

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



TESIS

**ACEROS AL CARBONO PARA LA MANUFACTURA DE COMPONENTES
ESTRUCTURALES EN VEHÍCULOS PESADOS**

POR

JUAN JOSÉ RAMÍREZ NATERA

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

NOVIEMBRE, 2019

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



TESIS
ACEROS AL CARBONO PARA LA MANUFACTURA DE COMPONENTES
ESTRUCTURALES EN VEHÍCULOS PESADOS

POR

JUAN JOSÉ RAMÍREZ NATERA

EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México

Noviembre 2019


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis "**Aceros al carbono para la manufactura de componentes estructurales en vehículos pesados**" realizada por el alumno(a) M. en C. Juan José Ramírez Natera, con número de matrícula 1696250, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales


El Comité de Tesis




Dr. Rafael Colás Ortiz
Director



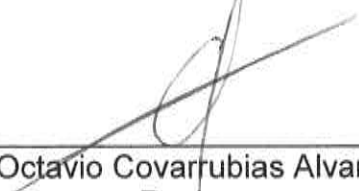
Dr. Sergio Haro Rodríguez
Coasesor



Dr. Rene de Jesús Cerda Rojas
Coasesor




Dr. Francisco Aurelio Pérez González
Revisor



Dr. Octavio Covarrubias Alvarado
Revisor

Vo. Bo.



Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Noviembre del 2019

AGRADECIMIENTOS

A Dios por estar siempre en mi vida dándome fuerza en los momentos más difíciles y hacer posible los mejores momentos de mi vida.

A mi familia que me apoyo en todo momento, y me ha dado el amor, los principios y valores que me permiten ser cada vez una mejor persona.

A mi novia por apoyarme y estar a mi lado en todo el proceso, dándome ánimos y alentándome a dar lo mejor de mí en cada una de las etapas del doctorado.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado durante mis estudios, el cual es una motivación y soporte para el desarrollo de la investigación en el México.

Al Dr. Rafael Colás por todo su apoyo, ayuda, consejos y recomendaciones.

Al Dr. Sergio Haro, por su amistad, incansable apoyo, aliento y colaboración para plasmar los resultados y ordenar las ideas al momento de escribir la tesis.

A Cesar Salazar por su apoyo y talento aportados para desarrollar las pruebas de fatiga.

Al Dr. Jose Ma. Cabrera y a todo el equipo de investigación por todo su apoyo, disposición y ayuda durante una breve pero sustanciosa estancia, en donde se realizaron pruebas trascendentales para el proyecto.

Finalmente, pero no menos importante al equipo SISAMEX que colaboraron a lo largo del proyecto, la gente de la línea de fundas, el equipo de laboratorio metalúrgico, y el equipo de innovación que contribuyeron con su granito de arena para este proyecto. Un agradecimiento especial al Ingeniero Ismael García por su confianza, apoyo y consejos, así como el ingeniero Herbert Menhert por su apoyo.

INDICE

INDICE	iv
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN	1
1.1. Justificación	7
1.2. Planteamiento del problema	7
1.3. Hipótesis	7
1.4. Objetivo general.....	7
1.5. Objetivos específicos:.....	8
CAPÍTULO II. ANTECEDENTES	9
6.1. Laminado en caliente.....	9
6.1.1. Anisotropía	9
6.2. Formado	11
6.2.1. Formado por compresión	13
6.2.2. Formado por tensión y compresión.....	13
6.2.3. Formado bajo esfuerzos tensiles.....	14
6.2.4. Formado por doblado.....	14
6.2.5. Formado por cortante.....	15
6.2.6. Formado en caliente, tibio y frío.....	15
6.3. Aceros de bajo carbono	17
6.3.1. Efecto de los elementos de aleación.....	18
6.4. Diagramas de transformación de fases	20
6.4.1. Dilatometría	22
6.4.2. Diagrama de enfriamiento continuo (CCT).....	22
2.5 Mecanismos de endurecimiento.....	24
2.5.1 Precipitación en aceros.....	24
2.5.2 Precipitación en austenita.....	29
2.5.3 Precipitación en la interfase austenita-ferrita	31
2.5.4 Crecimiento de grano.....	33
2.5.5 Precipitación desde la ferrita	35
2.5.5 Envejecimiento por horneado en aceros de bajo carbono	35
2.6 Fatiga en aceros	37

2.6.1 Método Escalera.....	38
2.6.2 Análisis de tenacidad a la fractura.....	39
CAPÍTULO III. Metodología Experimental	41
3.1. Estudio del acero convencional.....	41
3.1.1. Análisis de anisotropía del acero A1 en estado de recepción.....	41
3.1.2. Análisis dilatométrico.	42
3.1.3. Relación de las velocidades de enfriamiento y la relación con la microestructura y las propiedades mecánicas.	43
Para el acero formado.....	44
3.1.4. Evaluación de tensión a 0, 45 y 90° respecto a la dirección de laminado.	44
3.1.5. Ensayo de impacto Charpy.....	45
3.2. Estudio de los aceros propuestos	46
3.2.1. Análisis de dilatometría.....	47
3.2.2. Análisis de crecimiento de grano.	47
3.2.3. Influencia de la temperatura de calentamiento y velocidad de enfriamiento en la microestructura y dureza de 2 aceros experimentales.	48
3.2.4. Simulación de precipitados mediante FACTSAGE.	49
3.3. Estudio de deformación a alta temperatura.....	50
3.3.1. Ensayo de tensión en caliente.	50
3.3.2. Ensayo de compresión en caliente.	51
3.4. Tratamientos después de formado.....	52
3.4.1. Efecto de temperatura y tiempo de envejecido en los aceros experimentales 1 y 2.....	52
3.4.2. Influencia del medio de enfriamiento con la microestructura y propiedades mecánicas de acero comercial.....	52
3.4.3. Ensayo de Jominy en acero comercial	53
3.5. Validación de aceros propuestos	54
3.5.1. Prueba de fatiga	54
3.5.2. Análisis comparativo de impacto Charpy.	57
3.6. Material y equipo utilizado.....	58
CAPÍTULO IV. RESULTADOS	64

4.1. Estudio del acero convencional.....	64
4.1.1. Análisis de anisotropía del acero convencional en estado de recepción	64
4.1.2. Análisis dilatométrico.	68
4.1.3. Evaluación de la relación de las velocidades de enfriamiento y la relación con la microestructura y las propiedades mecánicas	70
Para el acero convencional después del formado:.....	73
4.1.4. Evaluación de tensión a 0, 45 y 90° respecto a la dirección de laminado.	73
4.1.5. Ensayo de impacto Charpy.....	76
4.2. Estudio de los aceros propuestos	78
4.2.1. Análisis de dilatometría.....	80
4.2.2. Análisis de crecimiento de grano.	85
4.2.3. Influencia de la temperatura de calentamiento y velocidad de enfriamiento en la microestructura y dureza de los 2 aceros experimentales	86
4.2.4. Simulación de precipitados mediante FACTSAGE.	91
4.3. Estudio de deformación a alta temperatura.....	93
4.3.1. Ensayo de tensión en caliente.	93
4.3.2. Ensayo de compresión en caliente.	96
4.4. Tratamientos después de formado.....	101
4.4.1. Efecto de temperatura y tiempo de envejecido en los aceros experimentales 1 y 2.....	101
4.4.2. Influencia del medio de enfriamiento con la microestructura y propiedades mecánicas de acero C1.	103
4.4.3. Ensayo de Jominy en acero C1.	108
4.5. Validación de aceros propuestos	109
4.5.1. Prueba de fatiga.	109
4.5.2. Análisis comparativo de impacto Charpy	118
CAPITULO V. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	120
5.1. Estudio del acero convencional.....	120
5.1. Estudio de los aceros propuestos	122
5.3. Estudio de deformación a alta temperatura.....	124

5.4. Tratamientos después del formado.....	124
5.5. Validación de los aceros propuestos.....	125
CAPÍTULO VI. CONCLUSIONES.....	127
LISTA DE TABLAS.....	129
LISTA DE FIGURAS.....	131
REFERENCIAS.....	138
ANEXOS.....	144
I Micrografías obtenidas de cada una de las probetas en la dirección longitudinal al laminado, 500X.....	144
II Micrografías tomadas de cada una de las probetas en la dirección transversal al laminado, 500X.	145
III Micrografías tomadas de cada una de las probetas de la dirección longitudinal al laminado envejecida, 500X.	146
IV Micrografías tomadas de cada una de las probetas de la dirección transversal al laminado envejecida, 500X.	147

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

Las normativas ambientales en la industria automotriz son cada vez más rigurosas, lo que está obligando a las empresas manufactureras a tomar medidas para hacer más eficientes sus vehículos y reducir con ello la emisión de contaminantes. En la Figura 1 se observa el aumento exponencial en las emisiones de CO₂ en los últimos 70 años.

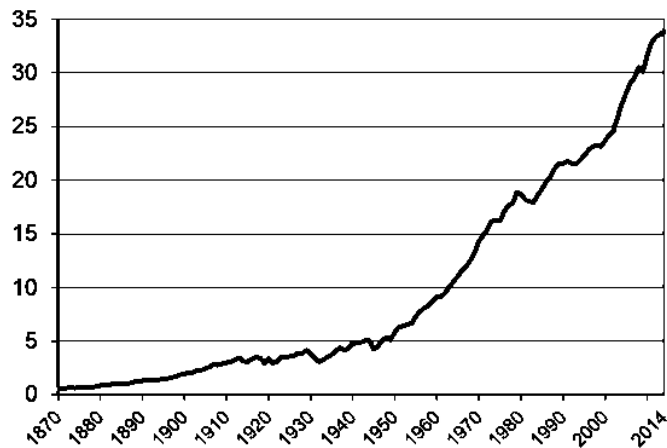


Figura 1. Tendencias en emisiones mundiales por el consumo de combustibles fósiles 1870-2014 (GtCO₂) [1].

Una cuarta parte de las emisiones producidas por el consumo de combustibles provienen del sector de transporte [1].

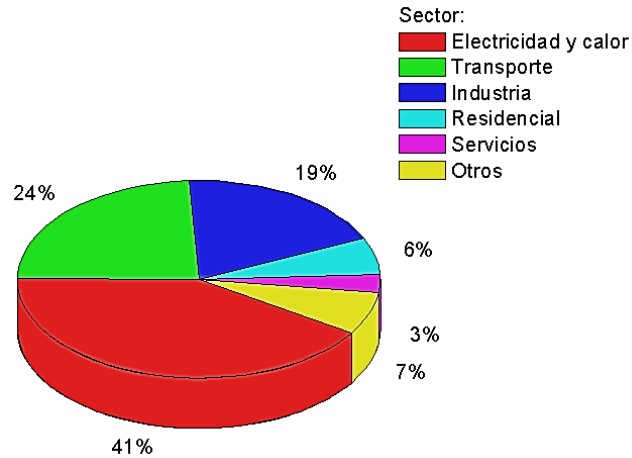


Figura 2. Contribución en las emisiones mundiales de CO₂ por el uso de combustibles, 2015 [1].

Se destaca que casi la cuarta parte de las emisiones mundiales se deben a los vehículos de transporte, lo que justifica el interés de las instituciones gubernamentales por evitar que las emisiones de CO₂ no aumenten en la misma medida que aumenta el sector de transporte, ver Figura 2. Entrando a detalle en el sector de transporte es tan amplio que las regulaciones se vuelven más complejas.

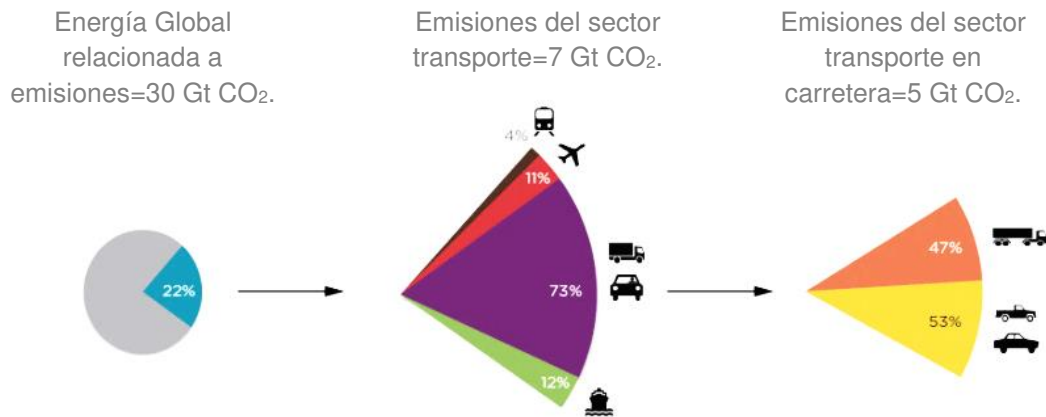


Figura 3. El sector del transporte es uno de los principales contribuyentes a las emisiones de CO₂ de la energía mundial [2].

De ese porcentaje que corresponde al sector transporte, es de particular interés que el 73% correspondiente al transporte en carretera y casi la mitad de éste es debido a vehículos de carga pesada, que son objeto de estudio del presente proyecto, ver Figura 3.

La clasificación basada en el peso bruto del vehículo los clasifica en vehículos de trabajo ligeros (clases 1, 2 y 3) vehículos de trabajo medianos (clases 4, 5 y 6). Y se utilizan las clases 7 y 8 para vehículos de carga pesada. Los vehículos de carga pesada clase 7 abarcan un peso de 11 794 a 14 969 kg. Los vehículos de trabajo pesado clase 8 abarcan pesos mayores a 14 969 kg [3].

En el vehículo de trabajo pesado clase 8 el peso se distribuye en los distintos sistemas que lo conforman: el tren motriz, chasis, suspensión, cabina, cuerpo del vehículo y otros, ver Figura 4. SISAMEX es una empresa manufacturera de ejes de camiones para carga pesada y transporte de pasajeros. El eje es uno de los componentes de mayor peso, y por tanto, tiene mayor potencial de reducción de peso.

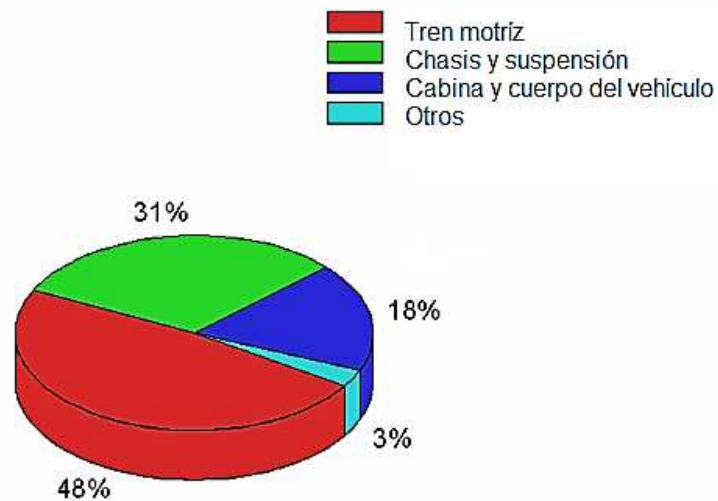


Figura 4. Distribución de peso en vehículos en sistemas de vehículos de trabajo pesado clase 8, editado [4].

En ese respecto se han desarrollado diferentes estrategias encaminadas hacia un mismo objetivo, reducción de emisiones de CO₂. Dichas estrategias se comentan de manera breve a continuación:

Arrastre aerodinámico. Se consideran dos elementos principales: resistencia del tractor y resistencia del tráiler. Por una parte, el tractor en el diseño del durmiente tiene curvas redondeadas, una corona curvada al igual que la parrilla, sobre todo en la corona y los bordes de ataque, los faros redondeados y ajustados al guardabarros. Desde el año 2000 se han integrado durmientes aerodinámicos que permiten hasta un 30% de ahorro en combustible [5].

Sistemas y línea de transmisión. Los vehículos de combustión interna generan la potencia en la cámara de combustión que por medio de los pistones se transmite al cigüeñal que convierte esa potencia en par de torsión que llega hasta las ruedas por medio de un multiplicador de giro. La forma en cómo se multiplica este giro se hace por medio de engranes que al entrar en contacto se enfrentan a fricción y desgaste perdiendo parte de esa potencia de entrada. Los desarrollos en ese respecto están enfocados en producir componentes con mayor precisión dimensional y mejores propiedades de resistencia al desgaste. Aquí es necesario hacer una distinción entre vehículos urbanos y vehículos de transporte de rutas largas. Los vehículos urbanos, con una gran cantidad de arranques y paradas en distancias relativamente cortas. Los vehículos de ruta largas se desplazan trayectorias largas con velocidades constantes altas. Estos dos casos requieren soluciones distintas.

Las áreas en las que se muestran más avances son:

Mejoras en la eficiencia del motor y transmisión.

Recuperación del calor residual.

Electrificación de accesorios e hibridación ligera [6].

Resistencia al rodamiento de los neumáticos. La resistencia que ejercen los neumáticos al piso es necesaria para que ocurra el rodamiento de estos, pero también contribuye de manera importante en la baja eficiencia de los vehículos de carga pesada. En general se consideran llantas de eficiencia energética de tres clases (C_{rr}): A, B y C con valores de 5.5, 5 y 4 kg/tonelada respectivamente. Las reducciones en las resistencias al rodamiento de los neumáticos han alcanzado reducciones que van de los valores de 15 hasta un 45% de acuerdo con la Agencia de Protección al Medio Ambiente. Para la reducción en resistencia al rodamiento, se considera un costo inicial relativamente alto por el diseño y los materiales, con costos subsecuentes bajos de las reducciones evolutivas [7].

Parásitos eléctricos. Las demandas actuales en energía en vehículos de carga pesada alcanzan los 3.5 KW, pero se proyecta que para el 2030 la demanda sea de 40 KW. Por ahora esto limita el desarrollo de sistemas avanzados de tracción. La tendencia en energía para vehículos de carga pesada es migrar de 12 a 24 y después a 48 volts. Los beneficios que traería consigo este cambio serían diversos. Con el uso de cables más delgados, al aumentar el voltaje de 12 a 48 V, es posible reducir el calibre a una cuarta parte de la actual, además de que con esto se favorecería la hibridación de los sistemas que actualmente son mecánicos, sustituyéndolos por actuadores y motores eléctricos de mayor potencia reduciendo con ello peso en cada uno de los sistemas. Sin embargo,

esto trae consigo una serie de retos, como por ejemplo el reemplazo de los sistemas actuales de 12 V y la evaluación minuciosa de los componentes para su adecuado funcionamiento con 48 V [8].

Peso del vehículo, uso de materiales ligeros. Las industrias manufactureras están preocupadas por brindar a sus clientes los mejores productos y de la mejor calidad, y a la vez preocupados en cómo ayudar a cumplir con las exigentes regulaciones ambientales, brindando autopartes de calidad, durables y además ligeras utilizando materiales más resistentes que permiten optimizar los diseños y aumentar la capacidad de carga de los vehículos. Los principales materiales considerados son los aceros avanzados de alta resistencia que pueden alcanzar 1500 MPa de resistencia a la tensión máxima. El aluminio con su baja densidad, la tercera parte de la del acero, se muestra como una opción importante a considerar. El costo, soldabilidad e infraestructura son de sus principales limitantes para su uso. El magnesio debido a su baja densidad, alto desempeño con muy alta resistencia a la tensión específica y a la corrosión muestra un potencial de reducción de peso de hasta el 60% pero el precio de la materia prima, dificultad de formado a bajas temperaturas y una baja ductilidad en los productos finales son sus principales obstáculos. Los compuestos de fibra de carbono destacan por su potencial de reducción de peso mayor al 60%, pero una de las barreras principales que ha mermado su desarrollo a nivel industrial es, por un lado, el costo de la materia prima, y por otro lado el costo de fabricación, hacen que, actualmente no sea rentable a nivel industrial, de manera que solo es usado en algunas aplicaciones de alto costo en componentes de lujo. Cada material tiene sus fortalezas y debilidades, lo que los hace tener aplicaciones muy específicas formando estructuras con diferentes materiales, trayendo consigo un problema adicional, la unión de materiales disímiles donde los métodos tradicionales no son aplicables y se requiere por lo tanto el desarrollo de nuevos métodos [9].

La crisis del petróleo de los años setenta impulsó la generación y desarrollo de materiales con una resistencia mecánica superior a la de los aceros convencionales para así reducir el peso y el consumo de combustible de los automóviles, sin poner en riesgo la integridad y seguridad de los ocupantes. Entre los materiales más promisorios se encontraban los aceros bifásicos (de fase dual, DP por sus siglas en inglés), así llamados por consistir en una mezcla de martensita finamente dispersa en matrices de ferrita o bainita. Estos aceros se tornaron de interés por exhibir alta resistencia y ductilidad [1-8], a la par de presentar una curva de fluencia continua, caracterizada por la ausencia de un punto abrupto de fluencia, típico en aceros recocidos de bajo carbono que promueve la presencia de marcas de fluencia en piezas deformadas [9]. Las

características mecánicas de estos aceros se explican en base a la presencia de una fase dispersa que es dura y resistente (martensita) que incrementa la resistencia de una matriz dúctil (ferrita). La ausencia del punto de fluencia se atribuye a la alta densidad de dislocaciones producidas por la transformación de austenita a martensita [3-5].

La búsqueda de nuevos y mejores materiales no se ha detenido; baste mencionar la sinergia entre las industrias automotriz y siderúrgica para evaluar y determinar las características y propiedades que deben tener los aceros destinados a la fabricación de los aceros que se estarán empleando en la manufactura de automóviles en el futuro próximo. El programa, denominado ULSAB por sus siglas en inglés (*Ultra Light Steel Auto Body*) ha reconocido la necesidad de contar con aceros de alta resistencia mecánica y alta ductilidad que sean fácilmente formables y adaptables a las condiciones de fabricación de la industria automotriz actual [10].

Las diversas crisis energéticas han impulsado la reducción del peso de vehículos automotrices con la finalidad de reducir tanto el consumo de combustible como la huella de carbono. El diseño de vehículos ligeros y de carga con aceros avanzados se ha convertido en práctica normal, dado que la mayor resistencia de estos materiales permite la reducción de dimensiones y secciones de componentes estructurales y envolventes. Sin embargo, estos desarrollos no han llegado a los vehículos fuera de carretera (off road en inglés) como son los destinados a las tareas agrícolas, ganaderas o de manejo de materiales.

Los aceros avanzados se distinguen por exhibir una ductilidad o elongación superior a la que se presenta en los aceros convencionales a iguales valores de resistencia mecánica. Los mayores valores de ductilidad se alcanzan al modificar la microestructura de los aceros mediante la adición de elementos aleantes y mejoras en su proceso termomecánico. De esta forma se obtienen aceros con una mezcla de microconstituyentes estructurales que permiten alcanzar altos valores de ductilidad y resistencia. Los aceros pueden alcanzar sus propiedades mecánicas mediante el formado a temperatura ambiente o por encima de ella o por tratamientos térmicos posteriores.

La alta ductilidad durante el formado permite el diseño de partes de geometría más compleja que permita reducir el número de ensamblajes o uniones extra, pero la mayor resistencia mecánica implica máquinas y equipos de mayor potencia para llevar a cabo las funciones requeridas durante el formado, así como herramientas más robustas y tenaces para evitar su posible falla por fatiga.

1.1. Justificación

El proyecto se justifica en la necesidad de la empresa SISAMEX de ofrecer soluciones integrales a sus clientes con una adecuada adaptación al proceso de manufactura actual mediante el uso de aceros de alta resistencia, para producir piezas de alta calidad cumpliendo con sus requerimientos y especificaciones. Se presentará una metodología de caracterización mecánica y microestructural de los aceros propuestos, buscando las condiciones óptimas que permitan obtener las mejores propiedades de resistencia a la tensión y límite de fatiga que logran reducir el peso de un componente dado y a la vez incrementar la capacidad de carga de los vehículos pesados, buscando alinearse a las reglamentaciones medioambientales que están siendo aplicadas.

1.2. Planteamiento del problema

El proceso de manufactura aplicado a los ejes traseros implica un formado en tibio, previo calentamiento en horno de gas hasta temperaturas intercríticas y un posterior enfriamiento al aire. Se realiza la unión de las dos medias fundas con el proceso de soldadura de microalambre. Se realiza un formado en frío de extremos para empatar dimensionalmente la funda con los husillos por soldadura por fricción. Se requiere un acero que impacte lo menos posible al proceso actual y que logre un incremento en resistencia para posibilitar una reducción es espesor sin comprometer su desempeño.

1.3. Hipótesis

Es posible aumentar la resistencia de un acero durante el proceso de formado en tibio con un efecto combinado de endurecimiento por precipitación de carburos de vanadio y efecto de endurecido por horneado (*bake hardening*) con enfriamiento lento después de formado logrando un aumento en resistencia en más de 100 MPa con excelentes propiedades de resistencia a la fatiga. Se proponen tres aceros con dos diferentes contenidos de carbono.

1.4. Objetivo general

Proponer un acero con un límite elástico superior al acero utilizado por la compañía, que se adapte al proceso de formado de medias fundas de ejes traseros con una soldabilidad y resistencia a la fatiga superior.

1.5. Objetivos específicos:

1. Evaluar mecánica y microestructuralmente el acero convencional antes y después del proceso de formado en tibio.
2. Evaluar mecánica y microestructuralmente aceros de medio y bajo carbono propuestos como alternativos y determinar las temperaturas de calentamiento óptimas para cada acero.
3. Evaluar las propiedades mecánicas y microestructurales en caliente a tensión y compresión de los aceros propuestos.
4. Evaluar la influencia del tiempo y la temperatura en el tratamiento de envejecido de los aceros propuestos.
5. Evaluar el comportamiento de cada uno de los aceros propuestos en prueba de fatiga por el método escalera en flexión rotativa completamente reversible. Evaluar también la resistencia al impacto a baja temperatura.

CAPÍTULO II. ANTECEDENTES

6.1. Laminado en caliente

Después de la fusión el acero debe tomar una forma más específica que le haga adecuado para su uso final. En el caso particular de los productos en forma de placas tienen dos medios de obtenerse de acuerdo con sus requerimientos y propiedades requeridas. El laminado en caliente que data de la segunda mitad del siglo XVII y su lento desarrollo se atribuye a la disponibilidad de acero en bajas cantidades. Si en el siglo XVI los hornos ingleses apenas producían una tonelada de metal al día, al siglo siguiente esa producción llegó a triplicarse [10]. Con el incremento en producción de acero se requirieron otras formas de procesar el acero para llevarlo a las formas deseadas desarrollando mejores formas de laminar el acero y con mayor capacidad. Y esto ocurrió en el siglo XVIII con la ayuda de las máquinas de vapor y posteriormente en el siglo XIX con los motores eléctricos.

El laminado en caliente se caracteriza por ser un proceso más económico, comparado con el laminado en frío, puesto que los molinos requieren de relativa menor fuerza al elevar la temperatura del acero para facilitar su deformación, pero esto trae consigo una serie de problemas inherentes de la alta temperatura a la cual se encuentra el acero, como lo son la oxidación por alta temperatura que forma una cascarilla en la placa que es necesario removerse con un proceso adicional, así como también un desgaste importante de los rodillos de laminación que necesitan ser rectificadas y/o reemplazados con mayor frecuencia [11].

6.1.1. Anisotropía

Las piezas de acero estructural están sometidos a diferentes tipos de deformación, ver Figura 5, de acuerdo con el proceso de formado lo que puede provocar que las propiedades físicas y mecánicas de los cristales dependan de la dirección cristalográfica a la cual son evaluadas. Por ejemplo, el módulo elástico, la conductividad eléctrica, el índice de refracción tienen valores preferenciales en las direcciones [100] y [111]. Esta propiedad es llamada anisotropía y está relacionada con la distancia atómica en base a la dirección cristalográfica. Un material, cuyas propiedades son las mismas en todas las direcciones es llamado isotrópico. Los efectos de anisotropía son mayores a medida que es menor la simetría de su estructura cristalina.

La distribución de la deformación de un material está influenciada directamente por la anisotropía del material. Una forma de evaluar mecánicamente la

anisotropía es mediante el valor r , conocido como relación de adelgazamiento o coeficiente de Lankford. La manera de obtenerlo es dividiendo la deformación real en la dirección del ancho entre la deformación real en la dirección del espesor. La diferencia en la deformación de acuerdo con la dirección de laminado tiene explicación en la textura cristalográfica. Comúnmente se evalúa la deformación en las direcciones: paralela (0°). Transversal (90°) y a 45° de la dirección de laminación [12].

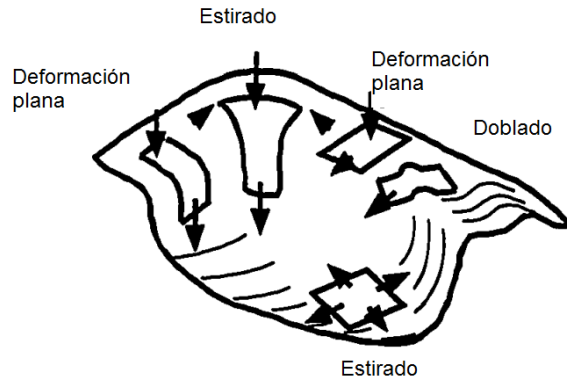


Figura 5. Diversos modos de deformación en partes complejas [13].

La anisotropía del acero es cuantificada usando la relación de Lankford, la cual se mide durante el ensayo de tensión. Una alta relación de Lankford implica que el adelgazamiento durante el formado es bajo.

Si el ensayo de tensión es realizado sobre probetas cortadas de una placa en diferentes orientaciones a la dirección de laminación, puede no haber diferencias entre las curvas de esfuerzo-deformación. Sin embargo, la carencia o falta de variación de las curvas de esfuerzo deformación con la dirección no necesariamente indica que el material es isótropo, los parámetros que son comúnmente usados para caracterizar la anisotropía de la placa metálica son los coeficientes de Lankford (r), a diferentes orientaciones:

$$r = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} = \frac{\ln\left(\frac{w}{w_0}\right)}{\ln\left(\frac{t}{t_0}\right)} \quad \text{Ec. 2. 1}$$

ε_w es la deformación real en el ancho y ε_t es la deformación real en el espesor, como se muestra en la Figura 6:

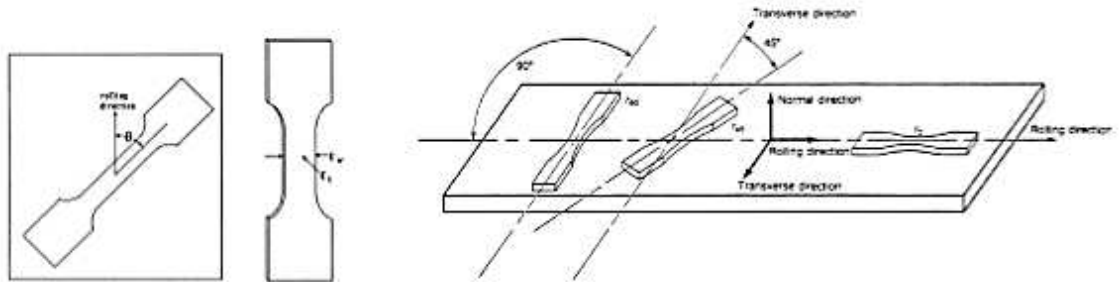


Figura 6. Orientación de las probetas de acuerdo con la dirección de laminación para el ensayo de tensión.

El valor de r será igual a 1 para un material isótropo. Sin embargo, en la mayoría de los aceros r es mayor o menor que 1. Para placas muy delgadas la medición directa de la deformación en el espesor es muy complicada, y debido a eso, la deformación en el espesor es usualmente deducida de la hipótesis de volumen constante:

$$\varepsilon_l + \varepsilon_t + \varepsilon_w = 0 \quad \text{Ec. 2. 2}$$

Donde ε_l es la deformación longitudinal y ε_t corresponde a la deformación transversal. Como el valor de r depende de la orientación de la probeta respecto a la dirección de laminación de la placa, se suele usar un valor promedio de r , el cual se asocia a la profundidad de conformado y viene dado por la siguiente expresión:

$$\bar{r} = \frac{(r_0 + r_{45} + r_{90})}{4} \quad \text{Ec. 2. 3}$$

Los subíndices se refieren al ángulo entre el eje de tensión y la dirección de laminado, ver Figura 6. El valor de \bar{r} describe el grado de anisotropía normal de la chapa, reflejando la diferencia entre las propiedades plásticas en un plano normal de la chapa. El grado de anisotropía en el plano de la placa (anisotropía plana) puede ser descrito por el parámetro:

$$\Delta r = \frac{(r_0 + r_{90} - 2r_{45})}{2} \quad \text{Ec. 2. 4}$$

6.2. Formado

El formado es el proceso mediante el cual se le da forma y tamaño a un material mediante deformación plástica. La magnitud de estos esfuerzos aplicados debe

superar el esfuerzo de cedencia del material, pero ser menores a su esfuerzo máximo. Según la DIN 8580 se define como el proceso de manufactura a través de la deformación plástica en tres dimensiones que modifica la forma de un material, mientras mantiene su masa y cohesión [14].

Generalmente el proceso de formado se divide en dos categorías; deformación volumétrica y formado de placa.

La deformación volumétrica implica un cambio importante en la forma que es inicialmente robusta, como barras cilíndricas, palanquillas cuadradas o bloques. Este proceso le da una forma determinada a la forma inicial mejorando incluso las propiedades mecánicas dependiendo de las condiciones y por tanto se considera que agrega valor a la pieza. La deformación llega a tal nivel que hace que el material fluya plásticamente hasta obtener la forma deseada. La temperatura es un factor muy importante en este proceso. La deformación puede ser en frío, tibio o en caliente. En frío o tibio generalmente son deformaciones limitadas y aplica para obtener piezas con un buen acabado dimensional, además de que es posible mejorar las propiedades mecánicas refinando la microestructura. La deformación en caliente por su parte permite al material soportar mayores deformaciones de las que soportaría a temperatura ambiente y con menor fuerza requerida [15].

El formado incluye operaciones de corte en placas relativamente delgadas desde 0.4 a 6 mm de espesor. El proceso de formado en frío es muy común, a excepción de cuando los espesores son relativamente gruesos, el material es frágil o la deformación es severa y es entonces que se opta por formado en tibio. Se utilizan aceros de bajo carbono debido a su buena ductilidad y bajo costo. Las aplicaciones son muy bastas, desde la industria automotriz, industria pesada, construcción, electrodomésticos, etc. [15].

De acuerdo con la naturaleza de las fuerzas que actúan sobre el acero, el formado se clasifica:

- Formado por compresión.
- Formado por tensión y compresión.
- Formado por tensión.
- Formado por doblado.
- Formado por cortante.

6.2.1. Formado por compresión

Las planchas, barras y palanquillas son procesadas a semiacabado por un proceso conocido como laminado. Para reducir las fuerzas de laminado se lleva a cabo a alta temperatura, donde el material es maleable y permite un alto grado de deformación sin endurecimiento por deformación permanente. El formado en caliente se usa para el formado de productos planos, tubos, cables y perfiles. Si el producto tiene requerimientos estrictos de precisión dimensional y calidad superficial, el formado se lleva a cabo a temperatura ambiente.

Formado de dado abierto: tiene lugar cuando las herramientas de formado solo aplican la fuerza a una parte de la pieza completa.

Formado de dado cerrado: es un proceso de que bajo fuerzas compresivas forma toda una pieza de manera completa.

Acuñado: es un proceso de formado por fuerzas compresivas donde parte del dado penetra la pieza. Tal es el caso del acuñado de monedas [14].

6.2.2. Formado por tensión y compresión.

El embutido, que se efectúa en frío, es un proceso que requiere esfuerzos de tensión y compresión a la vez. Tiene muchas variantes, pero en general, es la obtención de un tazón hueco de formas variadas a partir de una placa plana, ver Figura 7. Otros procesos que requieren esta combinación de esfuerzos son el rebordeado, cuyo objetivo es realizar rebordes en geometrías [14].

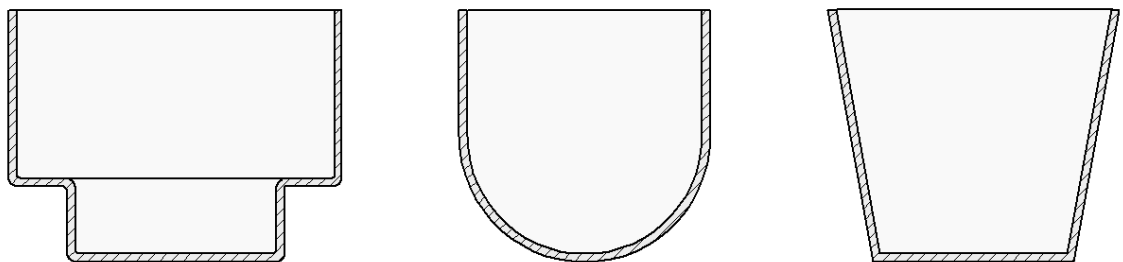


Figura 7. Geometrías típicas obtenidas a partir de embutido profundo.

6.2.3. Formado bajo esfuerzos tensiles.

Dentro de los procesos que aplican esfuerzos tensiles está el extendido por estiramiento, ver Figura 8, que es un método de formado donde se aplican fuerzas tensiles a lo largo del eje longitudinal de la placa. Con esto se logra aumentar la dimensión de la pieza en la dirección de aplicación de la carga. A diferencia del embutido, aquí se cambia el espesor de la placa [14].

