido superficialmente por temple directo o por inducción, obteniendo durezas por arriba de 54 HRc. Debido a las propiedades de estos aceros es posible fabricar piezas de gran espesor, con resistencias muy elevadas en el interior de las mismas. Es posible la fabricación de componentes que mantengan elevadas resistencias, aún a altas temperaturas, así como la fabricación de piezas muy complicadas que no se deformen ni agrieten durante el temple [44].

Los aceros NiCrMo templados y revenidos pueden ser utilizados en estructuras expuestas a gas hidrógeno, bajo ciertas condiciones especiales. En general, el hidrógeno degrada la resistencia y ductilidad de los aceros, particularmente en presencia de concentraciones de esfuerzo. El gas hidrógeno disminuye la tenacidad a la fractura y hace al acero susceptible a extender la fractura bajo cargas estáticas. Para aumentar la resistencia a la fragilización por hidrógeno en estas aleaciones, se puede optar por un incremento en los contenidos de manganeso y silicio [45].

3.4 Aceros NiCrMo con contenido alto de Si y bajo de S

El silicio se añade a algunos aceros comerciales para desoxidar o “calmarlos” y en este sentido el silicio produce efectos benéficos en las propiedades de impacto. Cuando el manganeso y el aluminio están presentes, una gran fracción de silicio se disuelve en la ferrita y esto incrementa el endurecimiento por solución sólida. Este efecto, junto con el hecho de que las adiciones de silicio se incrementan, causa que la temperatura de transición se desplace aproximadamente 44°C, por porcentaje en peso de silicio. Además, el silicio, como el fósforo, es un estabilizador de ferrita y por lo tanto promueve el crecimiento de grano de ferrita. El efecto de las adiciones de silicio en aleaciones normalizadas es elevar el promedio de la energía de la temperatura de transición dúctil-frágil, aproximadamente 60°C por porcentaje en peso de silicio añadido [42, 46].

El desarrollo de la tecnología de desgasificación y disminución de inclusiones no metálicas en los aceros, ha permitido el desarrollo del alto desempeño de los aceros especiales. Los bajos niveles de azufre en los aceros y el control de inclusiones han mejorado la ductilidad, tenacidad y propiedades de resistencia a la fatiga. Actualmente la necesidad de utilizar

estos materiales no es ya solo para situaciones especiales, sino también en aplicaciones diarias estructurales como en puentes y equipos de construcción.

En las últimas tres décadas, la limpieza en los aceros ha sido mejorada enormemente. Los desafíos para mejorar la limpieza del acero han sido demandados por una variedad de aplicaciones que tienen como objetivo la mejora en las propiedades mecánicas principalmente. El nivel de azufre ha sido el principal objetivo para mejorar la limpieza y el desempeño en el acero. Hoy en día los niveles máximos de azufre de 0.001% son requeridos por cada vez más aplicaciones de los aceros.

La limpieza y contenido de inclusiones tienen un efecto significativo en las propiedades mecánicas dependiendo de la propiedad y de la orientación de las pruebas. En un estudio realizado variando el contenido de azufre en un acero con 0.02% S y otro acero tratado al calcio con un contenido de 0.003% S. Se observó que la mayor diferencia en propiedades mecánicas fue en la tenacidad, en donde las pruebas con menor contenido de S obtuvieron una mayor tenacidad contra las muestras con contenido de 0.02% de S. Así mismo se observó como la presencia de cantidades de 0.02% de azufre causaba degradación en las demás propiedades mecánicas [47].

3.5 Fase “e” rica en Cu

3.5.1 Efecto del Cu en el acero

El cobre es agregado a los aceros para incrementar la resistencia a la corrosión ambiental. También incrementa la resistencia a través del endurecimiento por precipitación si se presentan en concentraciones

mayores a 0.75%. El cobre produce estos efectos benéficos aunque el cobre tenga una muy limitada solubilidad en la fase de hierro alfa, llegando a ser asíntota a cero a temperaturas por abajo de 500°C. Sin embargo, el Cu en austenita puede presentar una solubilidad de hasta 12% a 1400°C. La Figura 3.2 muestra el diagrama de fases Fe-Cu [48]. A temperaturas de conformación en caliente de este tipo de aceros, es decir a 1200°C, la solubilidad de Cu en austenita sigue siendo alta, de aproximadamente 10%. Esta alta diferencia de solubilidad del Cu en α y γ , es la responsable de poder endurecer por precipitación aceros con alto contenido de Cu. Cuando el Cu no se agrega para buscar endurecimiento por precipitación y se encuentra por arriba de 0.50% puede producir diferentes efectos negativos en el acero. Se ha reportado ampliamente que la presencia de alto contenido de Cu ocasiona fragilización superficial cuando se trabaja en caliente este tipo de aceros [49-55]. La oxidación preferencial del hierro y pérdida de cascarilla de óxidos de hierro, provoca un enriquecimiento de Cu en la superficie del acero, ya que el Cu es más resistente a la oxidación que el Fe. Esta fase rica en Cu se ha denominado fase primaria "e" con estructura FCC y bajo punto de fusión, 1096°C, ver Figura 3.2 [48, 49]. Este enriquecimiento de Cu en la superficie y sobre todo en los límites de grano provocan un defecto conocido como "heat checks" o fisuras en caliente superficiales por trabajado mecánico (forja o laminación), que pueden ir creciendo dependiendo del nivel de oxidación, o pérdida de Fe, la cantidad de deformación aplicada, hasta generar grandes grietas y agrietamiento total de las piezas [49,51-55]. Un alto nivel de enriquecimiento de fase e rica en Cu en los límites de grano provocara fusión incipiente de los mismos y agrietamiento durante la forja o laminación en caliente del acero. El cobre no forma compuestos con el C ni con otros elementos, por lo tanto, todo el cobre en el acero difundirá a los límites de grano [49].

Las cantidades de cobre adicionadas a los aceros dependen del efecto deseado en el uso final del producto. Las combinaciones para la mejora de las propiedades son posibles si el cobre presente es suficiente.

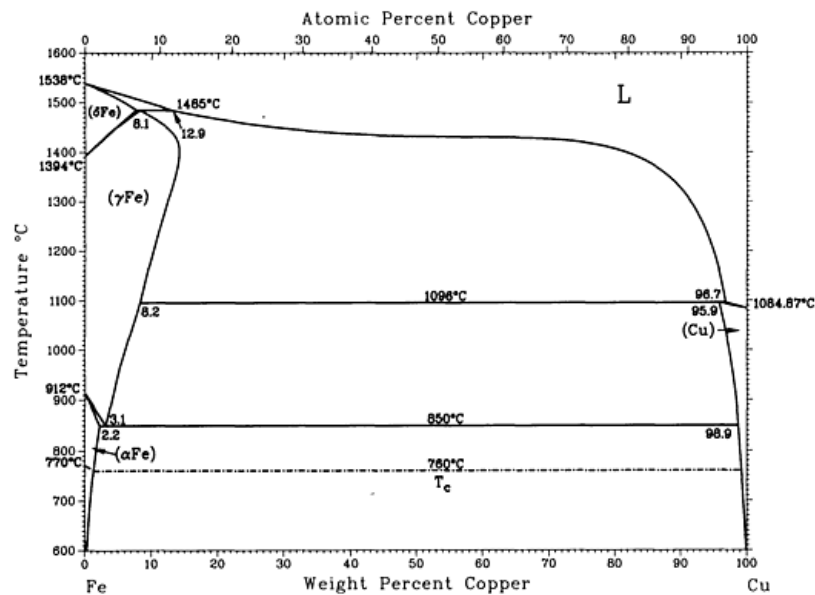


Figura 3.2. Diagrama de Fases Fe-Cu [48].

3.5.2 Forjado/Rolado

La presencia de más de 0.2% de Cu en el acero produce un característico *checking* en la superficie [49]. El grado de este efecto aumenta con el contenido de cobre y carbón y con el incremento del tiempo de precalentamiento y de la temperatura si el calentamiento es hecho en una atmosfera oxidante. En este caso, la oxidación preferencialmente del hierro cerca de la superficie del metal deja una zona enriquecida en cobre que contiene la fase-e de bajo punto de fusión en los límites de grano. En casos severos, los aceros sufrirán de *hot short* y no trabajables. Tres soluciones a este bien conocido problema son: 1) precalentar solo en atmosferas protectoras o no oxidantes; 2) calentar solo por debajo de 1090°C; que es el punto de fusión de la fase rica en cobre; 3) adicionar níquel o cobalto en cantidades suficientes para amortiguar el efecto de Cu. La tercera solución es la más común. Conforme el contenido de níquel se incrementa, entonces hará que la temperatura de forja/rolado aumente y pueda entrar en zona de trabajo, sin embargo un límite práctico en el

contenido de níquel es señalado por la formación de una cubierta protectora a temperaturas por arriba de 1280°C.

3.5.3 Tratamiento térmico

El cobre tiene un leve efecto en la templabilidad, al igual que el níquel, por lo tanto, el cobre nunca es adicionado a los aceros tratados térmicamente por temple y revenido para obtener alta dureza o alta templabilidad. Más bien, cantidades superiores a 0.75% de Cu son adicionadas para producir un endurecimiento por envejecido para incrementar substancialmente las propiedades mecánicas.

El cobre disuelto a alta temperatura, como en el normalizado, puede ser retenido en solución por velocidades de enfriamiento demasiado lentas. El enfriamiento en aire es suficientemente rápido para moderar todas las secciones, subsecuentemente un envejecido arriba de 400°C; un típico tratamiento de 4hrs a 480-540°C se forma precipitados en una fina dispersión de partículas esféricas de la fase ϵ . Un sobre-envejecido cambia estas partículas a una morfología tipo barra y de nuevo disminuye la resistencia a la solución en estado recocido. El envejecido incrementa la resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y la relación cedencia/tensión, pero reduce la ductilidad y la resistencia al impacto. El endurecimiento por envejecido en los aceros con cobre contendrá otros elementos para incrementar la tenacidad del acero en niveles aceptables. El endurecimiento por precipitación puede ser utilizado para resistencia adicional en los aceros templados y revenidos si las temperaturas de revenido coinciden con las condiciones de envejecido óptimas [49].

Capítulo 4

EXPERIMENTACIÓN

Para la elaboración del presente trabajo, se tiene considerado implementar la nueva generación de aceros grado maquinaria de alta resistencia, en la fabricación de componentes mecánicos de alto rendimiento. En particular, se busca la implementación de la nueva aleación PremoMet® en la fabricación de anillos de alta dimensión para componentes tribológicos [56]. La manufactura de este tipo de anillos se realiza mediante un proceso de conformado por deformación plástica por compresión directa en caliente, como es la forja de anillos rolados. En este estudio se procedió a la manufactura de dos anillos experimentales con las siguientes medidas nominales después de rolado: 1180 mm de diámetro exterior, 980 mm de diámetro interior y 100 mm de altura. Cada anillo fue sometido a diferentes ciclos de calentamiento con sus respectivos enfriamientos y al término de ellos se analizará la respuesta mecánica a los diferentes tratamientos térmicos y se realizará una comparación con los aceros tradicionales para este tipo de productos, entre ellos los aceros tipo AISI 4340 y AISI 8630, con el fin de determinar el umbral de beneficio con la implementación del nuevo acero PremoMet®.

La fabricación de los anillos se realizará en una línea convencional de forjado-rolado, incluyendo el *set-up*, perforado, rolado, los tratamientos térmicos correspondientes al tipo de acero y sus dimensiones y finalmente el maquinado en un centro de maquinado tipo torno vertical. Para realizar el estudio de las variables del tratamiento térmico de temple y revenido, estas pruebas se realizarán a nivel laboratorio en un horno tipo mufla con muestras de uno de los anillos seccionado. Parea estas pruebas, los ciclos están conformados básicamente cada uno de austenizado, temple y revenido. Donde las variantes serán las diferentes temperaturas y tiempo de revenido para cada ciclo, y en otros casos el tiempo en austenizado. Lo anterior con el objeto de construir las diferentes curvas de austenizado y revenido, contra las diferentes propiedades mecánicas desarrolladas en cada ciclo. Estas gráficas conformarán el banco de datos que se requiere para la sustitución de los aceros convencionales por este nuevo acero, a igualdad de propiedades mecánicas exigidas por el diseño del componente mecánico o tribológico; o por las especificaciones del cliente usuario final de estos componentes. Todas las muestras obtenidas de los diferentes tratamientos térmicos, así como una muestra en condición forja, se someterán a evaluaciones macroscópicas, microscópicas vía microscopía óptica convencional, y por microscopía electrónica de barrido (MEB). Las probetas resultantes de pruebas mecánicas de tensión e impacto también serán sometidas a exámenes fractográficos.

4.1 Caracterización del acero NiCrMo PremoMet®

El material fue proporcionado en forma de barra cilíndrica pre-forjada de 254 mm de diámetro (10"). La barra se segmentará para obtener los *blanks* o preformas cilíndricas diseñadas para la fabricación de los anillos rolados [57].

4.1.1 Composición química

La composición química, en porcentaje en peso, del material Premomet® proporcionada y certificada por el fabricante Carpenter es mostrada en la Tabla 4.1. Cabe mencionar que esta composición es única, patentada por Carpenter y no tiene ninguna equivalencia a normas internacionales [56].

Tabla 4.1. Composición química (% en peso) proporcionada por el fabricante del acero

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
0.40	0.54	1.50	0.006	0.0005	1.35	3.70	0.51	0.56	0.30

4.1.2 Macroataque

El macroataque como procedimiento de inspección se lleva a cabo para detectar defectos formados durante las etapas críticas de la fabricación del acero, mediante el ataque por un reactivo químico adecuado, aplicado a la superficie a analizar [58]. La superficie atacada será examinada visualmente y a bajos aumentos utilizando un microscopio tipo estereoscopio. En el macroataque se buscan diferentes irregularidades o discontinuidades del acero, entre estas:

- a) Variaciones en la estructura tales como tamaño de grano, líneas de flujo, dendritas, estructura columnar.
- b) Variaciones en la composición química tales como segregación central, macro-inclusiones, segregación intergranular y bandeamientos.
- c) La presencia de discontinuidades tales como grietas, traslapes, porosidad, rechupes y escamas.

Las muestras para macroataque se obtuvieron a través de corte mecánico en frío, utilizando una sierra cinta, obteniendo secciones

transversales al eje de la barra. La sección transversal será la superficie a analizar. Para la preparación de las probetas con una superficie transversal plana y tersa se procedió a dar un maquinado superficial en una rectificadora de planos a fin de eliminar las marcas de la sierra cinta y eliminar las posibles deformaciones plásticas sub-superficiales debidas al corte. Posteriormente se procedió a desbastar la superficie con papel lija grado metalográfico hasta grado 800, a fin de obtener una superficie semi-pulida apta para el macroataque. Una vez terminado el pulido y antes del ataque químico se limpió la superficie para eliminar grasa, aceite o cualquier otro tipo de residuos a fin de prevenir un ataque no uniforme.

Para realizar el macro-ataque se utilizó el reactivo Nital 2 (solución al 2% de ácido nítrico en alcohol metílico), sumergiendo las piezas durante 5 minutos. Posteriormente se sumergieron en una solución al 10% de ácido clorhídrico por 5 segundos. Finalmente se procedió a un enjuague en agua corriente y secado con aire a presión.

4.2 Planeación de la fabricación de dos anillos rolados

La barra fue segmentada para obtener dos partes iguales en peso y dimensiones según los cálculos requeridos para la fabricación de los anillos [57]. La Figura 4.1 muestra los segmentos de la barra. Uno de los segmentos fue instrumentado con un termopar de contacto colocado al centro del diámetro y hasta la mitad de la altura de profundidad para llevar el control de la temperatura y tiempo de empaque dentro del horno, ver Figura 4.2.



Figura 4.1. Barra seccionada para el proceso de forja.



Figura 4.2. Barra con termopar insertado al centro.

4.3 Fabricación de dos anillos por forjado y rolado

4.3.1 Calentamiento de las barras

Los cortes en el proceso de forja estuvieron sometidos a un ciclo de calentamiento (mostrado en la Figura 4.3) dentro de un horno industrial, dejando al final un tiempo suficiente (120 minutos) para que el material quedara totalmente empapado a una temperatura por encima de 1200°C [57]. Una vez concluido el calentamiento los cortes fueron trasladados a la prensa para formar las preformas y dar paso al proceso de rolado.

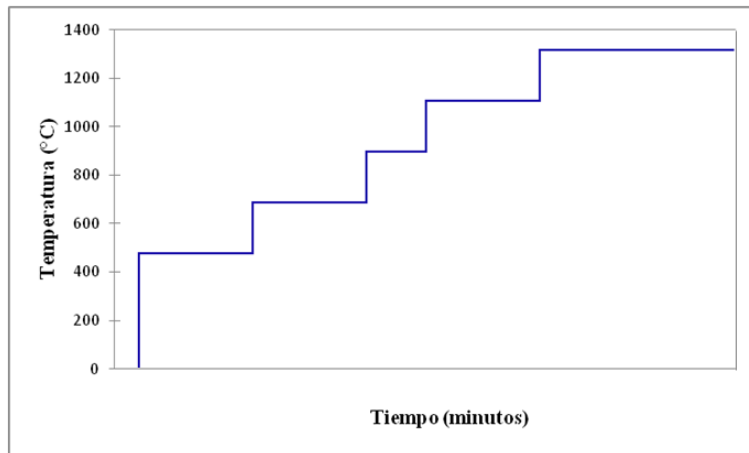


Figura 4.3. Curva de calentamiento para el proceso de forja.

4.3.2 Proceso de forja para la obtención de la preforma

Una vez obtenidas las barras a una temperatura por encima de 1200°C, estas fueron retiradas del horno por medio de un manipulador de barras calientes diseñado para tal fin. Las barras fueron colocadas en el yunque inferior de la prensa de forja para dar inicio al proceso de recalque. La figura 4.4 muestra la colocación de la barra en la prensa. A la derecha se observan los brazos del manipulador. Primero se da una pequeña reducción de altura para facilitar el desprendimiento del óxido formado durante el calentamiento, antes del recalque total. La figura 4.5 muestra el rompimiento de la cascara de óxido.



Figura 4.4. Colocación de la barra caliente en la prensa de forja.



Figura 4.5. Inicio del proceso de recalque y eliminación de la cascara de óxido.

Se continúa el proceso de recalque hasta obtener la altura predeterminada en el cálculo de la preforma. Los datos de los cálculos de la preforma se incluyen en el apéndice C y solo estarán disponibles en las copias controladas de la presente tesis para efectos de evaluación académica, toda vez que constituyen información confidencial propiedad de la empresa Frisa, y entran dentro del convenio de exclusividad convenido entre Frisa y la UANL [59]. La Figura 4.6 muestra el proceso de recalque. Posterior al recalque, en la misma prensa se realiza el punzonado para así obtener la preforma en forma de “dona”. La Figura 4.7 y la Figura 4.8 muestran el punzonado y corte del centro o también llamado “corte de tejo”. Finalmente, la Figura 4.9 muestra la preforma llamada “dona”.



Figura 4.6. Recalcado de la barra hasta obtener la altura de la preforma.



Figura 4.7. Perforación de la preforma.



Figura 4.8. Corte del centro (tejo).



Figura 4.9. Preforma forjada y perforada, llamada “dona”.

4.3.3 Proceso de rolado

Una vez que se obtuvieron las preformas llamadas “donas”, éstas fueron trasladadas a un segundo horno de recalentamiento para recuperar y homogenizar la temperatura de conformación en caliente y continuar con el proceso de rolado. Para el proceso de rolado, las preformas fueron extraídas del horno utilizando el mismo tipo de manipulador y fueron colocadas en la máquina roladora, donde, el anillo es rolado hasta las dimensiones nominales de rolado, calculadas para estos rodillos. La operación de rolado ha sido explicada anteriormente en la sección 2.3.1 de la presente tesis. En la Figura 4.10 se muestra la operación de rolado del anillo. Se aprecia a la derecha el rodillo radial, al centro el rodillo mandril, y a la izquierda los rodillos cónicos axiales. Finalmente, después del rolado, los anillos son trasladados a camas de enfriamiento, ver Figura 4.11



Figura 4.10. Proceso de rolado en caliente de un anillo.



Figura 4.11. Anillos rolados en caliente en la cama de enfriamiento.

4.3.4 Recocido y maquinado

Una vez rolados, los anillos fueron sometidos a un tratamiento térmico de recocido a fin de reducir y homogenizar la dureza del acero. Este acero puede desarrollar una dureza después del rolado y enfriamiento en las camas de hasta 600 HB [57]. Esta dureza es muy alta para el proceso de pre-maquinado antes del tratamiento térmico final, además de que su variación puede ser muy alta debido a lo heterogéneo del enfriamiento en las camas. La Figura 4.12 muestra a los dos anillos después de realizado el tratamiento térmico de recocido.

Cada uno de los dos anillos fue pre-maquinado para alcanzar las dimensiones más cercanas a las finales después del tratamiento de temple y revenido y de esa manera maquinar lo menos posible en condición endurecida. Adicionalmente, el pre-maquinado también ayuda a eliminar la gruesa capa de óxido formada durante el procesamiento en caliente de los rodillos, tanto de los procesos de forjado y rolado como del recocido, y de esta manera minimizar las capas descarbonadas y para optimizar la respuesta al tratamiento térmico de temple. Otra ventaja del pre-maquinado es la de proporcionar superficies limpias para realizar inspecciones no destructivas (IND) a los anillos, tales como ultrasonido y líquidos penetrantes, antes de proceder al tratamiento térmico final de temple y revenido. La Figura 4.13 muestra a uno de los anillos durante la operación de pre-maquinado.



Figura 4.12. Anillos después del tratamiento térmico de recocido.



Figura 4.13. Anillo durante la operación de pre-maquinado.

4.3.5 Evaluación de los anillos pre-maquinados

Se realizaron diferentes evaluaciones a los anillos forjado/rolado/recocidos y pre-maquinados para garantizar la calidad superficial e interna. Un anillo se preservó como anillo para ser tratado térmicamente por temple y revenido en un horno industrial y el segundo anillo se segmentó por medio de corte mecánico, para obtener diferentes muestras y probetas para realizar tanto pruebas destructivas, como realizar tratamientos térmicos de temple y revenido con una gran variedad de combinaciones de tiempos y temperaturas, lo cual no podría ser posible con el anillo completo en un horno industrial. Las pruebas realizadas fueron:

1. Dimensional. Los anillos se evaluaron dimensionalmente para garantizar el cumplimiento de las medidas especificadas en el diseño de producción.
2. Ultrasonido y Líquidos Penetrantes. Se realizaron pruebas no destructivas de ultrasonido y líquidos penetrantes para detectar la posibilidad de defectos superficiales o internos en los anillos que pudieran haberse formados durante el proceso de forjado/rolado.
3. Macroataque. Una vez que uno de los anillos se segmentó para realizar los diferentes tratamientos térmicos, se realizó un macroataque a uno de los segmentos para develar la orientación del flujo en el anillo, tanto de la sección longitudinal, como transversal, mediante el desbaste y pulido de la muestra, para el posterior ataque con Nital al 2%. El proceso de preparación, ataque y evaluación fue el mismo al mencionado en el punto 4.1.2.

4.4 Tratamientos térmicos aplicados

Como se mencionó anteriormente, uno de los anillos se cortó en varios segmentos para llevar a cabo los diferentes tratamientos térmicos en un horno tipo mufla de laboratorio. En el primer set de pruebas (E1), las variables con las que se procesaron las muestras fueron, el tiempo de austenizado y la temperatura/tiempo de revenido, como se muestra en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2. Diseño de experimentos E1. Temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos realizados.

Número de experimento	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (hrs)
1	1	< 250	2
2	1	> 250	3
3	1	< 350	4
4	1.5	< 250	3
5	1.5	> 250	4
6	1.5	< 350	2
7	2	< 250	4
8	2	> 250	2
9	2	< 350	3

NOTA. En el temple las muestras fueron enfriadas en una solución de polímero y agua. El revenido fue enfriado en aire hasta temperatura ambiente.

Para el segundo set de pruebas (E2) se busca ver el efecto del tiempo de revenido a una alta temperatura, tal y como se muestra a continuación en la tabla 4.3.

Tabla 4.3. Diseño de experimentos E2, variación del tiempo de revenido.

Número de experimento	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (hrs)
1	1.5	700	2
2	1.5	700	3
3	1.5	700	4
4	1.5	700	2 (+1) *

NOTA. En el temple las muestras fueron enfriadas en una solución de polímero y agua. El revenido fue enfriado en aire hasta temperatura ambiente. * El tiempo total en esta prueba fue de tres horas, la última hora se dio de manera interrumpida, es decir la muestra se calentó nuevamente 1 hora después de un día de haber concluido el revenido de 700°C por dos horas.

4.5 Pruebas mecánicas

Después de finalizados los tratamientos térmicos de ambos sets de pruebas, se procedió a maquinar probetas para realizar ensayos de propiedades mecánicas (tensión), tenacidad (impacto) y dureza (Brinell), para cada uno de los experimentos. Estos ensayos se realizaron a diferentes orientaciones.



Figura 4.14 Probeta para ensayo de tensión

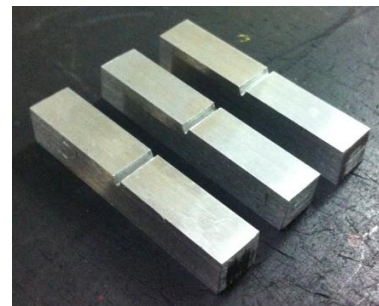


Figura 4.15. Set de probetas para impactos

4.6 Caracterización de probetas después de haberse ensayado mecánicamente

Las muestras tanto en condición forja y después de ensayarse con los diferentes tratamientos térmicos fueron evaluadas microestructuralmente mediante microscopio estereoscópico, óptico metalúrgico (OM) y electrónico de barrido (MEB). Las muestras a evaluar para todos los casos de muestras tratadas térmicamente, fueron tomadas de las probetas de impacto después de ser ensayadas. En el caso de las muestras en condición forja, se cortaron pequeños segmentos de las mismas.

4.6.1 Microscopia óptica

Las muestras fueron preparadas mediante desbaste utilizando papel abrasivo calidad metalográfica desde grano 80 hasta 1500. Posteriormente se pulieron con solución de diamante de 0.5 y 0.3 μm . Las probetas se limpiaron con agua y alcohol secándolas con aire caliente para así obtener una superficie metalográfica. En estado pulido, las muestras fueron analizadas para inclusiones no metálicas (INM) a 100 aumentos. Finalmente todas las muestras fueron atacadas con una solución de Nital 2 para proceder al análisis en el microscopio óptico a diferentes aumentos.

4.6.2 Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

Las muestras tomadas se desbastaron y pulieron bajo las mismas condiciones que para microscopia óptica, sólo que en el paso final del ataque con la solución de Nital 2, se aplicó por un poco más de tiempo hasta obtener un ligero sobreataque y facilitar el análisis en el microscopio de barrido [61]. Esta técnica de análisis por MEB se utilizó para observar los posibles precipitados o segregación que pudiese estar presente en las muestras, se

hizo un barrido para determinar la composición química en diferentes zonas y comprobar dicha hipótesis.

4.6.3 Análisis por microscopio Estereoscópico

Algunas de las muestras de impacto fueron tomadas para analizar la fractura. Las muestras se limpiaron en ultrasonido con una solución de alcohol. Las probetas se examinaron a diferentes aumentos. Así mismo se utilizaron para análisis del tamaño de grano por fractografía, según recomendación de la norma ASTM E112 [62].

4.6.4 Análisis de tamaño de grano

Para el análisis del tamaño de grano (TG), las muestras fueron desbastadas y pulidas hasta paño. Posteriormente se procedió a la preparación de las muestras para determinación del TG por la técnica de oxidación, de acuerdo a la norma ASTM E112. Posteriormente las muestras fueron nuevamente pulidas metalográficamente para eliminar los excesos de oxido. Las muestras así preparadas fueron analizadas en microscopio óptico y de barrido a diferentes aumentos, con esto se determinó el tamaño de grano de cada una de las muestras.

Capítulo 5

RESULTADOS Y DISCUSION

En esta sección se presentan los resultados obtenidos en los diferentes procesos de conformado de anillos rolados en caliente de acero tipo PremoMet®. Así mismo se presentan los resultados obtenidos en las diferentes pruebas a los que fue sometido el material para evaluar su respuesta tanto en la parte geométrica, es decir el comportamiento en el proceso de forjado y rolado, en cuanto a su formabilidad y estabilidad dimensional; así como en las propiedades microestructurales y de propiedades mecánicas desarrolladas en los diferentes pasos de conformado. Se realiza especial énfasis en evaluar la respuesta a los diferentes tratamientos térmicos aplicados. En forma dialéctica, se irán discutiendo los resultados obtenidos con aquellos esperados según la literatura metalúrgica. Finalmente se realizará una comparación con las propiedades mecánicas de los aceros tradicionales para aplicaciones similares, tales como el acero tipo AISI 4340 y AISI 8630.

5.1 Caracterización del acero NiCrMo PremoMet®

5.1.1 Composición química

La composición química de colada, en porcentaje en peso, del material Premomet®, proporcionada y certificada por el fabricante Carpenter es mostrada en la Tabla 5.1. Así mismo, en la misma Tabla 5.1 se presenta la composición química de producto determinada en el laboratorio de Frisa. Cabe mencionar que esta composición es única, patentada recientemente por Carpenter y no tiene ninguna equivalencia a normas internacionales [63].

Tabla 5.1. Composición química (% en peso) proporcionada del acero PremoMet.

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
Carpenter	0.4	0.54	1.5	0.006	0.0005	1.35	3.7	0.51	0.56	0.3
Frisa	0.42	0.54	1.51	0.009	<0.001	1.34	4.02	0.54	0.36	0.22

Los resultados difieren en pequeñas proporciones, principalmente en los elementos Ni, Cu y V. Sin embargo, debido a que el primer análisis es de colada y el segundo de producto, es normal encontrar pequeñas diferencias entre los diferentes análisis [64]. Por la consideración anterior, los resultados obtenidos del análisis químico, se puede considerar que el acero analizado cumple con la composición química especificada por el fabricante Carpenter [63].

5.1.2 Macro-ataque

Las muestras para macro-ataque se obtuvieron de la barra suministrada por Carpenter. Las probetas fueron a preparadas con papel lija grado metalográfico hasta grano 800, a fin de obtener una superficie semi-pulida apta para el macro-ataque [65]. Una vez terminado el pulido y antes del ataque químico se limpió la superficie para eliminar grasa, aceite o cualquier otro tipo de residuos. Para realizar el macro-ataque se utilizó el agente Nital 2

(solución al 2% de ácido nítrico en alcohol metílico), sumergiendo las piezas durante 5 minutos. Posteriormente se sumergieron en una solución al 10% de ácido clorhídrico por 5 segundos.

El análisis por macro-ataque de la barra de acero PremoMet®, bajo observación ocular y con microscopio de bajos aumentos (tipo esterescopio, de 60 a 100 aumentos), no reveló indicio alguno de segregación ni heterogeneidad aparente. Así mismo no se detectó discontinuidades tipo porosidad, grietas, rechupes, traslapes, fisuras, ni ningún otro indicio de defectos, ver Figuras 5.1 a) y b).



Figura 5.1 a) Vista general de la superficie con macroataque.



b) Sección a 60X de la superficie con Macroataque.

5.2 Planeación de la fabricación de dos anillos rolados

La planeación de la fabricación de los anillos se llavo a cabo siguiendo los procredimientos de diseño, cálculos y especificaciones realizados por el departamento de ingeniería del producto Frisa, para el tipo de anillo, dimensiones y material correspondientes [66].

5.3 Fabricación de los anillos por forjado y rolado

La fabricación de los anillos se llevó a cabo siguiendo el diseño de manufactura, cálculos y especificaciones realizados por Frisa [66]. Durante el proceso de forja, el material tuvo un buen comportamiento en la deformación plástica, permitiendo un excelente trabajo de recalado y punzonado sin necesidad de recalentamiento. La cascara de óxido desprendida en el proceso de recalado fue muy fina, lo cual es característico en aceros aleados con Cr y Ni, disminuyendo así las pérdidas de materia por oxidación.

5.3.1 Calentamiento de las barras

Los cortes en el proceso de forja fueron sometidos a un ciclo de calentamiento (mostrado en la Figura 5.2) en un horno industrial dentro de las instalaciones de Frisa. El termopar utilizado en una de las barras, tal como se describió en la sección 4.2, fue utilizado para corroborar las temperaturas alcanzadas en el centro de la barra [66]. Una vez concluido el calentamiento, los cortes fueron trasladados a la prensa para formar las preformas y dar paso al proceso de rolado.

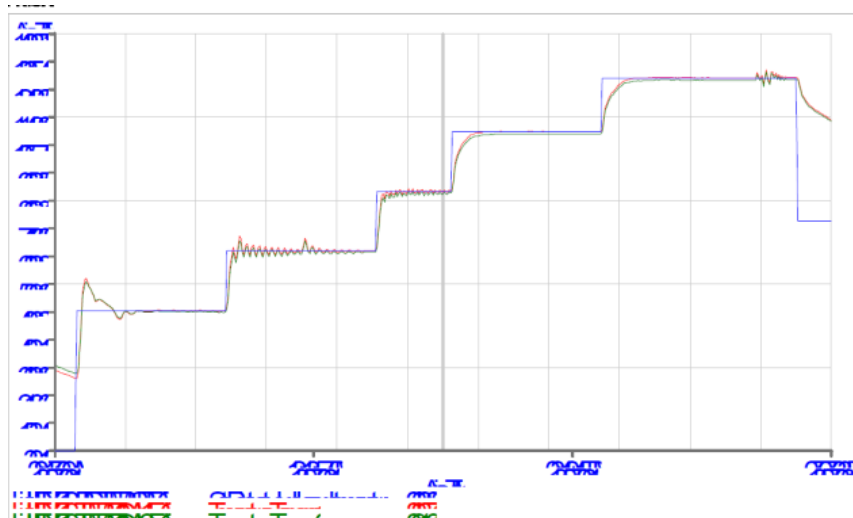


Figura 5.2 Curva o rampa de calentamiento utilizada para calentar las barras.

5.3.2 Evaluación de los anillos pre-maquinados

a) Dimensional. La evaluación de los anillos terminados después del pre-maquinado resultó satisfactoria. Las dimensiones de los anillos estuvieron dentro de las tolerancias permitidas. No presentaron distorsión como ovalamiento o pandeamiento. En la Tabla 5.2 se muestran las principales dimensiones de los anillos rolados

Tabla 5.2. Dimensiones de los anillos (mm)

Anillo	Diámetro externo	Diámetro interno	Ancho	Altura	Ovalamiento
1*	1179	981	99	103	1
2	1177	982	98	103	0

* Anillo a ser segmentado.

b) Inspección no destructiva (IND) Ultrasonido y Líquidos Penetrantes.