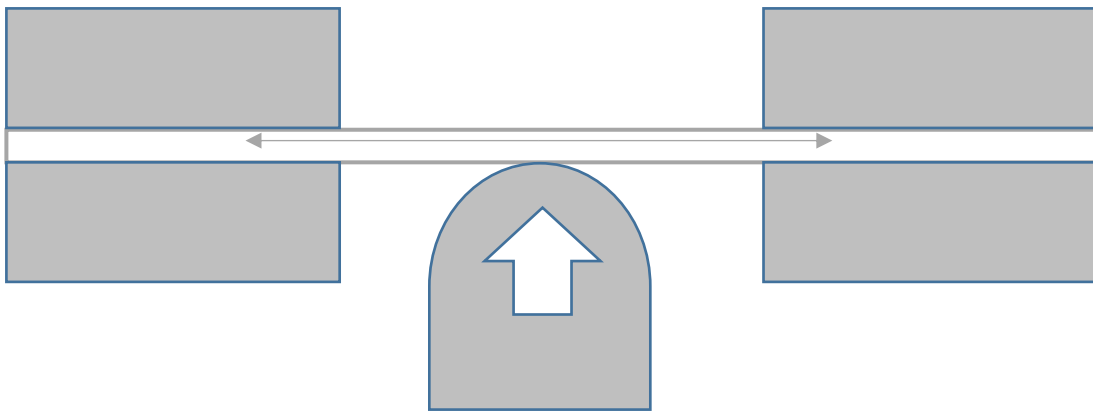


Figura 8. Método de deformación por estiramiento.

6.2.4. Formado por doblado.

El formado por doblado se realiza con un desplazamiento lineal de un dado, y también se puede combinar con acuñado para reducir los efectos de retorno elástico, que es una característica inherente de este proceso dada por las propiedades del acero en cuestión, debido a la combinación de deformación elástica y plástica, siendo la primera la responsable de una recuperación después de remover la presión de formado. Así materiales con una alta recuperación elástica se forman considerando una compensación para que al momento de retirar la presión de formado la geometría final quede dentro de tolerancias con lo especificado. El ángulo de formado está en función del espesor de la placa, y con esto se evita que la placa sufra estiramiento [15].

6.2.5. Formado por cortante

Existen dos procesos principales dentro de la categoría de formado por esfuerzos cortantes: uno de ellos llamado formado por desplazamiento, en la cual ocurre un desplazamiento de los dados en dirección paralela uno del otro. Por otro lado, el formado por torsión basado en condiciones de esfuerzos cortantes, en el cual las superficies adyacentes de la sección transversal de las piezas de trabajo se desplazan una de la otra por un movimiento rotacional.

6.2.6. Formado en caliente, tibio y frío.

De acuerdo a la temperatura se puede clasificar a los procesos de formado como formado en caliente, tibio y frío. Cuando se aplican temperaturas por encima de la temperatura de recristalización del acero se habla de formado en caliente. Si el acero no es calentado previo a su proceso de deformación se habla de formado en frío, método que no se extendió hasta que se desarrollaron los lubricantes que permitían una interacción mas suave del metal con los dados. El formado en tibio fue el tercer proceso en ser desarrollado. En el acero debe calentarse a una temperatura en el rango de los 750-950°C, aplicado especialmente en aceros con contenidos importantes de carbono, combina las ventajas del formado en caliente con el formado en frío. La capacidad a la deformación del acero aumenta a medida que aumenta la temperatura, comportamiento que no es lineal y tiene un salto justo antes de alcanzar los 600 °C donde se observa una caída abrupta, como se observa claramente en la Figura 9:

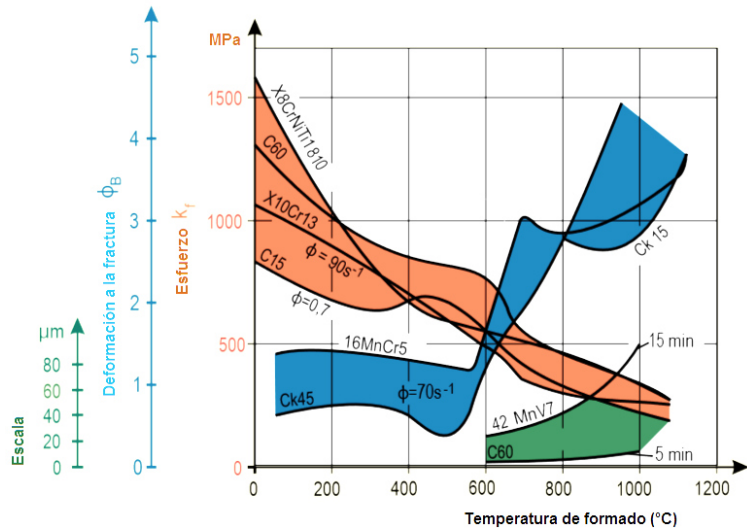


Figura 9. Esfuerzo, deformación y grado de deformación en función de la temperatura [14].

Algunas de las diferencias más importantes entre los tipos de formado se describen a continuación en la Tabla I. El peso es uno de los criterios iniciales al momento de seleccionar el proceso de formado, así como la precisión dimensional y la calidad superficial que son factores que se ven afectados por la temperatura. Esto se debe a la complejidad que implica la predicción de la expansión térmica y además un desgaste inherente en los dados.

Tabla I. Comparativa entre el formado en caliente, tibio y frío [14].

Característica	Proceso de formado		
	Caliente	Tibio	Frío
Peso de la pieza	0.05-1500 Kg	0.05-50 Kg	0.001-30 Kg
Precisión	IT 13-16	IT 11-14	IT 8-11
Calidad superficial, R_z	>50-100 μm	>30 μm	>10 μm
Deformación del material	~20-30%	~30-50%	100%
Formabilidad	$\varphi \leq 6$	$\varphi \leq 4$	$\varphi \leq 1.6$
Costos de formado, Estudio VDW 1991, Darmstadt	Hasta 113%	100%	Hasta 147%
Requiere maquinado	Alto	Bajo	Muy bajo

6.3. Aceros de bajo carbono

Dentro de los metales ferrosos encontramos las fundiciones de hierro y los aceros, siendo el contenido en carbono el elemento que los diferencia. Así cantidades menores al 2.11% hacen que al metal se le denomine acero, el cual se produce desde su forma más básica a partir del óxido de hierro que requiere de temperatura para reducirse a acero líquido. Al solidificar se vierte en moldes con preforma para obtener fundiciones de acero. Otra forma de solidificar el acero es generando formas básicas, cuadrados, rectángulos o barras para después ser procesadas por laminado o forjado [16].

En base a la AISI (American Iron and Steel institute) y la SAE (Society of Automotive Engineers) los aceros 10XX se clasifican como aceros planos, donde las XX hacen referencia al contenido de carbono en centésimas, por ejemplo, un acero 1020 es un acero plano con 0.20% de carbono.

Estos aceros se clasifican a su vez en 3 grandes grupos:

Aceros de bajo carbono. Son los aceros más usados, contienen hasta 0.20% de carbono y generalmente se fabrica en placas, laminas o rieles de ferrocarril. Son fáciles de formar, aunque poseen una resistencia relativamente baja.

Aceros medio carbono. Contienen porcentajes de carbono que rondan los 0.20-0.50% y son destinados a aplicaciones que requieren de mayor resistencia que los aceros de bajo carbono. Principalmente se utilizan para fabricar componentes de maquinaria.

Aceros de alto carbono. Poseen cantidades de carbono superiores al 0.50%. Se caracterizan por una particular mayor resistencia, con mayor rigidez y dureza. Herramientas de corte y piezas de desgaste se fabrican de este tipo de aceros [15].

En la figura 10 se observa la dureza del acero en función del porcentaje de carbono para diferentes porcentajes de martensita obtenida.

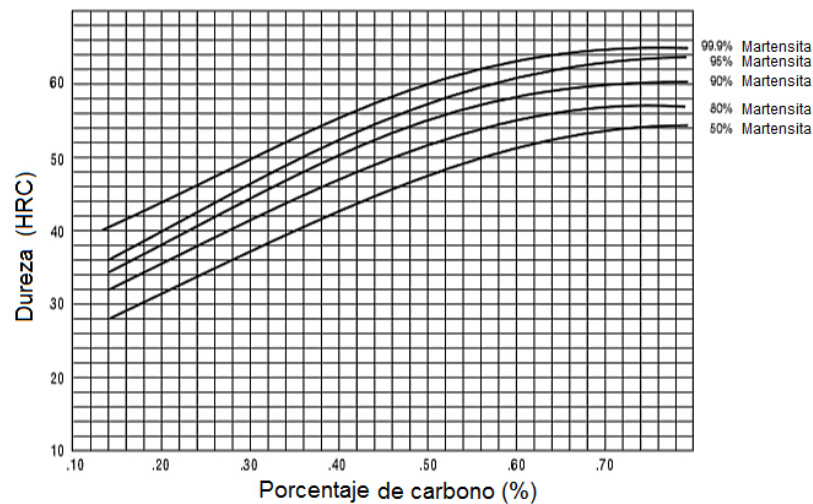


Figura 10. Relación de porcentaje de martensita con el contenido de carbono y la dureza en aceros, reeditada. [17]

6.3.1. Efecto de los elementos de aleación

Los aceros de baja aleación son aceros cuyos porcentajes totales de elementos aleantes están por debajo del 5%, sin embargo, la baja cantidad de elementos aleantes no los exenta de su efecto sobre la microestructura y por tanto en las propiedades mecánicas. Los principales elementos que poseen estos aceros son los siguientes:

Cromo: Mejora la resistencia, dureza, resistencia al desgaste y la dureza en caliente. Es uno de los elementos con mayor potencial de endurecimiento y en grandes cantidades contribuye a aumentar la resistencia a la corrosión.

Manganeso: mejora la resistencia y dureza del acero, y en aceros que son tratados térmicamente aumenta la templabilidad, lo que lo hace un elemento muy utilizado con estos propósitos.

Molibdeno: aumenta la tenacidad y la dureza en caliente. Además, mejora la templabilidad, es un buen formador de carburos y por tanto mejora la resistencia al desgaste.

Níquel: Mejora la resistencia y la tenacidad, también mejora la templabilidad, pero en menor proporción y en cantidades grandes mejora la resistencia a la corrosión y en algunos aceros suele usarse en lugar de cromo.

Vanadio: incrementa la resistencia y la tenacidad del acero debido a que es un inhibidor del crecimiento de grano a altas temperaturas. Y contribuye además a mejorar la resistencia al desgaste al ser formador de carburos [15]. También es un formador de nitruros en la presencia de nitrógeno, lo que mejora la resistencia y la relación de cedencia. Además de que mejora las propiedades del acero a baja temperatura y mejora la soldabilidad.

Silicio: por su bajo costo y alta eficiencia se utiliza bastante como desoxidante. Endurece la ferrita por solución sólida, y previene la formación de poros en fundiciones de acero.

Azufre: está presente en el acero como sulfuros de hierro o manganeso. El sulfuro de hierro al no disolverse en el hierro sólido se segrega en los límites de grano. Lo que reduce las propiedades mecánicas. A alta temperatura produce problemas de fragilidad en caliente.

Fósforo: se considera una impureza al igual que los sulfuros [18], llega al acero desde el mineral, aunque puede llegar a incrementar la resistencia del acero, reduce la plasticidad y la tenacidad al impacto. Lo que lo hace frágil a temperatura ambiente. La cantidad de fósforo suele determinar la calidad de acero: acero de alta calidad contiene fósforo menor al 0.025%, acero de calidad contiene hasta 0.04% y acero común contiene hasta 0.085%.

Titanio: tiene una alta afinidad con nitrógeno, oxígeno y carbono; es además un buen formador de carburos, estables y difíciles de descomponer y solo pueden disolverse lentamente a temperaturas superiores a 1000°C. Estos carburos retienen el crecimiento de tamaño de grano. En aceros de baja aleación mejora la tenacidad y la plasticidad [19].

Nitrógeno: tiene un efecto significativo en la maquinabilidad, mejora propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión cuando permanece en solución sólida o precipita como finos nitruros coherentes. Altos contenidos de nitrógeno vuelven al acero muy inconsistente en cuanto a propiedades mecánicas se refiere. Puede presentar zonas de fragilidad en la zona afectada por el calor en la soldadura y baja formabilidad en frío. Contribuye fuertemente en el envejecimiento por deformación, al ser un elemento intersticial. Y para potenciar este efecto se debe aplicar deformación plástica que genere dislocaciones o huecos en los cuales han de alojarse los átomos intersticiales. La tenacidad del acero es también modificada por el nitrógeno al elevar la temperatura de transición dúctil-frágil, lo cual no es deseado en un acero que en condiciones de servicio se va a someter a bajas temperaturas [20].

6.4. Diagramas de transformación de fases

Una descripción más detallada de los aceros se puede hacer con la ayuda gráfica del diagrama hierro-carbono, ver Figura 12. Este gráfico representa el comportamiento de la aleación de hierro en función de la temperatura y la concentración de carbono en estado de equilibrio. En este diagrama es posible identificar los siguientes estados y formas alotrópicas:

Acero líquido: es la mezcla de hierro y carbono a muy alta temperatura, puede variar dependiendo la concentración de carbono como mezcla homogénea.

Ferrita: conocida también como hierro alfa α . Tiene una muy baja solubilidad del carbono, la estructura cristalina es cúbica centrada en el cuerpo y los sitios intersticiales son de menor tamaño que en austenita. La ferrita se forma desde austenita, entonces el carbono remanente que no acepta la ferrita suele formar cementita. Cuando se deforma la red cristalina los átomos de carbono encuentran rutas hacia las dislocaciones, produciéndose entonces la fluencia discontinua, o la deformación de Lüders, ver Figura 11, típica en placas de aceros ferríticos. La diferencia existente en la densidad de las celdas unitarias de austenita y ferrita, produce una distorsión o deformación del acero durante el enfriamiento debido a esta transformación ocurrida de manera no homogénea [21].

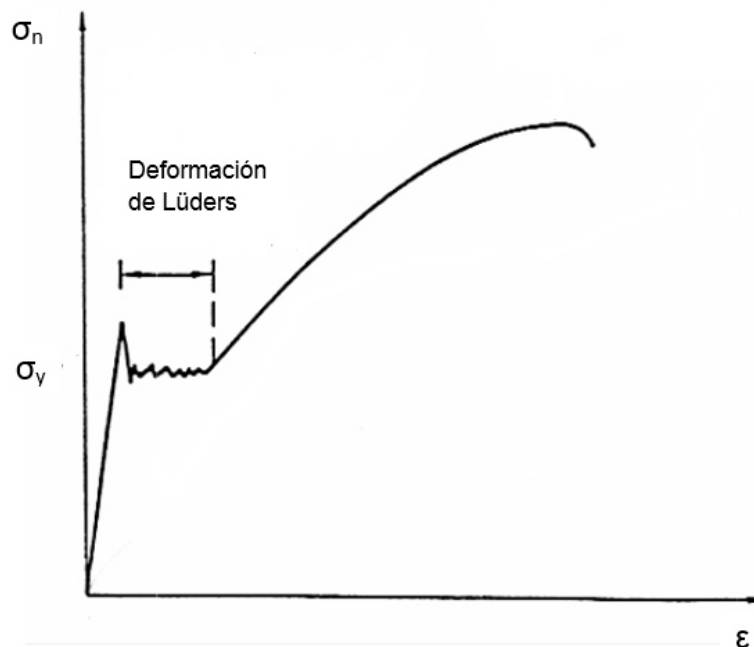


Figura 11. Fluencia discontinua o deformación de Lüders después del punto de fluencia en aceros de bajo carbono.

Austenita: hierro gamma γ , cuya celda unitaria tiene una estructura cúbica centrada en las caras, con su geometría molecular octaédrica posee sitios intersticiales que le dan una alta solubilidad de átomos de carbono. Esto le da la propiedad de ser formable y es apto para trabajado en caliente. De acuerdo con los índices de Miller el plano $[111]$ son los planos preferenciales de deslizamiento para las dislocaciones [21].

Hierro delta δ : Posee una estructura cúbica centrada en el cuerpo y es una fase de alta temperatura. Se conoce también como ferrita delta que se separa de la ferrita α por una región de austenita, es decir esta fase existe a más alta temperatura que la austenita [22].

Cementita (Fe_3C): Tiene una estructura ortorrómbica compleja siendo una fase metaestable dura. Se conoce también como carburo de hierro y su composición se puede alterar por elementos formadores de carburos como el manganeso.

Bainita: es un microconstituyente formado por carburos dispersos en una matriz ferrítica, cuya transformación es a baja temperatura, pero por encima de la transformación a martensita. Tiene la apariencia de ser listones de ferrita gruesa entre carburos precipitados como plaquetas o formas aciculares dependiendo la temperatura de transformación [22].

Martensita: producto de una transformación de fase sin difusión, tiene una geometría acicular. La estructura es dura y altamente deformada. La cantidad de martensita obtenida depende del tiempo que tarda el acero en alcanzar la temperatura de transformación.

Perlita: es un microconstituyente de textura laminar, láminas de cementita en una matriz ferrítica resultante de la transformación que ocurre por encima de la transformación bainítica.

Cada una de estas formas alotrópicas dispone de diferentes propiedades que el acero puede adquirir con base a su composición y la temperatura, ver Figura 12.

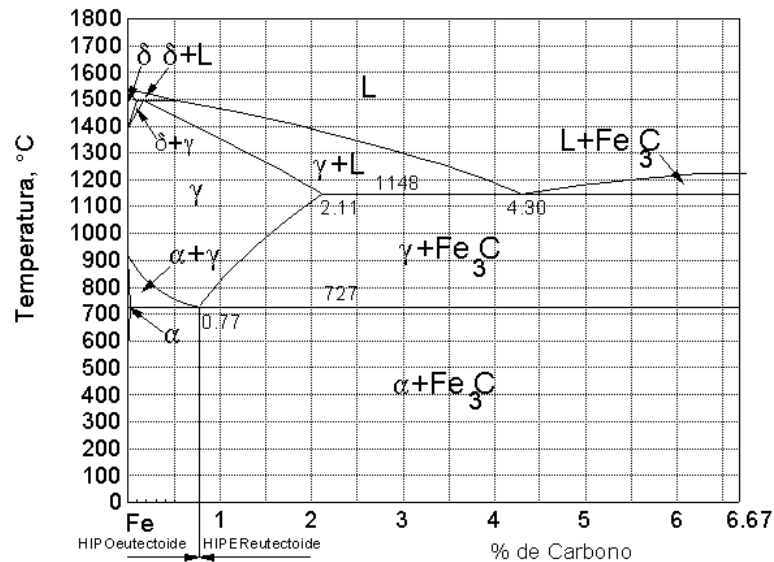


Figura 12. Diagrama hierro-carbono [23].

6.4.1. Dilatometría

La dilatometría es una técnica ampliamente utilizada en el análisis de transformaciones de fase en aceros, debido a que es posible monitorear en tiempo real dichas transformaciones por medio de cambios dimensionales reflejados por la muestra al aplicar un ciclo térmico. Las principales aplicaciones de este método son la determinación de las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 durante el calentamiento o Ar_1 y Ar_3 durante el enfriamiento. Esto se explica por los cambios de volumen llevados a cabo durante las transformaciones al cambiar de estructuras cristalinas en cada fase, y por consecuencia un cambio en el volumen específico.

El acero puede existir en estructura cúbica centrada en el cuerpo o cúbica centrada en las caras y la transformación de una de estas estructuras a la otra es detectada por los palpadores colocados a la muestra de acero durante el ciclo térmico [24].

6.4.2. Diagrama de enfriamiento continuo (CCT)

El diagrama de transformación por enfriamiento continuo (CCT) por sus siglas en inglés, es un gráfico obtenido de un análisis dilatométrico bajo ciertas condiciones

específicas: una temperatura de calentamiento constante, la temperatura a la cual el acero logra la austenización completa arriba de A_{c3} . El objetivo primordial de este diagrama es obtener la cinética de transformación de enfriamiento continuo. El diagrama consiste en graficar distintas velocidades de enfriamiento aplicadas a muestras calentadas en las mismas condiciones y a la misma temperatura. Cada una de estas curvas se relaciona con la dureza y la microestructura resultante del ciclo térmico aplicado, señalando los puntos de la curva en la cual ocurre la transformación, al final se trazan unas líneas curvas de transformación. Dentro de las transformaciones más comunes se encuentran la ferrita, perlita, bainita y martensita, ver Figura 13.

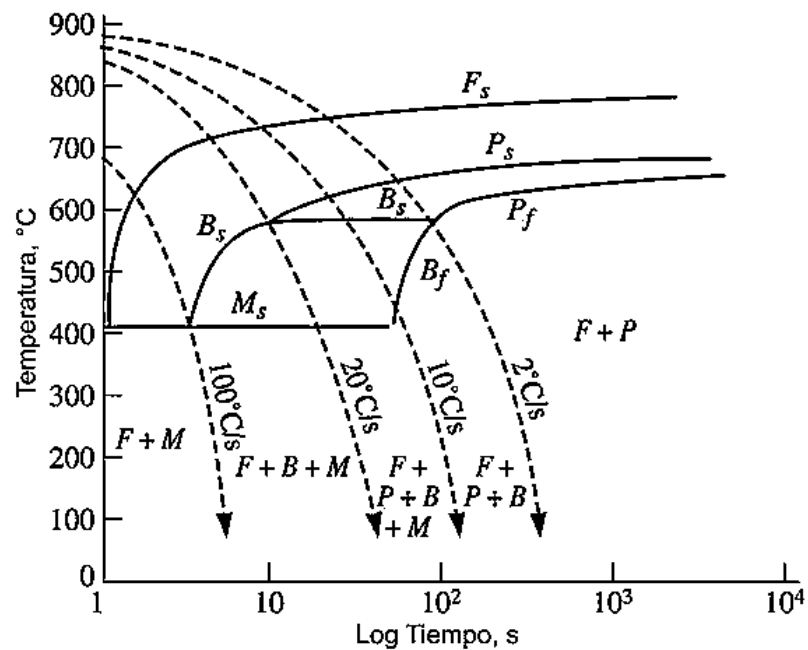


Figura 13. Diagrama CCT, s denota inicio y f denota el final de la transformación [25].

En el diagrama CCT, F representa la ferrita, P la perlita, B la bainita y M la martensita. El producto obtenido está en función de la velocidad de enfriamiento. Los diagramas CCT están influenciados fuertemente por la composición y la estructura del acero previa al estudio, por lo que es necesario un diagrama CCT específico para el acero en estudio, donde se abarquen las condiciones a analizar de calentamiento y enfriamiento de interés. La diferencia de los diagramas CCT respecto los diagramas TTT es el equilibrio. En el diagrama TTT es posible las transformaciones isotérmicas manteniendo a una cierta temperatura una muestra después de un enfriamiento rápido. Por ejemplo, en los diagramas TTT es posible obtener un acero 100% bainítico [25].

2.5 Mecanismos de endurecimiento

2.5.1 Precipitación en aceros

La formación de carburos en aceros se da con la participación de hierro y metales que se encuentran a la izquierda en la Tabla periódica. Los elementos que tienen una gran tendencia a la formación de carburos se muestran en la Figura 14.

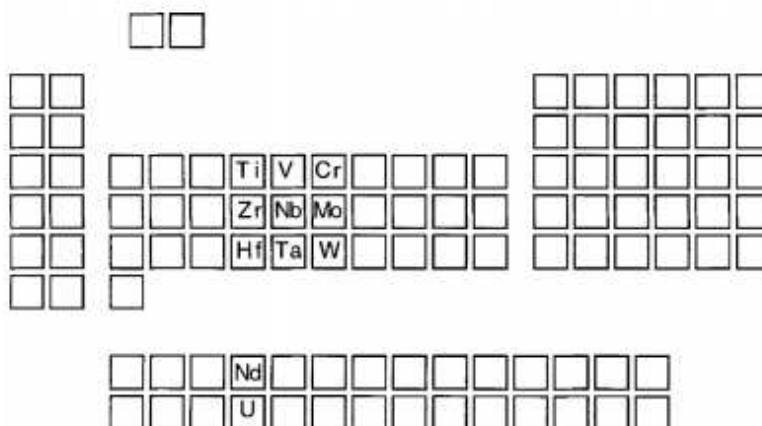


Figura 14. Ubicación de los elementos formadores de carburos en la Tabla periódica [25].

Carburos

Los aceros con suficientes aleantes formadores de carburos se forman por encima de los 500°C donde la difusión sustitucional es significativa. Dichos carburos reemplazan la cementita por ser menos estable, misma que se disuelve como formas finas de dispersión de carburos. Las secuencias típicas de transformación se muestran en la Tabla II.

Tabla II. Secuencias de precipitación de carburos.

Aleación, %	Secuencia de precipitación
Fe-C	ϵ -carbide* \rightarrow Fe_3C (\rightarrow graphite)
Fe-2 V-0.2 C	$\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{VC}$ or V_4C_3
Fe-4 Mo-0.2 C	$\text{FeC} \rightarrow \text{Mo}_2\text{C} \rightarrow \text{M}_6\text{C}^\dagger$
Fe-6 W-0.2 C	$\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{W}_2\text{C} \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{M}_6\text{C}$
Fe-12 Cr-0.2 C	$\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{Cr}_{23}\text{C}_6$

*No se forma con $\text{C} \leq 0.2\%$.

† M permanece en una mezcla de elementos aleantes sustitucionales en este caso Fe y Mo.

Hay dos formas principales en que la cementita toma lugar.

1. Por transformación *in situ*. Los carburos nuclean en diferentes puntos en las interfaces cementita/ferrita, y crecen hasta que la cementita desaparece y es remplazada por la fina dispersión de carburos.
2. Por nucleación y crecimiento por separado. Los carburos nuclean heterogéneamente dentro de las dislocaciones en la ferrita, bordes de listón y los límites de grano austenítico. Los carburos crecen a expensas de la cementita.

Cualquiera de los dos mecanismos puede operar dependiendo de la composición. La formación de carburos es un importante mecanismo de endurecimiento en los aceros rápidos de herramientas de corte para que puedan funcionar sin perder la habilidad de corte.

La efectividad de los carburos como endurecedores depende de la fineza de la dispersión y la fracción de volumen precipitado. La fineza de la dispersión depende de la barrera de energía de activación (ΔG) para nucleación, la cual es influenciada por la energía libre de formación del carburo y el desajuste. Una guía rápida que muestra las energías libres de formación de carburos está en la Figura 15: La entalpía de formación a 298.15 K $\Delta H_f/\text{KJ Mol}^{-1}$.

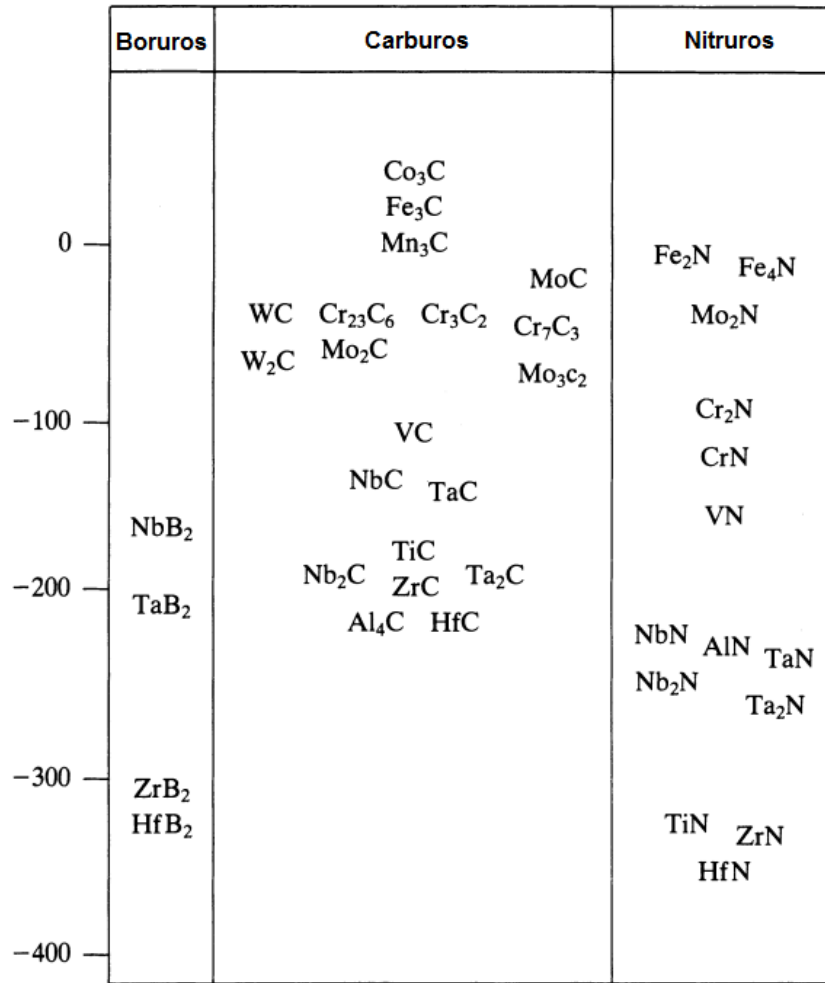


Figura 15. Entalpias de la formación de carburos, nitruos y boruros [26].

La cual muestra los calores de formación (ΔH_f), ver línea izquierda, de varios nitruos, carburos y boruros relativos con la cementita, tomando como $\Delta H_f=0$ para la cementita. Los precipitados más finos son obtenidos de VC, NbC, TiC, TaC y HfC que son aquellos cercanos a los compuestos intermetálicos cerrados.

La fracción de volumen de los precipitados depende de la solubilidad en la austenita antes del temple. El producto de solubilidad K se puede determinar por la siguiente relación donde M y C son los porcentajes atómicos o la fracción molar:

$$[M]^m[C]^n = K \quad \text{Ec. 2. 5}$$

La cual se puede expresar como:

$$K = K_0 \exp \frac{\Delta H}{RT} \quad \text{Ec. 2. 6}$$

Donde K_0 es una constante y ΔH es la entalpia de formación de M_mC_n de M y C en solución. En la Figura 16 se muestra la solubilidad de varios carburos y nitruros en función de la temperatura. La solubilidad de esos compuestos en ferrita se considera relativamente baja. Es claro observar que el cromo, molibdeno y vanadio con las más altas solubilidades de austenita precipiten en mayor volumen a su vez en ferrita [27].

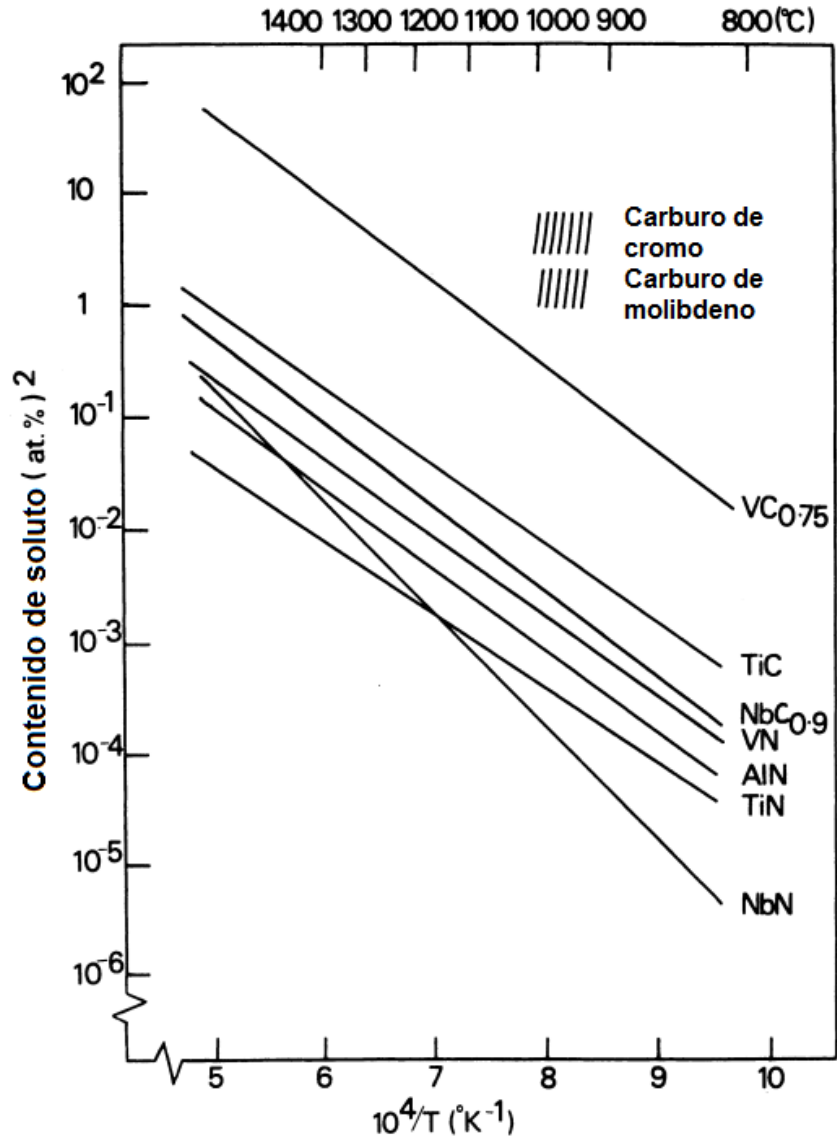


Figura 16. Productos de solubilidad (en % atómico) de carburos y nitruros en austenita como función de la temperatura [28].

Las siguientes ecuaciones se relacionan a la solubilidad individual de los productos VC o VN en equilibrio:

$$\ln(X^{c_V} \cdot X^c) = \Delta G^0_{VC}/RT \text{ y } \ln(X^{c_V} \cdot X^{c_N}) = \Delta G^0_{VN}/RT \quad \text{Ec. 2. 7}$$

Los valores de solubilidad se pueden encontrar en la literatura, y para este caso se seleccionó la información de Gladman, ver Tabla III:

Tabla III. Logaritmos de la solubilidad de los productos de VC y VN en austenita (T en K, composiciones en %peso).

Solubilidad del producto	Volumen molar*
VC $\log(\%V \cdot \%C) = 6.72 - 9500/T$	10.81
VN $\log(\%V \cdot \%N) = 3.02 - 7840/T$	10.52

*Volúmenes molares de VC y VN en $\text{cm}^3 \text{mol}^{-1}$

En la Figura 17 se muestran los cálculos del estado de equilibrio como función de la temperatura, la temperatura para la completa disolución es 1150°C , por debajo de esta temperatura la precipitación de nitrógeno y la proporción de carbono en los precipitados aumenta.

Destaca la precipitación total de vanadio no puede ser alcanzada en austenita ($T > 800^\circ\text{C}$) [29].

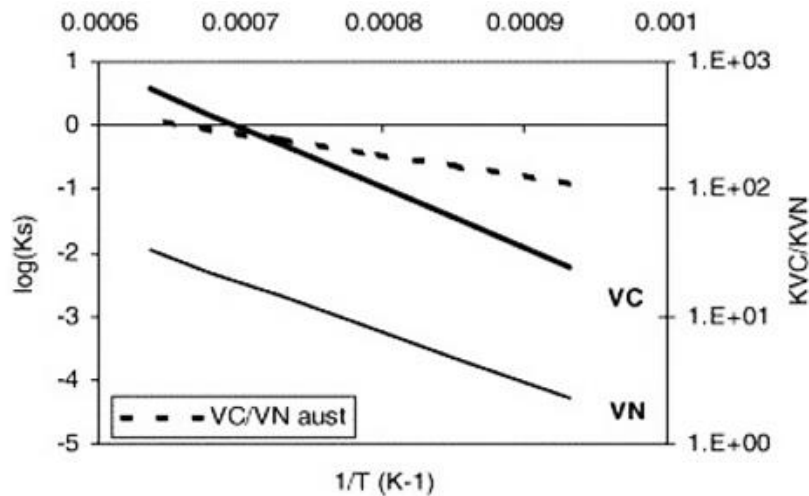


Figura 17. Gráfica de Arrhenius para la solubilidad de los productos VC y VN en austenita. (T en K, composiciones en %peso). La relación K_{VC}/K_{VN} es graficada en líneas punteadas) [29].

De la Figura 17 se observa que la solubilidad de VN es 100 veces menor que la solubilidad de VC, dicho de otra manera, los nitruros de vanadio son mucho más estables que los carburos de vanadio.

Se muestra el estado de equilibrio como función de la temperatura calculada en acero. Las barras representan el contenido de vanadio en la forma de VC (Negrita) y VN en los precipitados. La barra superior es la cantidad total de vanadio precipitado en ppm. [29]

2.5.2 Precipitación en austenita.

La nucleación de carbonitruros con altos contenidos de V o Nb aumenta en el régimen de austenita dado que aumenta la fuerza promotora de formación de carbonitruros. En la Figura 18 se muestran las fracciones precipitadas en equilibrio de Ti, V, y Nb como nitruros en austenita.

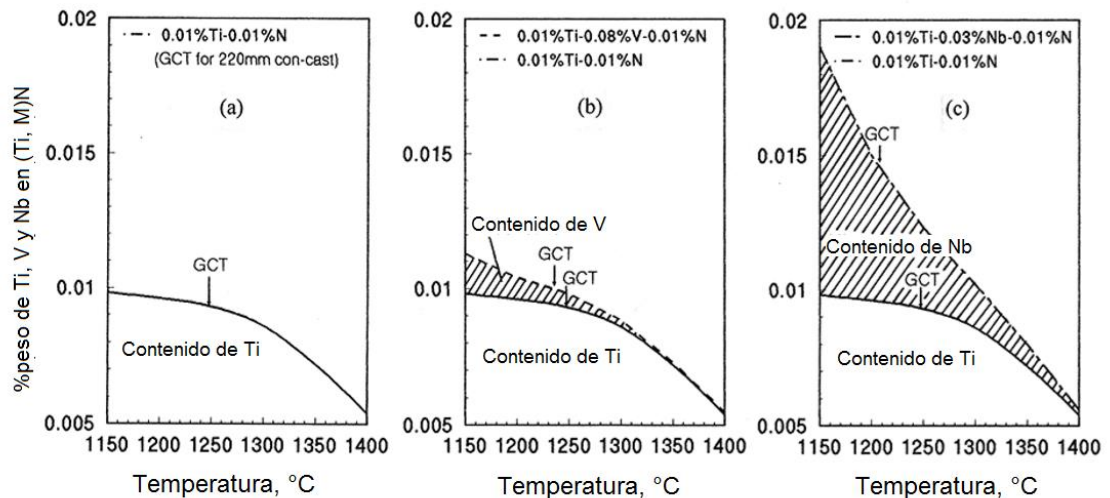


Figura 18. Cantidades calculadas de Ti, V y Nb precipitado como (Ti, M) N en aceros: a) Ti, b) Ti-V y c) en Ti-Nb. GCT es la temperatura de crecimiento de grano experimental de planchones de 220 mm en colada continua [30].

En la Figura se observa que las curvas de precipitación son las mismas para los tres aceros, por lo que se puede decir que las temperaturas de inicio precipitación y de la completa disolución son las mismas. Sin embargo, los precipitados a altas temperaturas son mayoritariamente compuestos por titanio, y a bajas temperaturas se forman precipitados con altos contenidos en V y Nb aun y con la existencia previa de precipitados de Ti. Debido a esto, los precipitados a alta temperatura son de mayor tamaño que los precipitados formados a baja temperatura. Esto se demuestra en la Figura 19, donde se muestran dos aceros

Ti-V en condición de fundición y su comportamiento a diversas temperaturas de calentamientos.

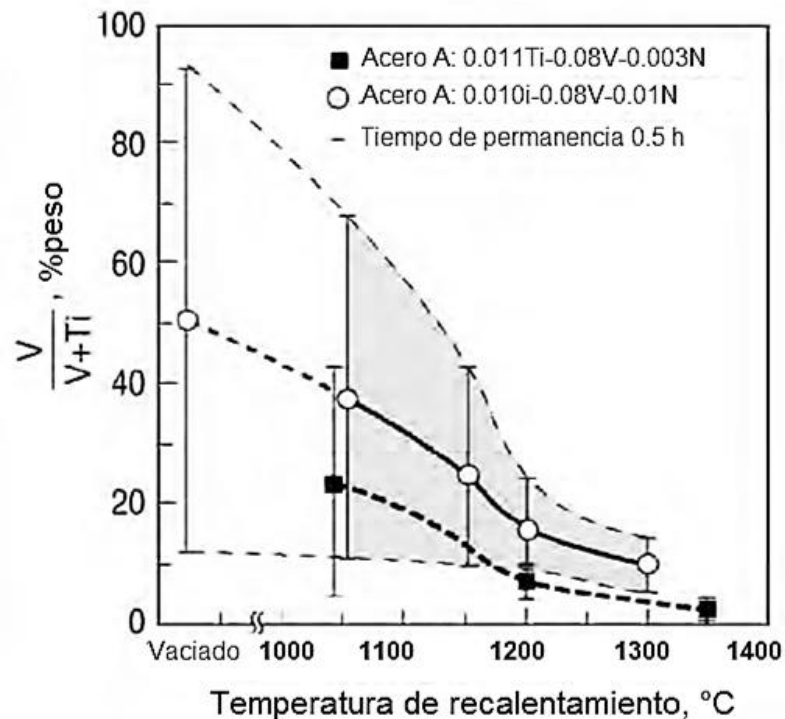


Figura 19. Dispersión en composición de partículas de (Ti-V) N en aceros de Ti-V con dos valores de nitrógeno en condición de colada continua y con diferentes temperaturas de calentamiento.

Se observa que a medida que se aumenta la temperatura de recalentamiento disminuye la relación de vanadio en las partículas precipitadas. En el caso de acero de bajo N, que presenta en todas las temperaturas menores proporciones de vanadio, debido a que el nitrógeno existente precipitó mayormente con TiV, por tanto, debido a la precipitación.

El laminado en caliente se da normalmente a los 900-1100 °C, pero se puede extender hasta los 750°C, y la recrystalización, que se da en la última etapa de este proceso no es deseada y en aceros al V microaleados la precipitación se da hasta los 850°C, debido a esto el anclaje de partículas solamente ocurre en procesos de laminado controlados a bajas temperaturas. En el caso de Nb la precipitación ocurre a 950°C

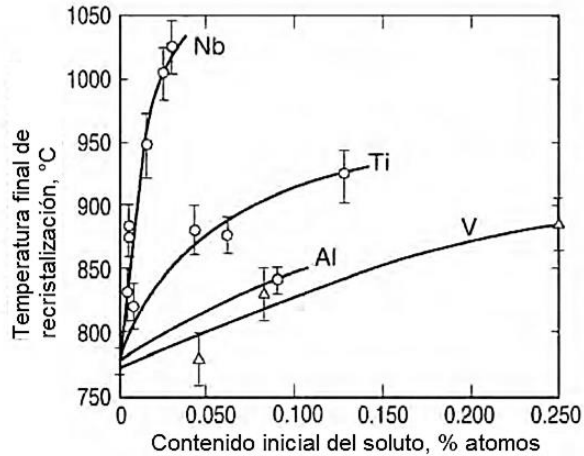


Figura 20. Aumento en la temperatura final de recristalización con el aumento de solutos microaleantes en un acero 0.07C-0.25Si-1.4Mn.

2.5.3 Precipitación en la interfase austenita-ferrita

A temperaturas cercanas a los 800°C dependiendo del acero, ocurre la precipitación en la interfase que se describe físicamente por placas paralelas a la interfase austenita-ferrita como una nucleación repetida en la dirección del frente de transformación [31].

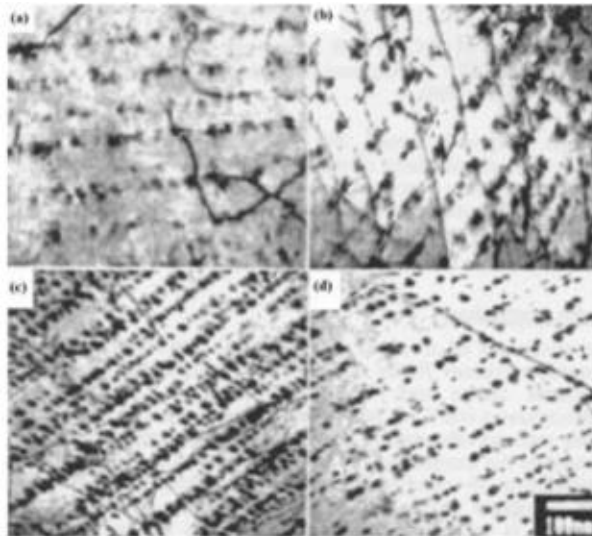


Figura 21. Micrografías electrónicas de aceros seleccionados transformados isotérmicamente a 750°C por 500s con diferentes niveles de N de entre 0.0051% a 0.0257% [31].

Un refinamiento adicional de la estructura ferrítica se logra con el N adicional que actúa especialmente durante la transformación de austenita-ferrita.

Utilizando una gran cantidad de datos que han sido recolectados para diferentes composiciones de aceros por Swerea KIMAB referentes a la transformación a ferrita en relación con la proveniente estructura austenítica y la velocidad de enfriamiento en la deformación se dedujo la siguiente ecuación de un análisis de regresión para la relación de refinamiento de grano: $D\gamma/D\alpha$

$$D\gamma/D\alpha = 1 + (0.0026 + 0.053\%C + 0.006\%Mn + 0.009\%Nb + 4.23\%V * N - 0.081\%Ti) * (1.5 + \alpha^{1/2}) * D\gamma \quad \text{Ec. 2. 8}$$

Donde $D\gamma$ y $D\alpha$ son los tamaños de grano dados en μm y la velocidad de enfriamiento α en $^{\circ}\text{C/s}$ [30].

Con niveles importantes de N hay una fuerte tendencia a formarse precipitados VN puros en austenita y a menores temperaturas se forman precipitados V (C, N) con incrementos graduales de contenido de carbono.

Los aceros con V tienen buena resistencia y tenacidad, debido a que las partículas de VN precipitan en los bordes de grano formando con esto granos finos de ferrita a lo largo de los límites de grano, y dichos granos tienen una estructura cristalográfica aleatoria a diferencia de aceros libres de V.

En placas gruesas la precipitación de V (C, N) inducida por deformación para lograr un refinamiento de grano de ferrita intragranular se requiere una alta densidad de partículas de VN con tamaños mayores a 10nm, esto puede refinar el grano ferrítico hasta llevarlo a un diámetro cercano a los 4 μm , partiendo de un diámetro de 12.5 μm con 0.1V y 0.020N. Se debe controlar el contenido de Al < 0.03%, debido a que el Al forma AlN y por tanto reduce la formación de VN en austenita.

La ferrita acicular ampliamente utilizada a nivel industrial en los 70's en placas de aceros de alta resistencia. Aunque la transformación de ferrita acicular ocurre entre los 400-600°C la bainita nuclea exclusivamente en los bordes de grano de la austenita, mientras que la ferrita nuclea en partículas en el interior del grano austenítico, bajos contenidos de N promueven la formación de bainita debido a que hay pocas partículas de V (C,N) para ferrita acicular y hay grandes fronteras de grano para la formación de bainita [30]. En la Figura 22 se observa la influencia del contenido de V en un acero microaleado enfriado a diferentes velocidades de enfriamiento.

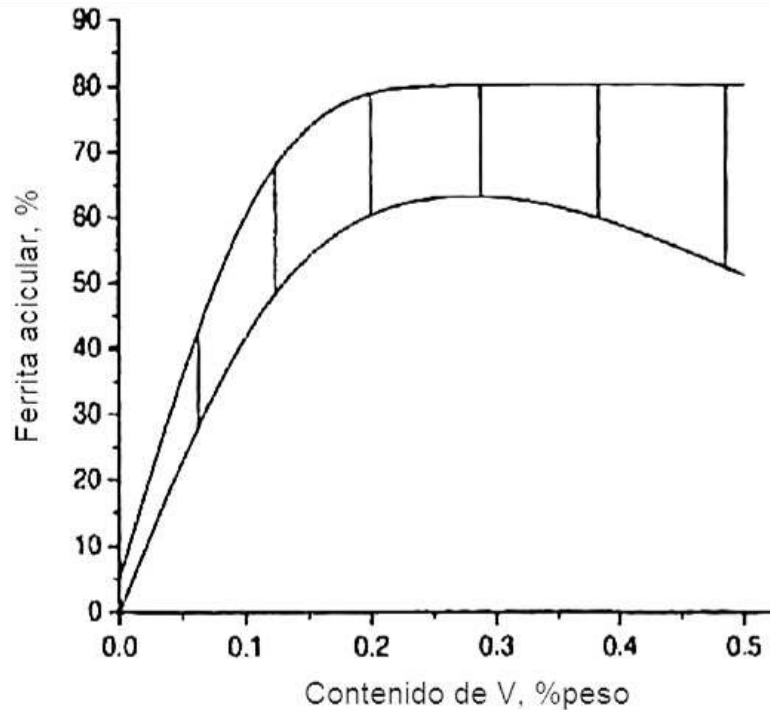


Figura 22. Fracción de ferrita acicular en un acero al vanadio microaleado 0.1%C,1.2%Mn enfriado a velocidades de 4 y 11 °C/s en la transformación austenita-ferrita [30].

Pese a que la ferrita acicular nuclea en las partículas, dichas partículas no son la principal fuente. Aceros con N de 0.003-0.019% muestran un fuerte impacto del vanadio en la formación de ferrita acicular, sin embargo, no hay fuentes que muestren una fuerte correlación entre los precipitados y la ferrita acicular, lo que refiere a la existencia de otras fuentes para la nucleación de ferrita acicular [30].

2.5.4 Crecimiento de grano.

El tamaño de grano se restringe con la existencia de partículas ancladas en la matriz que una vez disueltas se libera el crecimiento del grano. La temperatura tiene un efecto importante, ya que a temperaturas suficientemente altas los límites de grano en una estructura recristalizada migran reduciendo el número total de granos y por consiguiente aumenta el tamaño de grano [32]. Esto generalmente no ocurre en aceros microaleados al Ti, donde la disolución de estas partículas ocurre al calentar por arriba de los 1250°C y los procesos

aplicados en aceros se dan generalmente por debajo de esta temperatura, lo cual reduce el crecimiento.

La velocidad de crecimiento de grano se rige por la fracción de volumen de partículas existentes en el acero. El crecimiento de grano tiene un límite. Por otro lado, el crecimiento de grano se puede dar de manera anormal, cuya tendencia es menor a mayor diámetro del grano. Este crecimiento anormal propiciaría que el grano crezca incluso en aceros microaleados con Ti en temperaturas del rango de los 1200-1250°C.

En la gráfica de la Figura 23, se observa el efecto de la velocidad de calentamiento en la temperatura de crecimiento de grano, esto se debe a que, al disminuir la velocidad de calentamiento, el tamaño de la austenita transformada crece, con esto disminuye la tendencia al crecimiento anormal y, por tanto, aumenta la temperatura de crecimiento de grano.

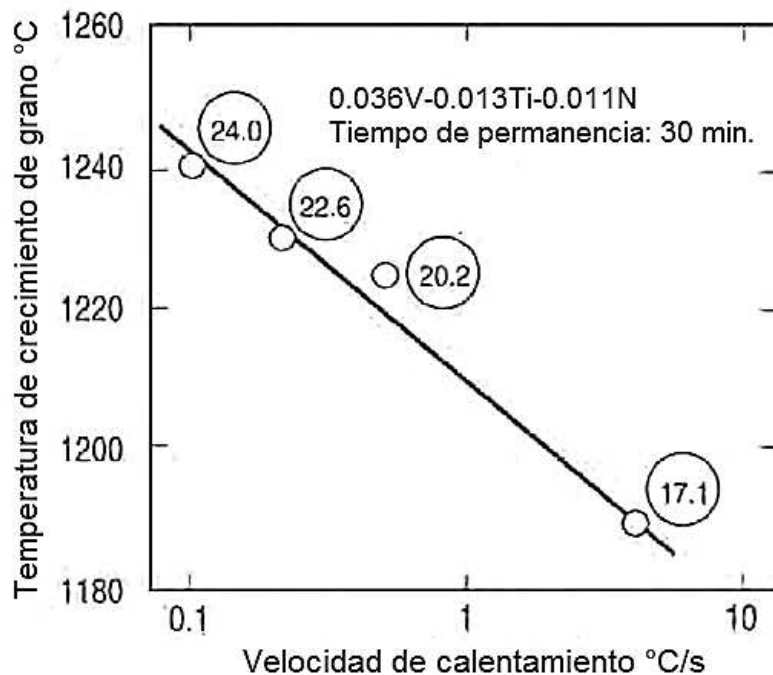


Figura 23. Efecto de la velocidad de calentamiento en la temperatura de crecimiento de grano en un acero 0.036V-0.013Ti-0.011N. Los números en los círculos se refieren al tamaño de los granos pequeños de austenita [30].

Algunos estudios muestran al vanadio como un elemento que además de tener una gran afinidad para formar nitruros y carburos tiene una influencia refinando el tamaño de grano de la ferrita, formando ferrita acicular. Las partículas de VN precipitadas dentro del grano de austenita muestran un potencial alto para la nucleación de ferrita intergranular. Este hecho hace del vanadio un elemento

importante en procesos termomecánicos debido a que el refinamiento de grano lleva a un inherente incremento en resistencia y tenacidad [31].

2.5.5 Precipitación desde la ferrita

Los carbonitruros de vanadio con mayor influencia en el incremento de resistencia son los que se forman en la ferrita en la última etapa de la transformación de austenita a ferrita. Y debido a que la cinética de formación de V (C, N) en austenita es muy lenta con composiciones convencionales y con procesos realizados por arriba de los 1000°C prácticamente todo el vanadio permanece en solución sólida disponible para precipitar en ferrita. Cierta cantidad de vanadio se pierde durante el laminado controlado, debido a la precipitación de V (C, N) inducida por deformación o en el caso de la existencia de Ti, se forman partículas de (Ti, V) N durante el vaciado y recalentamiento.

Debido a esto el vanadio es la mejor elección cuando se trata de aceros en los cuales se requiere incrementar la resistencia por precipitación. Proporcionándole al acero un aumento en resistencia muy consistente y confiable. La precipitación se da de manera aleatoria paralela al frente de transformación austenita-ferrita, lo que se conoce como la precipitación general, o en la precipitación en la interfase donde se forman laminas igualmente espaciadas. En composiciones típicas las investigaciones realizadas muestran que la precipitación general se da por debajo de los 700°C, mientras que la precipitación en la interfase ocurre a más altas temperaturas.

Algunos estudios en microscopio electrónico muestran precipitación en la estructura perlítica, que por la temperatura de transformación los precipitados son más finos y a diferencia de la precipitación en ferrita, estos precipitados se orientan perpendicularmente al frente de precipitación por interfase además de ocurre de manera esporádica al no ser una microestructura dominante [30].

2.5.5 Envejecimiento por horneado en aceros de bajo carbono

Las propiedades mecánicas se pueden mejorar en un acero de bajo carbono con la adecuada aplicación de un tratamiento de envejecimiento. El esfuerzo a la cedencia puede aumentar hasta un 10% en un componente previamente deformado. Este incremento en resistencia se denomina envejecimiento por horneado y se le atribuye dicho aumento en resistencia al reacomodo de dislocaciones y átomos, ver Figura 24. Las temperaturas a las cuales se da este proceso generalmente oscilan entre los 150-200°C. Este proceso se aplica comúnmente en aceros de muy bajo carbono en componentes automotrices durante la etapa final de pintado.

Este fenómeno de envejecido posterior a la deformación requiere de la acción principalmente de átomos de nitrógeno y carbono. Los efectos son negativos en placas laminadas en frío con 5-10 ppm de N. El aluminio debe ser controlado debido a su reacción con el nitrógeno formando AlN [21].

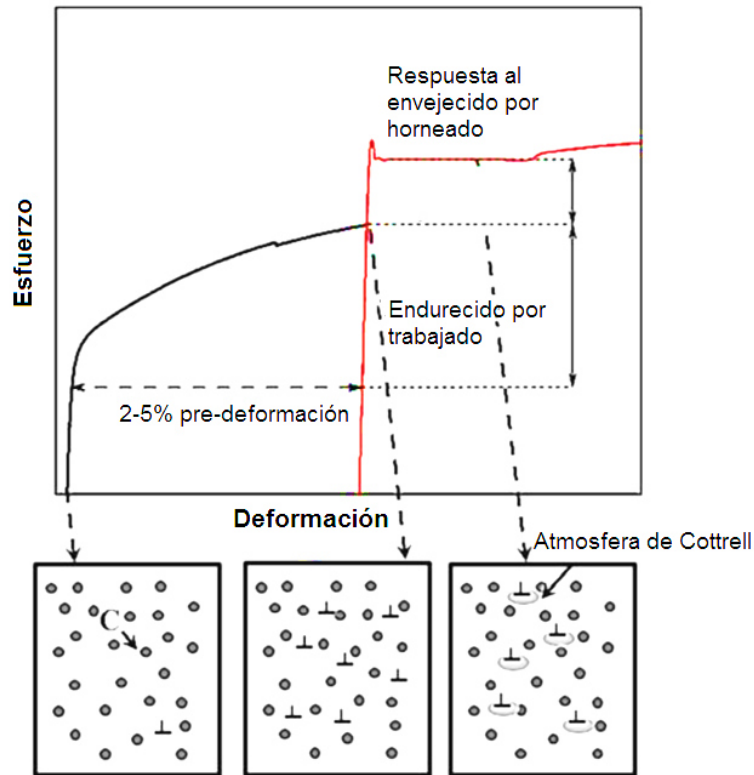


Figura 24. Determinación esquema del endurecido por hornado y la distribución de átomos en aceros ferríticos de ultra bajo carbono [21].

No existe comercialmente un acero que no envejezca por deformación. Este fenómeno se suele controlar con la adición de elementos que formen carburos o nitruros estables, tal es el caso del vanadio, titanio, niobio y boro.

El riesgo de envejecido por deformación se encuentra en la pérdida de ductilidad del acero y valores bajos de sensibilidad al endurecimiento por deformación, También puede producir picos en la curva de esfuerzo deformación en la zona de cedencia del material, lo que se conoce como el efecto de Portevin-Le Chatelier, ver la Figura 25. Este efecto se produce durante la deformación cuando los átomos disueltos difunden más rápido que escapan de ser atrapados por las dislocaciones. Esto genera lo que se conoce como cedencia discontinua o comportamiento de envejecimiento dinámico por deformación [33].

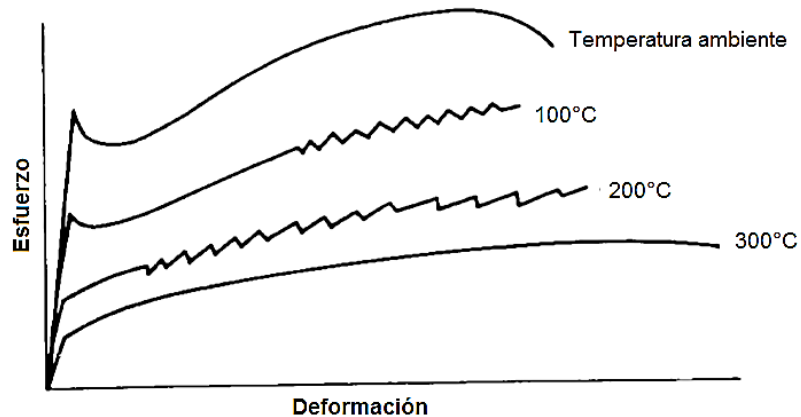


Figura 25. Efecto Portevin-Le Chatelier en hierro [33].

2.6 Fatiga en aceros

Componentes estructurales de vehículos pesados están sometidos a cargas constantes debido a las irregularidades del camino, sin embargo, el número de componentes que fallan antes de cumplir su vida es bajo en relación con el número de componentes que funcionan adecuadamente, no obstante, el costo por campaña puede llegar a ser muy alto. Este costo se puede evitar cuando se hace uso de la tecnología actual para el diseño del componente, sin dejar de lado el diseño de fatiga [34].

Una causa común de fractura en los componentes es la fatiga, que se puede definir como un fallo que se debe a cargas cíclicas o repetidas en el material. Esto se presenta, primeramente, como una o más pequeñas grietas en el material que conforme es sometido a este tipo de cargas van creciendo de tamaño hasta que ocurre un fallo completo. Este tipo de grietas pueden estar presentes en el componente desde la fabricación del material o pueden comenzar tempranamente en la vida útil cuando no existe un buen diseño de este. La resistencia a la fatiga de los materiales depende de factores tales como el tipo y la magnitud de carga. Cuando ocurre un fallo en un componente también viene asociado a una deformación y posterior fractura en el mismo, el primero se puede definir como un cambio en las dimensiones físicas o en la forma del componente que puede ser suficiente para que su función sea disminuida o deteriorada, mientras que una fractura es el hecho que un componente se separe en dos o más piezas.

En la literatura existen experimentos donde se puede obtener la resistencia a la fatiga de un material ensayado tomando en cuenta diferentes tipos y magnitudes

de carga. El método más ampliamente aceptado de experimentos se basa en la carga o la deformación constantes. Al usar una carga constante, la tensión real aumenta exponencialmente a medida que la grieta crece. De este tipo de experimentos se obtienen las llamadas curvas S-N (número de esfuerzos de ciclos) [35] o curvas de Wöhler y se muestran como tensión nominal. Es decir, si se trazan el rango de tensión o la amplitud, se refieren a la tensión nominal inicial sin considerar la presencia de una grieta. Estas son muy importantes ya que a partir de esto se puede diseñar un componente tomando en cuenta su resistencia a la fatiga frente a otros materiales similares.

2.6.1 Método Escalera

En el método de escalera, se parte de conocer el esfuerzo de cedencia del acero en cuestión, aplicando 0.5 veces ese esfuerzo a la primera condición. Se establece un número de ciclos definido en base a las condiciones de servicio, en este caso 10^6 ciclos, después de la falla de la probeta se reduce un valor previamente definido el esfuerzo aplicado y se corre la segunda probeta, se repite este proceso hasta llegar a la probeta que supere el mínimo de ciclos esperados y la siguiente muestra se somete a ese esfuerzo más la mitad del incremento previamente utilizado, es decir, una muestra que no falla siempre es seguido por la siguiente usando un incremento de esfuerzo uno por encima del anterior. El incremento debe seleccionarse para que corresponda con el nivel esperado de desviación estándar. Con este enfoque, la suma de fallas y desviaciones es igual a la cantidad de probetas ensayadas.

Al realizar una prueba de escalera, la región esperada del límite de fatiga se divide en niveles de tensión, que son los niveles de la escalera que se muestra en la Figura 43 del siguiente capítulo [36]. Un factor constante d (factor de escalera) separa dos niveles de tensión vecinos para que aparezca igualmente espaciado en una escala logarítmica.

El método de escalera solo es adecuado cuando no hay un gran número de especímenes disponibles. A través de simulaciones se ha encontrado que el uso de aproximadamente 25 especímenes en una prueba de escalera conduce a una precisión suficiente en el resultado.

2.6.2 Análisis de tenacidad a la fractura

La calidad de un acero se determina en base a sus propiedades mecánicas, una de ellas es la tenacidad al impacto que describe la manera en que un acero soporta un impacto antes de la fractura a una temperatura dada. A mayor resistencia del acero es menor la tenacidad al impacto de ahí la importancia de buscar la combinación más óptima de ambas. La temperatura se selecciona en base al ambiente en el cual ha de desempeñarse el componente y su evaluación es de vital importancia debido a que el componente se ha de someter a condiciones extremas de temperatura. El acero a temperatura ambiente puede tener un desempeño aceptable, pero es bajas temperatura (por debajo de 0°C) donde el acero se ve comprometido el desempeño. La composición química también afecta esta propiedad en la figura se muestra el efecto del contenido de carbono en el comportamiento de transición de la tenacidad a la fractura, la temperatura de transición se determina por el promedio de los máximos y los mínimos niveles de energía de cada grafica [37].

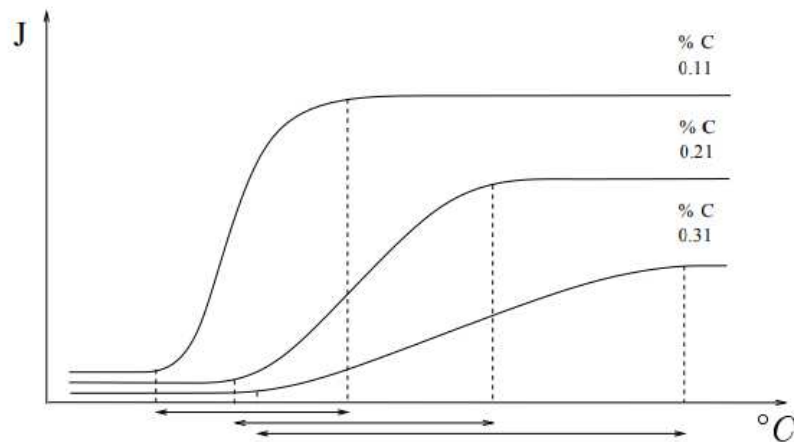


Figura 26. Efecto de la concentración de carbono en la zona de transición de la tenacidad a la fractura (eje Y energía y eje X temperatura) [37].

Uno de los métodos más ampliamente conocidos para evaluar la tenacidad a la fractura es la prueba de impacto Charpy en la cual se usa una probeta rectangular de perfil cuadrado con una entalla en forma de U o V, la energía absorbida por la probeta se mide en joules (pie-lb en sistema americano).

El factor de intensidad de esfuerzo K que corresponde a la situación en la cual una fractura crece de manera inestable sin aumento en carga o energía aplicada, los valores críticos de K se denotan con el subíndice c :

$$K_c = S_c \sqrt{\pi a_c} f\left(\frac{a_c}{w}\right) \quad \text{Ec. 2. 9}$$

Donde S_c es el esfuerzo nominal aplicado en el momento de inestabilidad de la fractura, K_c es la tenacidad a la fractura, depende del material, velocidad de deformación, ambiente y espesor. Esta fórmula es un parámetro cuantitativo de diseño para prevenir la fractura frágil por medio del esfuerzo aplicado, el material y el tamaño de grieta [34].

CAPÍTULO III. Metodología Experimental

El presente estudio se divide en 5 bloques fundamentales que se presentan a continuación en la Figura 27:



Figura 27. Diagrama experimental general.

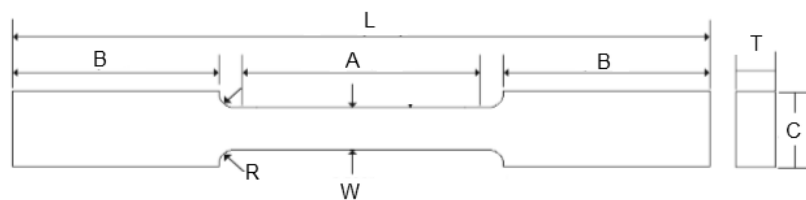
3.1. Estudio del acero convencional

3.1.1. Análisis de anisotropía del acero A1 en estado de recepción

De una placa de 12.7 mm de espesor del acero laminado en caliente, se obtuvieron 4 probetas en las direcciones a 0°, 45° y 90° respecto a la dirección de laminado y se maquinaron de acuerdo con la norma ASTM E8. La orientación y dimensiones de éstas se muestra en la Figura 28 y 29 respectivamente.



Figura 28. Orientación de las probetas en la placa de acero en la media funda.



		Milímetros
G	Longitud calibrada.	50±0.25
W	Ancho.	12.5±0.25
T	Espesor.	12.7
R	Radio del filete.	13
L	Longitud total.	200
A	Longitud de la sección reducida, min.	75
B	Longitud de la sección de agarre.	50

Figura 29. Dimensiones de las probetas de acuerdo con la norma ASTM E8 [38].

3.1.2. Análisis dilatométrico.

Se prepararon 10 probetas cilíndricas de 10 mm de largo y 6 mm de diámetro en la dirección del espesor con las condiciones descritas en la Tabla IV:

Tabla IV. Condiciones del ciclo térmico aplicado a cada una de las condiciones.

Condición	Velocidad de calentamiento, °C/s	Temperatura máxima, °C	Tiempo de homogenización, Min	Velocidad de enfriamiento, °C/s
M1	2	760	15	200
M2		800		
M3		840		
M4		880		
M5		930		

La velocidad de calentamiento corresponde con la velocidad de calentamiento previo al proceso de formado. La velocidad de enfriamiento es una velocidad de temple acelerada para congelar la microestructura existente en cada una de las temperaturas de calentamiento.

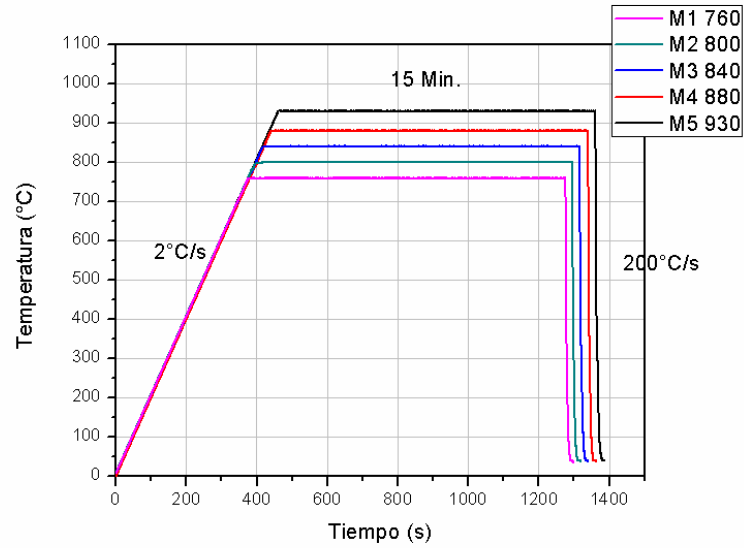


Figura 30. Ciclos térmicos para cada una de las condiciones evaluadas.

3.1.3. Relación de las velocidades de enfriamiento y la relación con la microestructura y las propiedades mecánicas.

Se fabricaron 4 secciones obtenidas de una placa de acero de 12.7 mm de espesor en dirección y transversal al laminado. Las dimensiones se muestran en la Figura 31.

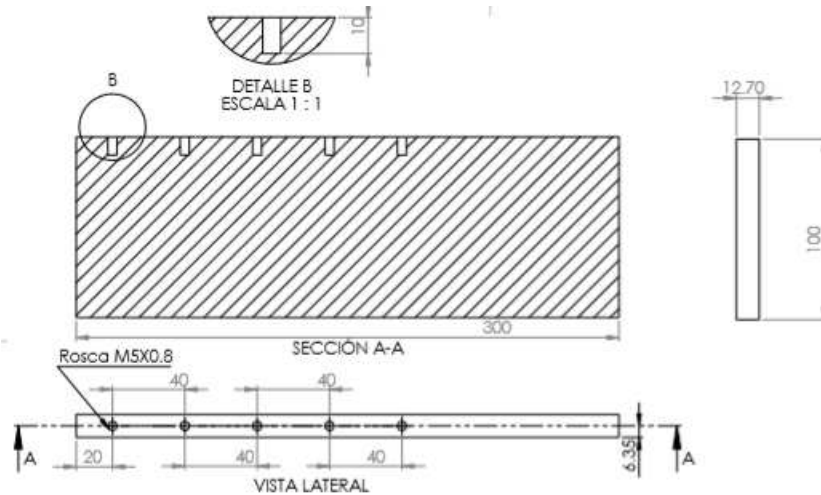


Figura 31. Dibujo de la placa y la ubicación de los termopares.

Se obtuvieron un total de 10 probetas, la primera con centro a 10 mm antes del primer termopar y la segunda probeta 10 mm después de la posición del termopar. Solo se sumergieron en agua 20 mm de un extremo de la placa, es

decir, la zona de la primera probeta quedó sumergida bajo el agua durante el enfriamiento, cubriendo también el primer termopar ubicado a 20 mm del borde.

Se evaluaron 2 placas después del calentamiento y enfriamiento en dirección longitudinal y transversal al laminado. Y dos placas más se les aplicó un tratamiento de envejecido a 150°C por dos horas y se evaluó la resistencia a la tensión y la dureza en las mismas distancias señaladas en la Tabla V.

Tabla V. Posición de los termopares y de cada una de las probetas analizadas.

Termopar	Distancia de la superficie, mm	Probetas de tensión	Distancia de la superficie, mm
1	20	1	10
		2	30
2	60	3	50
		4	70
3	100	5	90
		6	110
4	140	7	130
		8	150
5	180	9	170
		10	190

Para el acero formado

3.1.4. Evaluación de tensión a 0, 45 y 90° respecto a la dirección de laminado.

Para evaluar la resistencia a la tensión del acero ya formado se obtuvieron probetas redondas sub-size de acuerdo con la norma ASTM E8, ver Figura 32. Las dimensiones de las probetas fueron establecidas por restricciones dimensionales de la geometría de la media funda formada, la localización de las probetas se indica en la Figura 33.

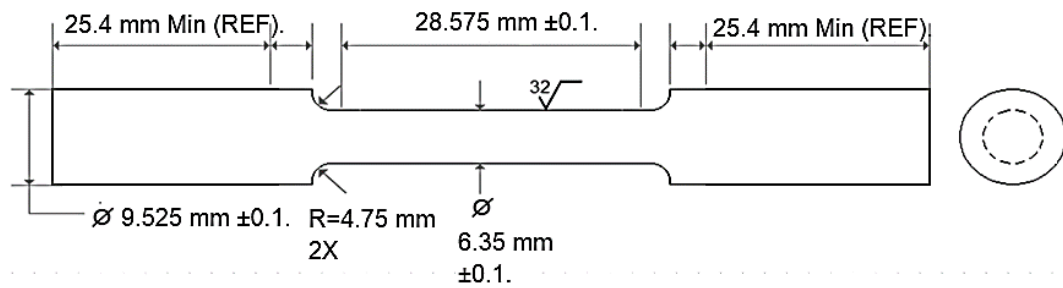


Figura 32. Dimensiones de la probeta sub-size de acuerdo con ASTM E8 [38].

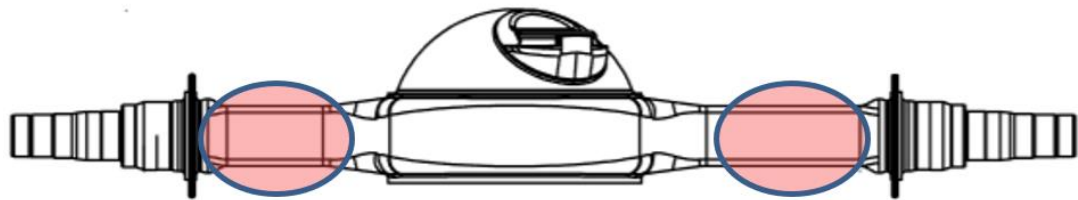


Figura 33. Ubicación en el eje de la zona donde se obtuvieron las probetas de tensión.

3.1.5. Ensayo de impacto Charpy.

La obtención de la energía absorbida durante el impacto por el acero en tres direcciones con respecto a la dirección de laminado. Las dimensiones de las probetas utilizadas se muestran en la Figura 34.

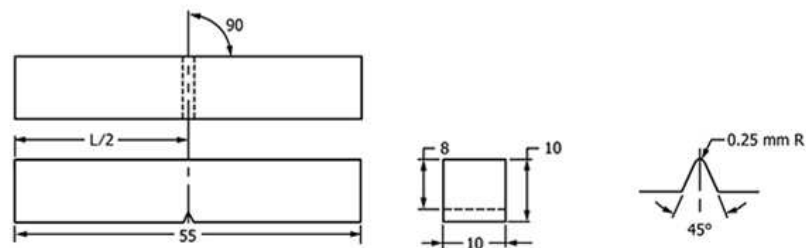


Figura 34. Dimensiones de la probeta para ensayo de impacto Charpy de acuerdo con la norma ASTM E23 [39].

Debido a la aplicación del componente y a las condiciones a las cuales se somete en servicio hace necesario evaluar mediante prueba de impacto Charpy la energía absorbida del acero en relación con la dirección de evaluación respecto de la dirección de laminado a temperatura ambiente y a temperaturas bajo cero. Las condiciones evaluadas se muestran en la Tabla VI:

Tabla VI. Condiciones analizadas mediante la prueba de impacto Charpy.

Condición	Ángulo respecto a la dirección de laminado.	Temperatura de ensayo (°C)	
1	0°	23	-40
2	45°	23	-40
3	90°	23	-40

3.2. Estudio de los aceros propuestos

Se proponen 3 aceros 1 de ellos de medio carbono con contenidos de vanadio y nitrógeno, los otros dos de bajo carbono variando entre ellos el contenido de vanadio y nitrógeno a fin de promover un endurecimiento por deformación acelerado por la deformación en tibio

A continuación, en la tabla VII, se muestran las composiciones químicas correspondientes a cada uno de los aceros obtenidas mediante espectrómetro. El acero convencional A1 un acero de bajo carbono al manganeso laminado en caliente, el acero comercial que corresponde a un 27MnSiVS6 un acero Mn-V de alta resistencia y dos aceros experimentales propuestos de bajo carbono con diferencias en contenido de Nitrógeno.