El resultado de la inspección por ultrasonido y líquidos penetrantes no reveló ningún defecto superficial tales como grietas o traslapes, ni defectos internos en los anillos (microgrietas, inclusiones).

c) Macroataque. El anillo no. 1 fue seccionado para su análisis. En una de las secciones se realizó un macroataque para develar la orientación del flujo en el anillo tanto de la sección longitudinal, como transversal, mediante el desbaste y pulido de la muestra, para el posterior ataque con Nital al 2%. El proceso de preparación, ataque y evaluación fue descrito en el punto 4.1.2. La orientación revelada por el macro ataque en una cara del anillo muestra que la orientación del grano es longitudinal en el sentido del rolado, como se puede observar en la Figura 5.3. No se observan defectos estructurales pero si se puede observar un crecimiento de grano anormal, sobretodo en la sección media. En las orillas correspondientes al diámetro interno y externo, el grano es de menor dimensión, aunque se detecta grano duplex, con algunos granos grandes. En la sección transversal del anillo, Figura 5.4, también se observa que no existen defectos estructurales en el centro de la

pieza, aunque también se hace evidente el grano grueso en el centro y grano duplex, de tamaño medio y grueso en la periferia.



Figura 5.3. Macroataque de una cara del anillo No. 1. Se aprecia una estructura libre de defectos estructurales y tamaño de grano grande en el centro. Imagen de la derecha es una imagen aumentada.



Figura 5.4. Macroataque de una sección transversal del anillo No. 1. Se aprecia una estructura libre de defectos estructurales y tamaño de grano grande en el centro.

5.4 Tratamientos térmicos aplicados

Algunos segmentos del anillo No. 1 fueron sometidos a dos grupos de tratamientos térmicos, identificados como sets de pruebas E1 y E2. La principal diferencia entre ambos sets es la temperatura de revenido. En el set

número 1, las temperaturas de revenido son relativamente bajas, buscando la mayor dureza. En el set E2, se utilizó una temperatura más alta de revenido, 700°C, buscando una mayor tenacidad o resistencia al impacto. La variable fue el tiempo de revenido a dicha temperatura. En el primer set de pruebas (E1), las variables con las que se procesaron las muestras están indicadas en la Tabla 5.3.

Tabla 5.3. Temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos realizados. Set de pruebas E1.

Número de experimento	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (hrs)
1	1	< 250	2
2	1	> 250	3
3	1	< 350	4
4	1.5	< 250	3
5	1.5	> 250	4
6	1.5	< 350	2
7	2	< 250	4
8	2	> 250	2
9	2	< 350	3

NOTA. En el temple, las muestras fueron enfriadas en una solución de polímero y agua. El revenido fue enfriado en aire hasta temperatura ambiente.

En la Figura 5.5 se muestra un gráfico de control de la temperatura del horno del laboratorio para el set de pruebas 1.

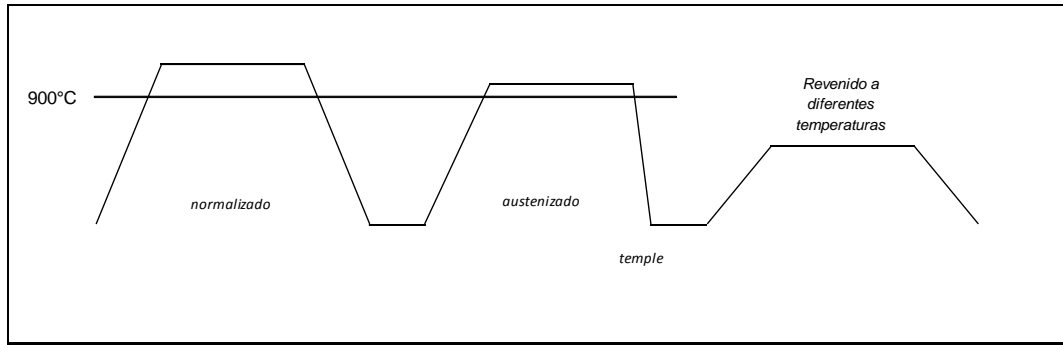


Figura 5.5. Curva de calentamiento utilizada para el tratamiento normalizado y posterior temple y revenido de las pruebas del set 1.

Para el segundo set de pruebas (E2), las condiciones de tratamiento térmico se describen en la Tabla 5.4. En la Figura 5.6 se muestra un gráfico de control de la temperatura del horno del laboratorio para el set de pruebas 1.

Tabla 5.4. Temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos realizados. Set de pruebas E2.

Número de experimento	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (hrs)
1	1.5	700	2
2	1.5	700	3
3	1.5	700	4
4	1.5	700	2 (+1) *

NOTAS. En el temple las muestras fueron enfriadas en una solución de polímero y agua. El revenido fue enfriado en aire hasta temperatura ambiente.

* El tiempo total en esta prueba fue de tres horas, la última hora se dio de manera interrumpida, es decir la muestra se calentó nuevamente 1 hora después de un día de haber concluido el revenido de 700°C por dos horas.

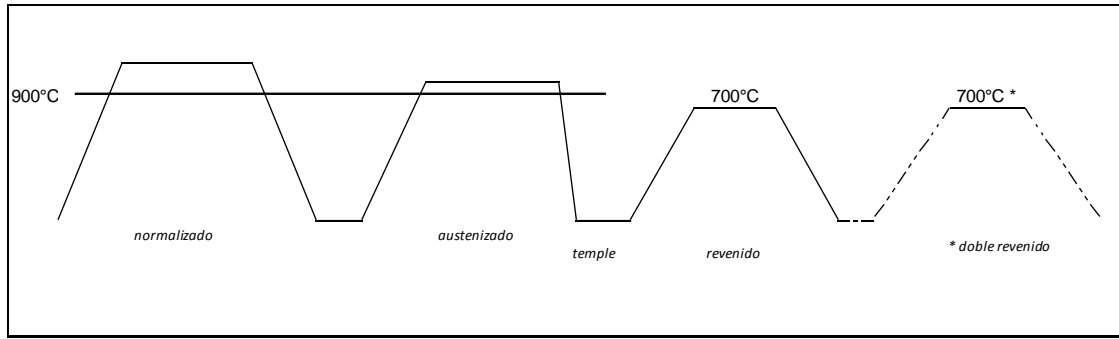


Figura 5.6 Curva o rampa de calentamiento utilizada para el tratamiento de normalizado y posterior temple y revenido del set 2.

5.5 Pruebas mecánicas

A continuación se presentan los resultados obtenidos en las diferentes pruebas mecánicas y de dureza para los diferentes tratamientos térmicos a bajas temperaturas de revenido, correspondientes al set de pruebas número 1. Estos resultados se presentan en la Tabla 5.5. En la Tabla 5.6 se presentan los resultados de las pruebas de impacto para el mismo set de pruebas E1. En la Tabla 5.7 se presentan los valores especificados por los fabricantes de componentes mecánicos y tribológicos, tales como engranes para generadores eólicos, manufacturados a partir de anillos forjados, campo de acción a cubrir por el presente estudio.

Tabla 5.5 Resultados de propiedades mecánicas y dureza, E1.

Número de prueba	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (hrs)	Dureza HBN	Resistencia (Longitudinal)				Resistencia (Transversal)			
					Tensión MPa	Cedencia MPa	% EL	% R.A.	Tensión MPa	Cedencia MPa	% EL	% R.A.
1	1	< 250	2	563	2053	1516	8.0	16	2033	1530	6.7	13
2	1	> 250	3	529	1930	1570	8.4	20	1930	1613	7	16
3	1	< 350	4	566	1968	1623	7.3	21	1939	1613	7.1	21
4	2	< 250	3	562	2026	1473	9.0	24	2019	1420	7.2	16
5	2	> 250	4	544	1993	1586	6.8	20	N/D	N/D	N/D	N/D
6	2	< 350	2	493	1894	1533	9.6	33	1902	1557	7.9	24
7	3	< 250	4	521	2054	1527	8.0	21	2036	1476	7	16
8	3	> 250	2	527	1968	1567	8.7	26	1925	1536	8.4	22
9	3	< 350	3	434	1953	1590	9.0	28	1954	1610	8	26

Tabla 5.6 Resultados de propiedades mecánicas de impacto, E1.

Número de prueba	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (hrs)	Impactos Longitudinal -20°C		Impactos Transversal -20°C		Impactos Longitudinal -29°C		Impactos Transversal -29°C	
				Impacto J	Corte %	Impacto J	Corte %	Impacto J	Corte %	Impacto J	Corte %
1	1	< 250	2	20	21	16	17	17	15	17	11
2	1	> 250	3	20	21	19	16	21	15	19	13
3	1	< 350	4	16	10	15	10	15	10	14	10
4	1.5	< 250	3	19	5	16	5	15	5	17	5
5	1.5	> 250	4	20	5	N/D	N/D	18	5	N/D	N/D
6	1.5	< 350	2	19	10	19	10	15	10	17	10
7	2	< 250	4	17	5	18	5	18	5	15	5
8	2	> 250	2	17	5	17	5	17	5	16	5
9	2	< 350	3	18	10	15	10	18	10	15	10

Tabla 5.7 Propiedades mecánicas nominales para anillos rolado forjado para componentes mecánicos.

	Resistencia a la Tensión MPa	Resistencia a la cedencia MPa	Elongación %	Reducción de Área %	Dureza Brinell HBN	Tenacidad al Impacto J (1)
Mínima	1345	1240	15	30	388	13
Máxima	NA	NA	NA	NA	429	NA

NOTA (1) Los valores de impacto deberán cubrir un valor promedio mínimo de 20 J y sólo se permite un valor individual entre el promedio de 20 J y el mínimo absoluto de 13 J.

En la Figura 5.7 a), b) y c) se muestran los resultados de la resistencia a la tensión y de cedencia para cada prueba a las diferentes temperaturas de revenido. En estas gráficas se observa que en todas las pruebas de la serie E1, se cumplen con los valores mínimos de resistencia a la tensión de 1,345 MPa, y de resistencia a la cedencia de 1,240 MPa, solicitada por los clientes usuarios de anillos para la fabricación de engranes, ver Tabla 5.7. También se observa que no hay una gran diferencia en estas propiedades al cambiar la temperatura de revenido entre 200 y 350°C.

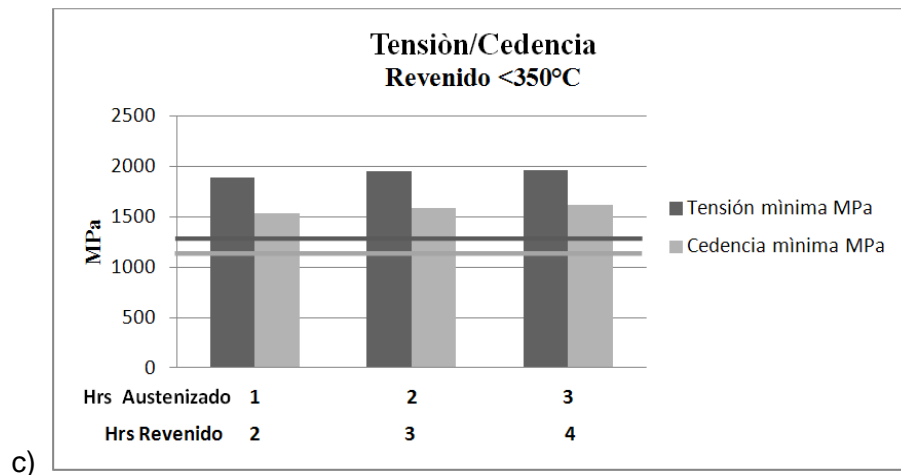
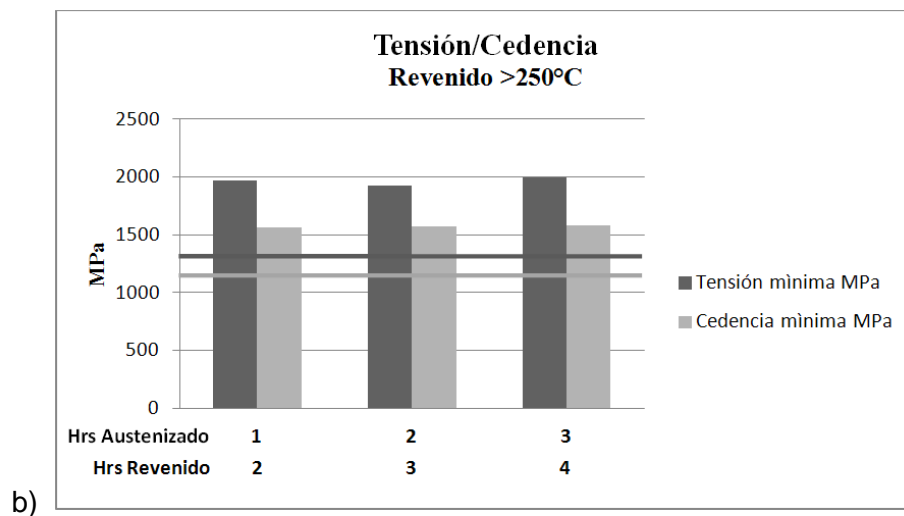
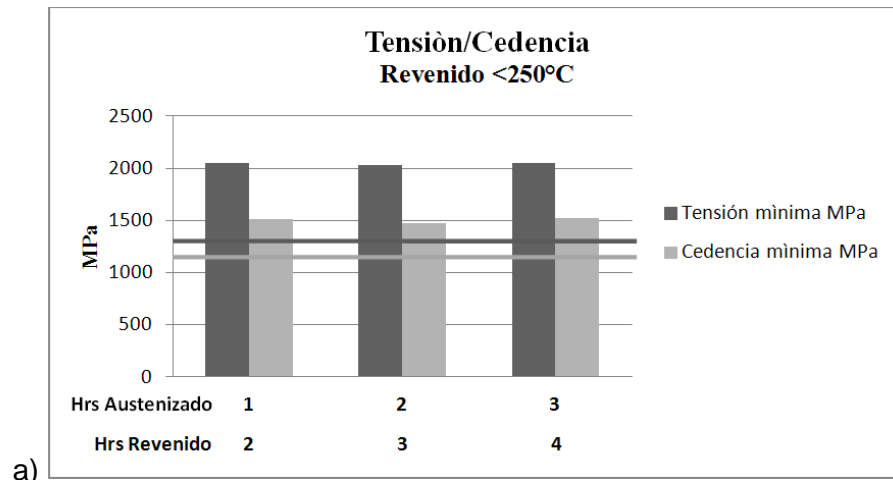


Figura 5.7 a), b) y c) Resultados de la resistencia a la tensión y cedencia para las tres temperaturas de revenido del set E1.

En la Figura 5.8 a), b) y c) se muestran los resultados de la resistencia al impacto para cada prueba a las diferentes temperaturas de revenido. En estas gráficas se observa que no se cumple para el mínimo valor del promedio de los tres ensayos individuales realizados, el cual es de 20 J. Es de llamar la atención el no cumplir con esta especificación, ya que el diseño de la piezas a fabricar, principalmente engranes de gran dimensión, están sujetos a altas cargas dinámicas, de tal manera que si el acero no posee una alta resistencia al impacto o tenacidad, puede sufrir agrietamiento o fractura en servicio. El no cumplir con esta especificación, no permitiría garantizar el buen desempeño de estas piezas y no procedería el cambio de material de los aceros convencionales por este nuevo acero tipo NiCrMo PremoMet®, al menos a las temperaturas empleadas para el tratamiento térmico final aplicado. Aunado a lo anterior, los valores de la dureza promedio en todas las pruebas están por arriba de lo especificado por los clientes usuarios, que es de 388 a 429 HBN, ver Tabla 5.5 y Tabla 5.7.

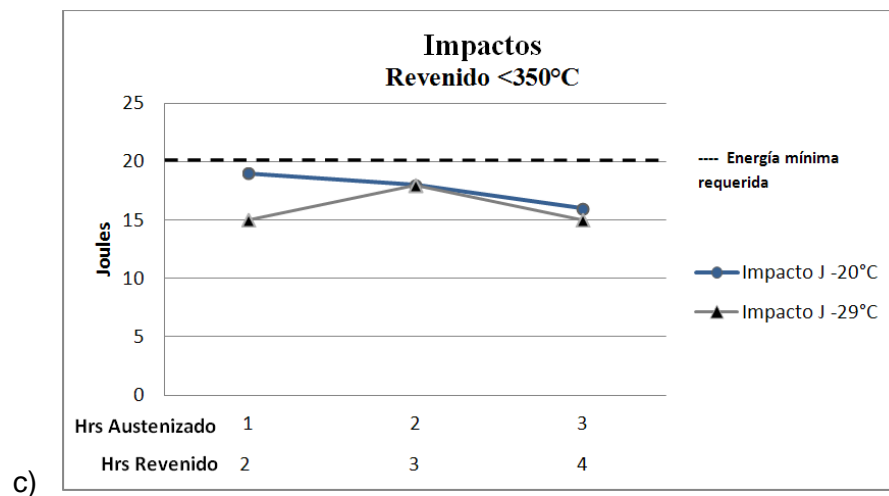
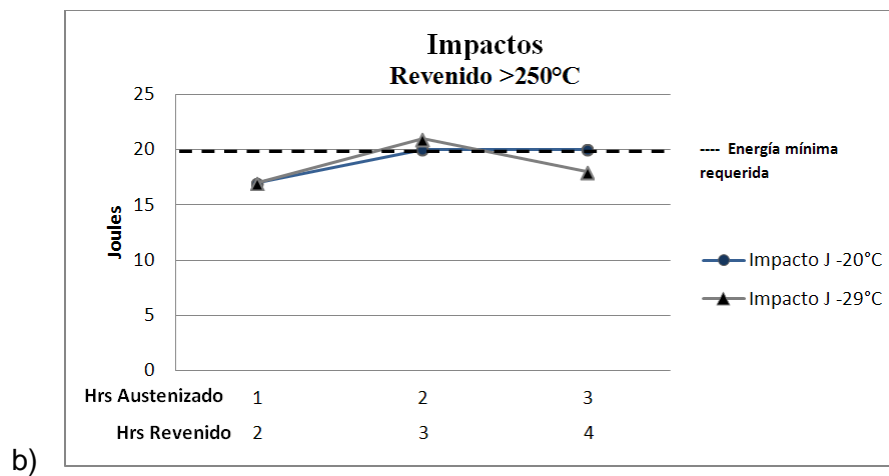
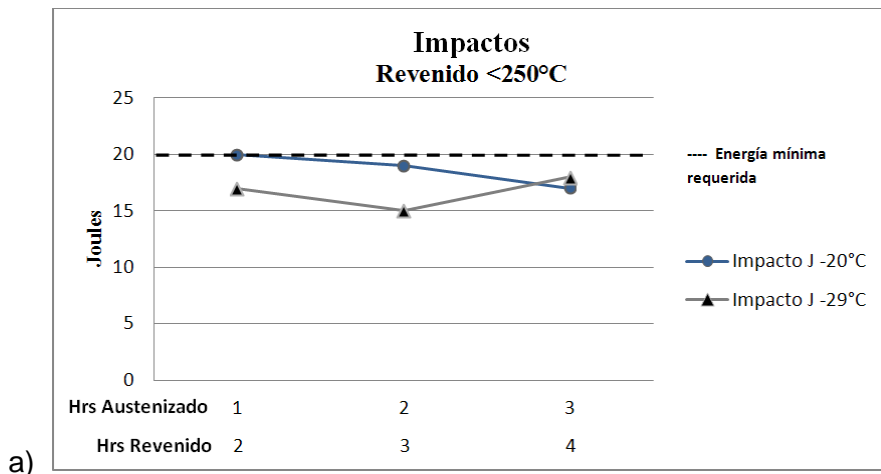


Figura 5.8 a), b) y c) Resultados de la resistencia al impacto para las tres temperaturas de revenido del set E1.

En este primer set de pruebas E1, se puede observar que el acero PremoMet® cumple sobradamente con la Resistencia a la Tensión, Punto de cedencia, pero los muestras de acero presentan valores de dureza por arriba del máximo especificado. Así mismo, no se cumple con los valores mínimos de tenacidad al impacto. Esta última propiedad es de suma importancia para los fabricantes del equipo de generación eléctrica por medio de generadores eólicos. Dada la importancia de esta propiedad, se tratará con mayor detalle en una sección más adelante. Para permitir una reducción de dureza y cumplir con la especificación de tenacidad al impacto, se realizaron los tratamientos térmicos de temple y revenido a temperaturas de revenido mayores, es decir a 700°C, tal como se describe en el set de pruebas E2 de la Tabla 5.4, sección 5.4 de la presente tesis.

En la Tabla 5.8 se muestran los resultados de las pruebas mecánicas del set de pruebas E2. En esta tabla, también se muestran valores nominales que se obtienen experimentalmente en los aceros tipo AISI 8630 y AISI 4340 cuando son tratados en las mismas condiciones.

Tabla 5.8 Resultados de propiedades mecánicas de resistencia E2.

Número de prueba	Tiempo hrs	Material	Resistencia Tensión MPa	Resistencia Cedencia MPa	R.A. %	Elongación %	Impacto -29°C J	Corte %	Dureza HBN
1	2	Premomet	1331	842	26.18	14.80	21	20	385
2	3	Premomet	1304	690	21.69	13.90	19	20	374
3	4	Premomet	1284	623	23.17	12.10	19	10	367
4	2 (+1)	Premomet	1198	771	36.50	15.80	35	20	344
		AISI 8630*	775	651	67	27	150	100	235
		AISI 4340*	853	725	56	23	91	40	253
Especificación (valores mínimos requeridos)			1345	1240	35	11	20	NA	388-429

En esta tabla se observa que al aplicar una temperatura alta de revenido, de 700 °C, la dureza promedio esta por debajo del mínimo especificado (388 HBN) y que la resistencia a la tensión y cedencia también están por debajo de lo especificado (1345 y 1240 MPa, respectivamente). Muy notoriamente la resistencia a la cedencia esta casi a la mitad de lo especificado. A pesar de estas propiedades tan bajas, la contraparte en cuanto a reducción de área, elongación y resistencia al impacto, que se esperaban estar más altas, a penas se acercan a los valores mínimos especificados. Ya no se puede incrementar la temperatura de revenido. Y aumentar los tiempos de revenido, provocarían alta formación de cascarilla y altos costos de fabricación. Comparando con los aceros AISI 4340 y AISI 8630, que son los que tradicionalmente se utilizan para estos aceros, el empleo de estas alta temperatura de revenido si promueve un fuerte incremento en la elongación y más marcadamente en la reducción de área y la resistencia al impacto. A estas altas temperaturas de revenido, los aceros AISI 4340 y AISI 8630, también bajan sus propiedades de resistencia y dureza, por lo que se utilizan revenidos de menor temperatura para garantizar las propiedades mecánicas solicitadas.

Es ampliamente reconocido que la resistencia mecánica y dureza disminuyen al incrementar la temperatura de revenido al mismo tiempo que la ductilidad, ya sea como reducción de área o elongación; y la tenacidad se incrementan [67]. En la Figura 5.9 se muestran estas propiedades para un acero AISI 4340 en función de la temperatura de revenido aplicada después de un temple en aceite.

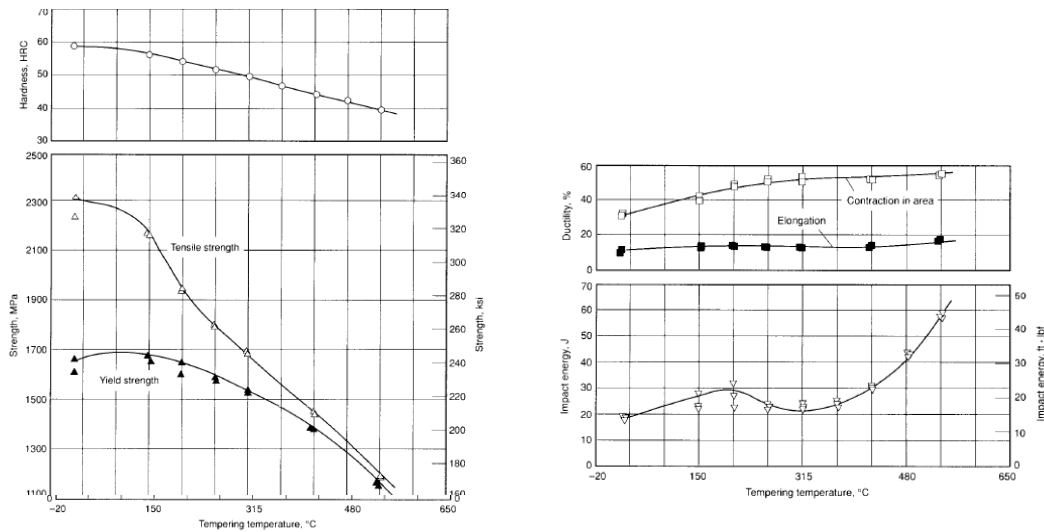


Figura 5.9 Influencia de la temperatura de revenido en las propiedades del acero AISI 4340 templado en aceite [67].

Hasta aquí, se ha encontrado que los aceros tradicionales AISI 4340 y AISI 8630 se comportan siguiendo el enunciado anterior. Sin embargo el acero PremoMet, por alguna razón no incrementa significativamente los valores de tenacidad y ductilidad al incrementar la temperatura de revenido.

5.6 Caracterización Microestructural

5.6.1 Microscopia óptica

Las muestras fueron preparadas mediante desbaste utilizando papel abrasivo calidad metalográfica desde grado 80 hasta 1200. Posteriormente se pulieron con solución de diamante de 0.5 y 0.3 μm . Las probetas se limpiaron con agua y alcohol secándolas con aire caliente para así obtener una superficie metalográfica. En estado pulido, las muestras fueron analizadas para inclusiones no metálicas (INM) a 100 aumentos. En cuanto a la microlimpieza del material se pudo observar que el nivel de INM es muy bajo, encontrándose únicamente inclusiones tipo MnS de longitud máxima 10 μm . En general, el nivel de INM es del nivel 1 delgado. Esto es lo esperado para

aceros de bajo contenido de azufre y con refinación por medio de metalurgia secundaria tipo AOD y desgacificación al vacío, tal como se produce este tipo de acero [63, 68, 69]. La Figura 5.10 muestra una metalografía de una muestra no atacada para revelar las INM.

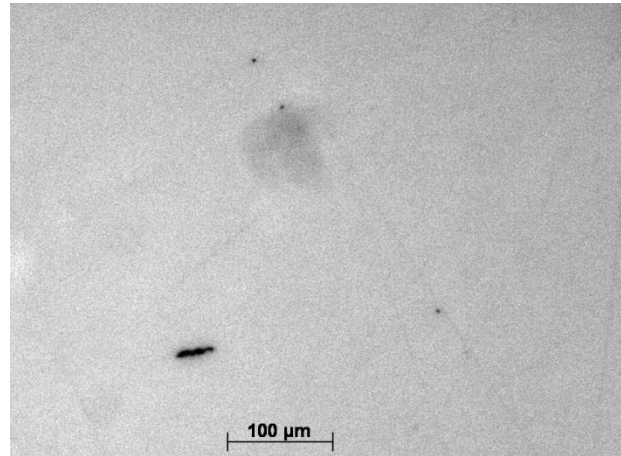
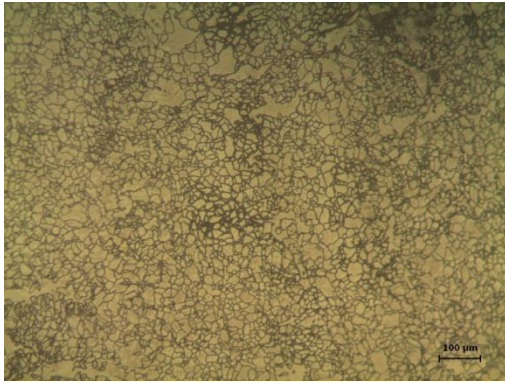
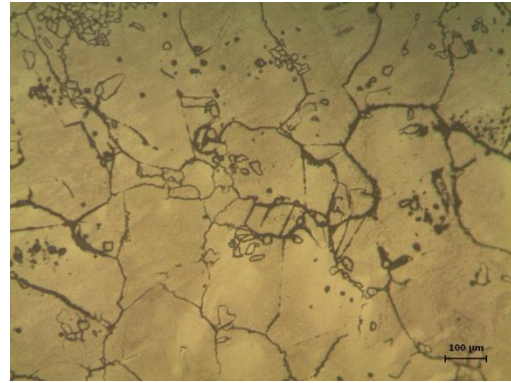


Figura 5.10 Inclusiones no metálicas observadas en microscopio óptico.

Posteriormente todas las muestras fueron sometidas a un tratamiento de oxidación para revelar el tamaño de grano austenítico previo, tal como recomienda la norma ASTM E-112 [69]. En la Figura 5.11a) y b) se aprecia una metalografía del acero después del proceso de forjado-rolado en caliente. La Figura 5.11 a) corresponde a la zona externa del anillo, la cual presentó grano fino durante el macro-ataque. La Figura 5.11 b) corresponde a la zona central del anillo donde se detectó grano grueso, en el macro-ataque, ver sección 5.3.2 del presente capítulo. Aquí es claro que el material sufrió un crecimiento de grano anormal. El tamaño de grano (TG) en la zona de grano fino es 7 según ASTM E 112 [70]. En la zona de crecimiento anormal, el tamaño de grano llega a valores de ASTM 00 o aún mayores, según la misma norma ASTM E-112 [70].



a)



b)

Figura 5.11 a) y b). Tamaño de grano austenítico previo por medio de la técnica de oxidación. Se observa una gran diferencia entre el grano fino de la periferia a) y el grano grueso del centro de la muestra despues de forja b).

Este crecimiento anormal del grano puede deberse a un alta temperatura de procesamiento o a una fuerte generación de calor adiabático durante la deformación plástica del material, la que contribuyó a elevar la temperatura del material en las zonas de mayor deformación. En la Figura 5.12 a) y b) c) y d) se muestran el tamaño de grano en cuatro probetas del set E2, austenizadas por encima de 900 °C, templadas en una solución de polímero y revenidas a 700 °C por 2, 3, 4 y 2+1 horas, respectivamente. Todas las muestras presentan tamaño de grano grande, ASTM 00, mayores a 100 µm.

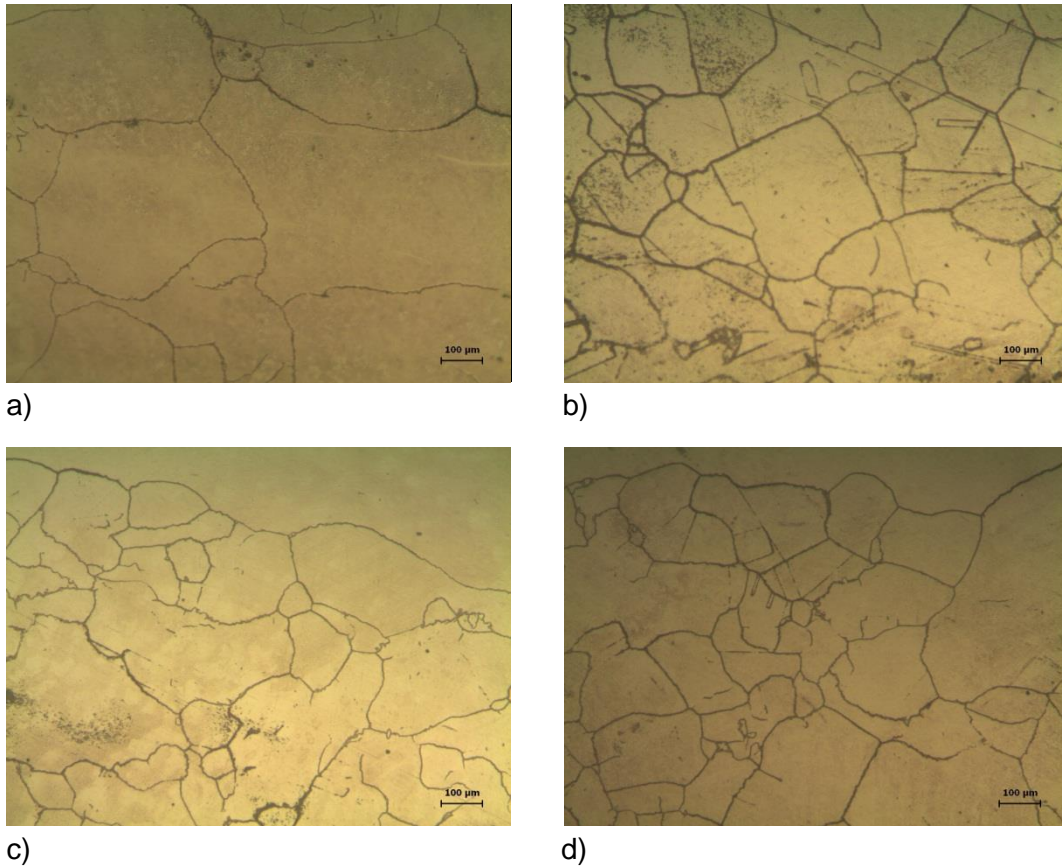


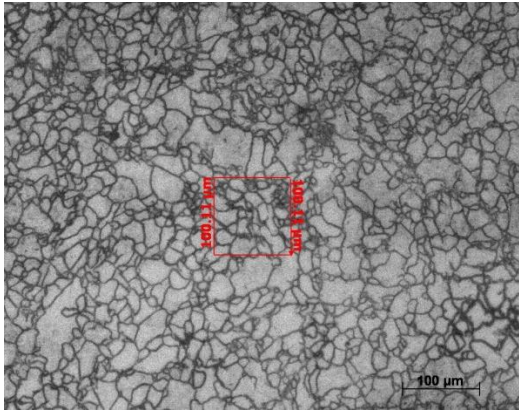
Figura 5.12. Tamaño de grano austenítico previo por medio de la técnica de oxidación. Se observa TG grande despues del temple y revenido. a) Revenido por 2 hrs, b) 3 hrs. c) 4 hrs y d) 2 + 1hr.

Posteriormente a la medición de los tamaños de grano, se procedió a preparar las probetas para una inspección metalográfica, tal como se describió en la sección 4.6. La Figura 5.13 muestra una probeta despues de forja con evidente crecimiento anormal de grano en la zona central (parte baja de la fotografía) y grano medio en la zona de la periferia (zona superior de la fotografía).



Figura 5.13. Probeta metalográfica de una muestra después de forja. Se aprecia tamaño de grano medio en la zona superior y grano grueso en la zona inferior.