Tabla VII. Composición química general de los aceros en estudio.

Acero:	C	Si	Al	Mn
A1	0.203	0.17	0.039	1.43
C1	0.270	0.55	0.012	1.16
E1	0.106	0.20	0.036	1.50
E2	0.084	0.18	0.019	1.22

3.2.1. Análisis de dilatometría

Para el análisis dilatométrico de los aceros propuestos se planteó hacer una curva de enfriamiento continuo con los parámetros descritos en la Tabla VIII. Analizando microestructura y dureza en cada una de las condiciones.

Tabla VIII Ciclos térmicos aplicados a los aceros para la obtención de los diagramas CCT.

Muestra	Velocidad de calentamiento (°C/s)	Temperatura de austenización (°C)	Tiempo de mantenimiento (min)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)
1	5	900	10	100
2	5	900	10	50
3	5	900	10	25
4	5	900	10	10
5	5	900	10	5
6	5	900	10	1
7	5	900	10	0.5

La probeta sobre la cual se aplicó el ciclo térmico tiene las dimensiones de la Figura 35.

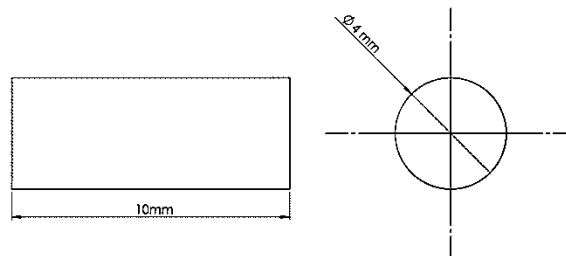


Figura 35. Dimensiones de la probeta para dilatometría de acuerdo con ASTM E228.

3.2.2. Análisis de crecimiento de grano.

Para el análisis del crecimiento de grano se han dividido los aceros en estudio en dos grupos, el primero conformado por el acero comercial el cual es un acero de medio carbono, 0.27% en peso y el segundo grupo conformado por los aceros experimentales 2 y 3 los cuales comparten composición química, solo hay diferencia en las cantidades de vanadio y nitrógeno. Por lo cual se analiza solo uno de los aceros, particularmente el acero experimental 3 con carbono 0.08%.

Las temperaturas utilizadas para analizar el tamaño de grano después de calentar pequeñas muestras, mantenerlas por 30 minutos a esa temperatura y finalmente templarlas, ver Tabla IX. Posterior al tratamiento se realizó la preparación metalográfica con pulido grueso, medio y fino hasta llegar al acabado espejo, finalmente mediante un ataque con picral (solución de ácido pícrico saturada $C_6H_3N_3O_7$) se develó el límite de grano. La medición se realizó usando la norma ASTM E112 como referencia [40].

Tabla IX. Temperaturas de análisis de tamaño de grano austenítico.

Muestra	Temperatura de calentamiento, °C	Tiempo de calentamiento,
1	850	30
2	900	30
3	950	30
4	1000	30
5	1050	30
6	1100	30

3.2.3. Influencia de la temperatura de calentamiento y velocidad de enfriamiento en la microestructura y dureza de 2 aceros experimentales.

La prueba consistió en someter a 2 aceros distintos a 5 diferentes temperaturas en el rango desde 750°C hasta los 950°C con 2 distintas velocidades de enfriamiento. Una de ellas templada en agua y la otra enfriada al aire ver Figura 36.

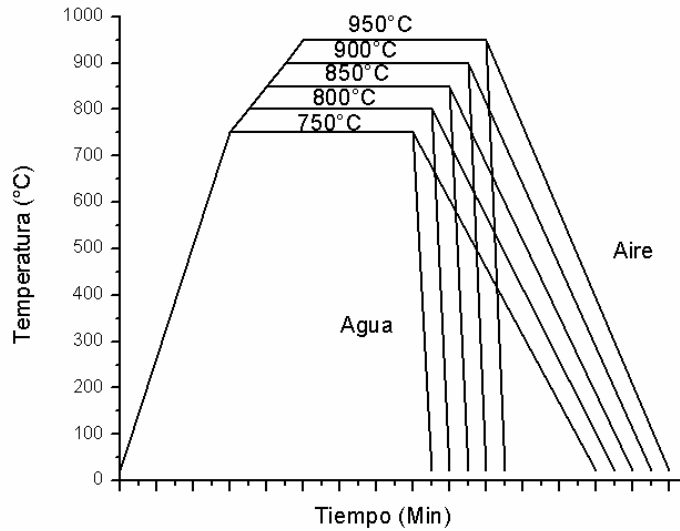


Figura 36. Temperaturas de calentamiento y medios de enfriamiento de las muestras de acero.

Las muestras obtenidas de las placas utilizadas para la evaluación tienen la geometría y dimensiones ilustradas en la Figura 37:

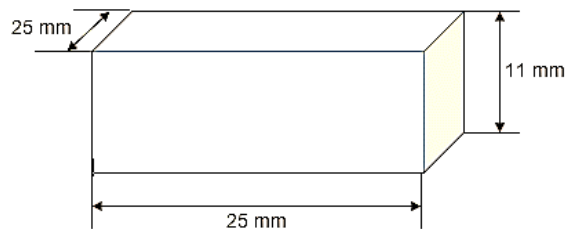


Figura 37. Dimensiones de las muestras de acero utilizadas en el análisis.

3.2.4. Simulación de precipitados mediante FACTSAGE.

Para el análisis de disolución de precipitados, se tomó como base la composición química correspondiente a cada uno de los aceros, el software utilizado para realizar los cálculos Factsage® es un paquete que consiste en una serie de información, bases de datos y módulos que permiten desarrollar cálculos termodinámicos en equilibrio. Las temperaturas en las que se analizó cada uno

de los aceros van desde los 500 °C hasta los 1500°C para cubrir completamente desde la zona de interés hasta la temperatura de solución del acero.

3.3. Estudio de deformación a alta temperatura

3.3.1. Ensayo de tensión en caliente.

Las pruebas de tensión en caliente se realizaron a las temperaturas mostradas en la Tabla X, con 0.001 s⁻¹ como velocidad de deformación.

Tabla X. Condiciones de análisis para el ensayo de tensión en caliente.

Muestra	Velocidad de calentamiento (°C/s)	Temperatura de austenización (°C)	Tiempo de mantenimiento (min)	Temperatura de ensayo (°C)
1	2	950	15	950
2	2	950	15	900
3	2	950	15	850
4	2	950	15	800
5	2	950	15	750
6	2	950	15	700

De los aceros propuestos se analizó la resistencia a la tensión a diferentes temperaturas utilizando una máquina universal Instron modelo 4507 de 200 kN. La configuración geométrica de la probeta utilizada para este ensayo se observa en la Figura 38:

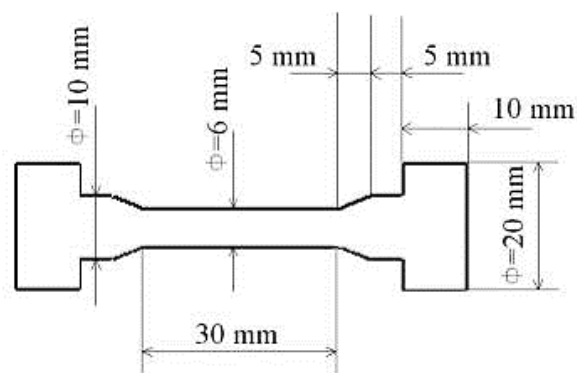


Figura 38. Dimensiones de la probeta de tensión para alta temperatura ASTM E21.

3.3.2. Ensayo de compresión en caliente.

Para analizar el comportamiento del acero al ser sometido a fuerzas de compresión a diferentes temperaturas se realizó un ensayo de compresión. Se empleó una velocidad de calentamiento de 2 °C/s, una temperatura de austenización de 950 °C con un tiempo de homogenización de 10 segundos y las temperaturas de ensayo y velocidades de desplazamiento en cada uno de los aceros se describen en la Tabla XI:

Tabla XI. Condiciones del ensayo de compresión a alta temperatura.

Muestra	Temperatura de ensayo (°C/s)	Velocidad de deformación		
		1 (S ⁻¹)	2 (S ⁻¹)	3 (S ⁻¹)
1	775	0.1	0.01	0.001
2	825	0.1	0.01	0.001
3	850	0.1	0.01	0.001
4	900	0.1	0.01	0.001
5	950	0.1	0.01	0.001

La probeta utilizada para la prueba de compresión se ilustra en la Figura 39:

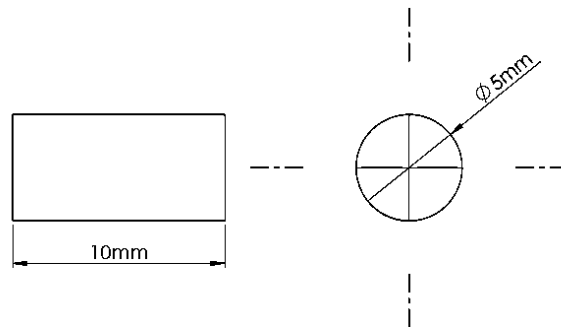


Figura 39. Dimensiones de la probeta de compresión en caliente de acuerdo con la norma ASTM E209.

3.4. Tratamientos después de formado.

3.4.1. Efecto de temperatura y tiempo de envejecido en los aceros experimentales 1 y 2.

Con muestras de dimensiones mostradas en la Figura 37, los tratamientos de envejecido fueron aplicados utilizando una mufla de resistencias con las temperaturas y tiempos mencionados en la Tabla XII. Se aplicaron tiempos de homogenización de temperatura de 10 min, de acuerdo con el proceso.

Tabla XII. Descripción de las condiciones de temperatura y tiempo de envejecimiento para los aceros en estudio.

Comparativo	Temperatura de calentamiento (°C)	Temperatura de envejecido (°C)	Tiempo de envejecido (Min).
1	800	250	45
		300	30
		350	20
2	850	250	45
		300	30
		350	20
3	900	80	90
		100	60
		120	30
		150	120
4	950	100	30
		150	30
		200	30

3.4.2. Influencia del medio de enfriamiento con la microestructura y propiedades mecánicas de acero comercial.

Se cortaron muestras para realizar calentamientos a 900 °C y se dejaron enfriar en tres medios, agua, aire y en el horno. Se fabricaron a partir de ellas probetas de tensión sub-size con la geometría ilustrada en la Figura 33, se evaluó la microestructura, dureza y sus propiedades mecánicas de acuerdo con la norma ASTM E8. Para evaluar el efecto de la temperatura en las propiedades mecánicas se sometieron las muestras de las tres condiciones a un tratamiento de envejecido a 150 °C por un tiempo de 2 horas, ver Tabla XIII.

Tabla XIII. Descripción del ciclo térmico aplicado al acero comercial.

Condición	Temperatura de calentamiento (°C)	Medio de enfriamiento
1	900	En el horno
2		Aire quieto
3		Aire forzado

3.4.3. Ensayo de Jominy en acero comercial

Para el acero comercial dada su geometría en forma de barra, permitió realizar un ensayo Jominy de acuerdo con la norma ASTM A215-02, el cual permite evaluar la respuesta de un acero al ser sometido a un gradiente de temperaturas de enfriamiento de una barra de 25 mm de diámetro y 100 mm de longitud. Calentado hasta 900°C por 30 minutos y después colocado sobre una ducha de agua que impacta su cara inferior, tal como se observa en la Figura 40.

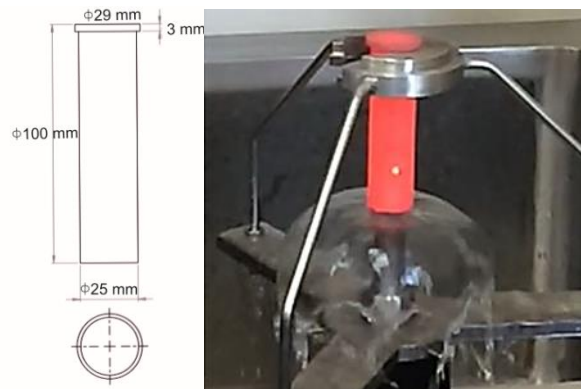


Figura 40. Dimensiones de la probeta y su posición en la ducha de enfriamiento.

La probeta después de ser calentada y enfriada hasta temperatura ambiente se rectificó la superficie de uno de los costados para hacer una evaluación de dureza superficial Rockwell como lo marca la norma, con un durómetro Leco y una carga de 150 kg. Las mediciones se hicieron cada 1.58 mm hasta los 25.4 mm, se hicieron mediciones también a los 28.56 mm a los 31.72 mm a los 34.88 mm a los 38.04 mm los 44.54 mm y 50.8 mm de acuerdo con la norma. Ver Figura 41.

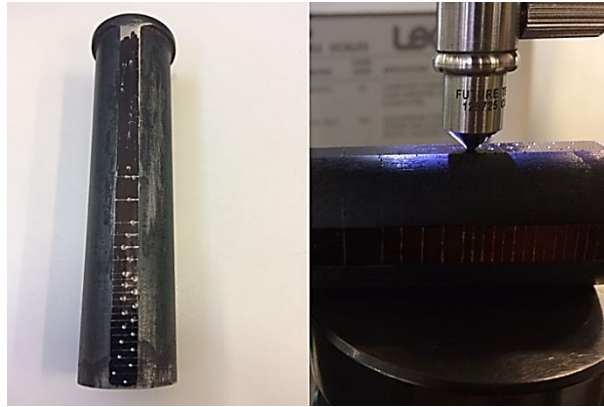


Figura 41. Evaluación de dureza Rockwell C en la probeta Jominy rectificada.

3.5. Validación de aceros propuestos

3.5.1. Prueba de fatiga

La prueba se realizó bajo el método escalera. En este método la primera probeta se sometió a una tensión correspondiente a 0.5 veces el esfuerzo de cedencia. Se estableció un número de ciclos predeterminado, en este caso de 10^6 , si la muestra no supera ese número de ciclos se reduce un 10% de ese esfuerzo inicial y se somete a fatiga. Se repite este procedimiento hasta que la muestra supere el valor predeterminado, entonces se aumenta 5% el valor de esfuerzo de la última probeta, si supera el millón de ciclos se aumenta un 5% el valor de esfuerzo para la siguiente probeta, en caso contrario se reduce 5% y se corre la siguiente prueba. Se debe replicar al menos 3 veces la prueba con la misma cantidad de esfuerzo para validar el valor. La suma de fallas y desviaciones es igual a la cantidad de probetas ensayadas [41].

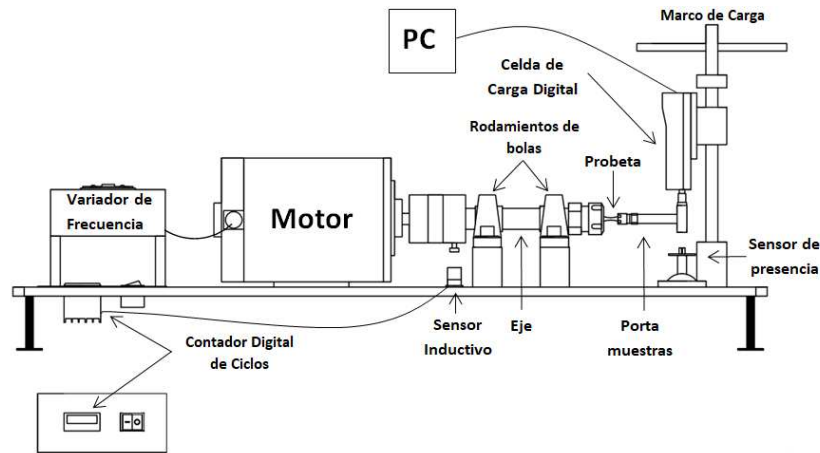


Figura 42. Diagrama de la máquina de fatiga rotatoria utilizada para la prueba.

La máquina de fatiga ilustrada en la Figura 42, fue construida en 2013 por Diego Emilio Lozano de la Garza, estudiante de doctorado, para esta prueba se le realizaron las modificaciones para trabajar con probetas simétricas más pequeñas en forma de reloj de arena con las dimensiones presentadas en la Figura 43.

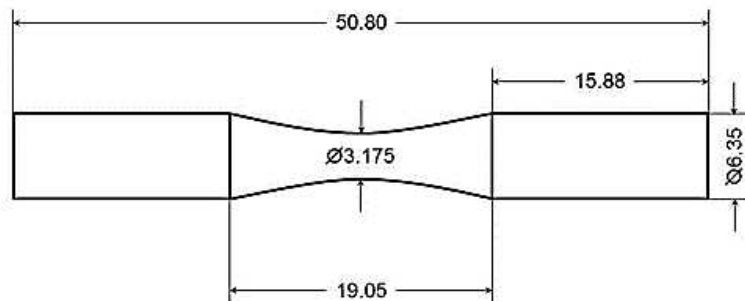


Figura 43. Dibujo de la probeta para el análisis de fatiga, dimensiones en mm [42].

Al realizar una prueba de escalera, la región que abarcan los puntos en una gráfica con el número de probetas de amplitud de esfuerzo se divide en niveles de tensión, que son los niveles de la escalera que se muestra en la Figura 44. Un factor constante d (factor de escalera) separa dos niveles de tensión vecinos para que aparezca igualmente espaciado en una escala logarítmica.

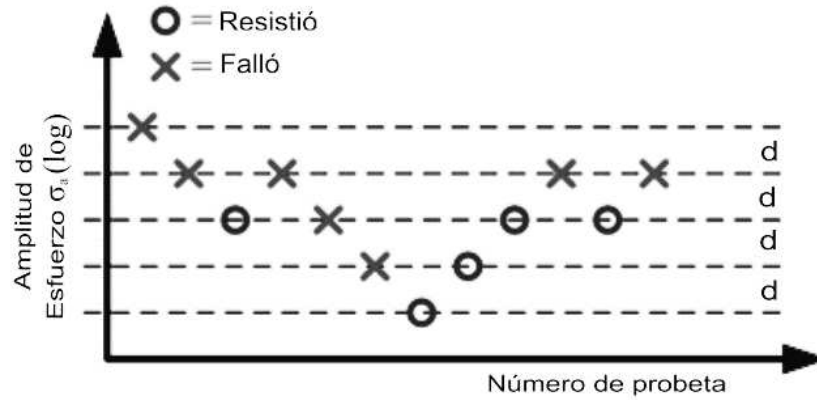


Figura 44. Descripción gráfica del método escalera [43].

El cálculo del esfuerzo al cual se sometió cada probeta se realizó de acuerdo con la norma ISO 1143:2010 para una prueba de fatiga rotatoria con un punto de esfuerzo máximo.

La fórmula utilizada es la siguiente:

$$\sigma = \frac{16 F (L-x)}{\pi d^3} \quad \text{Ec. 3. 10}$$

Dónde:

σ = esfuerzo sometido al centro de la probeta (MPa).

F= fuerza aplicada (N).

L= longitud del brazo de fuerza al punto máximo de carga nominal (mm).

x= distancia desde el punto de esfuerzo máximo en la probeta hasta la boquilla de sujeción (mm).

d= diámetro nominal de la probeta (mm).

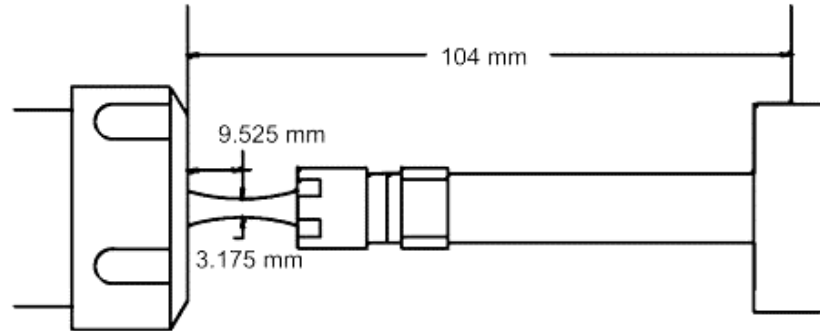


Figura 45. Esquema de la probeta montada en la máquina de fatiga.

Al aplicar la fórmula antes descrita, Ec 3.1, de la fuerza aplicada a la probeta 1.34 N corresponden al peso de la pinza de sujeción y el vástago de extensión y la caja de balero adaptada para aplicar la carga.

El procedimiento aplicado a cada uno de los aceros estudiados es el siguiente: se calentó a 900°C, por 10 minutos, se dejó enfriar al aire.

Se fabricaron las 20 probetas de cada acero. Posteriormente se pulieron con lijas de agua 120, 240, 360, 500, 800, 1200, 1500, y 2000 hasta dejar un acabado espejo y eliminar cualquier línea que pueda actuar como concentrador de esfuerzos.

3.5.2. Análisis comparativo de impacto Charpy.

Para la evaluación de la tenacidad de los diferentes aceros se realizó en los aceros calentados a 900°C y enfriados al aire libre, la prueba de impacto Charpy a -40 °C. Los 4 aceros se evaluaron en la dirección de laminado. Con la ranura a lo largo del espesor de la placa. Y en dirección axial para el caso del acero comercial. Las dimensiones de las probetas utilizadas son las mostradas en la Figura 34.

3.6. Material y equipo utilizado

Para la evaluación de las propiedades mecánicas del acero en estado de recepción mediante ensayo de tensión se utilizó una máquina universal mostrada en la Figura 46.



Figura 46. Máquina universal Zwick Z250 acoplada con dispositivo de video no-contact Xtens para determinar el cambio de espesor utilizando una cámara Full-frame de imagen procesada en tiempo real.



Figura 47. Máquina universal de tensión MTS Landmark.



Figura 48. Dilatómetro marca Linseis L78 RITA con calentamiento mediante inducción enfriado con helio.



Figura 49. Mufla eléctrica de la marca Thermolyne Furnatrol II de 5800 W.



Figura 50. Graficador Eurotherm 6180A.



Figura 51. Horno tubular Hobersal.



Figura 52. Máquina de impacto Charpy Tinius Olsen 300 Pie-Ib.



Figura 53. Compresor de enfriamiento FTS KINETICS utilizando alcohol desnaturalizado C_2H_5OH como medio de enfriamiento.



Figura 54. Montadora Struers CitoPress-20.



Figura 55 Pulidora Dual semiautomática Leco Spectrum System 1000.



Figura 56. Microscopio Carl Zeiss Axio vision VertA1.



Figura 57. Estereoscopio Carl Zeiss Discovery V8.



Figura 58. Microdurómetro EMCOTEST Durascan 70.



Figura 59. Espectrómetro Leco GDS500A.

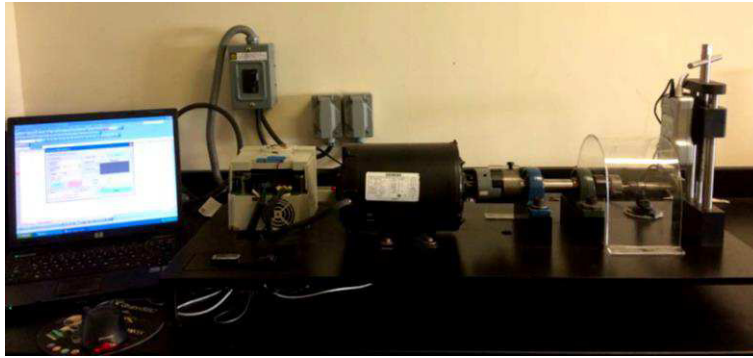


Figura 60. Máquina de fatiga por flexión rotatoria.



Figura 61. Microscopio electrónico de barrido Vega 3 Tescan.

CAPÍTULO IV. RESULTADOS

4.1. Estudio del acero convencional

Se presentan los resultados del acero convencional en estado de recepción.

4.1.1. Análisis de anisotropía del acero convencional en estado de recepción

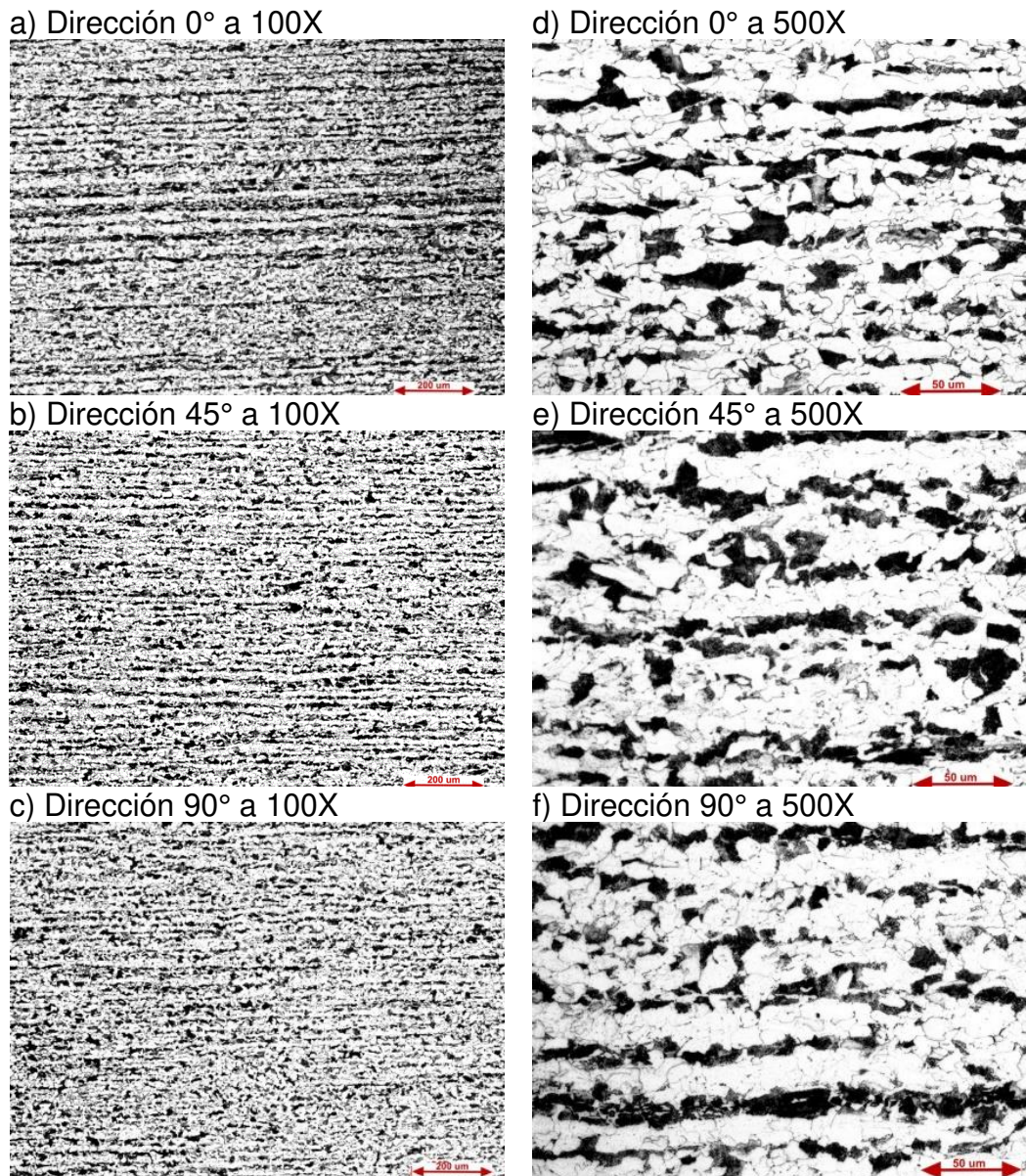


Figura 62. Micrografías de las secciones a 0°, 45° y 90° respecto la relación de laminado para el acero en estado de recepción (Escala de 200 y 50 μm).

Como parte de los resultados se realizó una evaluación microestructural del acero en las mismas direcciones en las que se sometió a tensión, ver Figura 62.

Se cuantificó el porcentaje de ferrita y perlita presentes en cada una de las direcciones antes mencionadas en las muestras atacadas con nital al 4% en el software AxioVision SE64 de ZEISS, ver Tabla XIV.

Tabla XIV. Porcentaje de ferrita y perlita para cada una de las direcciones respecto a la dirección de laminado del acero en estado de recepción.

Microestructura	a). Dirección 0°	b). Dirección 45°	c). Dirección 90°
Ferrita	36%	34%	33%
Perlita	64%	66%	67%

De las micrografías anteriores se analizó la relación de aspecto del grano ferrítico en cada una de las direcciones. Ver la Figura 63.

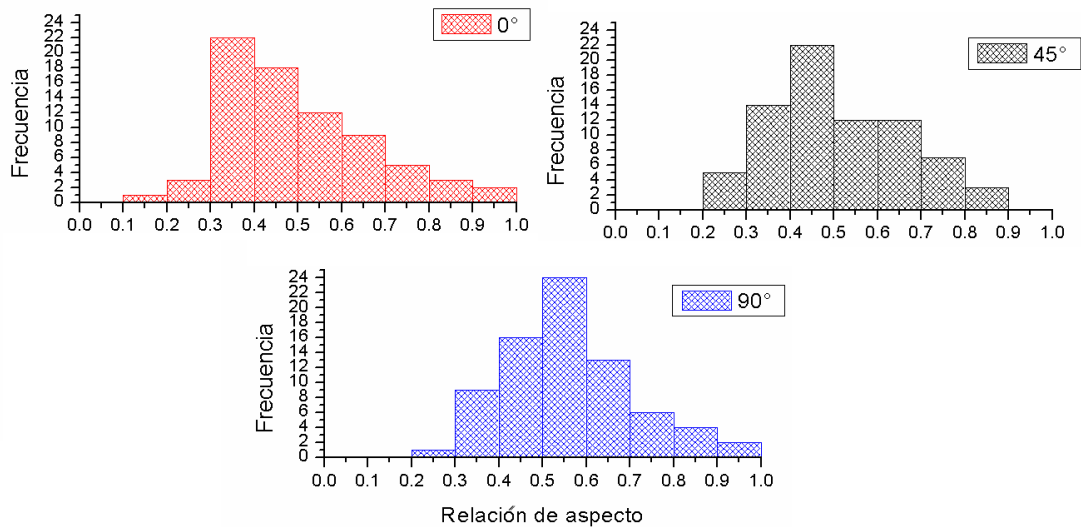


Figura 63. Relación de aspecto del grano ferrítico de cada condición a 0, 45 y 90° respecto la dirección de laminado.

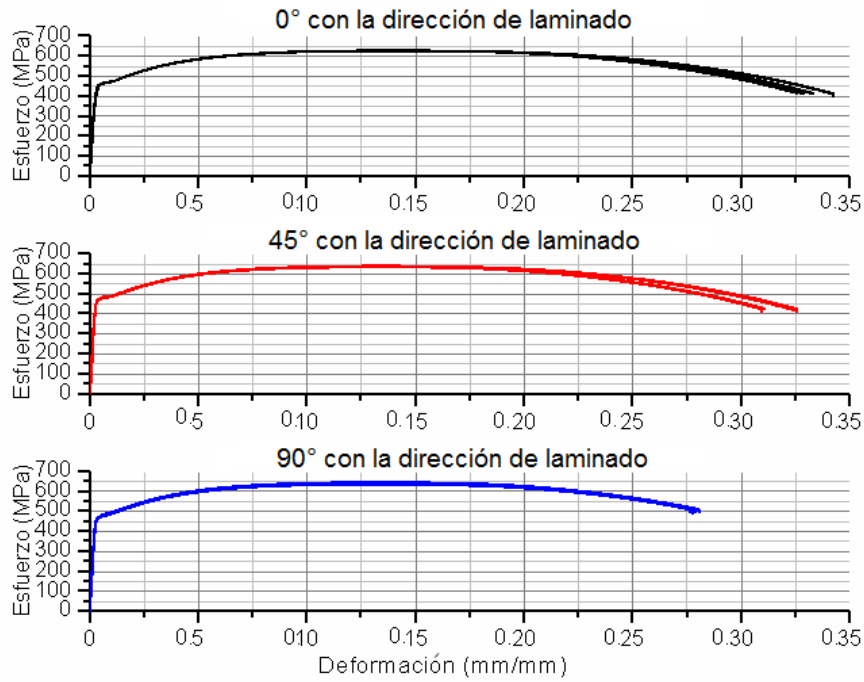


Figura 64. Gráficas de esfuerzo-deformación para las tres direcciones en estudio, 0, 45 y 90 grados respecto a la dirección de laminado.

En la Tabla XV se presenta un comparativo de los valores de esfuerzo de cedencia, esfuerzo de tensión y deformación uniforme en cada una de las direcciones analizadas.

Tabla XV. Valores de esfuerzo de cedencia, tensión y deformación uniforme en cada una de las 3 direcciones respecto al laminado en el metal base.

Esfuerzo de cedencia	Esfuerzo de tensión	Deformación uniforme
0° =460.56 MPa ±0.98	0° =625.29 MPa ±0.70	0° =0.138 ±0.002
45° =475.62 MPa ±2.9	45° =633.79 MPa ±2.27	45° =0.134 ±0.002
90° =472.61 MPa ±3.5	90° =638.42 MPa ±4.05	90° =0.133 ±0.0007

El valor r o coeficiente de Lankford, en un ensayo de tensión describe la relación de las medidas de deformaciones en el ancho y espesor de la probeta antes de que ocurra la estricción [44]. Ver Figura 65. En la Figura 66 se observa el comportamiento de la anisotropía plana Δr a diferentes niveles de deformación.

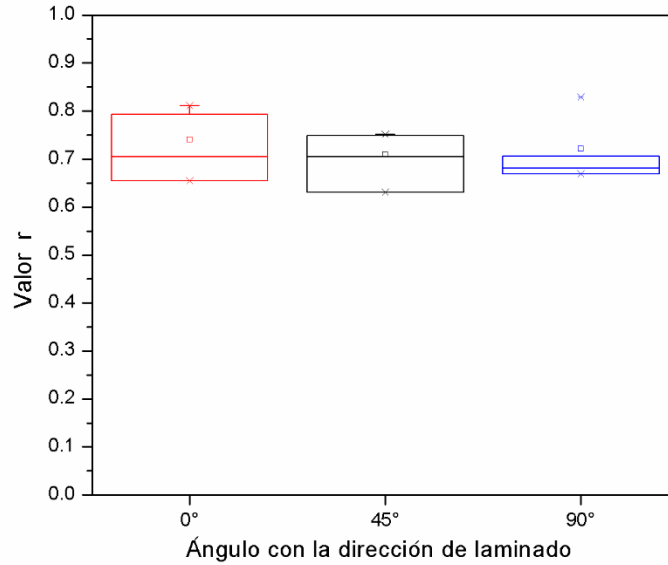


Figura 65. Valor de r respecto a la dirección de laminado: 0, 45 y 90 grados.

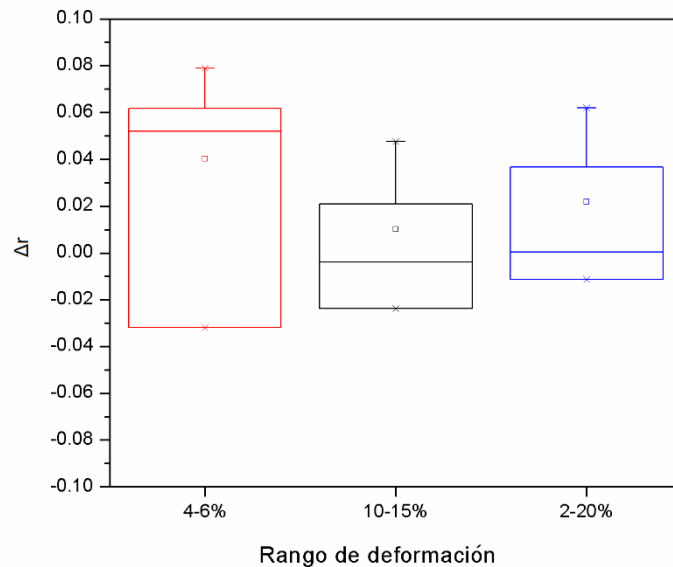


Figura 66. Los valores de anisotropía plana a distintos porcentajes de deformación.