La Figura 5.14 y la Figura 5.15 muestran la probeta de la Figura 5.13 analizada en el microscopio óptico. Se aprecia grano medio tamaño ASTM 7, Figura 5.14. En la Figura 5.15 se aprecia la naturaleza mixta de los granos, encontrando granos finos de alrededor de $13\ \mu\text{m}$ y granos más gruesos de hasta $100\ \mu\text{m}$. La Figura 5.16 muestra la zona de grano grueso de la figura 5.13. Se aprecian granos grandes de $86\ \mu\text{m}$ y de hasta $360\ \mu\text{m}$.



5.14 Detalle de Figura 5.13, tamaño de Grano ASTM 7.

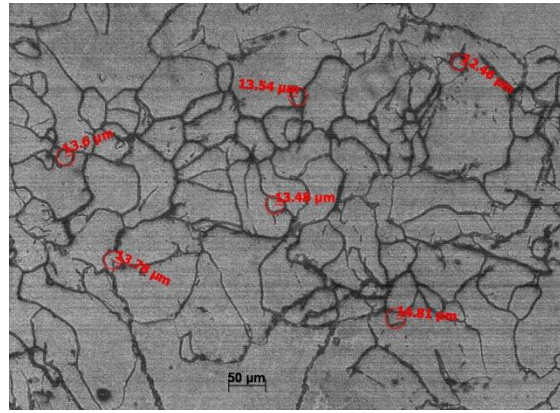


Figura 5.15 Zona con grano no uniforme, se indican granos con radio pequeño.

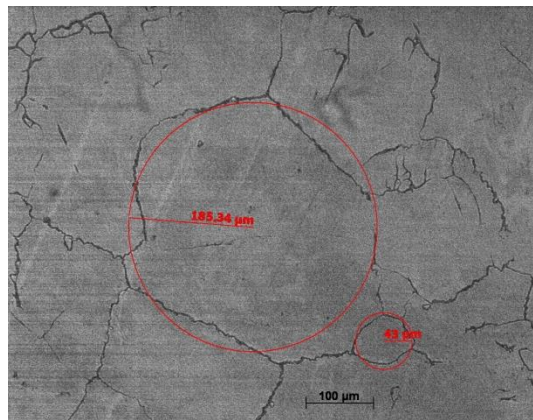
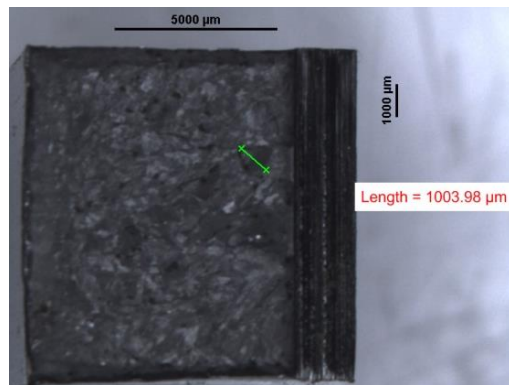


Figura 5.16. Probeta metalográfica de la Figura 5.13 mostrando la zona de grano grueso. El tamaño de grano va desde 86 hasta 360 μm .

5.6.2 Análisis fractográfico por microscopía óptica, estereoscopio

Algunas de las muestras de impacto fueron tomadas para analizar la fractura. Las muestras se limpiaron en ultrasonido con una solución de alcohol. Las probetas se examinaron a diferentes aumentos. Así mismo se utilizaron para análisis del tamaño de grano por fractografía, según recomendación de la norma ASTM E-112 [70]. Las superficies de fractura se muestran con una fractura típica frágil, intergranular, con superficies limpias, con valores de deformación lateral bajos y zonas de corte bajas, todo

indicativo de un comportamiento frágil [71]. Además también mostraron un tamaño de grano muy grande. La Figura 5.17 y la Figura 5.18 muestran dos probetas de impacto con la fractura frágil y con granos con tamaños de hasta 1,000 y 2,353 μm respectivamente.



5.17



5.18

Figura 5.17 y 5.18. Probetas de impacto mostrando fractura frágil y TG de hasta 1 y 2.3 mm.

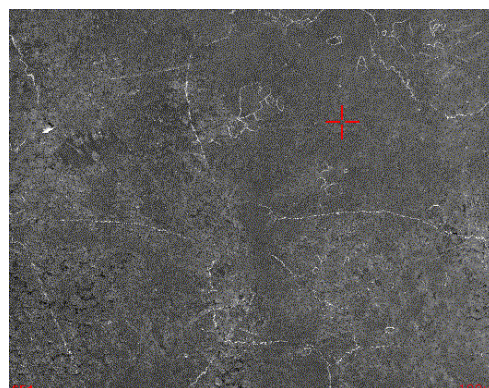
5.6.3 Análisis por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Las muestras metalográficas se prepararon nuevamente para microscopía electrónica de barrido. El proceso de pulido fue el mismo que el descrito en la sección anterior. Para el caso de MEB, las probetas tomadas se desbastaron y pulieron bajo las mismas condiciones que para microscopía óptica, sólo que en el paso final, el ataque con Nital 2 se realizó por mayor tiempo hasta obtener un ligero sobreataque y facilitar el análisis en el microscopio de barrido [68].

Esta técnica de análisis por MEB se utilizó para observar los posibles cambios microestructurales, perfiles de composición, precipitados o segregación que pudiese estar presente en las muestras, se hizo un barrido

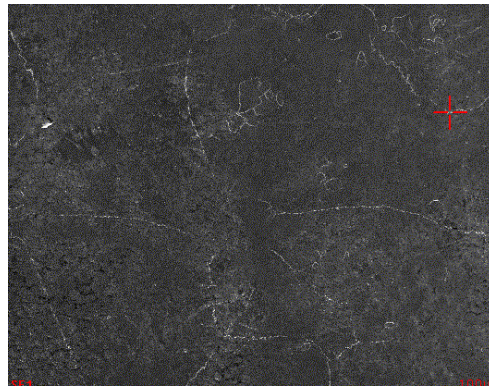
para determinar la composición química en diferentes zonas y comprobar dicha hipótesis.

En la Figura 5.19 incisos a) y b) se muestra una probeta después del proceso de forjado. Se aprecia una microestructura formada por ferrita fina y se distingue el límite de grano previo austenítico, como una línea muy fina de color claro. En la Figura 5.19 a) se muestra el análisis químico cualitativo, semi-cuantitativo en una zona de la matriz. En la Figura 5.19 b) se muestra el análisis químico cualitativo semi-cuantitativo sobre el límite de grano austenítico previo. Se observa, que a pesar de ser análisis químicos semi-cuantitativos, existe una mayor concentración de todos elementos de aleación, sobre todo de Si, V, Ni y principalmente de Cu. Lo anterior se puede interpretar como una indicación de segregación de estos elementos químicos a los límites de grano, desde que el acero fue calentado para la conformación en caliente por forja y rolado de los anillos.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>SiK</i>	2	3.9
<i>VK</i>	0.49	0.52
<i>CrK</i>	1.47	1.55
<i>MnK</i>	0.81	0.81
<i>FeK</i>	91.16	89.45
<i>NiK</i>	3.55	3.31
<i>CuK</i>	0.53	0.46
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

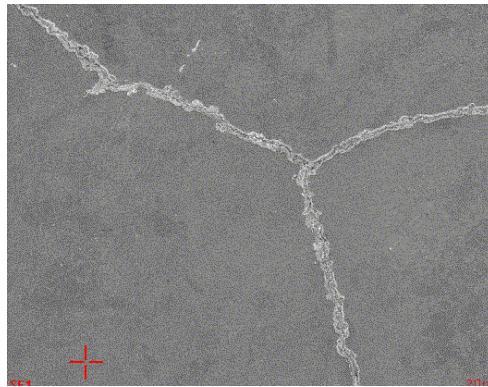
Figura 5.19 a). Muestra del acero después de la forja. Matriz de ferrita fina y límites de grano austenítico previo. A la derecha el análisis semi-cuantitativo de la zona de la matriz mostrada por el símbolo+ en rojo. 100X.



<i>Element</i>	<i>Wt%</i>	<i>At%</i>
<i>SiK</i>	2.46	4.79
<i>VK</i>	0.68	0.73
<i>CrK</i>	1.67	1.76
<i>MnK</i>	0.98	0.98
<i>FeK</i>	88.86	86.87
<i>NiK</i>	4.05	3.77
<i>CuK</i>	1.28	1.1
<i>Matrix</i>	Correction	ZAF

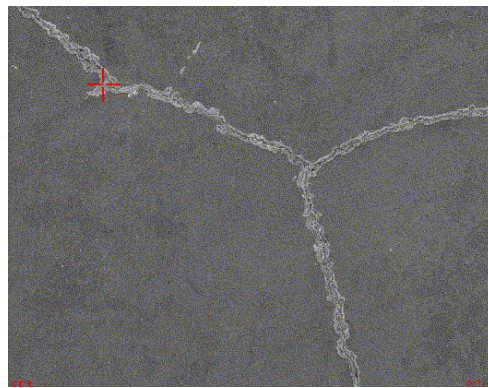
Figura 5.19 b). Misma muestra que en la figura 5.19 a) pero con el análisis semi-cuantitativo de la zona del límite de grano. Se observa una mayor concentración de los elementos Si, V, Ni y Cu. 100X.

En la Figura 5.20 a) y b) se muestra una probeta después del proceso de tratamiento térmico de normalizado, templado y revenido a 700°C. Se aprecia una microestructura formada por martensita fina y se distingue el límite de grano previo austenítico, como una línea muy fina de color claro. En la Figura 5.20 a) se muestra el análisis químico cualitativo, semi-cuantitativo en una zona de la matriz. En la Figura 5.20b) se muestra el análisis químico cualitativo semi-cuantitativo sobre el límite de grano austenítico previo. Se observa, que al igual que en las probeta forjada, de la Figura 5.19, existe una mayor concentración de todos elementos de aleación, sobre todo de Si, V, Mn, Ni, y principalmente de Cu. Lo anterior se puede interpretar como una indicación de micro-segregación de estos elementos químicos a los límites de grano, desde que el acero fue calentado para la conformación en caliente por forja y rolado de los anillos. Y que no fueron re-disueltos en los tratamientos térmicos de normalizado y austenitizado para el temple. Inclusive, estos últimos tratamientos pudieron hacer más grave la micro-segregación.



Element	Wt%	At%
SiK	1.97	3.85
VK	0.44	0.47
CrK	1.76	1.86
MnK	0.63	0.63
FeK	91.15	89.44
NiK	3.7	3.46
CuK	0.34	0.29
Matrix	Correction	ZAF

Figura 5.20 a). Muestra del acero después del temple y revenido. Matriz de martensita fina y límites de grano austenítico previo. A la derecha el análisis semi-cuantitativo de la zona de la matriz mostrada por el símbolo+ en rojo. 500X.



Element	Wt%	At%
SiK	2.14	4.17
VK	0.62	0.67
CrK	1.69	1.78
MnK	1.28	1.27
FeK	88.36	86.68
NiK	4.61	4.3
CuK	1.31	1.13
Matrix	Correction	ZAF

Figura 5.20 b). Misma muestra que en la figura 5.20 a) pero con el análisis semi-cuantitativo de la zona del límite de grano. Se observa una mayor concentración de los elementos Si, V, Mn, Ni y Cu. 500X.

5.7 Análisis de resultados

Por los resultados obtenidos en todas las pruebas realizadas en el presente estudio, se puede considerar que el acero PremoMet®, tal como fue conformado en caliente por forja y rolado y posterior tratamiento térmico de normalizado, austenitizado, temple en solución de polímero y revenido a diferentes temperaturas, no desarrolla las propiedades mecánicas solicitadas por los fabricantes de equipos mecánicos pesados para aplicaciones

tribológicas, entre ellas engranes de gran dimensión para generadores eólicos de energía eléctrica. La mayor preocupación es la baja tenacidad desarrollada por este acero. A pesar de un considerable incremento en la temperatura de revenido, causando una caída en las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, cedencia y dureza (ver Tabla 5.5, Tabla 5.6 y Tabla 5.8), no se logró incrementar la resistencia al impacto o tenacidad, tal como lo predice la teoría y que fue descrito en la sección 5.5, Figura 5.9.

Es conocido y ha sido reportado por varios autores [72-82], que los aceros grado maquinaria baja aleación, entre ellos la familia de aceros Cr, Ni Mo, presentan el fenómeno de fragilización por revenido, cuando estos aceros son procesados a temperaturas de 350 a 550°C, o son revenidos a esas temperaturas, o son revenidos a temperaturas mayores, pero son enfriados lentamente en este rango de temperaturas. Por esa razón, el primer set de pruebas (E1) se realizó a tres temperaturas diferentes de revenido, entre 200 y 350°C. Lo anterior con el fin de no llegar a la temperatura de fragilización por revenido. Dado que las propiedades mecánicas de resistencia mecánica, tenacidad y dureza eran demasiado altas y la tenacidad demasiado baja, se optó por un segundo set de pruebas (E2), empleando una temperatura de revenido por arriba de la zona crítica del fenómeno de fragilización por revenido, es decir por arriba de 550°C. Se decidió realizarlo a 700°C, para forzar un incremento en la resistencia al impacto. Sin embargo esto no ocurrió, ya que los valores de resistencia al impacto quedaron por debajo de lo esperado. Los valores de tenacidad en J para los revenidos entre 200 y 350°C varían de 15 a 19 J. Después de los revenidos a 700°C solo se incrementan marginalmente de 19 a 35 J. Sin embargo, la cedencia disminuyó de 1473 a 1623 MPa, para los revenidos de >200 y <350°C, a valores de 623 a 842 MPa, para los revenidos a 700°C. Estando ya, estos últimos valores por debajo de lo especificado. En el presente estudio no se encontró una evidencia fehaciente sobre la fragilización por revenido en las temperaturas empleadas. El balance químico de este nuevo acero puede tener un rango diferente de temperaturas donde se presente la fragilización por revenido. Por

ejemplo, en un trabajo reciente, A.Tavassoli et.al [83] encontraron que elementos residuales como Cu, Sb y Sn en un acero baja aleación CrNiMo, forjado en caliente, tipo A508 CL3, tienen una marcada influencia en la resistencia al impacto con variaciones muy estrechas en la temperatura de revenido. En la Figura 5.21 se muestran los resultados de Tavassoli, donde el acero estudiado tiene muy baja resistencia al impacto a temperaturas de revenido por debajo de 620° y por arriba de 660°C. Es decir, para ese tipo de acero, la mejor respuesta a la tenacidad se da en un estrecho margen de temperaturas entre 640 y 650 °C. En este marco de ideas, es posible que el acero PremoMet®, pueda presentar un rango de temperatura muy estrecho donde desarrolle su mejor resistencia al impacto. Queda fuera del alcance del presente trabajo realizar más pruebas a otras temperaturas de revenido.

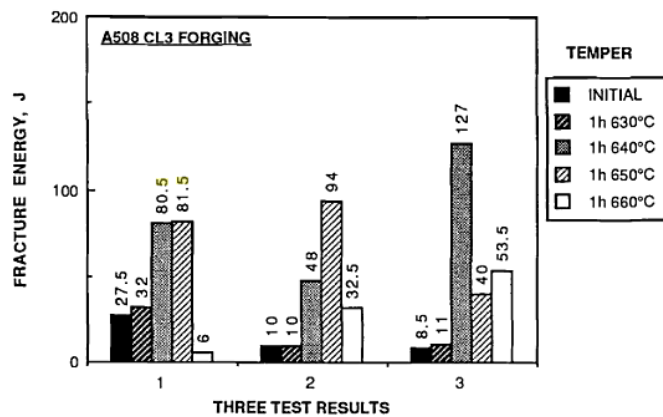


FIG. 7—Effect of de-embrittling temperature on Charpy toughness of forged steel.

Figura 5.21. Efecto de la temperatura de fragilización en pruebas de impacto charpy de un acero forjado tipo A508CL3 (al CrNiMo). Según Tavassoli et.al [83].

Así mismo, es reconocido que la resistencia a la fractura y tenacidad están directamente relacionadas con el tamaño de grano. Un incremento en la tenacidad se logra con el refinamiento del grano que ocurre por una deformación controlada. La resistencia a la fractura es inversamente proporcional al inverso de la raíz cuadrada del tamaño de grano, siguiendo la conocida relación de Hall-Petch [84, 85]:

$$\beta T = \alpha - \ln d^{1/2}$$

Donde β y α son constantes y d es el tamaño de grano promedio.

Otro factor ampliamente conocido es la microsegregación de elementos de aleación o residuales a los límites de grano en los aceros grado maquinaria [86-92]. En los análisis realizados por microanálisis en el MEB, en las muestras aquí estudiadas, se pueden encontrar indicios de que efectivamente existe micro-segregaciones de los elementos de aleación Cr, Si, Mn, Ni y Cu a los límites de grano austenítico, durante las operaciones de calentamiento de este acero para las operaciones de conformado, ver sección 5.6.3, Figura 5.19 y Figura 5.20. Esta microsegregación a los límites de grano forma zonas débiles. En particular, el Cu presenta una solubilidad en hierro gamma o austenita (γ) de hasta 13% y muy baja solubilidad en hierro alfa o ferrita (α), tendiendo a cero. Esta baja solubilidad del Cu en hierro alfa, promueve la formación de una fase rica en cobre o fase "e" de bajo punto de fusión, promoviendo fragilización de los límites de grano a las temperaturas de forja. En la Figura 5.22 se muestra el diagrama de equilibrio Fe-Cu [93]. Aunado a lo anterior, el crecimiento excesivo de los granos austeníticos, forman un número mucho menor de límites o frontera de grano que acumula mayor cantidad de los elementos químicos de aleación segregados, haciendo más débiles los límites de grano. De ahí que la fractura es completamente frágil e intergranular, tal como se mostró en la Figura 5.17 y Figura 5.18.

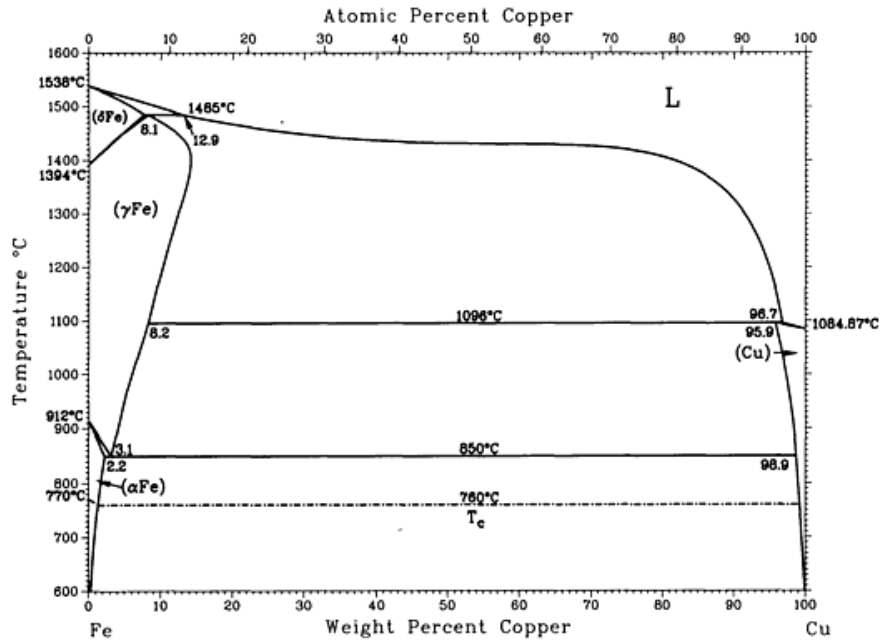


Figura 5.22. Diagrama de Fases Fe-Cu [31].

Por la información proporcionada por Carpenter [94] a la autora del presente estudio, en el sentido que el acero PremoMet fue desarrollado para aplicaciones donde se requiere alta resistencia mecánica y alta tenacidad. El tratamiento recomendado por Carpenter es un austenizado por encima de 900°C, seguido de un templado en aire o en aceite, según las dimensiones de la pieza. Tratamiento sub-cero a -73°C y un revenido por encima de 250°C. Esto debe desarrollar una resistencia al impacto de 22 J a temperatura ambiente. Así mismo, hacen referencia [95] a que este acero es una alternativa a los aceros aleados conteniendo cobalto. Por sus propiedades mecánicas, puede ser utilizado en componentes mecánicos de locomotoras, para reducir la masa de dichos componentes y tener mejor relación resistencia/peso. Debido a las propiedades que desarrolla este acero, es atractivo para ser un acero sustituto de los aceros convencionales AISI 4340 y AISI 8630 con los que actualmente se fabrican engranes de grandes dimensiones, al tener una expectativa de mayor resistencia al desgaste y al

poder reducir las dimensiones de los engranes con el incremento en su resistencia mecánica. Por los resultados hasta este momento obtenidos, no se puede aún desechar, ni confirmar la posibilidad de uso de este acero para este tipo de aplicaciones. La principal preocupación sigue siendo la baja resistencia al impacto, sobre todo a la temperatura solicitada de -29°C . Por su parte, no se ha encontrado información del comportamiento de este acero a esta temperatura o en otros rangos de temperaturas bajo cero. Queda fuera del alcance de este trabajo realizar pruebas de impacto a condiciones diferentes a las especificadas por los fabricantes de engranes (AGMA).

Capítulo 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones

Por los resultados obtenidos en el presente trabajo, se puede concluir que el acero PremoMet® de reciente desarrollo, puede ser una alternativa tecnológica para aceros convencionales en aplicaciones de componentes mecánicos.

- a) En la evaluación de composición química e inclusiones no metálicas se encontró que es un acero con bajo contenido de elementos residuales (S y P), congruente con el proceso de refinación secundaria.
- b) El contenido de Cu agregado como elemento de aleación, es considerado para mejorar las propiedades tribológicas. Por el balance con Cr y Ni, la aleación no presentó problemas en su conformación en caliente (*hot checks*) típico de aceros con similares niveles de Cu.
- c) El acero PremoMet® es capaz de desarrollar propiedades mecánicas adecuadas de Resistencia a la Tensión, Punto de Cedencia, incluso mejores que las de aceros aleados convencionales como el AISI 4340 y el AISI 8630, en condiciones similares de procesamiento y tratamiento térmico.

- d) El acero PremoMet® desarrolló menor ductilidad en términos de Reducción de Área (RA) y Elongación (E) que los aceros AISI 4340 y AISI 8630. Los valores encontrados para RA y E están ligeramente por debajo de lo especificado para anillos forjados para engranes de alto diámetro.
- e) El acero PremoMet® desarrolló una menor resistencia al impacto a -20 y -29°C comparado con los aceros AISI 4340 y AISI 8630, presentando valores por debajo de los requerimientos para engranes de gran diámetro.
- f) Para las pruebas de impacto, el acero PremoMet® presenta fractura tipo frágil intergranular.
- g) Las probables causas para este tipo de fractura frágil es un tamaño de grano grande entre ASTM 0 y ASTM 00, además de una alta concentración de Cu que en las fronteras de grano.
- h) El crecimiento anormal de grano reportado, así como la posible segregación de Cu hacia las fronteras de grano en el acero PremoMet® en los especímenes evaluados puede ser consecuencia de procedimientos inadecuados de forja, rolado y tratamiento térmico.
- i) El acero PremoMet® puede representar una alternativa para la fabricación de componentes mecánicos tribológicos de gran tamaño, sin embargo, deben realizarse nuevas evaluaciones para determinar las condiciones óptimas de conformado en caliente y tratamiento térmico de esta aleación para garantizar las propiedades mecánicas requeridas.
- j) Desde el punto de vista académico, se puede concluir de este trabajo que es posible realizar trabajos de investigación conjunta entre proveedores, usuarios y la academia, en el desarrollo e innovación de productos y materiales nuevos.

6.2 Recomendaciones para Trabajos Futuros

Una investigación como la presente siempre abre nuevas perspectivas a continuar. Algunas respuestas llevaron a nuevas preguntas, por lo que se recomienda lo siguiente:

- a) Continuar con la investigación de este acero PremoMet® para considerar su aplicación en componentes tribológicos de gran tamaño.
- b) Continuar con pruebas de tratamientos térmicos a diferentes parámetros a fin de lograr el balance requerido para la aplicación de engranes y satisfacer las especificaciones de los usuarios.
- c) Realizar un estudio amplio de la resistencia al impacto de este acero bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico y calcular la energía absorbida K_{IC} para este acero a diferentes condiciones.
- d) Realizar un estudio de la cinética de crecimiento de grano austenítico durante las operaciones de forja y rolado en caliente de anillos con este tipo de acero.
- e) Realizar un estudio sobre la cinética de difusión de Cu en las fronteras de grano para este tipo de acero.
- f) Una vez que se obtengan las propiedades mecánicas requeridas para engranes de alto diámetro, iniciar los estudios de resistencia al desgaste para conocer el comportamiento y el desempeño tribológico de componentes mecánicos fabricados con este acero, en condiciones de contacto a cargas variables y asimétricas, típicas de la operación de turbinas o generadores eólicos.

Referencias

- [1] Carpenter Technology Corporation. CarTech Product Information. <http://www.carttech.com/news.aspx?id=3982>. Consultada en Marzo 2013.
- [2] A.Pérez. Notas del curso: Selección de aceros para diseño mecánico. FIME-UANL, México. 2008.
- [3] ASM International. ASM Handbook Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, 10th ed., ASM International, USA. 1990.
- [4] Carpenter Technology Corporation. Información confidencial proporcionada por CarTech a Frisa Super Aleados, Dic. 2012.
- [5] G. Krauss. Microstructures, Processing, and Properties of Steels, in Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys, Vol 1, Metals Handbook, 10th ed., ASM International, USA. 1990, pp 126-139.
- [6] Forging Industry Association. Open Die Forging Technology. FIA, USA, 1993.
- [7] G.E. Totten, K. Funatani and L. Xie (Eds). Handbook of Metallurgical Process Design, , Marcel Dekker, USA. 2004.
- [8] G.E. Totten (Ed). Steel Heat Treatment Handbook, Second Edition – Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies. CRC Press, Taylor & Francis Group, USA. 2007.
- [9] G.E. Totten (Ed). Steel Heat Treatment Handbook, Second Edition – Steel Heat Treatment: Equipment and Process Design. CRC Press Taylor & Francis Group, USA. 2007.
- [10] Cunat, Pierre-Jean. Alloying Elements in Stainless Steel. International Chromium Development Association. Paris, France. Euro Inox, 2004.
- [11] B. Liscic, H.M. Tensi, L.C.F. Canale and G.E. Totten. Quenching Theory and Technology 2nd Edition, CRC Press. USA. 2010.
- [12] G.E. Totten, C.E. Bates and N.A. Clinton. Handbook of Quenchants and Quenching Technology, ASM International, USA.1993.
- [13] T.T. Krenzer and J.W. Coniglio. Gear Manufacture. In: ASM Handbook, Vol 16 Machining. ASM International. USA 2005, Chapter 6, pp 129-137, 330-355.
- [14] P.L.Ringegni, M.Arbelo. Mecanismos y Sistemas de Aeronaves. Mecanismos de Elementos de Máquinas. Engranajes Cilíndricos.
- [15] Engranajes de Gran Dimensión. Temple de anillos grandes y engranajes. Una guía sobre los beneficios del calentamiento por inducción. En www.efd-induction.com. Consultada el 25 de marzo 2013.
- [16] Philip D. Harvey. Editor. Engineering Properties of Steel. American Society for Metals. USA. 1982, pp 149-190.
- [17] Thomas G. Byer, Editor, S.L. Semiatin, Associate Editor, Donald C. Vollmer, Associate Editor. Forging Handbook. USA 1985.

- [18] Gabriel Poveda Ramos, artículo “La tecnología Mecánicas y su Ingreso a Colombia” Colombia, 2001
- [19] Harry Chandler, Editor, Heat Treater’s Guide, Practices and Procedures for Irons and Steels, USA, 1995.
- [20] A.Pérez y E. Silerio. Historia de la Metralurgia. FIME UANL y Museo del Acero. En preparación. México 2013.
- [21] A. Pérez. Notas del Curso “Tribiología”. Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica. UANL. México, 2008.
- [22] Forging Industry Association. Open Die Forging Tech. FIA, USA, 1993.
- [23] Scot Forge. Forging Facts. In: http://www.scotforge.com/sf_facts_rollring.htm. Consultada el 18 marzo 2013.
- [24] J.R. Davis & Associates, Gear Materials, Properties, and Manufacture, ASM, USA, 2005, chapter 5, pp 98-104.
- [25] Howard S. Bean, Harold W. Paxton, James D. Redmond, Malcolm Blair, Materials of Engineering, USA, 1999, Section 6, pp 3-49.
- [26] SAE. Chemical Compositions of SAE Carbon Steels, SAE J403, 1989 *SAE Handbook*, Vol 1, *Materials*, Society of Automotive Engineers, USA. p 1.08–1.10
- [27] Oberg, Erik; et al. *Machinery's Handbook*. 27th edition. Industrial Press Inc. p. 440. USA. 2004.
- [28] Frank C. Uherek. Gear Material Selection and Construction for Large Gears. AGMA Technical Paper no. 12FTM13. AGMA, USA, 2012.
- [29] Mikell P. Groover. Fundamentos de Manufactura Moderna. Materiales, Procesos y Sistemas. Pearson, Prentice Hall, México, 1997, pp 43-65, 109-157.
- [30] Woei-Shyan Lee, Tzay-Tian Su. Paper “Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions”. *Journal of Materials Processing Technology*. Vol 87, Issues 1–3, Taiwan, March 1999, pp 198-206.
- [31] Howard E. Boyer, James J. Kubb. Heat Treater’s Guide, Standard Practices and Procedures for Steel. Paul M. Unterweiser. Editor. American Society for Materials. USA 1982.
- [32] George E. Totten. Steel Heat Treatment Handbook. Metallurgy and Technologies. second edition. 2006, USA.
- [33] Carpenter Technologies Corporation. Catalogue of Products. In: <http://www.carttech.com/products.aspx>. Consultada en Febrero 2013.
- [34] Carpenter Technologies Corporation. New PremoMet Steel. In: http://www.carttech.com/news.*PremoMet*. Consultada en Febrero 2013. Consultada en Febrero 2013.
- [35] Carpenter Technologies Corporation. PremoMet Steel Datas Sheet. In: <http://www.carttech.com/ssalloysprod.aspx?id=3754>. Consultada en Febrero 2013.
- [36] Morgan House, Gilbert Drive, Magazine Stainless Steel Focus, Published by Stainless Steel Focus LTD , Boston USA, 2010.
- [37] Steel, Aluminum, Copper, Stainless, Rare Earth, Metal Prices, Forecasting. Metal Miner. <http://agmetminer.com>.

- [38] CarTech Co. Información confidencial proporcionada por CarTech a Frisa Aeroespacial. Enero 2013.
- [39] A.Pérez y E. Silerio. Tribología en Equipos Eléctricos. En: Notas del Curso de Tribología. FIME, UANL. México. 2010.
- [40] Alexander D. Wilson. "Clean Steel Technology-Fundamental to the Development of High Performance Steels". In: Advances in the Production and Use of Steel with Improved Internal Cleanliness. ASTM Special technical Publication, STP No. 1361. ASTM USA, 1999.
- [41] M.A. Linaza, S. Martín. et.al. "Influencia de las inclusiones no metálicas en la tenacidad de aceros de media-alta resistencia en la zona de transición", Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa (CEIT) (País Vasco), 1994.
- [42] VACUUM DEGASSING, Designed & Maintained by Sunflag Iron & Steel CO, LTD, Nagpur, India.
- [43] James C. Simmons. Secondary Refining or Secondary Metallurgy. AISI Special publications. In:
www.steel.org/~media/Files/AISI/Making%20Steel/ Article%20Files /learning_2ndrefining.pdf, USA, consultada 16 marzo 2013.
- [44] D. A. Woodford, R. W. Stepien. Control of temper embrittlement in Ni-Cr-Mo-V steel by combining intercritical and low temperature austenitizing heat treatments. Metallurgical Transactions A. Volume 11, Issue 12 December 1980. USA., pp 1951-1963.
- [45] B.P. Somerday. Embrittlement Technical Reference on Hydrogen Compatibility of Materials Low-Alloy Ferritic Steels: Tempered Fe-Ni-Cr-Mo Alloys (code 1212). Published by Sandia National Laboratories. USA, 2005.
- [46] E. Jimeno, P. Molera, Metalurgia General., Tomo II, Editorial Reverté, España, 2004, pp 1147-1163.
- [47] S.Kalpakjian, S.Schmid. Manufactura, Ingeniería y Tecnología, 4ª. Edic. Prentice Hall, México, 2002, pp 102-120.
- [48] ASM International. ASM Handbook Vol. 3. Alloy Phase Diagrams. ASM Intl. USA 2005.
- [49] AMG Vanadium, Inc. Ferroalloys and Alloying Additives. Online Handbook - Copper. In: www.metallurgvanadium.com/copperpage.html. *Consultada 18 marzo 2013.*
- [50] J.C. Herman, V. Leroy. Influence of Residual Elements on Steel Processing and Mechanical Properties. Metal Working and Steel Processing, 1996.
- [51] H.Matsuoka, "Effects of Cu and Sn on the hot ductility of steels with varying C contents", Camp-ISIJ, vol.8,1995, 1395.
- [52] A.Nicholson and J.D.Murray, "Surface Hot Shortness in Low Carbon Steels", JISI, October 1965, 204, 1007
- [53] D.A.Melford, "The influence of Sn and As on surface hot shortness copper containing steels", JISI, May 1966, 495
- [54] T.Yamada and al., "The effect of Cu,Ni,Cr, and Sn on surface defects of Ti-added extra-low C steel sheet", Camp-ISIJ, vol. 4, 1991, 1937

- [55] Setuo Takaki, Masaaki Fujioka, et.al. Effect of Copper on Tensile Properties and Grain-Refinement of Steel and its Relation to Precipitation Behavior. Japan Institute of Metals. Materials Transactions, Vol. 45, No. 7 (2004) pp. 2239 to 2244
- [56] Carpenter. PremoMet®. Información técnica proporcionada por Carpenter a FRISA Aerospace. Febrero 2013.
- [57] Información técnica confidencial proporcionada por FRISA Aerospace a la autora de la presente tesis. Febrero 2013.
- [58] ASTM-E-381-1973. Macroetch Testing, inspection and Rating Steel Products, Comprising Bars, Billets, Blooms and Forgings. ASTM. USA.
- [59] Convenio de colaboración entre FRISA S.A. y la UANL. Documento público.
- [60] Información técnica confidencial proporcionada por Carpenter a la autora de la presente tesis. Febrero 2013.
- [61] A. Pérez. Notas del curso Aceros Especiales. FIME-UANL. México 2002.
- [62] ASTM-E-112. ASTM. USA.
- [63] Carpenter Technology Corporation. PremoMet®. Información técnica proporcionada por Carpenter a FRISA Aerospace. Febrero 2013.
- [64] ASTM A568-11b (2011). Standard Specification for Steel, Sheet, Carbon, Structural, and High-Strength, Low-Alloy, Hot-Rolled and Cold-Rolled, General Requirements for. ASTM Standards. ASTM USA. 2011.
- [65] ASTM-E-381-01 (2012). Standard Method of Macroetch Testing Steel Bars, Billets, Blooms, and Forgings, inspection and Rating Steel Products, Comprising Bars, Billets, Blooms and Forgings. ASTM. USA. 2012.
- [66] Información técnica confidencial proporcionada por FRISA Aerospace a la autora de la presente tesis. Febrero 2013.
- [67] ASM International. ASM Handbook Vol. 1. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. ASM Intl. USA 2005.
- [68] A. Pérez. Notas del curso Aceros Especiales. FIME-UANL. México 2002.
- [69] A. Ghos. Secondary Steelmaking: Principles and Applications. CRC Press, USA, 2001.
- [70] ASTM-E-112-10 (2010). Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM. USA. 2010.
- [71] G.F. Vander Voort. Fractography, Vol 12, 9th ed., Metals Handbook, ASM INTERNATIONAL, 1987, p 91–165.
- [72] D F Stein. Reversible Temper Embrittlement. Annual Review of Materials Science. Vol. 7: 123-153, 1977, pp 123-153.
- [73] D.F. Stein, Reversible Temper Embrittlement, *Annu. Rev. Mater. Sci.* 1977, Vol 7, 1977, p 123–153.