4.1.2. Análisis dilatométrico.

Los resultados del análisis dilatométrico realizado calentando a 5 diferentes temperaturas de entre 760 a 930°C. La microestructura obtenida se muestra en las micrografías de la Figura 67

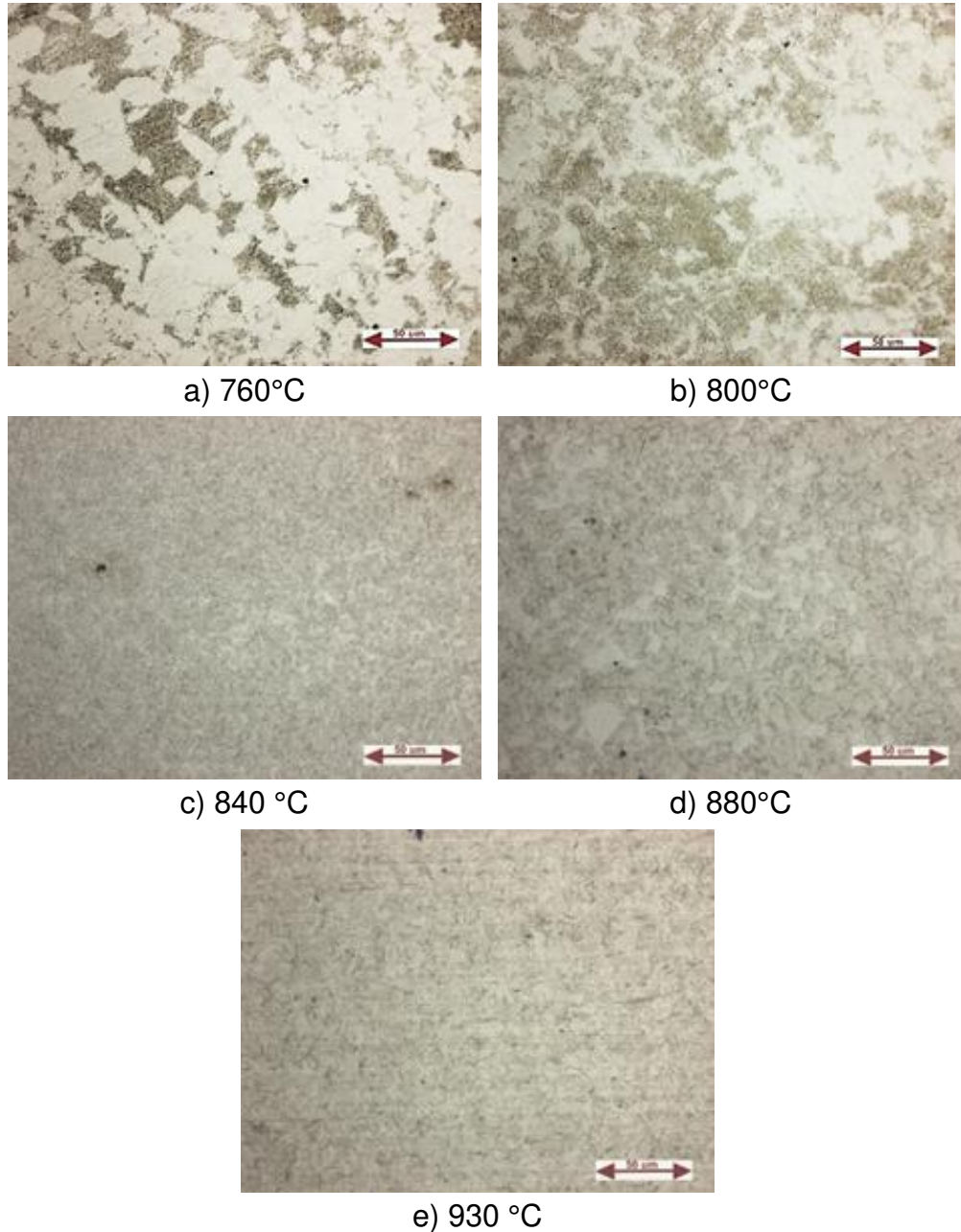


Figura 67. Microestructuras encontradas en cada una de las muestras calentadas a diferentes temperaturas, tomadas a 500X.

En las Figuras 68 y 69 se muestran gráficamente la dilatación en función de la temperatura para cada una de las condiciones analizadas. En la primera se

muestra el calentamiento a las 5 diferentes temperaturas con una velocidad de 2°C/s, en la segunda gráfica se muestran los enfriamientos de éstas a 200°C/s.

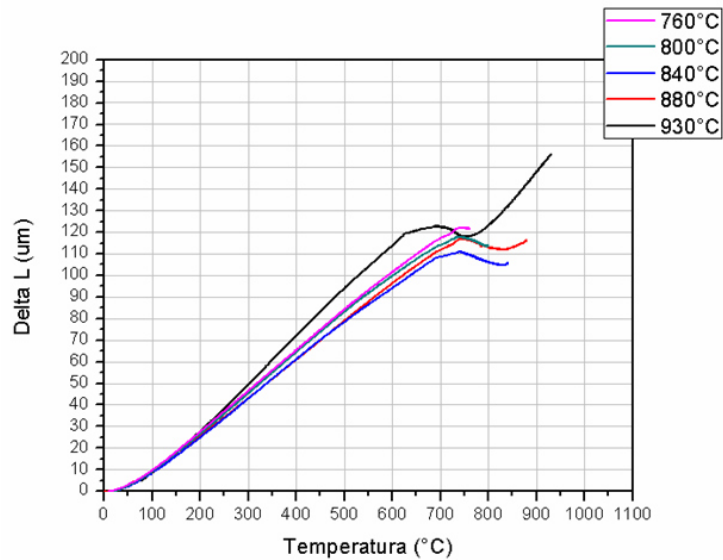


Figura 68. Gráfica de dilatación en función de la temperatura durante el calentamiento.

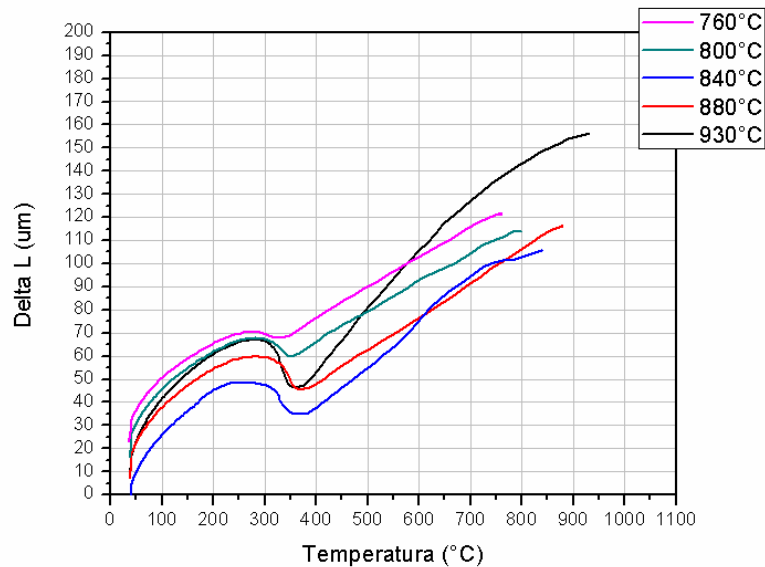


Figura 69. Gráfica de dilatación en función de la temperatura durante el enfriamiento.

En la figura 70, se muestran los valores promedio de dureza en la escala Vickers (HV) encontrados en las muestras de acuerdo con su temperatura de calentamiento:

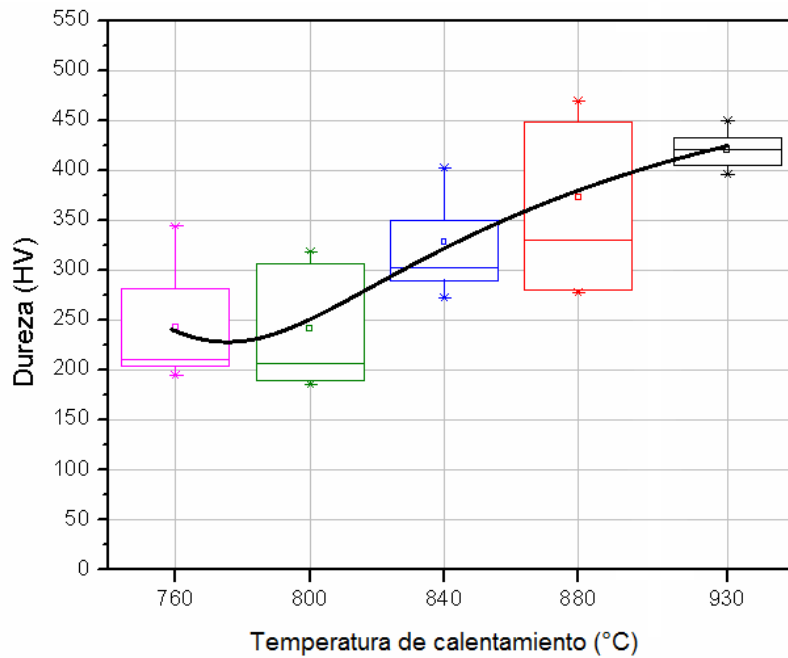


Figura 70. Dureza Vickers HV en función de la temperatura de calentamiento [45].

4.1.3. Evaluación de la relación de las velocidades de enfriamiento y la relación con la microestructura y las propiedades mecánicas

Los resultados de temperatura en cada uno de los 5 puntos en función del tiempo y la distancia al extremo inferior sumergido en agua se muestran en la Figura 71.

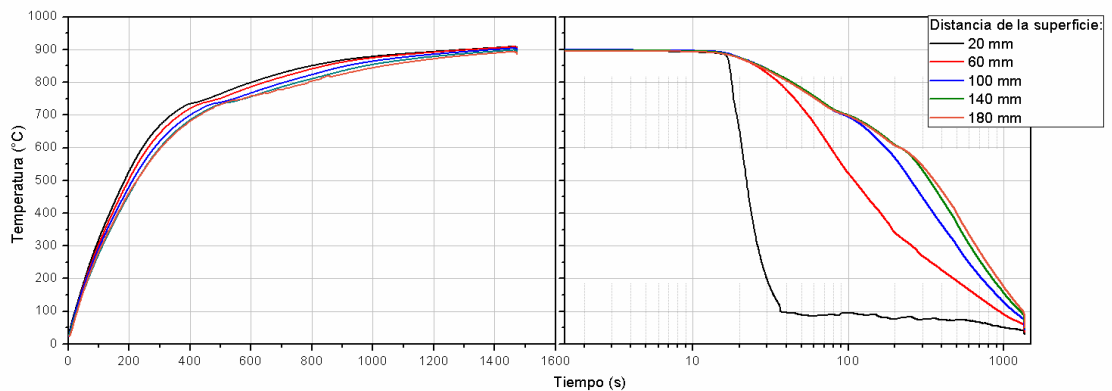


Figura 71. Historial térmico de las placas medidas en 5 puntos desde la superficie.

En la Tabla XVI, se describen las condiciones de enfriamiento incluyendo la velocidad de enfriamiento máxima y la velocidad de enfriamiento promedio de cada uno de los puntos de la placa donde se evaluó la temperatura.

Tabla XVI. Condiciones de enfriamiento en cada uno de los puntos evaluados en la placa longitudinal y transversal.

Condición	20 mm	60 mm	100 mm	140 mm	180 mm
Velocidad máxima, °C/s	98.4-99.2	14-14.8	12.8-13	12.8	14.8
Velocidad promedio, °C/s	29	1.17	0.82	0.74	0.7

Se analizó cada una de las zonas donde se evaluó la resistencia a la tensión. En dirección longitudinal y transversal al laminado, las imágenes se tomaron de la sección transversal de la probeta de tensión, para las placas calentadas y enfriadas en dirección longitudinal y transversal, ver anexo I y II.

Para las placas longitudinal y transversal con tratamiento adicional de envejecido a 150°C por dos horas, ver anexos III y IV, donde se aprecian las microestructuras encontradas de acuerdo a la distancia de la zona templada en agua.

Los resultados de carga y el desplazamiento medido con un extensómetro durante todo el ensayo se utilizaron para calcular el esfuerzo y la deformación real de cada una de las probetas obtenidas de las placas longitudinal y transversal al laminado. A continuación, se muestran los resultados de las placas calentadas y enfriadas, así como también las placas envejecidas, ver Figura 72.

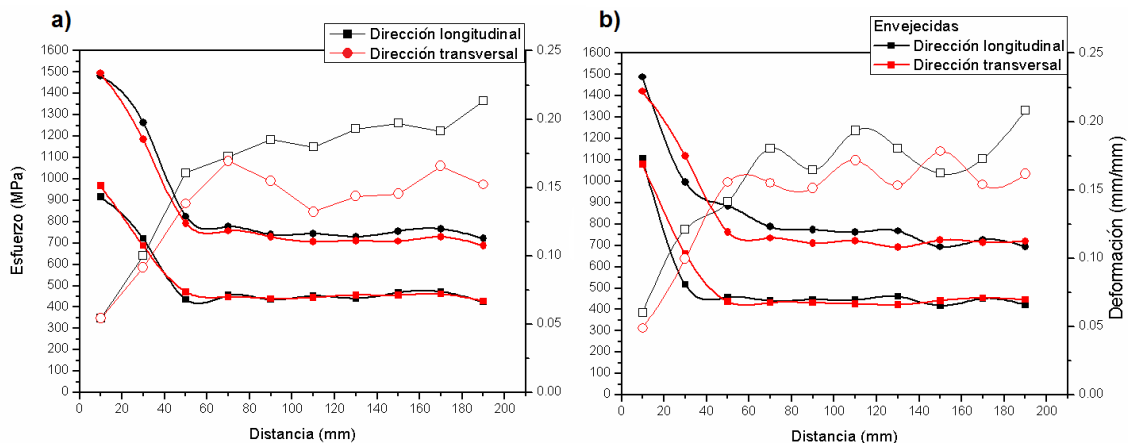


Figura 72. Gráfica esfuerzo de cedencia, máximo y deformación uniforme en función de la distancia de temple a) solamente calentada y b) con tratamiento de envejecido a 150°C por dos horas.

En la Figura 73, se presentan los resultados de la evaluación de dureza en la escala vickers (HV1) en cada una de las muestras donde se evaluó la resistencia a la tensión en las placas transversal y longitudinal.

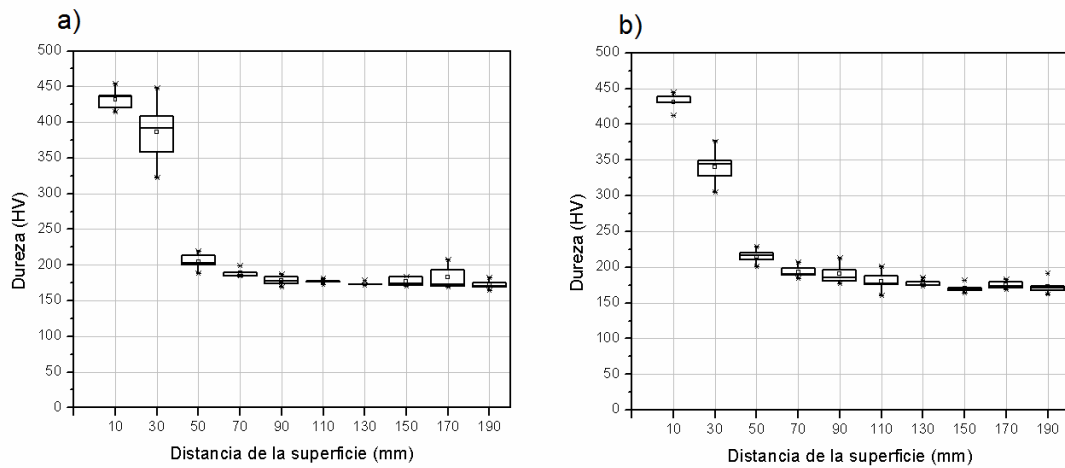


Figura 73. Resultados de las mediciones de dureza vickers en cada una de las probetas evaluadas de la dirección a) transversal y b) longitudinal [45].

Posteriormente dos placas calentadas a la misma temperatura, 900°C enfriadas de la misma posición para una placa longitudinal y transversal se les aplicó un tratamiento de envejecido de 2 horas a 150°C. En la Figura 74, se muestran los resultados de dureza en cada una de las zonas mencionadas.

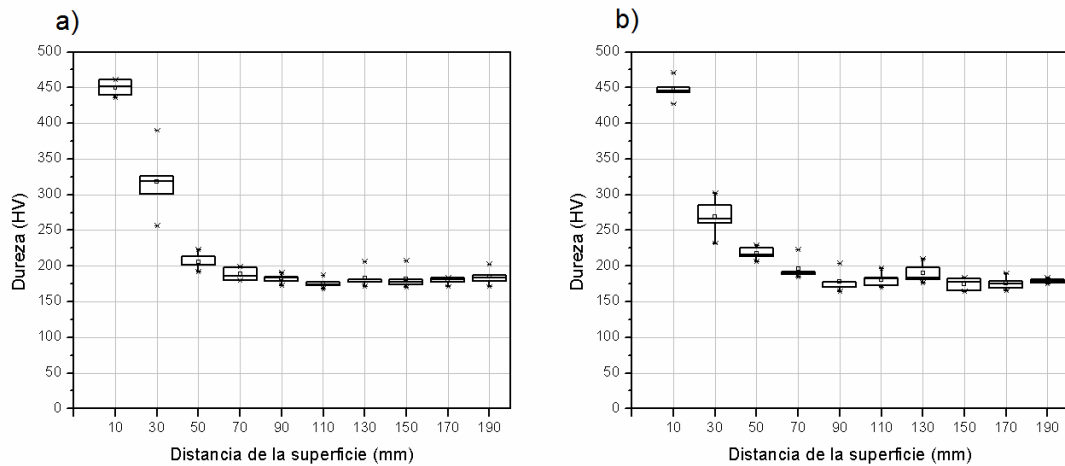
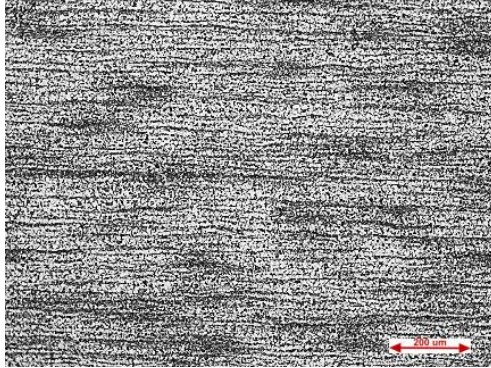


Figura 74. Resultados de las mediciones de dureza Vickers en la dirección a) transversal y b) longitudinal al laminado envejecidas [45].

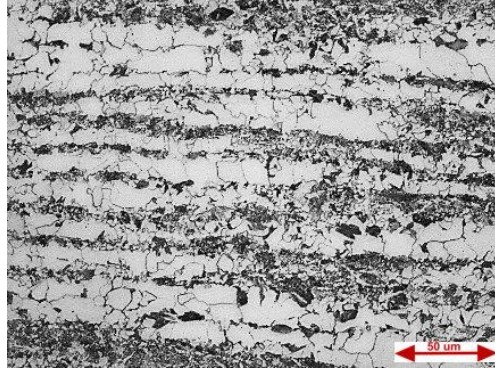
Para el acero convencional después del formado:

4.1.4. Evaluación de tensión a 0°, 45° y 90° respecto a la dirección de laminado.

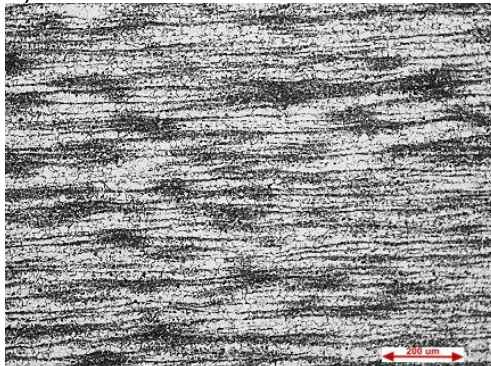
a) Dirección 0° a 100X



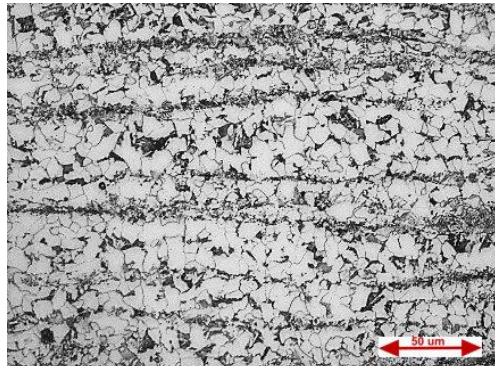
d) Dirección 0° a 500X



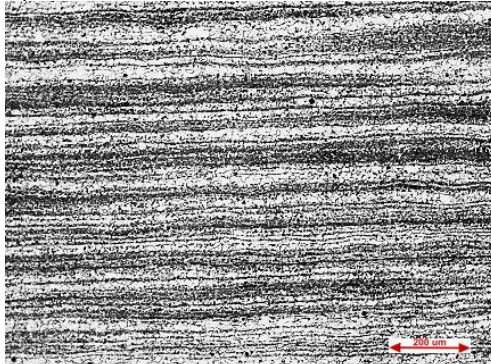
b) Dirección 45° a 100X



e) Dirección 45° a 500X



c) Dirección 90° a 100X



f) Dirección 90° a 500X

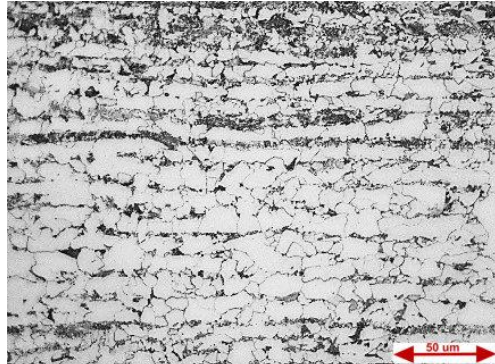


Figura 75. Micrografías de las secciones a 0°, 45° y 90° respecto la dirección de laminado tomadas a 100 y 500X.

Al igual que con el acero en estado de recepción se realizó un análisis microestructural en las tres direcciones en las que se evaluó la resistencia a la tensión en la condición después de formado en la sección plana. En la Figura 75 se muestran las micrografías correspondientes.

Se cuantificó la microestructura en cada una de las direcciones encontrando los valores mostrados en la Tabla XVII:

Tabla XVII. Porcentaje de ferrita y perlita para cada una de las direcciones respecto a la dirección de laminado del acero formado.

Microestructura	a). Dirección 0°	b). Dirección 45°	c). Dirección 90°
Perlita	33%	37%	27%
Ferrita	67%	63%	73%

Analizando la morfología del grano ferrítico en las diferentes direcciones fue posible caracterizar la relación de aspecto, según se muestra en la Figura 76, las gráficas para cada una de las direcciones:

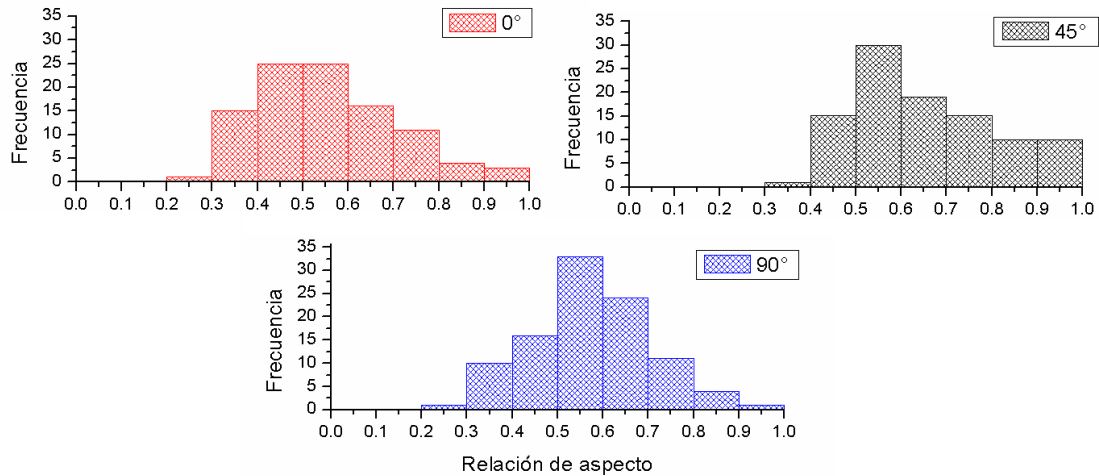


Figura 76. Relación de aspecto del grano ferrítico de cada condición a 0, 45 y 90° respecto la dirección de laminado del acero formado.

El grano ferrítico es más equiaxial con valores cercanos a 1 y es más alargado con valores cercanos a 0. Una vez analizada su microestructura y determinando la morfología del grano ferrítico que, de acuerdo con la gráfica anterior, es más alargado en la dirección a 0° con respecto a la dirección de rolado, posteriormente se presentan las gráficas esfuerzo-deformación en la Figura 77.

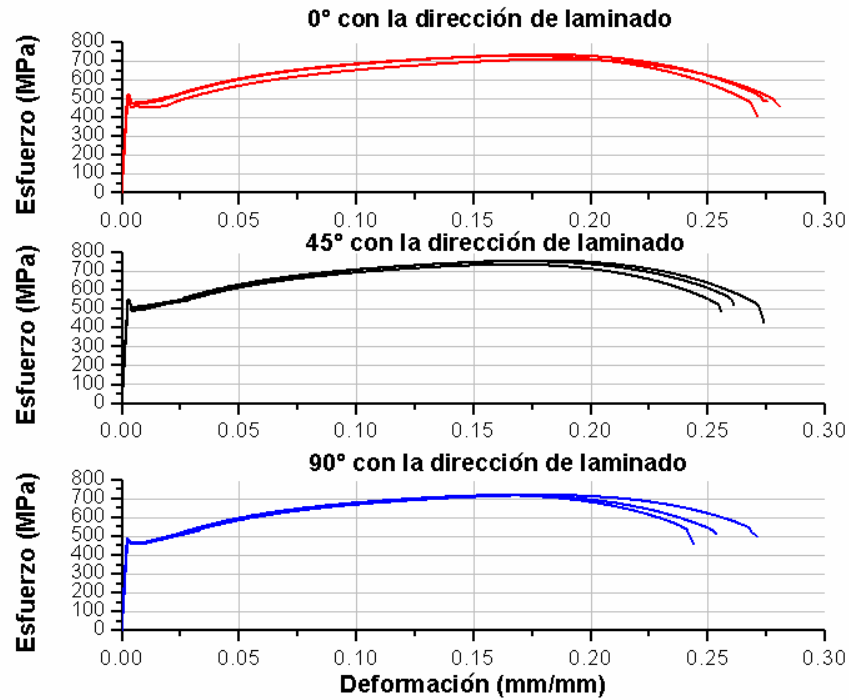


Figura 77. Gráficas de esfuerzo-deformación para las direcciones de 0, 45 y 90 grados respecto a la dirección de laminado en el acero formado.

Se observa que los valores ligeramente más altos de deformación del acero se encuentran al aplicar tensión en la dirección del laminado, tal como se observó antes del proceso de formado. A 45° los valores de resistencia a la cedencia son más altos al igual que el esfuerzo de tensión, esto se puede explicar con la presencia de perlita en mayor proporción. Ver Tabla XVIII.

Tabla XVIII. Valores de esfuerzo de cedencia, tensión y deformación en cada una de las 3 direcciones respecto al laminado del acero formado.

Esfuerzo de cedencia	Esfuerzo de tensión	Deformación uniforme
0° =470.97 MPa ±10	0° =723.53 MPa ±12.35	0° =0.178 ±0.008
45°=504.7 MPa ±8.9	45°=748.63 MPa ±11.16	45° =0.172 ±0.006
90°=464.87 MPa ±4.27	90°=717.29 MPa ±0.6	90° =0.169 ±0.011

4.1.5. Ensayo de impacto Charpy.

Para evaluar la tenacidad el ensayo de impacto Charpy es una prueba ampliamente utilizada. Puesto que es un acero formado la microestructura es similar a la previamente presentada para el ensayo de tensión del acero formado. Y es preciso la evaluación de esta propiedad en cada una de las direcciones respecto a la dirección de laminado.

En la Figura 78 se presentan los resultados energía absorbida en Joules antes de la fractura en prueba de impacto Charpy en tres direcciones respecto al laminado evaluadas a temperatura ambiente (23°C) y a -40°C de acuerdo con las condiciones a las cuales se someterá el componente en servicio.

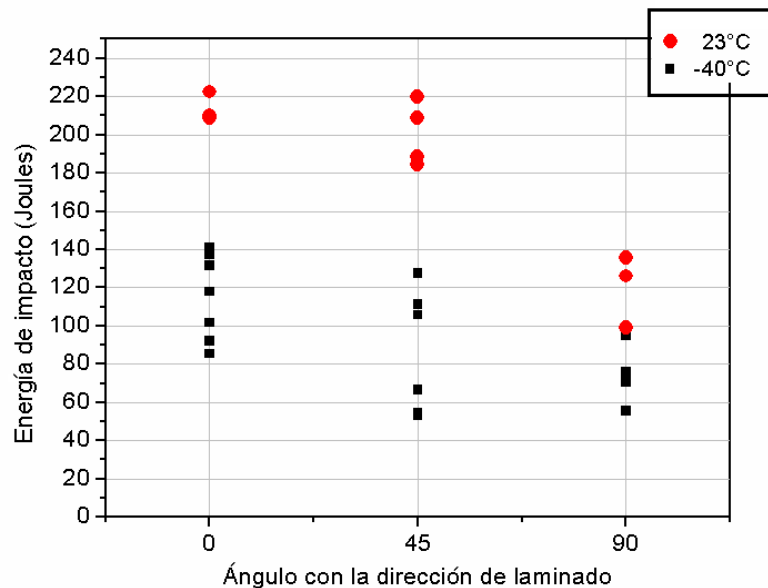


Figura 78. Energía absorbida por impacto para las tres direcciones respecto al laminado a 23°C y -40°C.

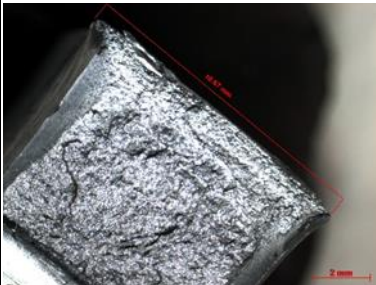
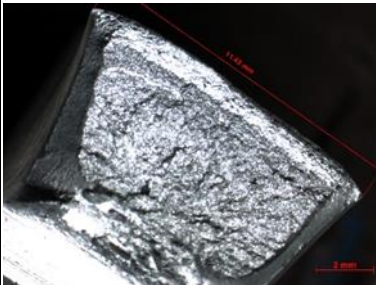
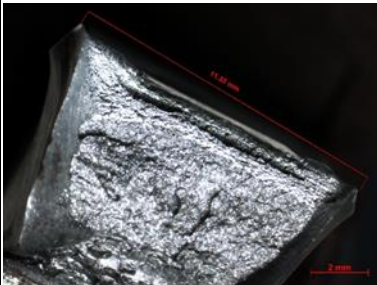
Los resultados de la prueba de impacto Charpy muestran una orientación preferencial marcada por el bandeamiento propio del laminado, con lo cual, a temperatura ambiente se observa de manera más notoria en la dirección a 0° respecto al laminado y aunque esa tendencia se conserva a bajas temperaturas se hace menos severa la orientación preferencial. En la Tabla XIX, se muestran los valores correspondientes a cada una de las direcciones evaluadas a una temperatura de 23°C y a -40°C:

Tabla XIX. Valores de energía absorbida por impacto en cada una de las direcciones respecto al laminado.

Temperatura	Energía a 0°, J	Energía a 45°, J	Energía a 90°, J
23°C	213.7±7.4	200.3±16.7	120.2±18.99
-40°C	117.9±22.1	86.3±32.3	80.5±16.03

La capacidad del acero de absorber energía durante el impacto se relaciona directamente con la deformación de la probeta antes de la fractura, en la Tabla XX, se muestran valores bajo, medio y alto de energía y la correspondiente deformación de la probeta a baja temperatura.

Tabla XX. Macrográficas de probetas ensayadas a impacto Charpy a -40°C en cada una de las direcciones evaluadas con niveles bajos, medios y altos de energía, 10X.

Dirección a 90° (Baja energía)	Dirección a 45° (Media energía)	Dirección a 0° (Alta energía)
		
55 joules.	111 joules.	141 joules.

Se observa en las macrográficas a mayor energía absorbida, mayor deformación mostrada en la sección transversal de la probeta. La sección deformada es la sección posterior a la muesca, o la porción de fractura final o arranque.

4.2. Estudio de los aceros propuestos

La microestructura correspondiente a cada uno de los aceros A1 (convencional), C1 (comercial), E1 (experimental 1) y E2 (experimental 2) estudiados en estado de recepción se presenta en la Figura 79. Las microestructuras correspondientes son ferrítico-perlíticas en diferentes proporciones, en función de su contenido de carbono e influencia de elementos aleantes

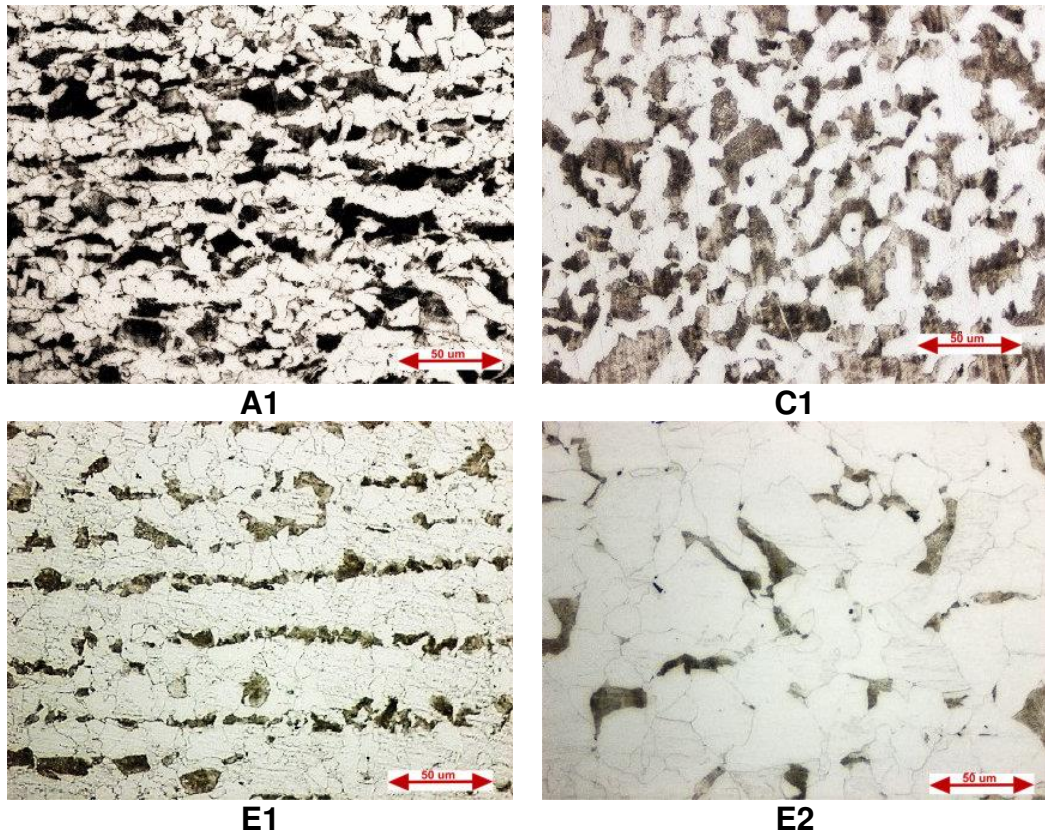


Figura 79. Microestructura de los aceros en estado de recepción, 500X.

La Figura 80 muestra las gráficas de esfuerzo-deformación real de cada uno de los aceros propuestos, evaluados en estado de recepción.

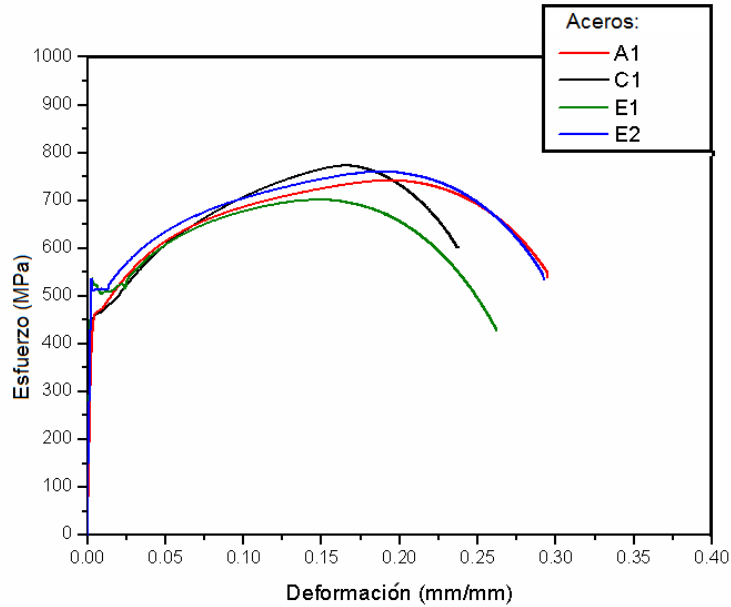


Figura 80. Gráfico de esfuerzo-deformación para los aceros en estudio en estado de recepción.

En la Tabla XXI, se muestran los resultados del ensayo de tensión en cada uno de los aceros. Las propiedades son muy similares, siendo fundamentalmente 3 tipos de aceros. El acero A1 o convencional, es un acero de bajo carbono al manganeso, el acero C1 es un acero de medio carbono microaleado, y los aceros E1 y E2 son aceros de bajo carbono microaleados.

Tabla XXI. Valores de esfuerzo a la cedencia, esfuerzo de tensión y deformación de los aceros estudiados en estado de recepción.

Acero	Esfuerzo de cedencia, MPa	Esfuerzo de tensión, MPa	Deformación, mm/mm
A1	467.29	741.57	0.295
C1	441.51	772.79	0.238
E1	504.48	701.13	0.262
E2	510.65	760.60	0.293

En la Figura 81 se muestra la dureza de cada uno de los aceros, la cual, es hasta este momento consistente con el contenido de carbono.

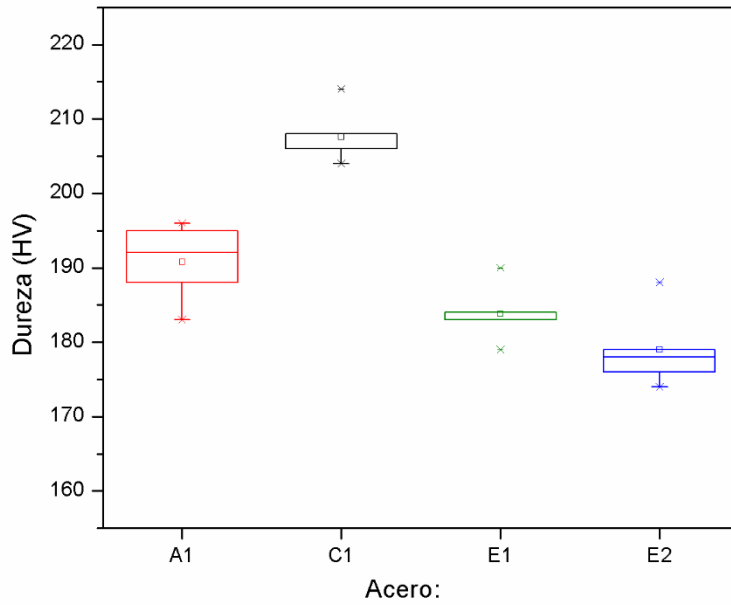


Figura 81. Dureza de los aceros en estudio en su estado de recepción.