- [74] D.F. Stein *et al.*, Studies Utilizing Auger Electron Emission Spectroscopy on Temper Embrittlement in Low Alloy Steels, *Trans. ASM*, Vol 62, 1969, p 776–783
- [75] J. Watanabe and Y. Murakami, Prevention of Temper Embrittlement of Chromium-Molybdenum Steel Vessels by Use of Low-Silicon Forged Steels, *Proc. API Refin. Dept.*, Vol 60, 1981, p 216–224
- [76] S. Takayama *et al.*, The Calculation of Transition Temperature Changes in Steels Due to Temper Embrittlement, *Metall. Trans. A*, Vol 11A, Sept 1980, p 1513–1530
- [77] R.C. Andrew and G.M. Weston, The Effect of the Interaction Between Overheating and Tempering Temperature on the Notch Toughness of Two Low Sulphur Steels, *J. Aust. Inst. Met.*, Vol 22, Sept–Dec 1972, p 200–204.
- [78] B.J. Schulz and C.J. McMahon, Jr., Alloy Effects in Temper Embrittlement, in *Temper Embrittlement of Alloy Steels*, STP 499, American Society for Testing and Materials, 1972, p 104–July 1977, p 1055–1057.
- [79] R.C. Andrew *et al.*, Overheating in Low-Sulphur Steels, *J. Australasian Inst. Met.*, Vol 21, June–Sept 1976, p 126–131.
- [80] R.C. Andrew and G.M. Weston, The Effect of Overheating on the Toughness of Low Sulphur ESR Steels, *J. Aust. Inst. Met.*, Vol 22, Sept–Dec 1972, p 171–176.
- [81] R.C. Andrew and G.M. Weston. The Effect of the Interaction Between Overheating and Tempering Temperature on the Notch Toughness of Two Low Sulphur Steels, *J. Aust. Inst. Met.*, Vol 22, Sept–Dec 1972, p 200–204.
- [82] G.E. Hole and J. Nutting, Overheating of Low-Alloy Steels, *Int. Met. Rev.*, Vol 29, 1984, p 273–298.
- [83] A.Tavassoli. P.Soulat, A.Pineau. Temper embrittlement susceptibility and Toughness of A 508 Class 3 Steel. In: *Residual and unspecified elements in steel*, ASTM Special Technical Publication, Nr. 1042. ASTM , USA, 1989, pp 100-113.
- [84] F.B. Pickering, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science, 1978.
- [85] R.Guthrie and J.Jonas. *Steel Processing Technology*. In: *ASM Handbook Vol. 1. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. ASM Intl. USA 2005. Pp. 181-210.
- [86] T.Wada, W.C. Hagel. Effect of trace elements, molybdenum, and intercritical heat treatment on temper embrittlement of 2-1/4Cr-1 Mo steel. *Metallurgical Transactions A*. Volume 7, Issue 9. 1976, , pp 1419-1426

- [87] N.Imai, N. Komatsubaran, K.Kunishige. Effect of Cu, Sn and Ni on hot workability of hot-rolled mild steel. ISIJ International, Vol 37, No. 3, 1997, pp 217-223.
- [88] L.G.Garza, C.J.Van Tyne. Surface hot-shortness of 1045 forging steel with residual copper. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 159, Nr 2, 2005, pp 169-180.
- [89] Albert S.Melili and E.G.Nisbett. Residual and unspecified elements in steel, ASTM Special Technical Publication, Nr. 1042. ASTM , USA, 1989.
- [90] George M. Weston and Norbert M. Burman. The Influence of Grain Boundary Fracture on Fragmentation Behaviour - Part 2. MRL Technical Report. MRL-TR-91-36. Australia 1991.
- [91] Yoshiyuki Tomita. Effect of morphology of nonmetallic inclusions on tensile properties of quenched and tempered 0.4C-Cr-Mo-Ni steel. Materials Characterization. Volume 34, Issue 2, March 1995, Pages 121–128.
- [92] Y. Tomita Low fracture toughness of desulphurised 0.4C–Cr–Mo–Ni ultrahigh strength steel and its improvement. Materials Science and Technology, Volume 7, Number 2, February 1991 , pp. 97-104(8).
- [93] ASM International. ASM Handbook Vol. 3. Alloy Phase Diagrams. ASM Intl. USA 2005.
- [94] Información técnica confidencial proporcionada por Carpenter a la autora de la presente tesis. Febrero 2013.
- [95] CarTech Product Information. <http://www.carttech.com/news.aspx?id=3982>.

LISTA DE FIGURAS

Figura		Página
2.1	Esquema simple de un par de engranes.	9
3.1	Costo del Co 2012/2013.	42
3.2	Diagrama de Fases Fe-Cu.	53
4.1	Barra seccionada para el proceso de forja.	59
4.2	Barra con termopar insertado al centro.	59
4.3	Curva de calentamiento para el proceso de forja.	60
4.4	Colocación de la barra caliente en la prensa de forja	60
4.5	Inicio del proceso de recalque y eliminación de la cáscara de óxido.	60
4.6	Recalcado de la barra hasta obtener la altura de la preforma.	61
4.7	Perforación de la preforma.	61
4.8	Corte del centro (tejo).	61
4.9	Preforma forjada y perforada, llamada “dona”.	62
4.1	Proceso de rolado en caliente de un anillo.	63
4.11	Anillos rolados en caliente en la cama de enfriamiento.	63
4.12	Anillos después del tratamiento térmico de recocido.	64
4.13	Anillo durante la operación de pre-maquinado.	64
4.14	Probeta para ensayo de tensión.	67
4.15	Set de probetas para impactos.	67
5.1	a) Vista general de la superficie con macroataque, b) Sección a 60X de la superficie con Macroataque.	72
5.2	Curva o rampa de calentamiento utilizada para calentar las barras.	73
5.3	Macroataque de una cara del anillo No. 1. Se aprecia una estructura libre de defectos estructurales y tamaño de grano grande en el centro. Imagen de la derecha es una imagen aumentada.	75

5.4	Macroataque de una sección transversal del anillo No. 1. Se aprecia una estructura libre de defectos estructurales y tamaño de grano grande en el centro.	75
5.5	Curva de calentamiento utilizada para el tratamiento normalizado y posterior temple y revenido de las pruebas del set 1.	77
5.6	Curva o rampa de calentamiento utilizada para el tratamiento de normalizado y posterior temple y revenido del set 2.	78
5.7	a), b) y c) Resultados de la resistencia a la tensión y cedencia para las tres temperaturas de revenido del set E1.	80
5.8	a), b) y c) Resultados de la resistencia al impacto para las tres temperaturas de revenido del set E1.	82
5.9	Influencia de la temperatura de revenido en las propiedades del acero AISI 4340 templado en aceite.	85
5.10	Inclusiones no metálicas observadas en microscopio óptico.	86
5.11	a) y b). Tamaño de grano austenítico previo por medio de la técnica de oxidación. Se observa una gran diferencia entre el grano fino de la periferia a) y el grano grueso del centro de la muestra después de forja b).	87
5.12	Tamaño de grano austenítico previo por medio de la técnica de oxidación. Se observa TG muy grande después del temple y revenido. a) Revenido por 2 hrs, b) 3 hrs. c) 4 hrs y d) 2 + 1hr.	88
5.13	Probeta metalográfica de una muestra después de forja. Se aprecia tamaño de grano medio en la zona superior y grano grueso en la zona inferior.	89
5.14,	Probeta metalográfica de la figura 5.13. Fig. 5.14 muestra la zona con TG medio, 7ASTM. Fig. 5.15 muestra la zona con grano duplex. Se marcan en círculo los granos más pequeños y su radio.	90
5.15		
5.16	Probeta metalográfica de la figura 5.13 mostrando la zona de grano grueso. El T.G. va desde 86 hasta 360 μm .	90
5.17,	Figura 5.17 y 5.18. Probetas de impacto mostrando fractura frágil y TG de hasta 1 y 2.3 mm.	91
5.18		

5.19 a)	Muestra del acero después de la forja. Matriz de ferrita fina y límites de grano austenítico previo. A la derecha el análisis semi-cuantitativo de la zona de la matriz mostrada por el símbolo+ en rojo. 100X.	92
5.19 b)	Misma muestra que en la figura 5.19 a) pero con el análisis semi-cuantitativo de la zona del límite de grano. Se observa una mayor concentración de los elementos Si, V, Ni y Cu. 100X.	93
5.20 a)	Muestra del acero después del temple y revenido. Matriz de martensita fina y límites de grano austenítico previo. A la derecha el análisis semi-cuantitativo de la zona de la matriz mostrada por el símbolo+ en rojo. 500X.	94
5.20 b)	Misma muestra que en la figura 5.20 a) pero con el análisis semi-cuantitativo de la zona del límite de grano. Se observa una mayor concentración de los elementos Si, V, Mn, Ni y Cu. 500X.	94
5.21	Efecto de la temperatura de fragilización en pruebas de impacto charpy de un acero forjado tipo A508CL3 (al CrNiMo). Según Tavassoli et.al.	96
5.22	Diagrama de Fases Fe-Cu.	98

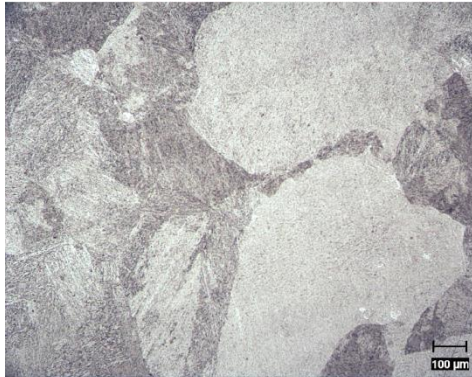
LISTA DE TABLAS

Tabla		Página
2.1	Designación clases y tipos AISI – SAE.	27
2.2	Composición química del acero ASI 4340.	29
2.3	Composición química del acero AISI 8630Tabla.	30
2.4	Propiedades mecánicas de engranes de alto desempeño.	31
2.5	Valores de dureza superficial y tensión por procesos de endurecido.	32
4.1	Composición química (% en peso) proporcionada por el fabricante del acero.	57
4.2	Diseño de experimentos E1. Temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos realizados.	66
4.3	Diseño de experimentos E2, variación del tiempo de revenido.	67
5.1	Composición química (% en peso) proporcionada del acero PremoMet.	71
5.2	Dimensiones de los anillos (mm).	74
5.3	Temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos realizados. Set de pruebas E1.	76
5.4	Temperaturas y tiempos de los tratamientos térmicos realizados. Set de pruebas E2.	77
5.5	Resultados de propiedades mecánicas y dureza, E1.	78
5.6	Resultados de propiedades mecánicas de impacto, E1.	79
5.7	Propiedades mecánicas nominales para anillos rolado forjado para componentes mecánicos.	79
5.8	Resultados de propiedades mecánicas de resistencia, E2.	83

APENDICE A

Metalografias de las pruebas del set 1

Experimento 1



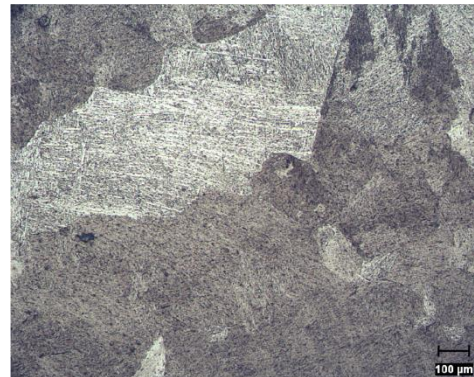
MICROPHOTOGRAPH - Sample # 76753
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH - Sample # 76754
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH - Sample # 76755
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH - Sample # 76756
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80

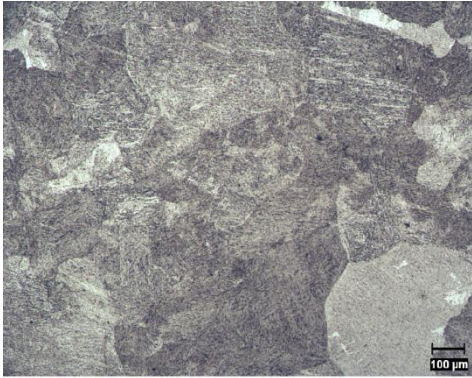


MICROPHOTOGRAPH - Sample # 76757
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80

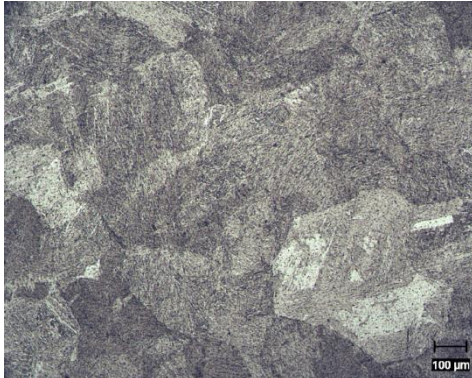


MICROPHOTOGRAPH - Sample # 76758
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80

Experimento 2



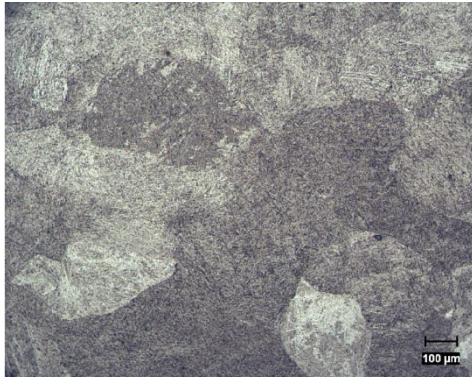
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76766
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76767
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



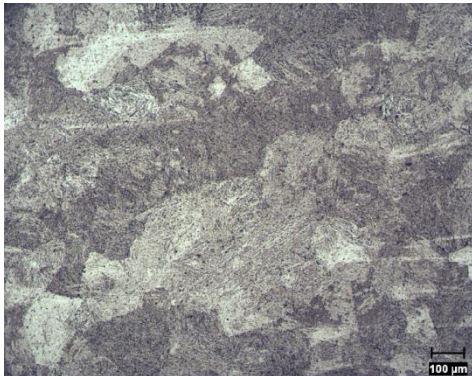
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76768
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76769
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80

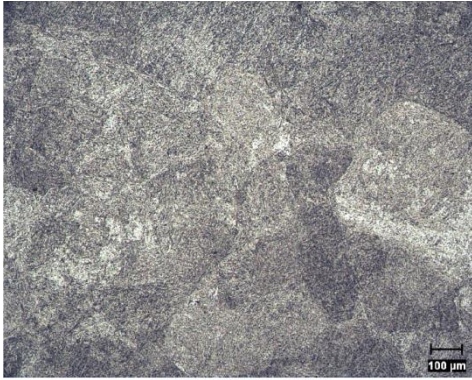


MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76770
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76771
Mag. 100x
Etch. ASTM # 80

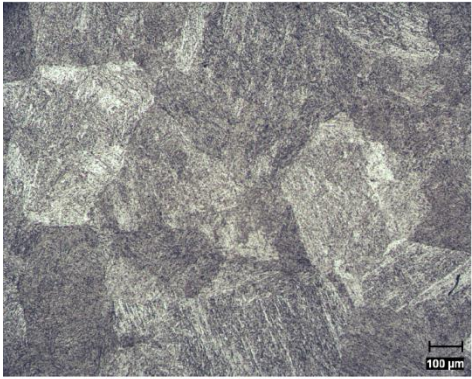
Experimento 3



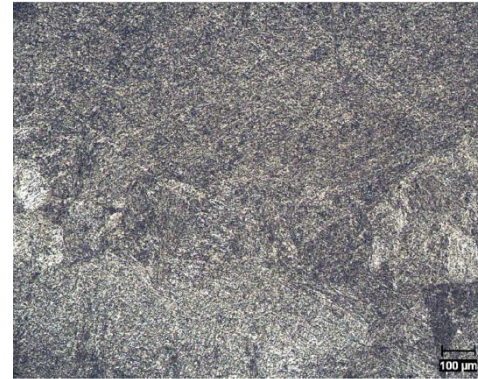
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73526
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73527
Mag 100 x
Etch Nital 2%