4.2.1. Análisis de dilatometría

A continuación, se muestran las gráficas de enfriamiento continuo de cada acero propuesto, exceptuando el acero convencional.

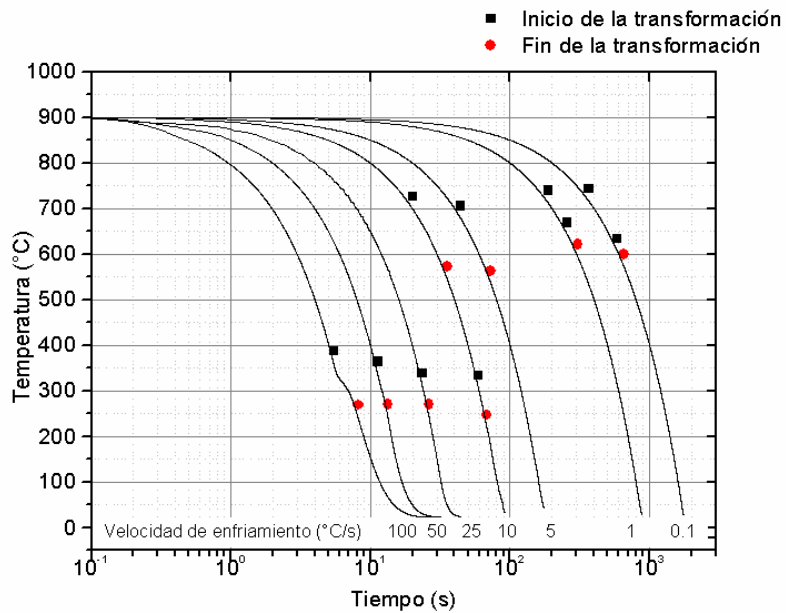


Figura 82. Diagrama de enfriamiento continuo para el acero C1 calentado a 900°C.

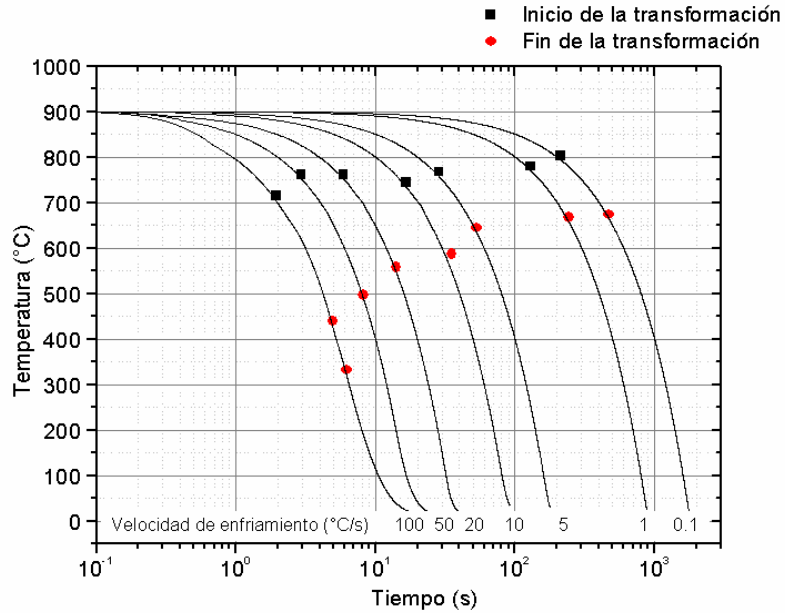


Figura 83. Diagrama de enfriamiento continuo para el acero E1 calentado a 900°C.

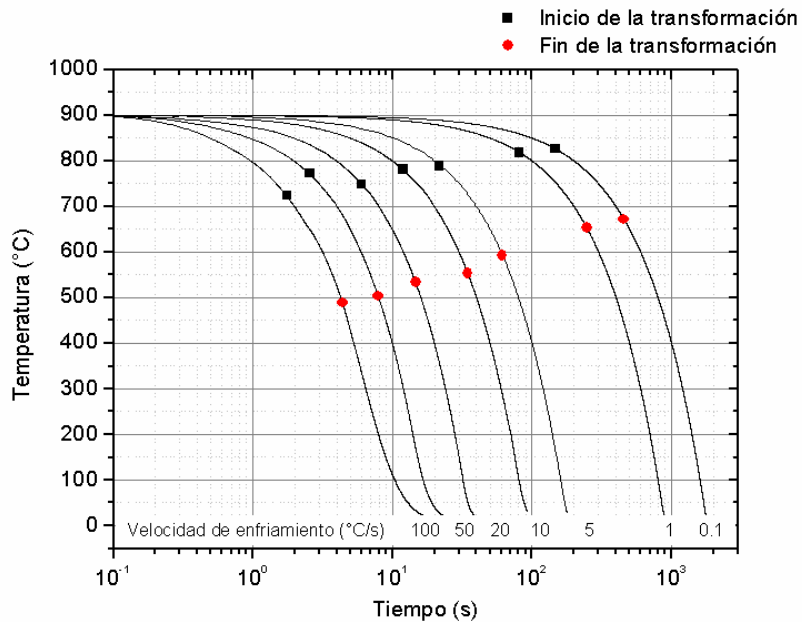


Figura 84. Diagrama de enfriamiento continua para el acero E2, calentado a 900°C.

El acero C1, ver Figura 82, presentó transformaciones martensíticas en velocidades de enfriamiento iguales o mayores a 10°C/s. El acero E1, ver Figura 83, con un contenido de carbono de 0.10% solo presentó una transformación martensítica parcial al ser enfriado a 100°C/s. El acero E2 por su parte, al ser el

del menor contenido de carbono, 0.08%, se exenta de este tipo de transformaciones, ver Figura 84.

Las temperaturas de transformación encontradas en estos aceros enfriados en el rango de 0.1 a 100 °C/s con sus respectivos tiempos se presentan en las siguientes Tablas. Para el acero comercial, ver Tabla XXII.

Tabla XXII. Temperaturas de inicio y fin de transformación del acero C1.

Velocidad enfriamiento (°C/s)	Temperatura de transformación		Tiempo de transformación	
	Inicio (°C)	Fin (°C)	Inicio (s)	Fin (s)
100	360.5	241.8	5.48	8.17
50	337.4	242.7	11.27	13.33
25	311.9	242.2	23.53	26.31
10	698.5	545.5	20.15	35.47
	305.8	219.5	59.45	68.2
5	677.8	536	44.44	72.78
1	711.7		188.03	
	641.7	593.3	258.1	306.53
0.5	716		367.84	
	605.7	572.1	588.28	655.6

Para el acero E1 se muestran las temperaturas de transformación en la Tabla XXIII:

Tabla XXIII. Temperaturas de inicio y fin de transformación del acero E1.

Velocidad enfriamiento (°C/s)	Temperatura de transformación		Tiempo de transformación	
	Inicio (°C)	Fin (°C)	Inicio (s)	Fin (s)
100	705.1	430.1	1.95	4.94
		323		6.2
50	752.3	488.1	2.94	8.24
25	752.4	548.6	5.88	14.06
10	734.3	578.3	16.56	35.18
5	757.9	635.1	28.42	53
1	770.2	657.9	129.8	242.44
0.5	793.5	663.8	212.96	472.34

Finalmente, el acero E2 tiene las temperaturas de transformación y sus respectivos tiempos en la Tabla XXIV.

Tabla XXIV. Temperaturas de inicio y fin de transformación del acero E2.

Velocidad enfriamiento (°C/s)	Temperatura de transformación		Tiempo de transformación	
	Inicio (°C)	Fin (°C)	Inicio (s)	Fin (s)
100	724.2	489.2	1.76	4.4
50	772.5	503	2.55	7.94
25	749.1	533.2	6.02	14.68
10	781.1	553.5	11.88	34.66
5	789	592.5	21.71	61.01
1	818.2	653.4	81.2	246.55
0.5	826.7	672.1	146.52	455.62

En la Figura 85, se muestran algunas de las micrográficas de los aceros estudiados desde su estado de recepción, calentamiento a 900°C y enfriado a 100, 10 y 0.1 °C/s. El acero C1 al tener un mayor contenido de carbono (0.27%) tiene, por tanto, una fracción perlítica sustancialmente mayor. Los aceros E1 y E2, por el contrario, debido a su bajo contenido de carbono, menor al 0.10% presentan una baja fracción perlítica. El grano ferrítico se observa ligeramente mayor en el acero E2. Esto se ve reflejado en las durezas resultantes de cada una de las condiciones descritas, ver Tabla XXV. Los valores del acero C1 alcanzan los 534 HV, mientras que en los otros dos aceros no superan los 250 HV.

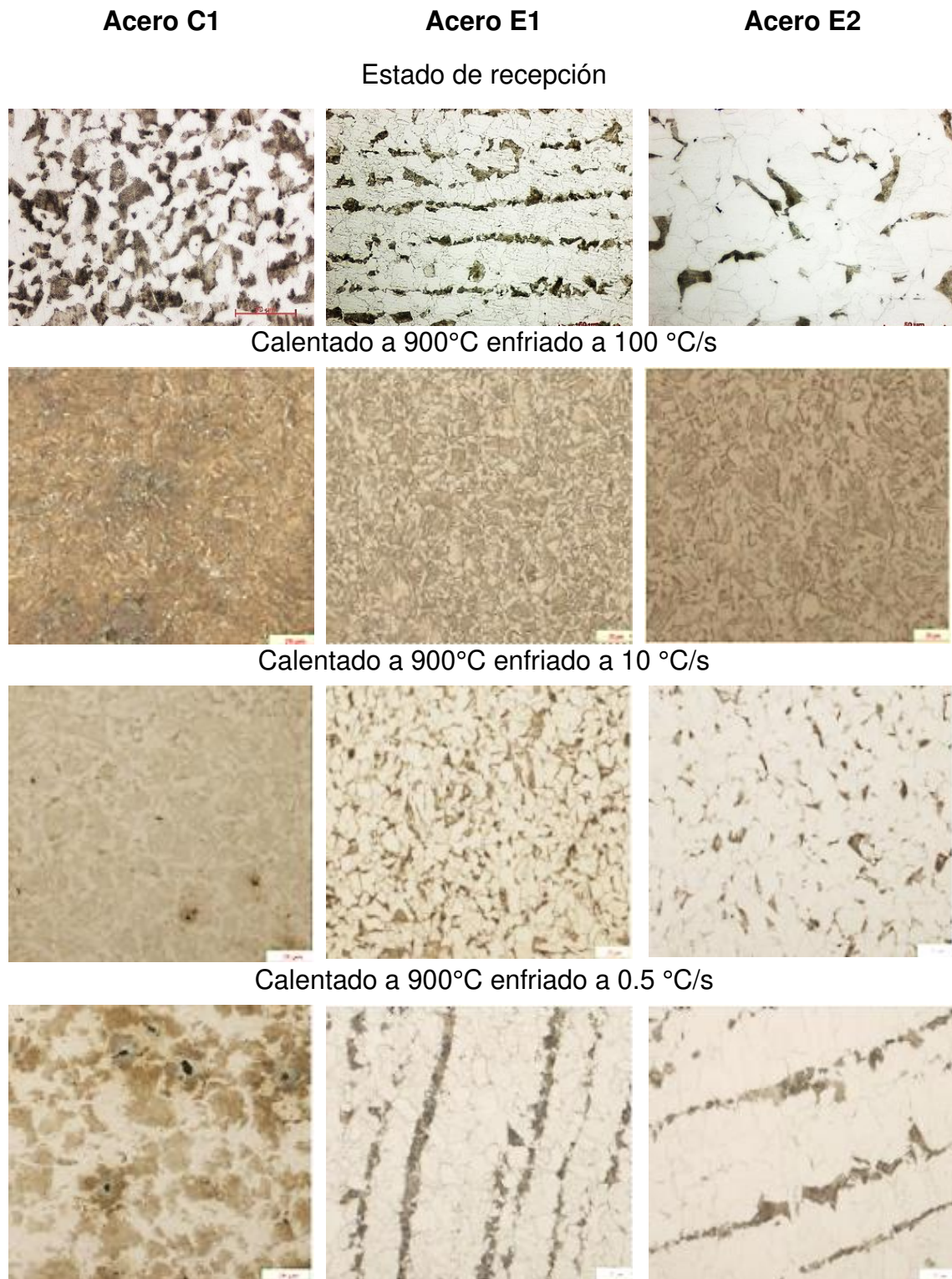


Figura 85. Microestructura de los aceros calentados a 900°C y enfriados a 100, 10 y 0.5 °C/s, 500X.

Tabla XXV. Valores de dureza en las muestras enfriadas a las distintas velocidades para cada uno de los aceros.

Velocidad de enfriamiento	Acero C1	Acero E1	Acero E2
	Dureza (HV 0.2)		
100 °C/s	534.3	210.6	245.2
50 °C/s	456	201.6	215.7
25 °C/s	409.5	178.1	183.6
10 °C/s	294.4	164.8	174.7
5 °C/s	273.7	160	167.3
1 °C/s	241.7	157.3	151.8
0.1 °C/s	229	151.9	144

4.2.2. Análisis de crecimiento de grano.

En la Tabla XXVI se muestran los valores dimensionales del tamaño de grano austenítico en cada acero evaluado con distintas temperaturas, desde 850°C hasta 1100°C.

Tabla XXVI. Resultados de tamaño de grano austenítico respecto a la temperatura de austenización aplicada.

Temperatura Austenización (°C)	Tamaño de grano promedio	
	Acero C1, um	Acero E2, um
850	7.6	13.6
900	8	13.6
950	10	16.9
1000	15	19.2
1050	17.5	20.7
1100	35.8	24.6

El análisis del tamaño de grano indica en primer lugar claras diferencias en el tamaño de grano austenítico inicial. Para el acero E2 es casi el doble del promedio del tamaño de grano del acero C1. El crecimiento de grano, condicionado por la composición química, níquel, vanadio, titanio, molibdeno principalmente como limitadores de crecimiento de grano a altas temperaturas parecen tener un efecto más evidente en el acero E2 que aun teniendo un tamaño de grano inicial mayor, tiende a mantener el tamaño de grano por encima de los 1050 °C, donde el acero C1 se dispara abruptamente alcanzando los 35

micrómetros de tamaño promedio, mientras que en el acero E2 alcanza apenas los 24.6 micrómetros de tamaño promedio. Ver Figura 86.

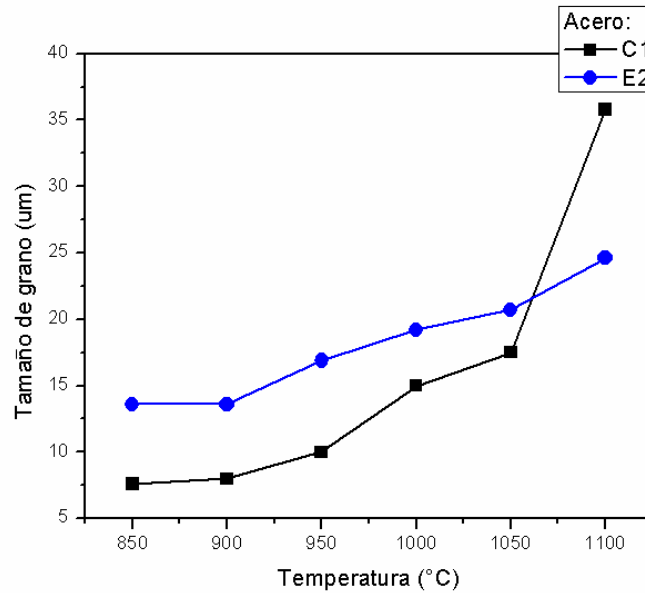


Figura 86. Tamaño de grano en función de la temperatura para cada acero.

4.2.3. Influencia de la temperatura de calentamiento y velocidad de enfriamiento en la microestructura y dureza de los 2 aceros experimentales

Las primeras muestras se calentaron a 950°C y se templaron en agua para los dos aceros propuestos. En la Figura 87 se muestran las micrografías.

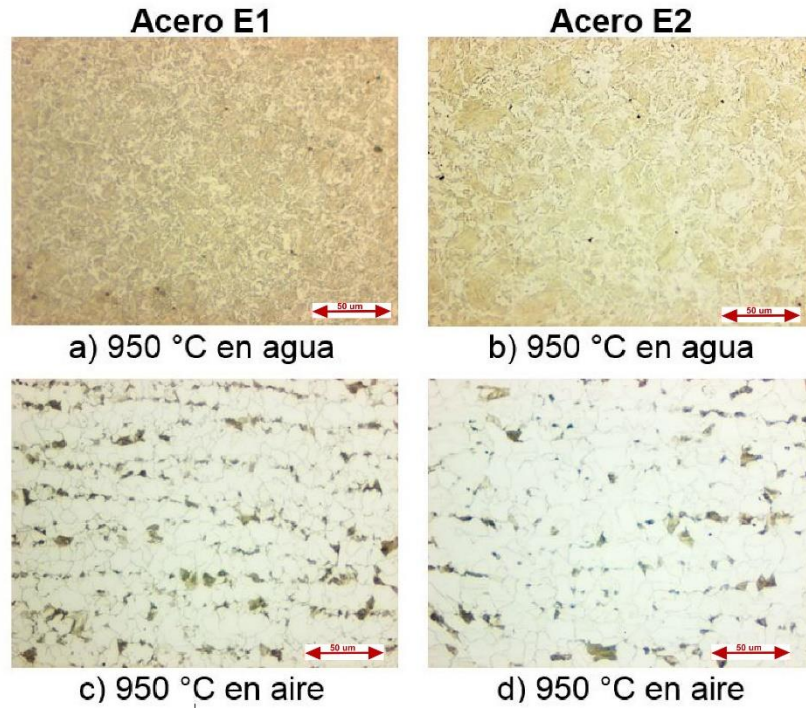


Figura 87. Microestructura de los aceros calentados a 950°C, a y b enfriados en agua mientras que c y d se enfriaron al aire, 500X.

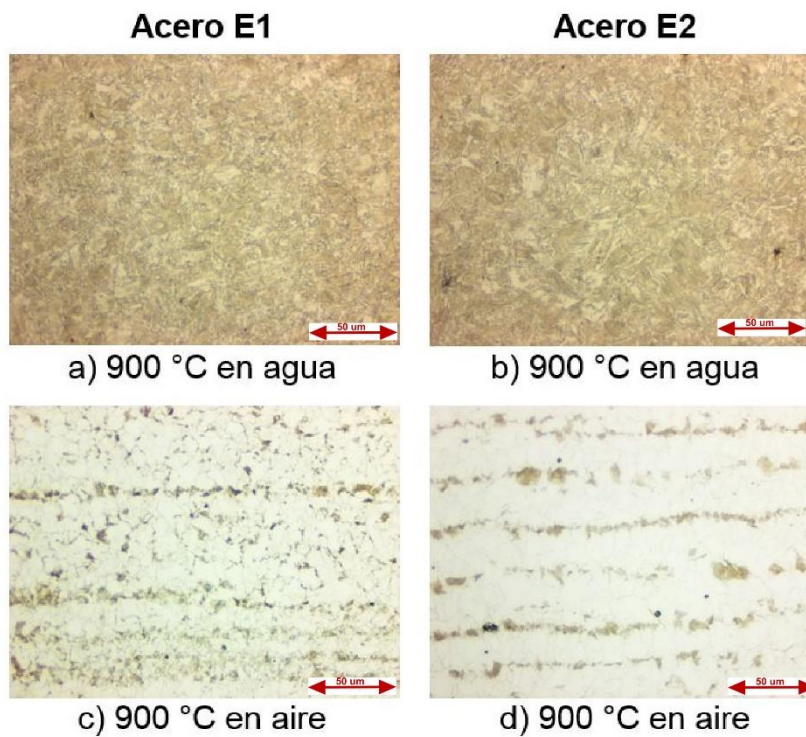


Figura 88. Microestructura de los aceros calentados a 900°C, a y b enfriados en agua mientras que c y d se enfriaron al aire, 500X.

En la Figura 88 se aprecian las micrografías de las muestras calentadas a 900°C aun con una austenización completa.

En las micrografías de las muestras calentadas a 850, ver Figura 89, ya se observan diferencias respecto a las anteriores principalmente para las muestras templadas en agua.

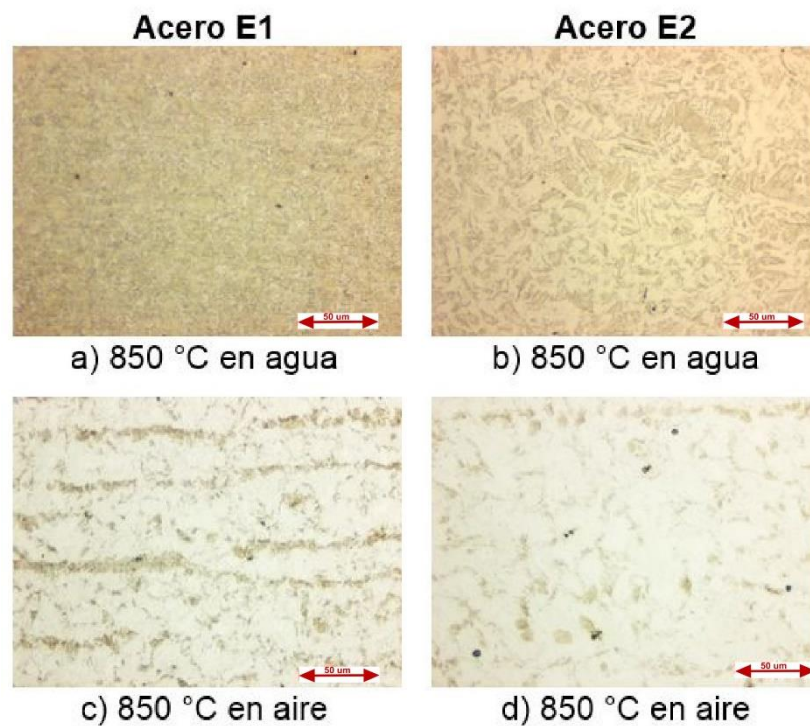


Figura 89. Microestructura de los aceros calentados a 850°C, a y b enfriados en agua mientras que c y d se enfriaron al aire, 500X.

En las micrografías de la Figura 90 se observa ya una austenización claramente incompleta correspondiente a las muestras calentadas a 800°C.

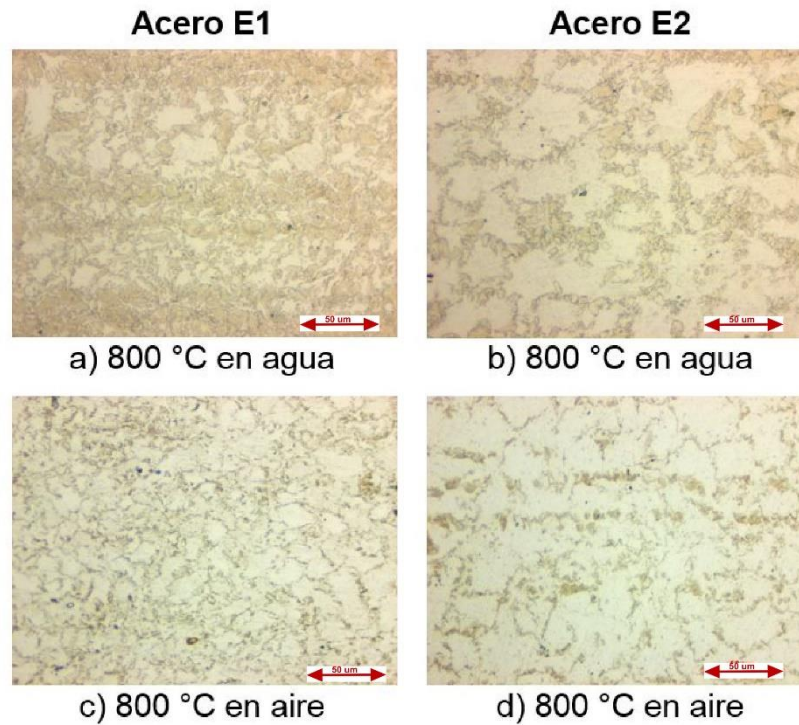


Figura 90. Microestructura de los aceros calentados a 800°C, a y b enfriados en agua mientras que c y d se enfriaron al aire, 500X.

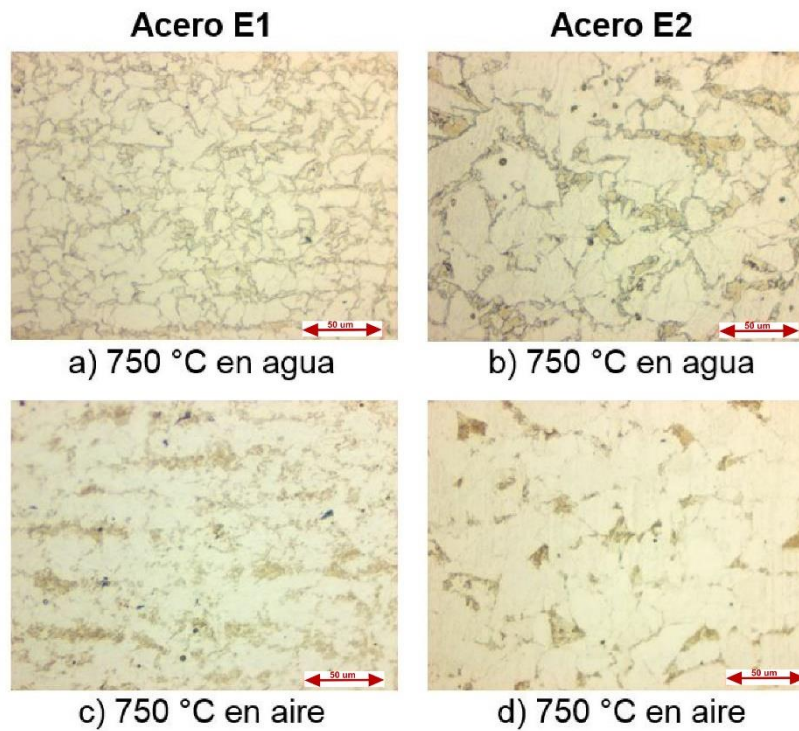


Figura 91. Microestructura de los aceros calentados a 750°C, a y b enfriados en agua mientras que c y d se enfriaron al aire, 500X.

En las micrografías de la Figura 91 especialmente las enfriadas en agua se observa una muy ligera proporción de transformación martensítica, muestra de la baja austenización alcanzada a los 750°C.

En la gráfica de la Figura 92, se muestran los valores de dureza en la escala Vickers de los aceros E1 y E2 correspondientes a cada temperatura de austenización antes mencionadas templadas en agua.

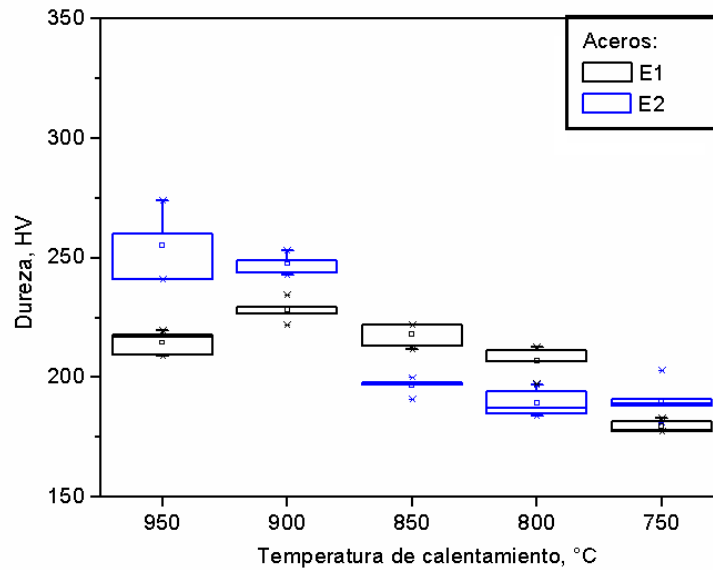


Figura 92. Dureza HV en función de la temperatura de calentamiento para cada uno de los dos aceros en estudio enfriados en agua.

En la gráfica de la Figura 93 se muestran los valores de dureza correspondientes a las muestras enfriadas al aire libre. Se observa que a menor temperatura de austenización es mayor la dureza resultante, por lo que infiere una pérdida de dureza con el calentamiento a mayor temperatura y el enfriamiento lento al aire libre.

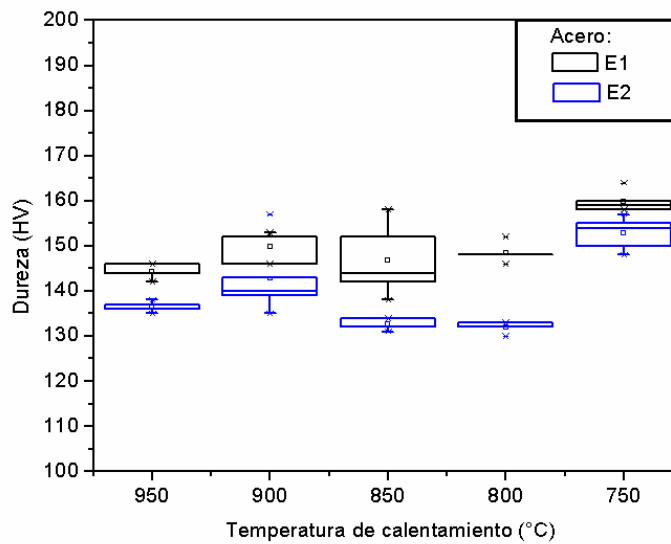


Figura 93. Dureza HV en función de la temperatura de calentamiento para cada uno de los dos aceros en estudio enfriados al aire.

La dureza se relaciona directamente con el porcentaje de carbono en los aceros, con excepción del acero E1 calentado a 900 y 950 °C enfriado en agua.

4.2.4. Simulación de precipitados mediante FACTSAGE.

En la Figura 93, se muestran las curvas de precipitación del acero C1.

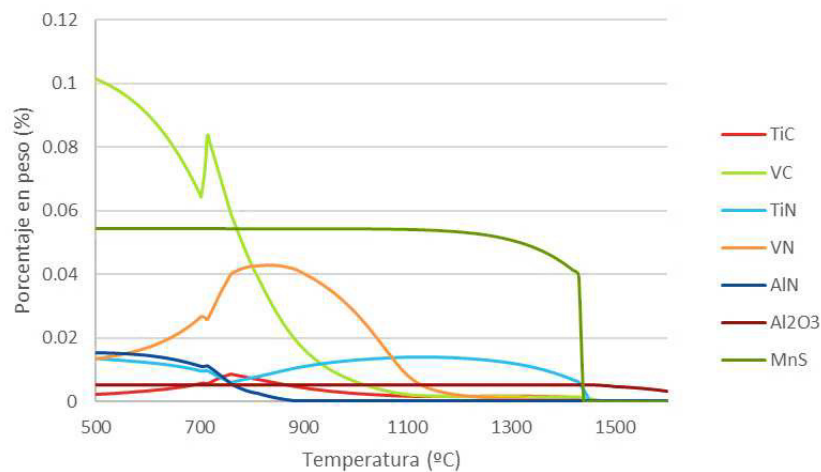


Figura 94. Simulación de fracción de precipitados en el acero C1 en función de la temperatura, Factsage®.

Se observa una importante presencia de sulfuros de manganeso MnS, cuya precipitación se mantiene constante hasta temperaturas cercanas a los 1500°C. Una mayor porción de carburos de vanadio VC, precipitan por encima de los 900 °C, junto con el nitruro de aluminio AlN pero en menor cantidad este último. El nitruro de titanio TiN precipita desde la zona líquida.

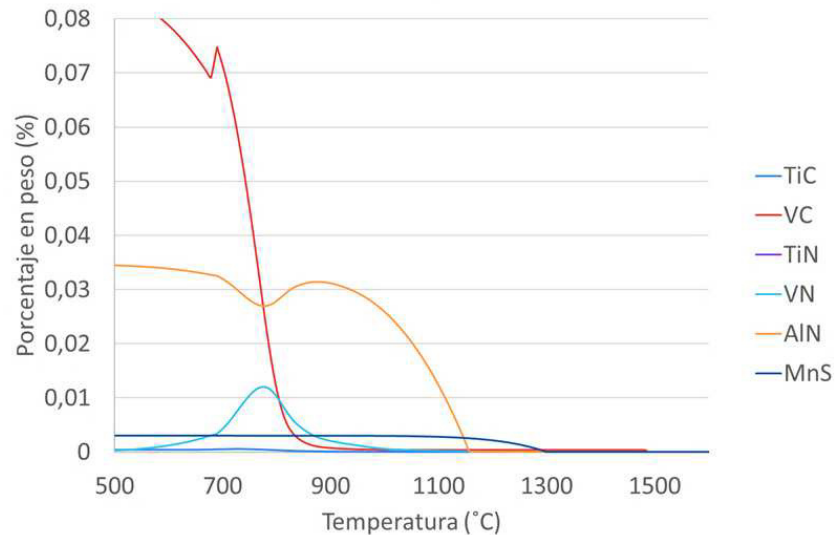


Figura 95. Simulación de fracción de precipitados en el acero E1 en función de la temperatura, Factsage ®.

El acero E1 como se observa en la Figura 95, tiene como precipitado mayoritario por debajo de los 900°C el carburo de vanadio VC. En cantidad le sigue el nitruro de aluminio que precipita desde aproximadamente los 1200°C y en menor cantidad los carburos de vanadio que tienen su punto máximo cerca de los 800°C y en menor proporción, pero de manera más constante los sulfuros de manganeso MnS.

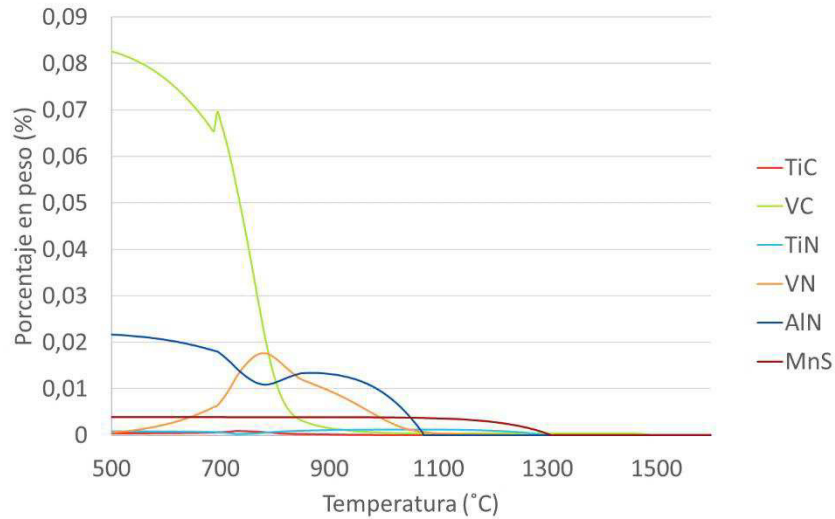


Figura 96. Simulación de fracción de precipitados en el acero E2, Factsage ®.

El acero E2, ver Figura 96, por su parte, muestra un comportamiento muy similar al acero E1, con precipitaciones de carburos de vanadio VC, nitruros de aluminio AlN y nitruros de vanadio VN por orden de mayor a menor proporción. Precipitando a temperaturas de 900°C, 1100°C y 1050°C respectivamente.

4.3. Estudio de deformación a alta temperatura

4.3.1. Ensayo de tensión en caliente.

En el ensayo de tracción en caliente realizado en la máquina universal con un horno de resistencias utilizando un gas inerte para evitar la oxidación se obtuvieron gráficas esfuerzo-deformación en cada una de las diferentes temperaturas desde los 700°C hasta los 950°C.

En la Figura 97, se observa las gráficas correspondientes al acero C1, con un esfuerzo máximo apenas superior a los 120 MPa a la temperatura más baja. La mayor deformación soportada por el acero fue a los 950°C con casi 0.4. El acero E1 por su parte presentó un esfuerzo máximo de tensión de casi 105 MPa a los 700°C y a 950°C presentó su máxima deformación con 0.375, ver Figura 98.

El acero E2 presentó un esfuerzo máximo a la tensión de apenas 95 MPa a 700°C y la deformación máxima fue de 0.375 mm/mm, pero esta vez a 750 °C. Ver Figura 99.

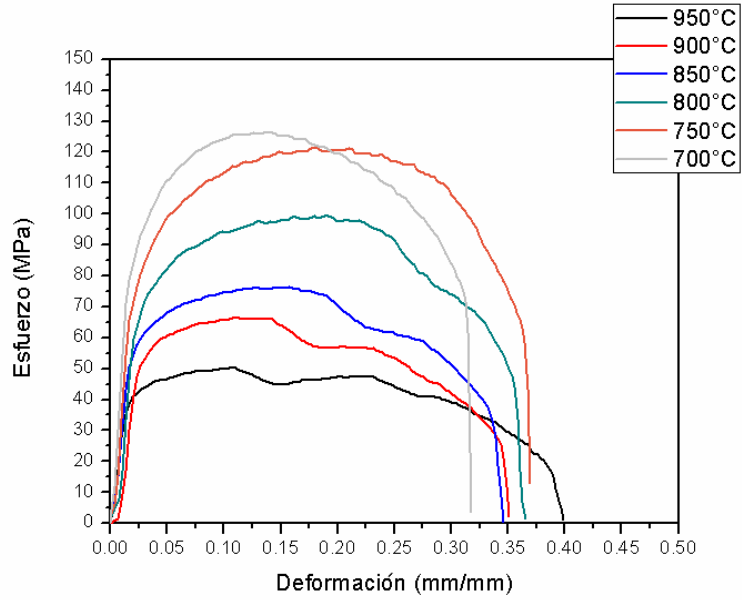


Figura 97. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero C1 evaluado a diferentes temperaturas.