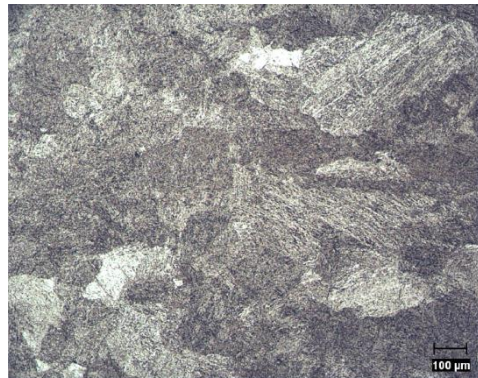
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73528
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73529
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73530
Mag 100 x
Etch Nital 2%

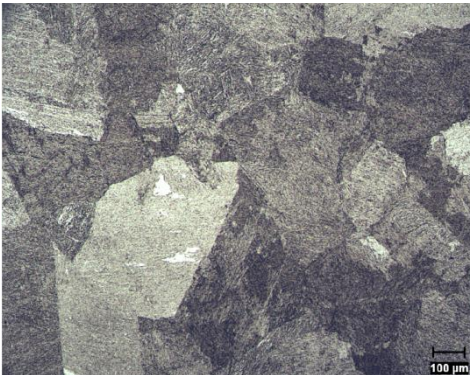


MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73531
Mag 100 x
Etch Nital 2%

Experimento 4



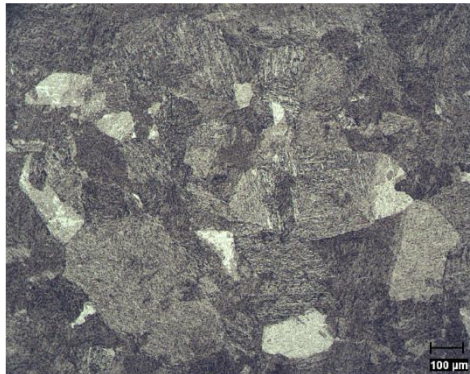
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76793
Mag. 100x
Etch: ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76794
Mag. 100x
Etch: ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76795
Mag. 100x
Etch: ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76796
Mag. 100x
Etch: ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76797
Mag. 100x
Etch: ASTM # 80



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 76798
Mag. 100x
Etch: ASTM # 80

Experimento 5



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 77040
Mag. 100 x
Etch. Nital 2%

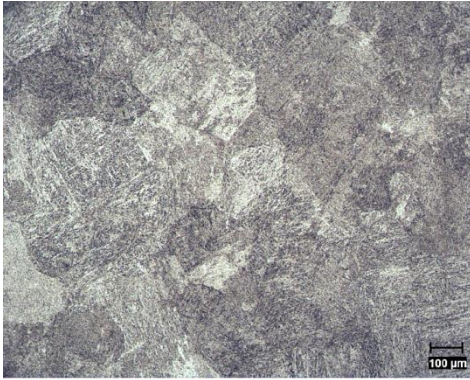


MICROPHOTOGRAPH : Sample # 77041
Mag. 100x
Etch. Nital 2%

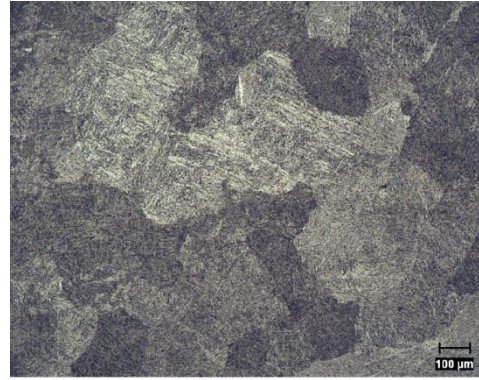


MICROPHOTOGRAPH : Sample # 77042
Mag. 100x
Etch. Nital 2%

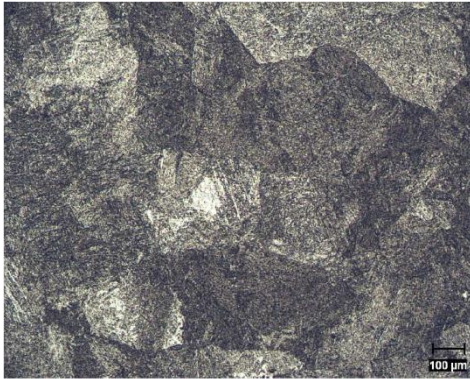
Experimento 6



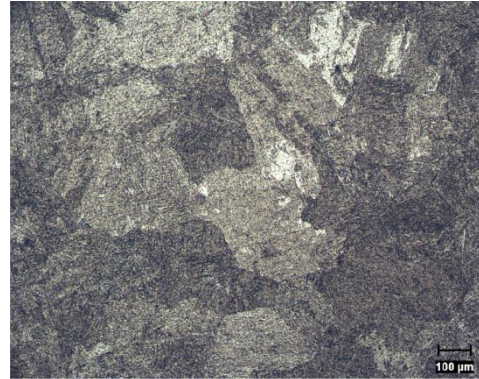
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73536
Mag 100 x
Etch Nital 2%



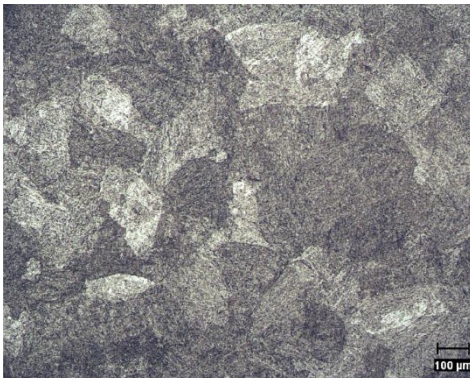
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73537
Mag 100 x
Etch Nital 2%



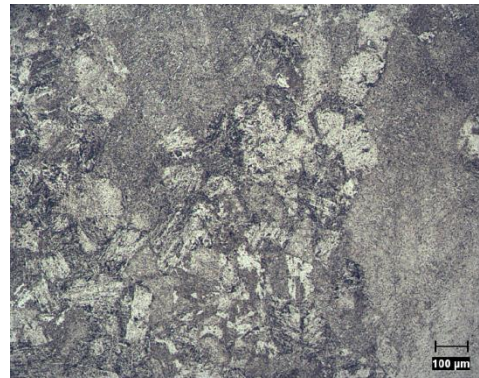
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73538
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73539
Mag 100 x
Etch Nital 2%

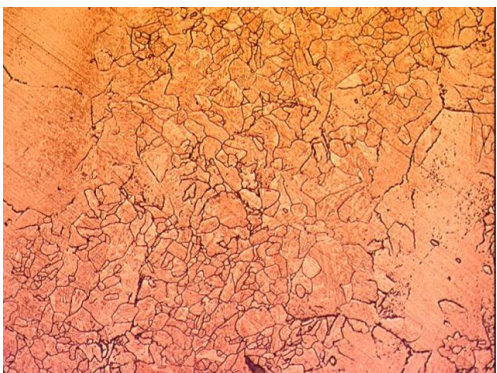
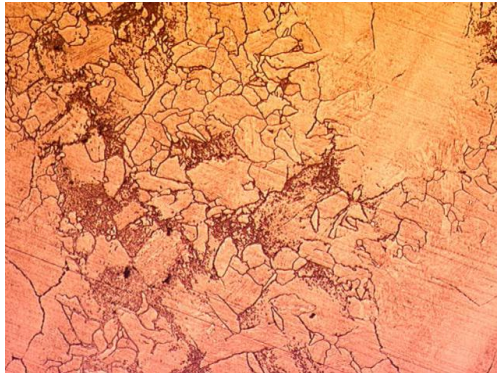
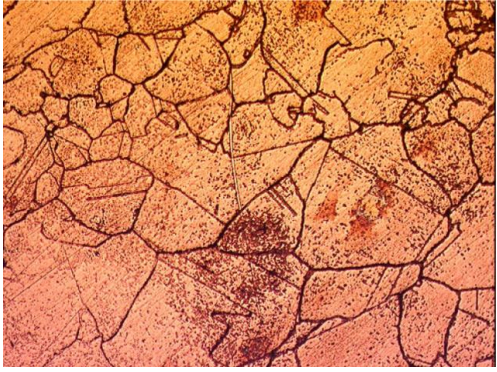
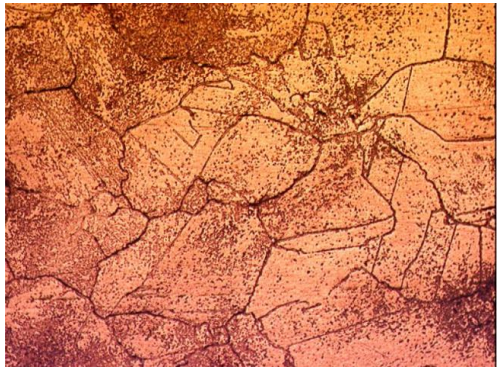
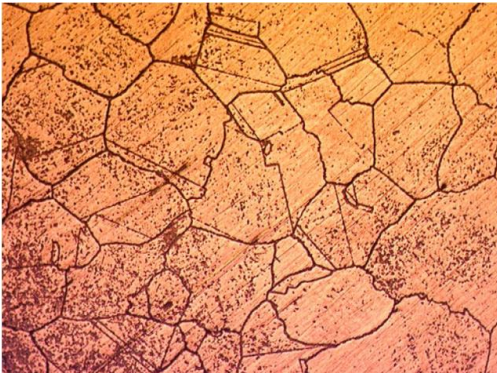
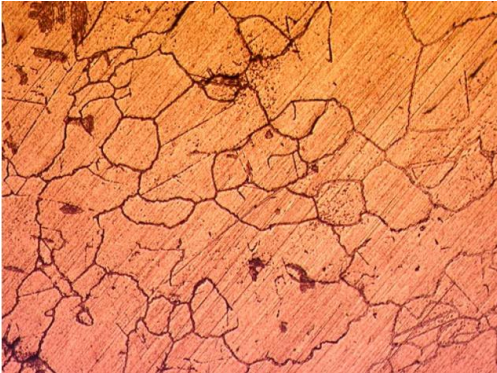


MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73540
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73541
Mag 100 x
Etch Nital 2%

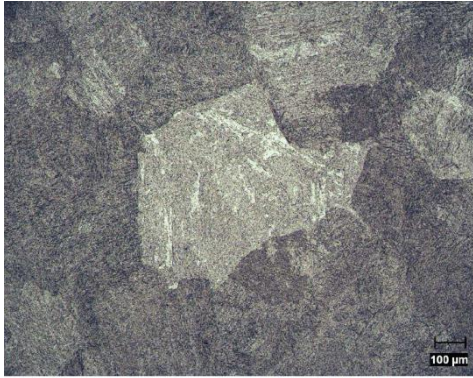
Experimento 7 T.G. Magnificación 100X



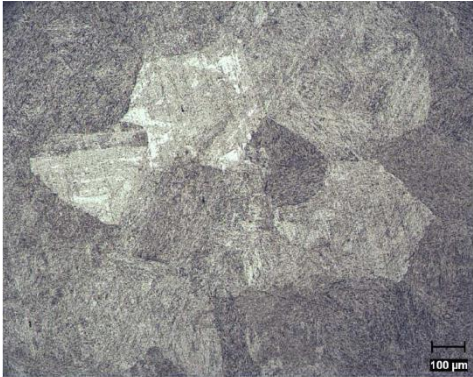
Experimento 9



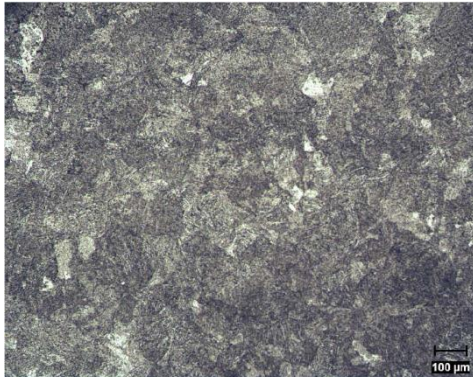
MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73549
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73550
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73551
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73552
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73553
Mag 100 x
Etch Nital 2%



MICROPHOTOGRAPH : Sample # 73554
Mag 100 x
Etch Nital 2%

APENDICE B

Resultados de las pruebas mecánicas individuales del Set 1
(Tensión/Cedencia/Dureza e Impacto).

Número de experimento	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (°C)	Número de prueba (repeticiones)	Dureza	Resistencia (Longitudinal)				Resistencia (Transversal)			
					HBN	Tensión MPa	Cedencia MPa	% EL	% R.A.	Tensión MPa	Cedencia MPa	% EL	% R.A.
1	1	< 250	2	1	560	2070	1460	9.5	18	2010	1620	6.5	13
				2	560	2040	1640	7	15	2030	1480	6.5	12
				3	569	2050	1450	7.5	15	2060	1490	7	15
2	1	> 250	3	1	524	1910	1550	7.5	21	1920	1750	7.5	17
				2	543	1950	1580	9	26	1930	1540	7.5	22
				3	520	1930	1580	10	27	1940	1550	7.5	18
3	1	< 350	4	1	566	1982	1640	8.0	21.0	1944	1615	5.5	19.6
				2	566	1976	1639	7.3	25.3	1935	1611	8.4	22.4
				3	566	1947	1591	6.5	15.4	1940	1613	7.5	21.0
4	1.5	< 250	3	1	556	2010	1400	9	24	2040	1450	7.5	17
				2	569	2040	1420	9.5	23	1970	1380	7	18
				3	560	2030	1600	8.5	24	2050	1430	7	12
5	1.5	> 250	4	1	534	1990	1570	8.0	24	ND	ND	ND	ND
				2	544	1990	1590	5.5	16	ND	ND	ND	ND
				3	555	2000	1600	7.0	21	ND	ND	ND	ND
6	1.5	< 350	2	1	493	1920	1530	11.0	32.0	1918	1578	7.9	26.1
				2	493	1883	1518	8.8	34.6	1893	1542	6.6	23.1
				3	493	1880	1552	8.9	31.6	1897	1552	9.2	23.9
7	2	< 250	4	1	496	2054	1498	8.5	22.4	2057	1493	6.9	15.5
				2	525	2063	1490	7.4	19.8	2022	1469	7.1	15.5
				3	543	2046	1595	8.1	19.8	2031	1467	7	16.2
8	2	> 250	2	1	512	1973	1565	9.4	28.1	1914	1529	9.1	26.7
				2	525	1943	1548	9.2	28.1	1939	1542	7.9	19.8
				3	543	1991	1589	7.5	21.2	1923	1538	8.1	20.4
9	2	< 350	3	1	424	1950	1540	9.5	31.0	1950	1620	8.5	31.0
				2	424	1960	1620	9.5	29.0	1950	1610	8.0	24.0
				3	424	1950	1610	8.0	23.0	1960	1600	7.5	22.0

Numero de experimento	Tiempo Austenizado (hrs)	Temperatura Revenido (°C)	Tiempo Revenido (°C)	Número de prueba (repeticiones)	Impactos Longitudinal -20°C		Impactos Transversal -20°C		Impactos Longitudinal -29°C		Impactos Transversal -29°C	
					Impacto J	Corte %	Impacto J	Corte %	Impacto J	Corte %	Impacto J	Corte %
1	1	< 250	2	1	23.42	21	14.65	16	16.42	15	15.54	10
				2	18.06	21	16.05	17	17.24	15	17.24	11
				3	19.63	21	18.66	17	16.05	15	17.31	11
2	1	> 250	3	1	20.16	20	20.69	16	22.12	16	19.63	16
				2	20.46	20	15.76	16	20.69	16	18.36	16
				3	20.39	21	19.86	16	21.14	16	19.11	16
3	1	< 350	4	1	16.26	10	13.55	10	13.55	10	13.55	10
				2	17.62	10	14.91	10	14.91	10	12.2	10
				3	14.91	10	16.26	10	16.26	10	13.55	10
4	1.5	< 250	3	1	20.33	5	16.26	5	14.91	5	16.26	5
				2	18.98	5	16.26	5	16.26	5	16.26	5
				3	18.98	5	14.91	5	13.55	5	17.62	5
5	1.5	> 250	4	1	20.33	5	ND	ND	17.62	5	ND	ND
				2	20.33	5	ND	ND	17.62	5	ND	ND
				3	20.33	5	ND	ND	17.62	5	ND	ND
6	1.5	< 350	2	1	18.98	10	18.98	10	14.91	10	17.62	10
				2	17.62	10	20.33	10	14.91	10	14.91	10
				3	18.98	10	17.62	10	16.26	10	17.62	10
7	2	< 250	4	1	17.62	5	16.26	5	17.62	5	14.91	5
				2	16.26	5	17.62	5	16.26	5	14.91	5
				3	17.62	5	18.98	5	18.98	5	14.91	5
8	2	> 250	2	1	17.62	5	16.26	5	17.62	5	16.26	5
				2	18.98	5	16.26	5	17.62	5	16.26	5
				3	16.26	5	17.62	5	16.26	5	16.26	5
9	2	< 350	3	1	17.62	10	14.91	10	17.62	10	12.2	10
				2	18.98	10	13.55	10	17.62	10	16.26	10
				3	16.26	10	16.26	10	17.62	10	14.91	10