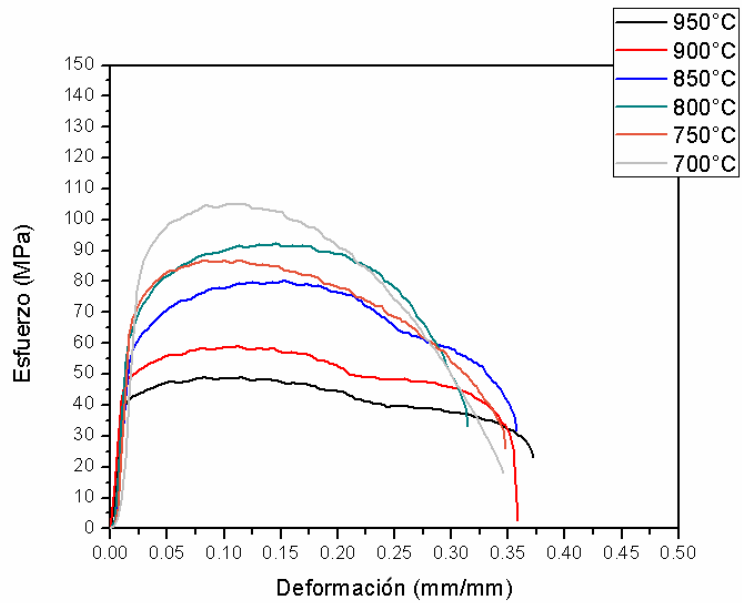


Figura 98. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E1, evaluado a diferentes temperaturas.

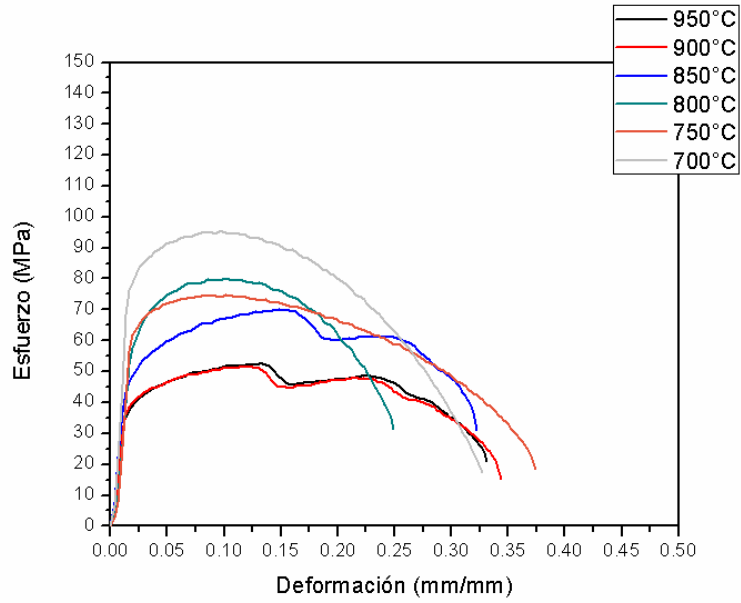


Figura 99. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E2, evaluado a diferentes temperaturas.

En la Figura 100, se muestran las gráficas de la reducción de área y la deformación en función de la temperatura para los tres aceros.

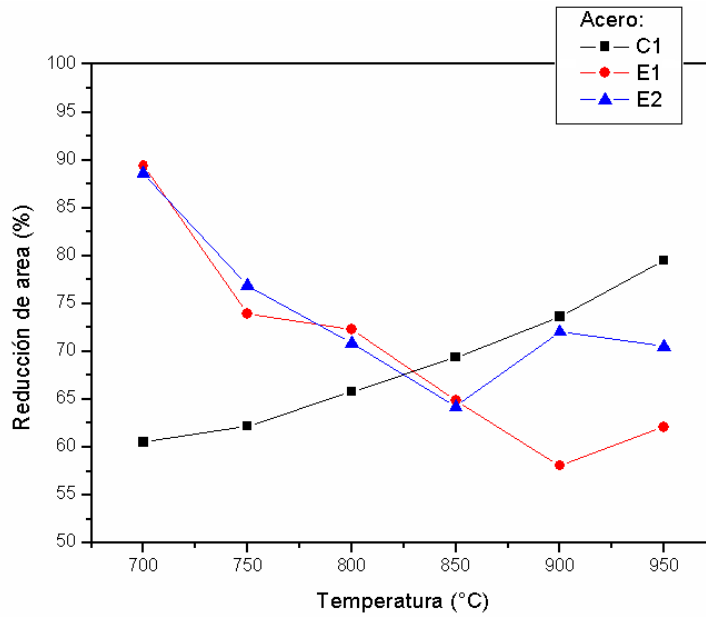


Figura 100. Reducción de área medida para cada uno de los aceros en función de la temperatura de ensayo.

En la Figura 101 se presenta deformación final de cada uno de los aceros en función de la temperatura.

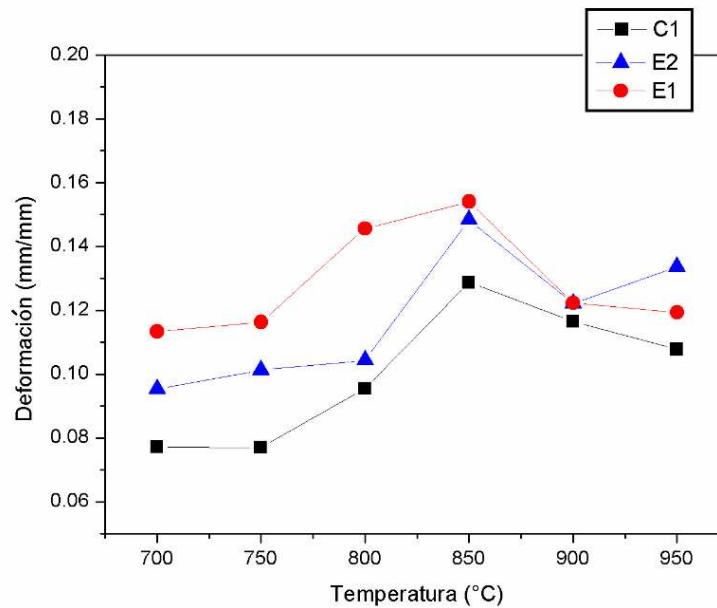


Figura 101. Deformación uniforme de cada uno de los aceros en función de la temperatura.

Los aceros E1 y E2 difieren claramente del acero C1. A mayor temperatura menor reducción de área, mientras que lo contrario pasa en el acero comercial. En la deformación uniforme los aceros E1 y E2 tienen una menor capacidad de deformarse por debajo de los 900°C y a esta temperatura se comportan de manera muy similar. Por encima de los 950°C es el acero E2 el que acepta una mayor deformación.

4.3.2. Ensayo de compresión en caliente.

Las curvas de fluencia en caliente, con velocidad de deformación verdadera constante de 0.001, 0.01 y 0.1 s⁻¹ en función de la temperatura se muestran en las figuras 102, 103 y 104 respectivamente.

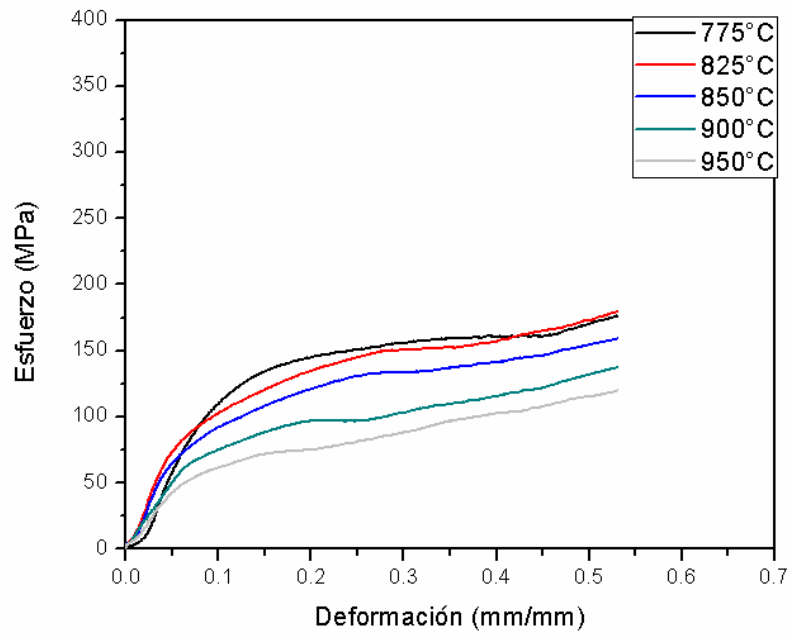


Figura 102. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero C1, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.001s^{-1}$.

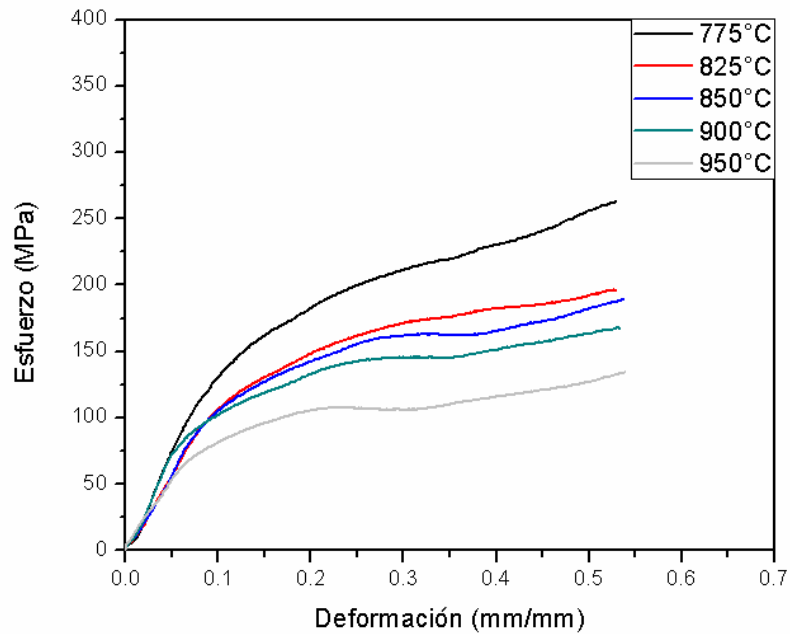


Figura 103. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero C1, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.01s^{-1}$.

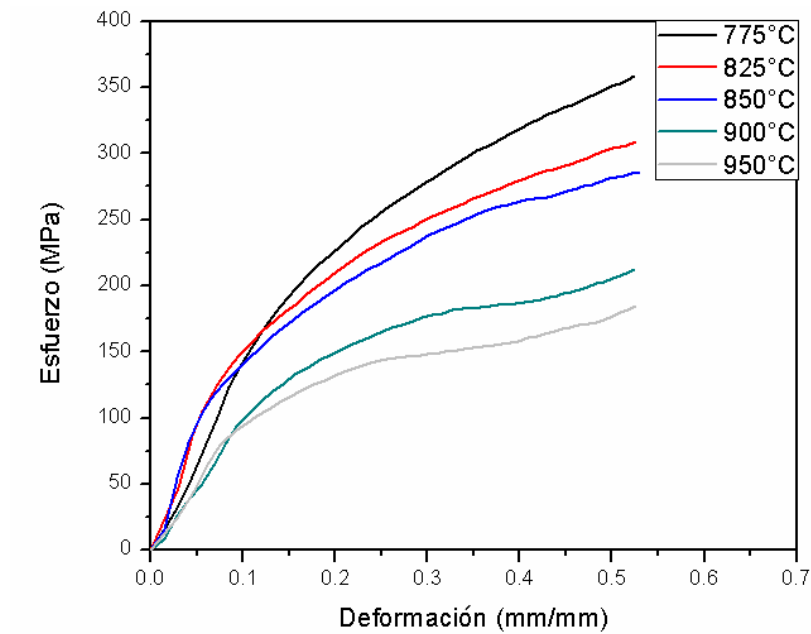


Figura 104. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero C1, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.1\text{ s}^{-1}$

A continuación, se muestran las curvas del acero E1 con las mismas condiciones de temperatura y velocidad de deformación de 0.001, 0.01 y 0.1 s^{-1} , ver figuras 105, 106 y 107 respectivamente:

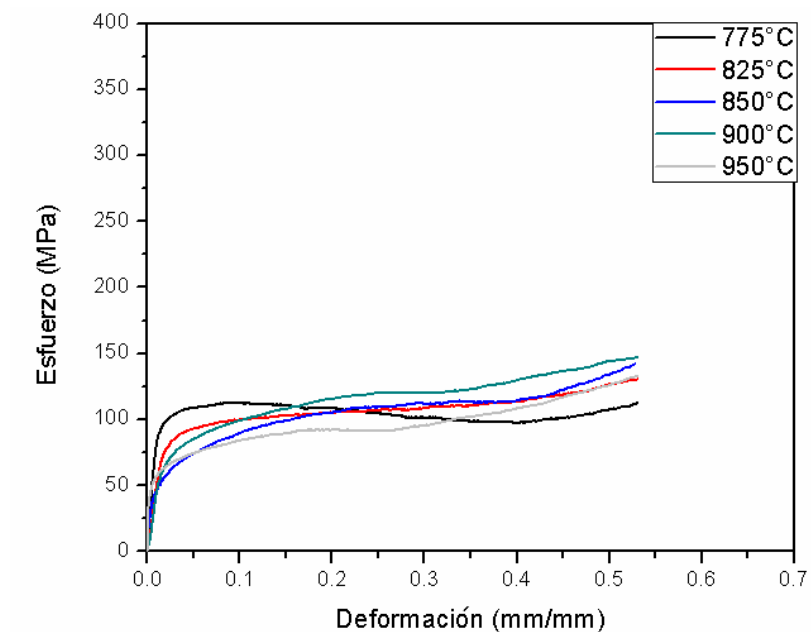


Figura 105. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E1, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.001\text{ s}^{-1}$.

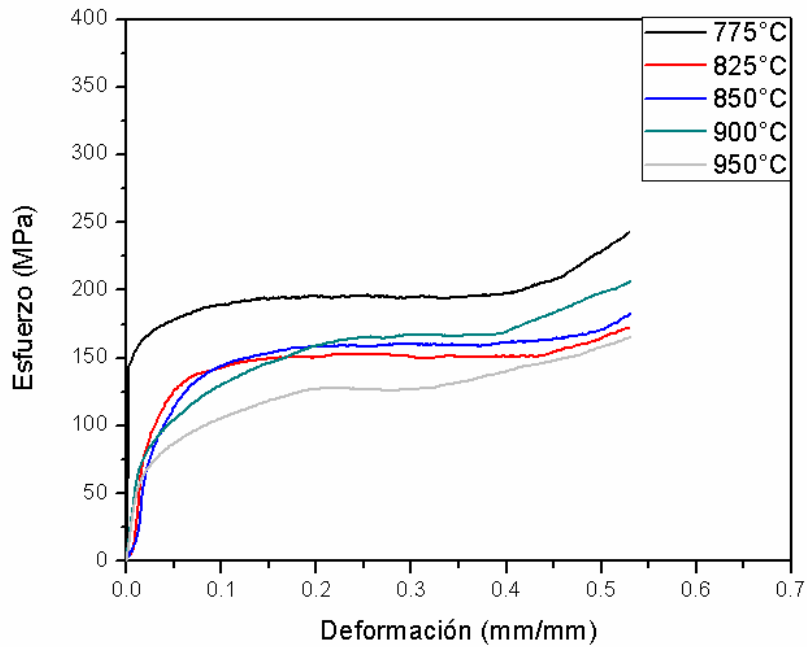


Figura 106. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E1, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.01\text{s}^{-1}$.

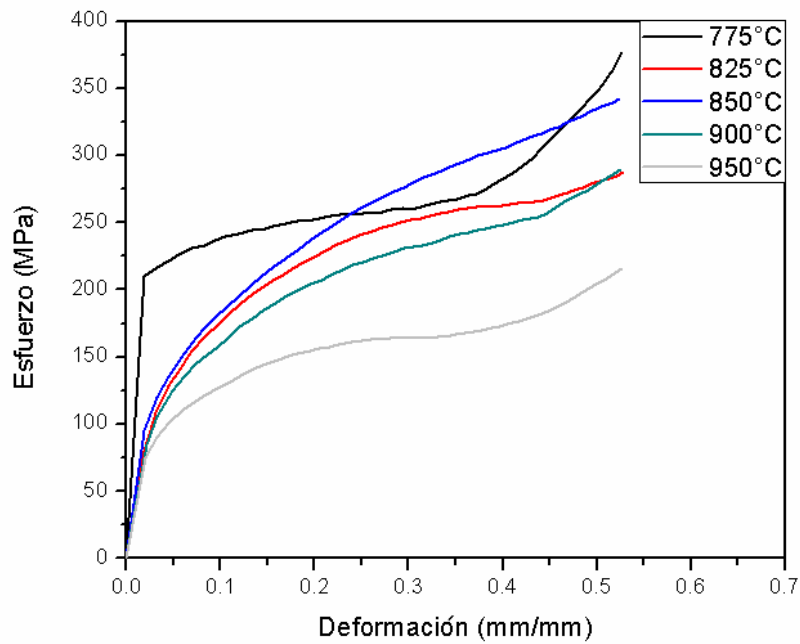


Figura 107. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E1, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.1\text{s}^{-1}$.

Finalmente, se muestran las curvas del acero E2, sometido a las mismas condiciones de deformación, en las mismas temperaturas, ver Figuras 108, 109 y 110.

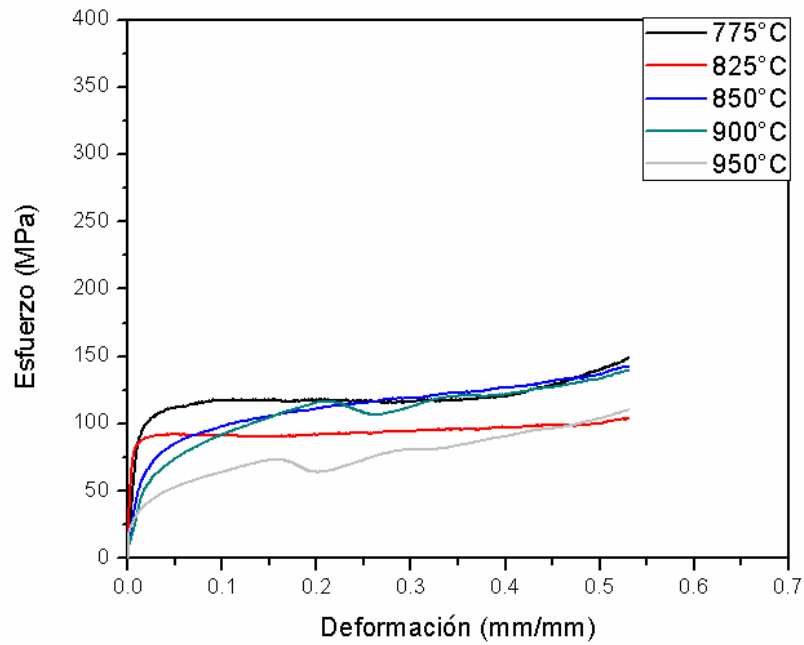


Figura 108. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E2, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.001\text{s}^{-1}$.

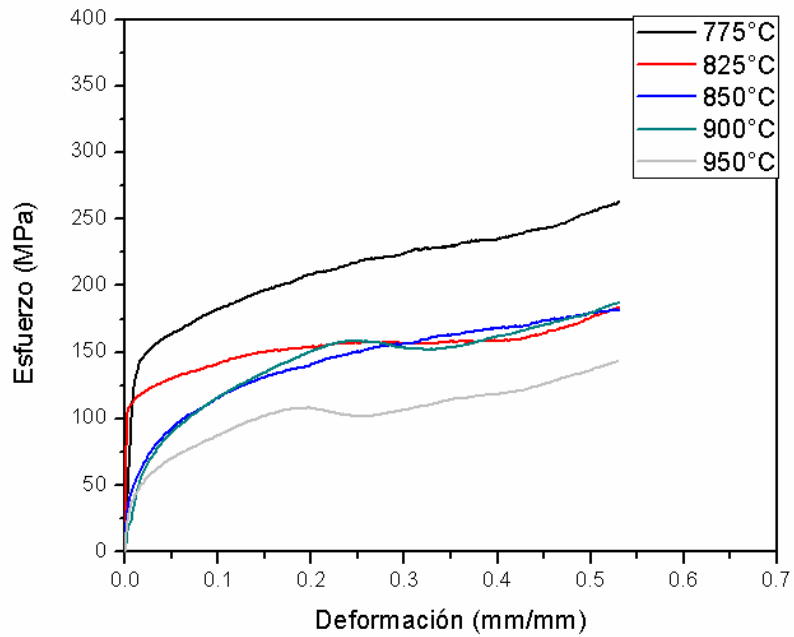


Figura 109. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E2, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.01\text{s}^{-1}$.

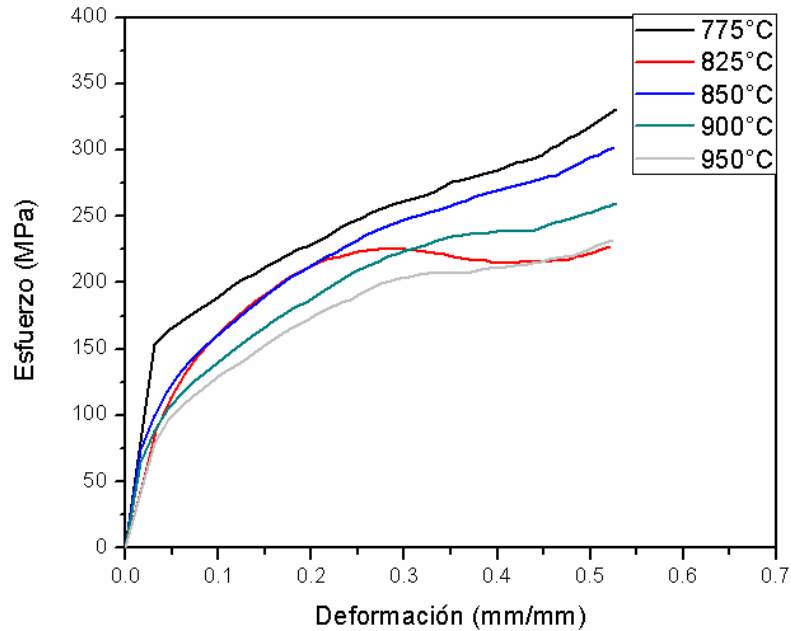


Figura 110. Gráfica de esfuerzo-deformación real para el acero E2, ensayado en compresión a diferentes temperaturas, $v=0.1s^{-1}$.

En los tres aceros es una constante que a mayor velocidad de deformación es mayor la resistencia mostrada por el acero a ser deformado, lo cual se conoce como sensibilidad a la velocidad de deformación. El acero C1, en general presenta valores más altos de resistencia a la deformación, en seguida el acero E1 presenta ligeramente menor resistencia y es el acero E2, el que tiene menor resistencia a la deformación. Este comportamiento aplica para las tres velocidades de deformación analizadas.

4.4. Tratamientos después de formado.

4.4.1. Efecto de temperatura y tiempo de envejecido en los aceros experimentales 1 y 2.

En la Figura 111 se muestran los resultados para el acero E1 y E2, iniciando con 800 °C como temperatura de calentamiento envejecidas a 250, 300 y 350 °C por 30 minutos comparadas con un acero calentado a esa misma temperatura sin envejecer.

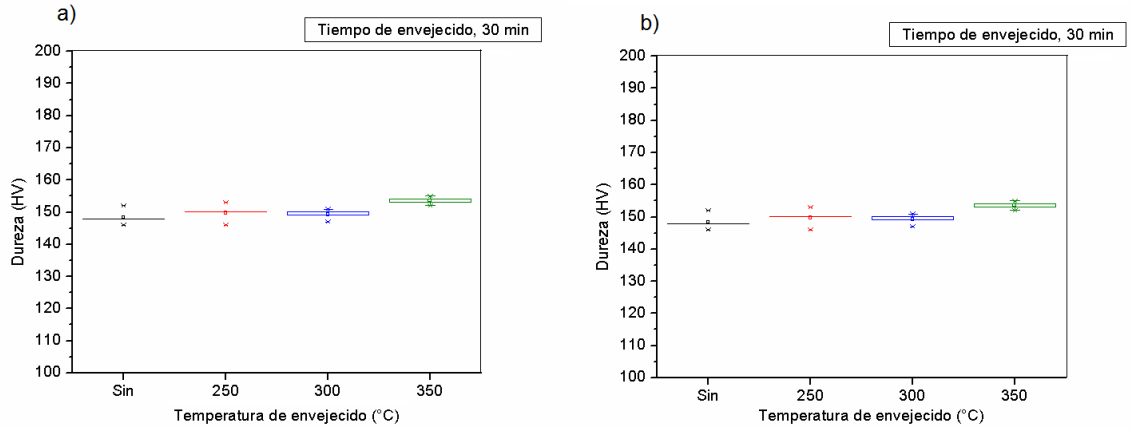


Figura 111. Efecto de temperaturas de envejecido sobre la dureza de aceros: a) E1 y b) E2 calentados a 800°C.

En la Figura 112 se muestran las gráficas de dureza para los aceros E1 y E2, envejecidos a temperaturas de 250, 300 y 350 °C por 30 minutos después de ser calentados a 850 °C comparados con el acero calentado a esa misma temperatura sin envejecer.

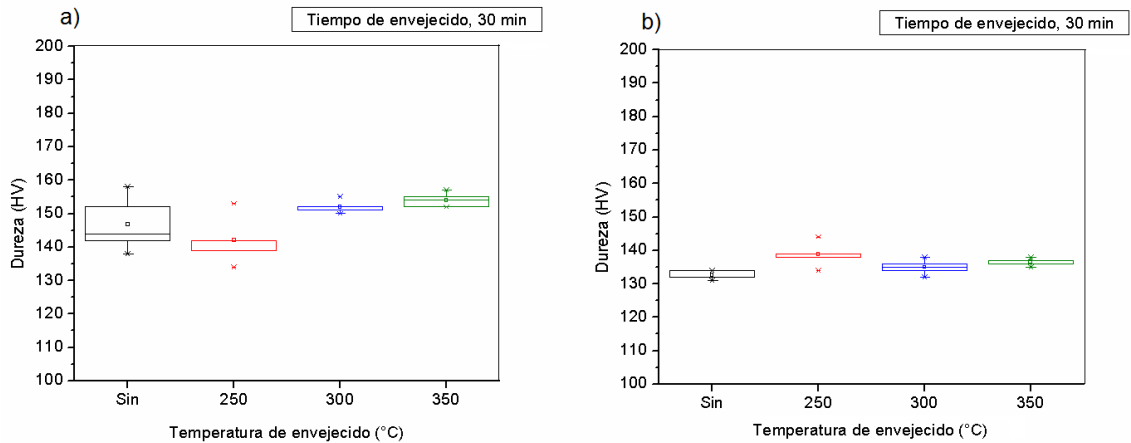


Figura 112. Durezas de aceros: a) E1 y b) E2 calentados a 850°C con diferentes tiempos de envejecido.

Los resultados de dureza de los aceros E1 y E2, calentados a 900 °C envejecidos a 4 distintas temperaturas: 80, 100, 120 y 150 °C durante un tiempo de 90, 60, 30 y 120 minutos respectivamente, comparados con el acero solamente calentado a 900 °C se observan en la Figura 113.

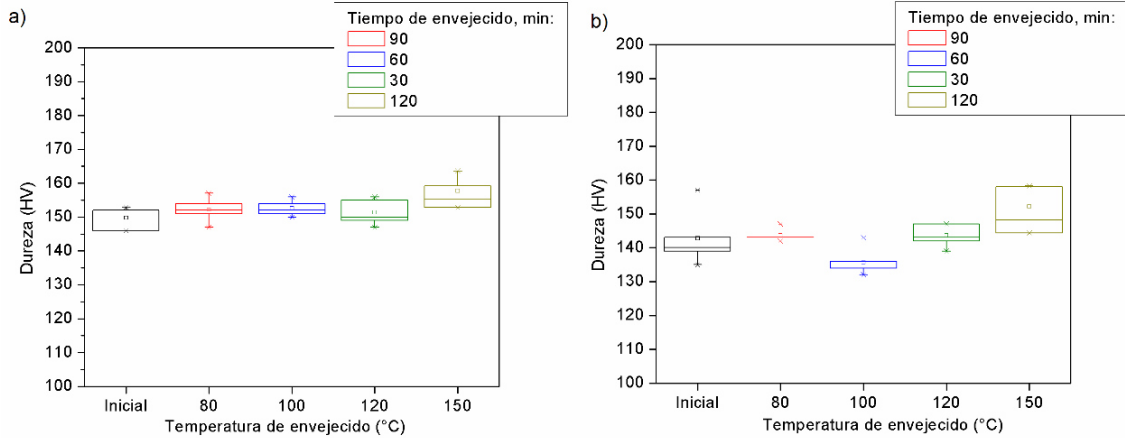


Figura 113. Durezas de aceros: a) E1 y b) E2 calentados a 900°C con diferentes tiempos de envejecido.

Finalmente, en la Figura 114, se muestran los resultados de dureza para los aceros E1 y E2, calentados a 950 °C envejecidos a 100, 150 y 200 °C durante un tiempo de 30 minutos, comparados con el mismo acero solamente calentado a esa temperatura.

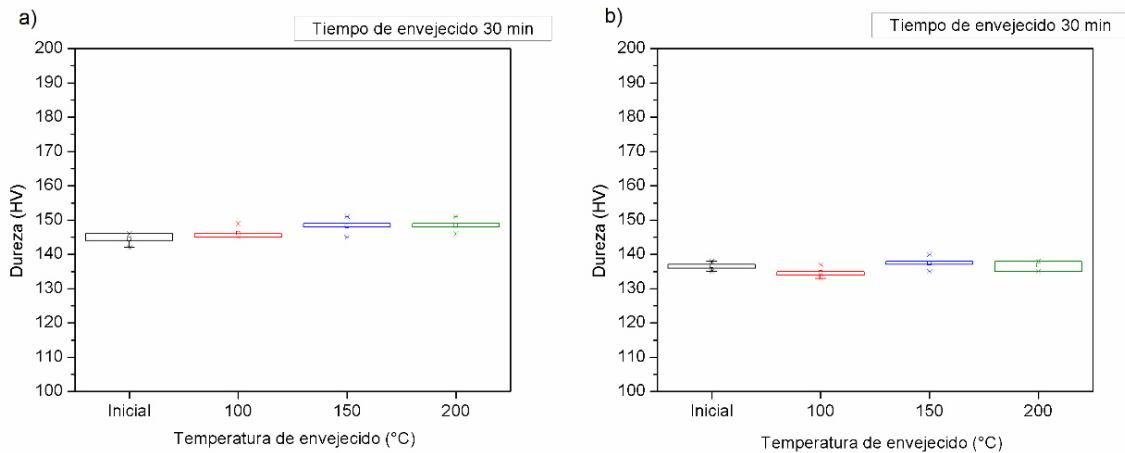


Figura 114. Durezas de aceros a) E1 y b) E2, calentados a 950°C con diferentes tiempos de envejecido.

4.4.2. Influencia del medio de enfriamiento con la microestructura y propiedades mecánicas de acero C1.

Al analizar la microestructura del acero C1 al ser sometido a los tres medios de enfriamiento, es evidente la diferencia existente después de austenizar completamente. La condición enfriada en el horno permitió una formación de

bandas perlíticas más gruesas en la matriz ferrítica, la condición enfriada al aire quieto forma una estructura ligeramente más gruesa, aunque homogéneamente distribuida en la matriz ferrítica, la condición enfriada en aire forzado, por lo tanto, muestra la estructura más fina de perlita en la matriz ferrítica. Ver Figura 115.

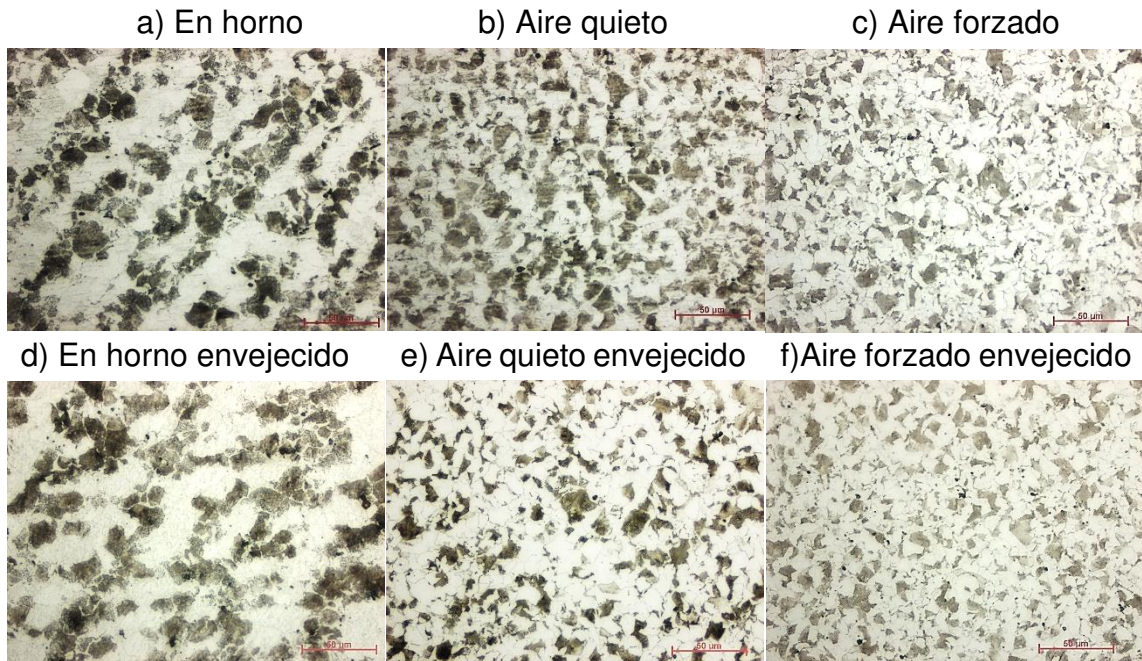


Figura 115. Micrografías del acero C1, enfriado en 3 condiciones: a, b y c y envejecido d, e y f.

Del análisis de tensión realizado a las muestras del acero C1 enfriado en los tres medios mencionados resultaron las siguientes gráficas, las cuales se construyeron en base al esfuerzo y la deformación real del acero en cada condición. Las gráficas correspondientes se muestran en la Figura 116.

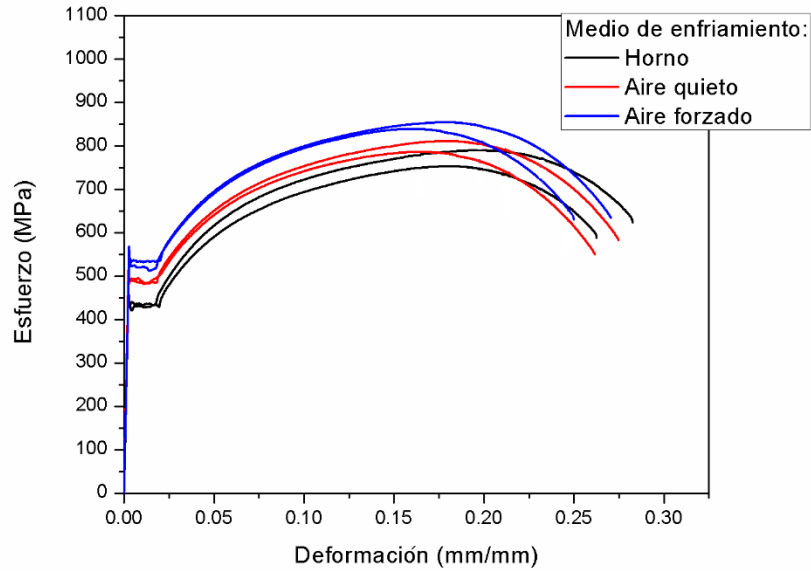


Figura 116. Gráfico de esfuerzo-deformación para el acero C1, en tres medios de enfriamiento.

En esta gráfica, se observa la influencia de la velocidad de enfriamiento de cada uno de los medios a los que se sometieron las muestras de acero C1, calentadas a 900°C en el esfuerzo de cedencia del material.

Para un mayor entendimiento de la influencia, se muestra en la Tabla XXVII los valores de esfuerzo de cedencia, esfuerzo de tensión y deformación del acero.

Tabla XXVII. Valores de esfuerzo de cedencia, tensión y deformación del acero C1 enfriado en tres medios.

Esfuerzo de cedencia, MPa	Esfuerzo de tensión, MPa	Deformación, mm/mm
H = 426.6 ± 7.47	H = 771.13 ± 26.01	H = 0.190 ± 0.012
Q = 487.78 ± 7.02	Q = 798.17 ± 17.84	Q = 0.173 ± 0.009
F = 527.04 ± 7.65	F = 846.28 ± 11.04	F = 0.168 ± 0.016

Las muestras de acero comercial enfriadas en tres medios fueron sometidas a un tratamiento de envejecimiento a fin de evaluar su respuesta, el cual consistió en calentar las muestras a 150 °C durante 2 horas. Posteriormente se ensayaron a tensión, en la Figura 117 se muestran los resultados.

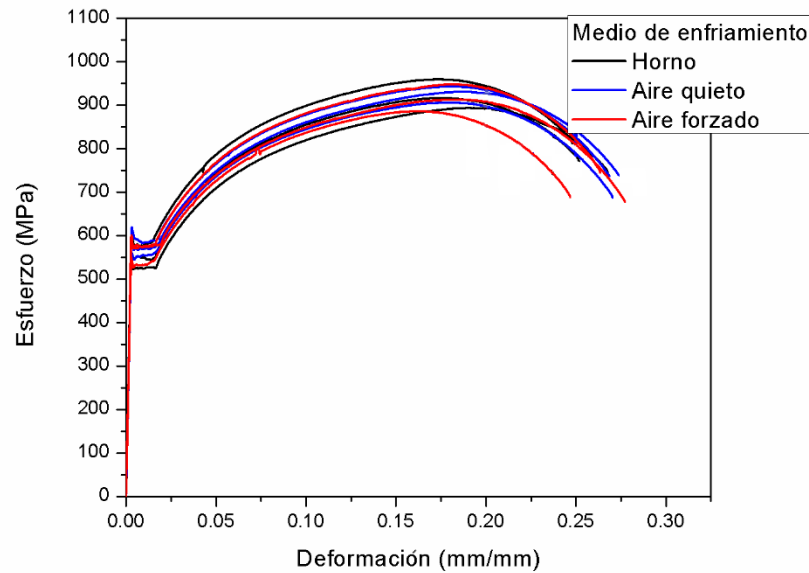


Figura 117. Gráfico de esfuerzo-deformación para el acero C1 en tres medios de enfriamiento con envejecido.

En la Tabla XXVIII se muestran los resultados obtenidos del ensayo de tensión del acero comercial con tratamiento de envejecido.

Tabla XXVIII. Valores de esfuerzo de cedencia, tensión y deformación del acero comercial enfriado en tres medios envejecidos a 150 °C por dos horas.

Esfuerzo de cedencia, MPa	Esfuerzo de tensión, MPa	Deformación, mm/mm
H = 548.14 ± 26.74	H = 922.76 ± 33.46	H = 0.179 ± 0.009
Q= 564.98 ± 19.23	Q= 926.22 ± 18.83	Q= 0.182 ± 0.004
F= 561.48 ± 14.81	F= 915.36 ± 30.99	F= 0.176 ± 0.013

El envejecimiento en las muestras de acero enfriado en tres medios presenta un incremento en el esfuerzo de cedencia y sobre todo en el esfuerzo de tensión, reduciendo también la diferencia debida al medio de enfriamiento. La deformación del acero no presenta cambios significativos. Ver Figura 118.

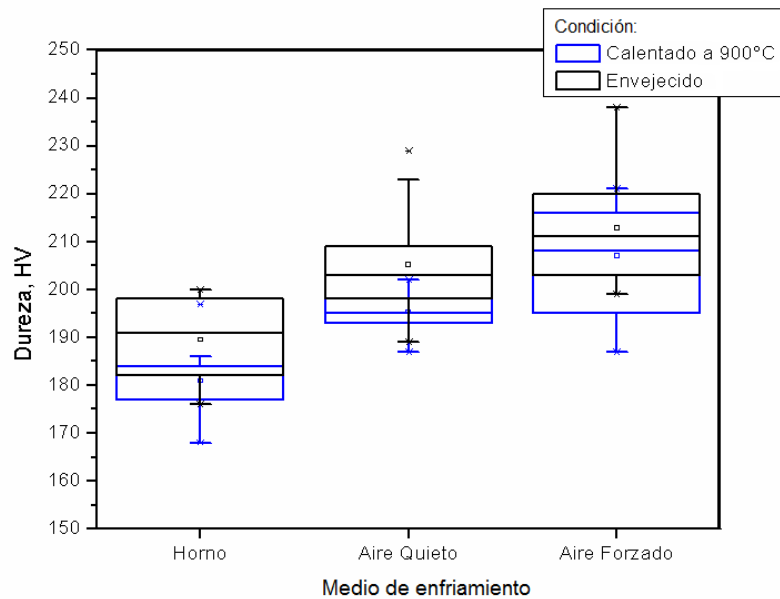


Figura 118. Gráfica de valores de para el acero C1, calentado a 900 °C enfriados en tres medios comparados con las mismas condiciones envejecidas.

El tratamiento de envejecido en el acero logra un ligero incremento en la dureza en todas las condiciones. Sin embargo, es especialmente notorio en la condición enfriada al horno.

4.4.3. Ensayo de Jominy en acero C1.

En la Figura 119 se muestran las micrografías del acero C1 en diferentes zonas.

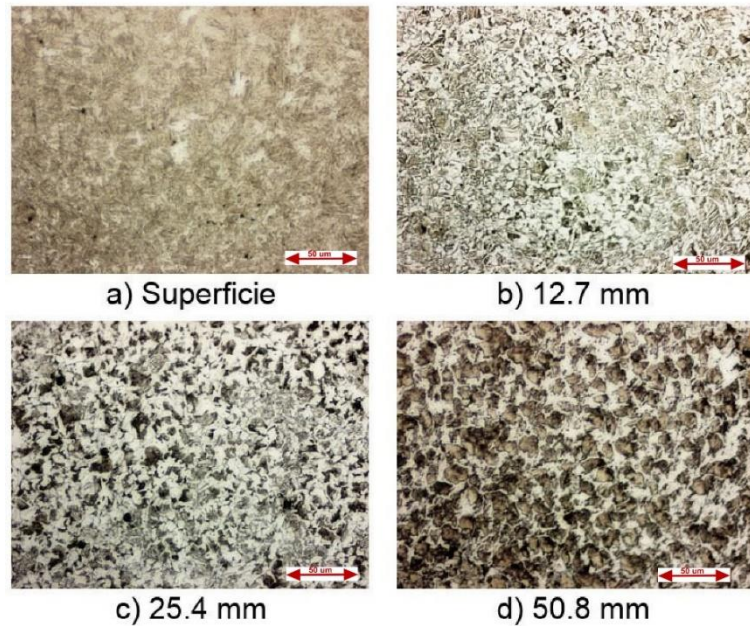


Figura 119. Microestructura de la probeta Jominy en a) la superficie, b) a 12.7 mm, c) a 25.4 mm y d) a 50.8 mm de la superficie templada a 500X.

Las durezas obtenidas de la prueba Jominy en acero C1 se ven en la Figura 120.

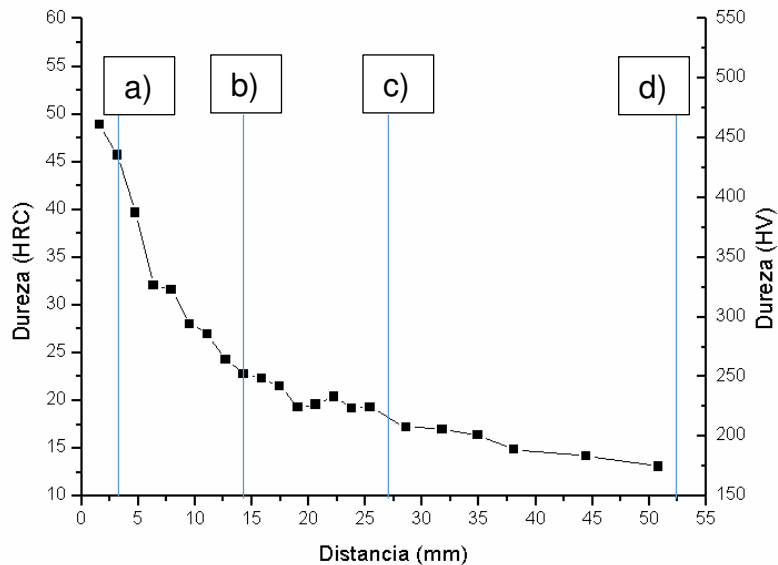


Figura 120. Resultados de dureza en HRC y HV en función de la distancia a la superficie de temple [46].

4.5. Validación de aceros propuestos

4.5.1. Prueba de fatiga.

Se analizó microestructuralmente cada uno de los aceros después de un ciclo de calentamiento a 900 °C por un tiempo de 10 minutos y enfriamiento al aire libre. En la Figura 121, se muestran las micrografías correspondientes a la sección transversal de cada uno de los aceros atacados con nital 4%, micrografías tomadas con un microscopio digital:

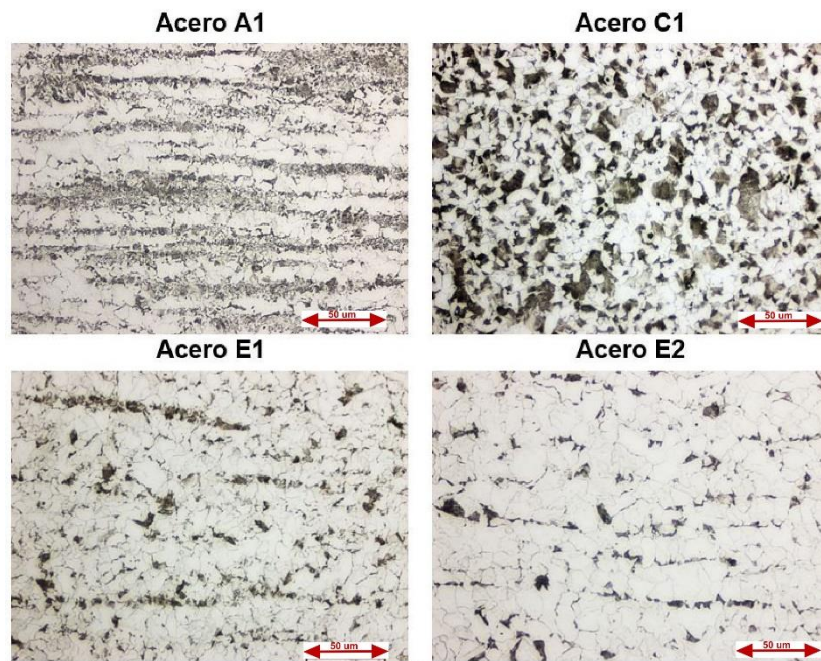
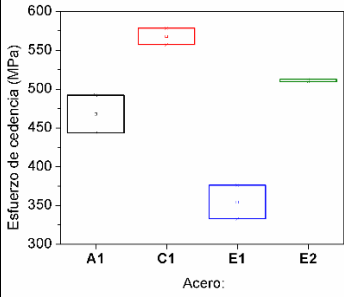
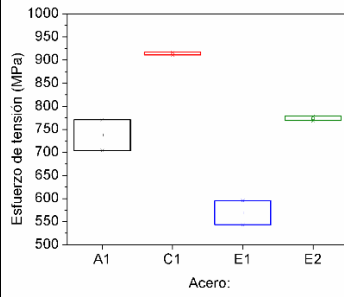
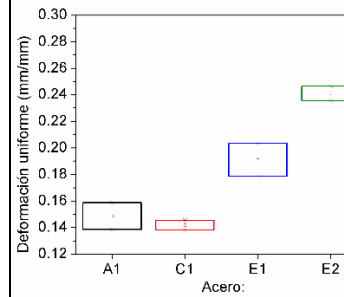


Figura 121. Micrografías de los aceros A1, C1, E1 y E2 tomadas a 500X.

De cada uno de los aceros mencionados se analizaron las propiedades mecánicas mediante un ensayo de tensión en probetas redondas del tipo sub-size de acuerdo con ASTM E08. Los valores resultantes del ensayo de tensión en cada uno de los aceros se presentan en la Tabla XXIX.

Tabla XXIX. Propiedades mecánicas de cada uno de los aceros estudiados en fatiga.

	Esfuerzo de cedencia, MPa	Esfuerzo de tensión, MPa	Deformación uniforme, mm/mm
			
A1	467.74 ± 34.20	736.98 ± 47.14	0.148 ± 0.014
C1	567.75 ± 14.83	913.80 ± 4.02	0.142 ± 0.005
E1	354.32 ± 30.53	568.89 ± 36.95	0.190 ± 0.017
E2	510.96 ± 2.11	773.44 ± 6.74	0.241 ± 0.007

Como se puede observar se analizan aceros con tres porcentajes distintos de carbono, lo cual se denota claramente en el porcentaje de perlita. El acero C1 por su parte presenta los valores más altos de esfuerzo de cedencia y esfuerzo de tensión. Los valores más bajos corresponden al acero E1. La mayor capacidad de deformación antes de la fractura la tiene el acero E2, mientras que la menor capacidad de deformación la tiene el acero C1. La dureza tiene un comportamiento similar a excepción de los aceros E1 y E2 donde el acero E1 a pesar de tener la más baja resistencia no tiene la dureza más baja sino el acero E2 que en relación con esto presenta los valores más altos de deformación. El acero C1 por su parte y debido al alto contenido de carbono que se manifiesta en la cantidad visible de ferrita tiene los valores más altos de dureza superando en más del 10% a los demás aceros. Ver Figura 122.

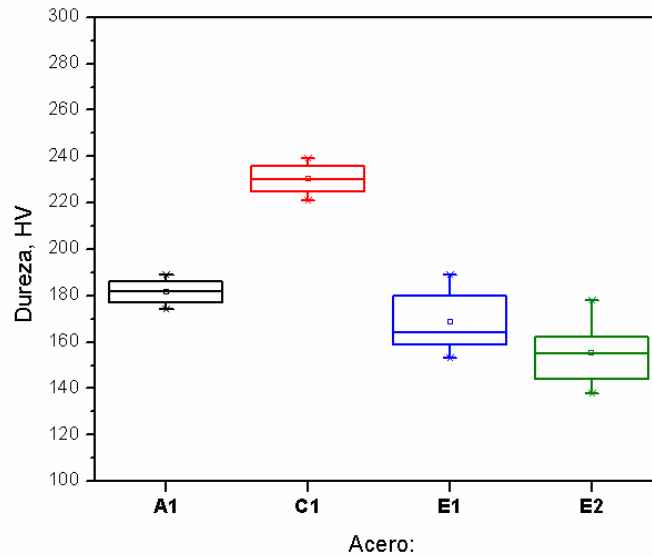


Figura 122. Valores de dureza de los aceros ensayados en fatiga.

El número de probetas ensayadas depende del comportamiento del acero en las últimas pruebas, con el fin de determinar con certidumbre el valor de esfuerzo al cual la probeta supera el millón de ciclos. Una vez que el mismo valor de esfuerzo aplicado se repite al menos 3 veces superando el límite del millón de ciclos se puede finalizar la prueba.

Los resultados de esfuerzo aplicado y ciclos antes de la fractura de cada una de las muestras para cada acero se presentan a continuación en la Tabla XXX. Las pruebas cuyo valor es igual o mayor a un millón de ciclos corresponden a probetas que no fracturaron. Es decir, se detuvo la prueba intencionalmente debido a que ese el límite establecido como mínimo que debe soportar la probeta.

Tabla XXX. Valores de esfuerzo y ciclos soportados en cada una de las pruebas para los diferentes aceros.

Muestra	Acero A1		Acero C1		Acero E1		Acero E2	
	Esfuerzo (MPa)	Ciclos	Esfuerzo (MPa)	Ciclos	Esfuerzo (MPa)	Ciclos	Esfuerzo (MPa)	Ciclos
1	240	27535	240	353368	210	11226	260	8800
2	220	15220	220	126465	190	27499	240	9301
3	200	23647	200	536937	170	57491	220	21180
4	180	258647	180	261336	150	125535	200	110204
5	160	1082071	160	1000095	130	662715	180	575549
6	170	64353	170	1368279	110	1025459	160	210421

7	160	1464317	180	1330051	120	1003928	140	410816
8	170	1984249	190	1938462	130	262188	120	1007265
9	180	176858	200	1000121	120	1052075	130	1005913
10	170	174397	210	363230	130	205454	140	1001029
11	160	541498	200	1899955	120	1010025	150	1055143
12	150	1609969	210	904889	130	652619	160	181005
13	160	1091114	200	170000	120	591441	150	416783
14	170	188864	190	1003939	110	1069154	140	759439
15	240	27535	200	467214	120	139785	130	532024
16			190	1054579	110	1246579	120	1001826
17			200	70069	120	347867	130	1109386
18			190	1012500	110	1355644	140	396300

En la Figura 123 se muestran los valores de esfuerzo en cada acero que comprenden el análisis del método de escalera. Los recuadros vacíos corresponden a probetas que rompieron antes del millón de ciclos. Los recuadros sólidos en cada uno de los aceros corresponden a muestras que superaron el millón de ciclos y por lo tanto la prueba se detuvo sin llegar a la fractura.

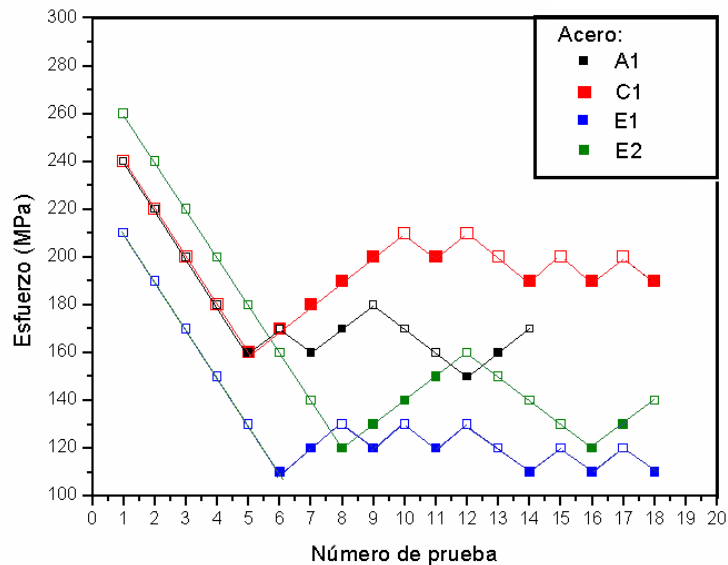


Figura 123. Valores de esfuerzo en las probetas ensayadas para cada uno de los aceros.

La gráfica de esfuerzo y número de ciclos del acero A1 se observa en la Figura 124.

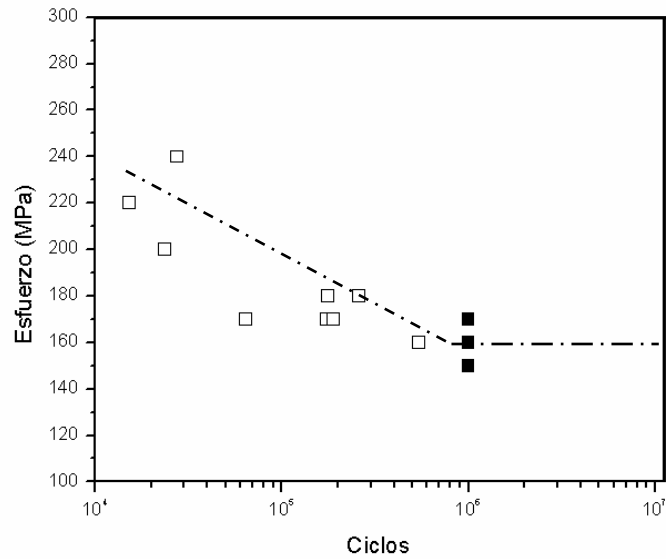


Figura 124. Esfuerzo aplicado al acero A1, en función del número de ciclos, esfuerzo a la fatiga, 160 MPa.

En la Figura 125 se observa la gráfica de esfuerzo y número de ciclos del acero C1, el cual presenta una mayor dispersión a bajos ciclos.

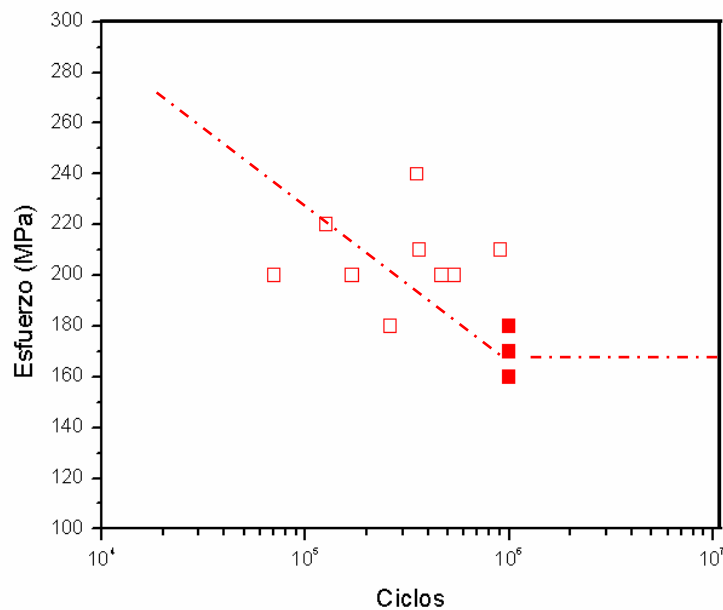


Figura 125. Esfuerzo aplicado al acero C1, en función del número de ciclos, esfuerzo a la fatiga 187 MPa.

Para el acero E1 la gráfica de número de ciclos contra esfuerzo aplicado se observa en la Figura 126.

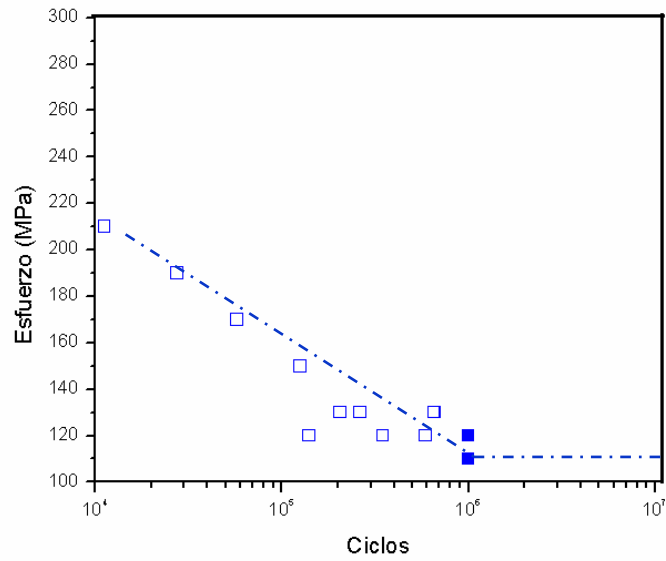


Figura 126. Esfuerzo aplicado al acero E1, en función del número de ciclos, esfuerzo de fatiga 114 MPa.

Para el caso del acero E2 la gráfica correspondiente se muestra en la Figura 127.

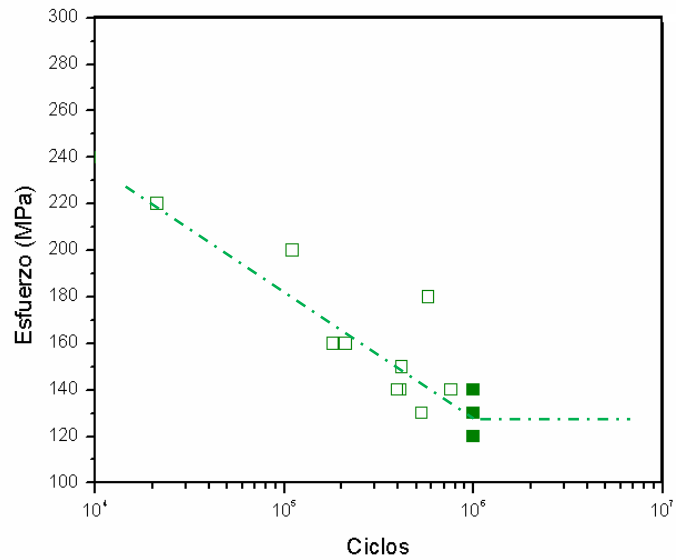


Figura 127. Esfuerzo aplicado al acero E2, en función del número de ciclos, esfuerzo de fatiga 131 MPa.

Tabla XXXI. Resumen de límites de fatiga de cada uno de los aceros estudiados.

Acero A1	Acero C1	Acero E1	Acero E2
160 MPa	187 MPa	114 MPa	131 MPa

El más alto límite de fatiga fue alcanzado por el acero C1, seguido del acero A1. El acero E1 presenta el límite de fatiga más bajo mientras que el acero E2 es apenas 17 Mpa superior. Ver Tabla XXXI.

A continuación, se muestran las macrográficas de la superficie lateral de algunas de las probetas después de ser sometidas a cargas de tensión rotativa por un millón de ciclos en cada uno de los aceros estudiados. En la Figura 128 se observa la probeta del acero A1 que soportó un millón de ciclos sin fracturarse.

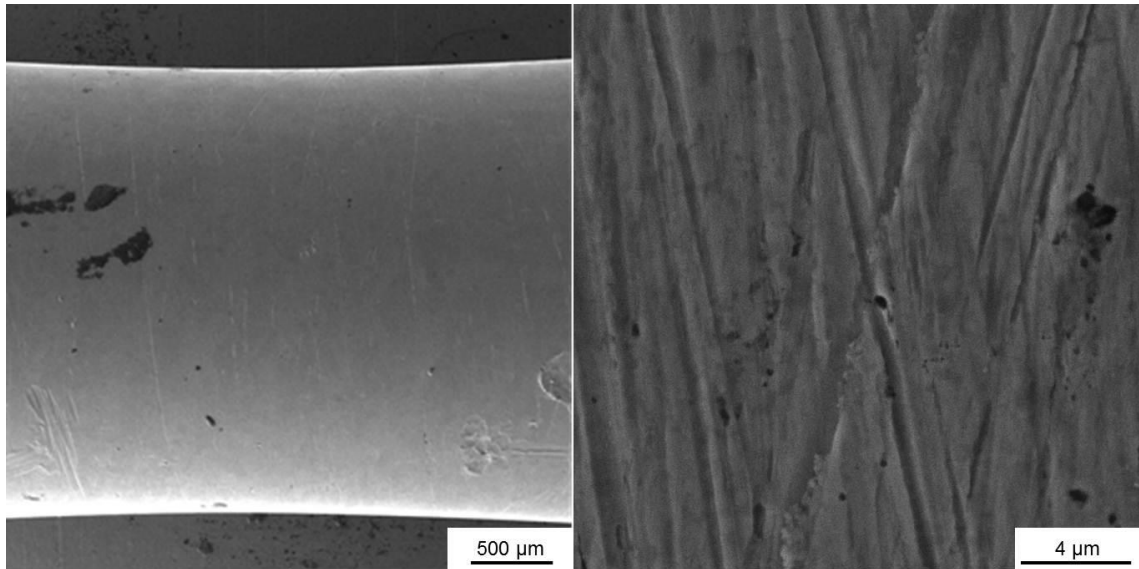


Figura 128. Vista lateral de una probeta de acero A1 que resistió un millón de ciclos con un esfuerzo de 150 MPa.

En la Figura 129, se observa una macrografía de la probeta correspondiente al acero A1, la cual se sometió a un millón de ciclos y no alcanzó a fracturar completamente. En la macrografía de la derecha se aprecia el crecimiento de la fractura.

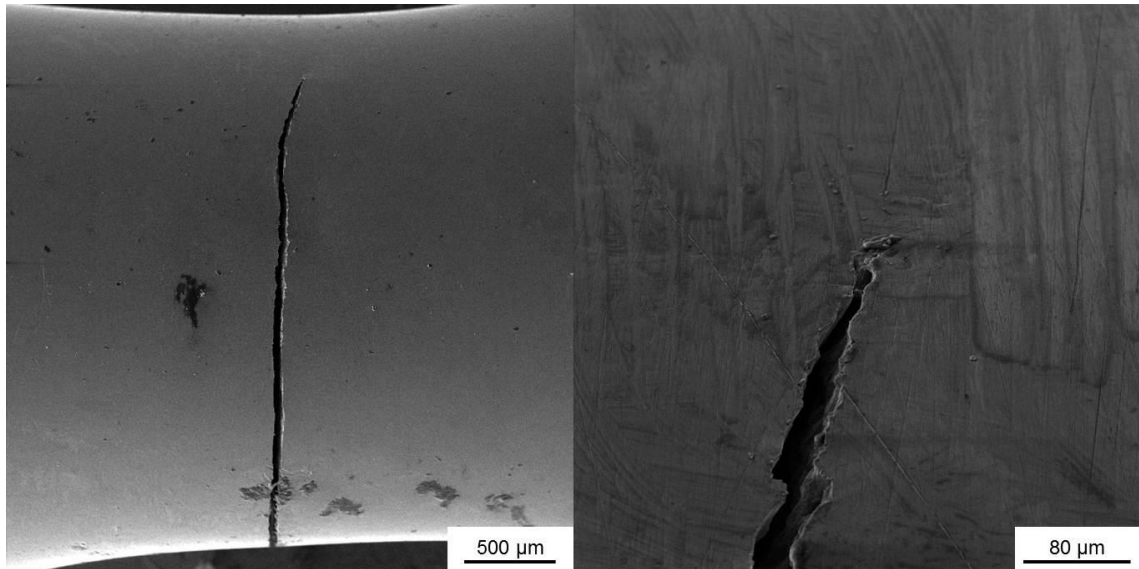


Figura 129. Vista lateral de una probeta de acero A1 que resistió un millón de ciclos con un esfuerzo de 160 MPa.

En la Figura 130 se puede ver la superficie de la zona de mayor esfuerzo en la probeta sometida a un millón de ciclos de carga y descarga para el acero C1.

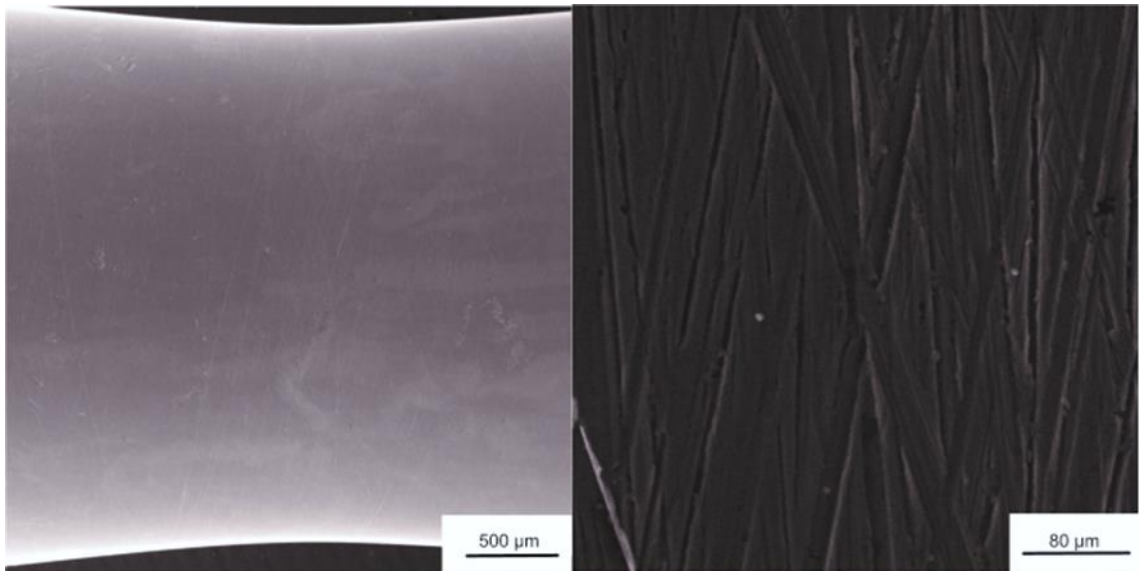


Figura 130. Vista lateral de una probeta de acero C1 que resistió un millón de ciclos.

Para el acero E1 la macrografía correspondiente se muestra en la Figura 131.

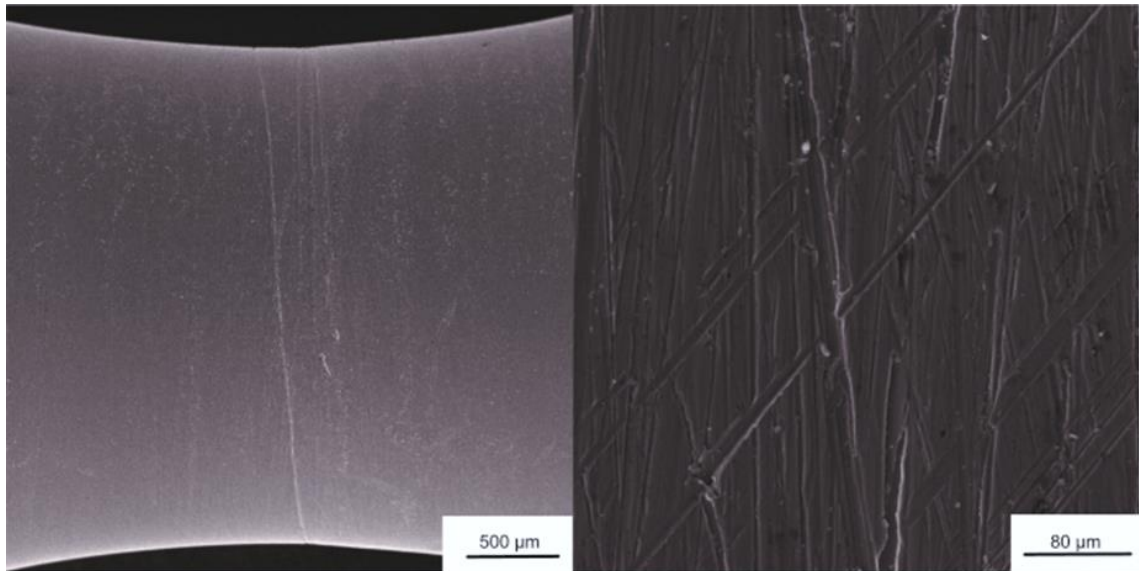


Figura 131. Vista lateral de una probeta de acero E1 que soportó un millón de ciclos.

Finalmente, para el acero E2 es posible apreciar la superficie de la probeta en la Figura 132.

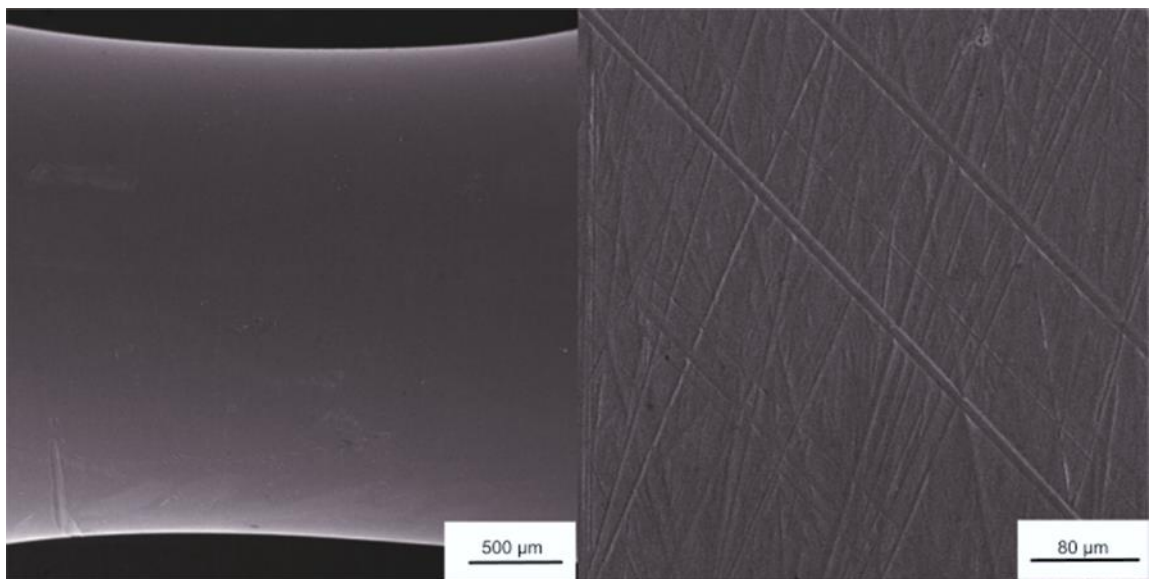


Figura 132. Vista lateral de una probeta de acero E2 que soportó un millón de ciclos.

4.5.2. Análisis comparativo de impacto Charpy

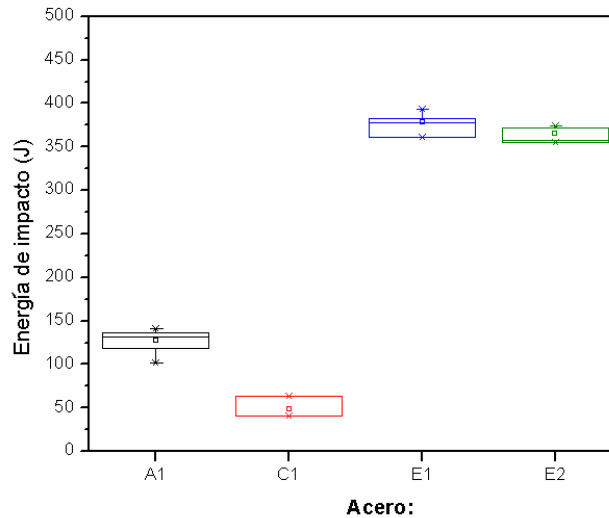


Figura 133. Energía de impacto en cada uno de los aceros evaluado a -40°C .

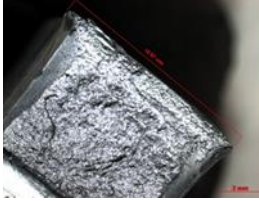
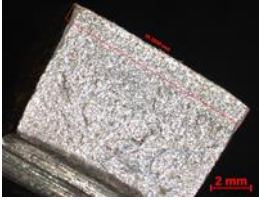

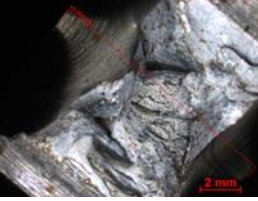
Es en la tenacidad al impacto donde se observan las diferencias más notables entre los aceros con un contenido de carbono mayor al 0.2% en peso como lo son el acero A1 y el acero C1 en comparación con los aceros de bajo carbono, el acero E1 y E2, los cuales poseen un contenido menor al 0.1% en peso de carbono. Siendo la diferencia de 2 a 3 veces mayor que los aceros con mayor contenido de carbono, ver Figura 133. Los valores promedio de cada uno de los aceros se resumen en la Tabla XXXII.

Tabla XXXII. Energía de impacto de los aceros estudiados a -40°C evaluada mediante la prueba Charpy.

Acero A1	Acero C1	Acero E1	Acero E2
$127.6 \pm 15 \text{ J}$	$48.3 \pm 13 \text{ J}$	$378 \pm 13 \text{ J}$	$364 \pm 9 \text{ J}$

La energía absorbida por el acero se transforma en deformación y calor cerca de la zona fracturada. Algunas macrográficas que reflejan la deformación sufrida en la zona posterior a la muesca de cada uno de los aceros son mostradas en la Tabla XXXIII:

Tabla XXXIII. Macrografías de las muestras de cada acero con sus respectivos porcentajes de deformación posterior al impacto, 10X.

Acero A1	Acero C1	Acero E1	Acero E2
			
<p>11.3% ± 15 de deformación</p>	<p>8.2% ± 6 de deformación</p>	<p>25.1% ± 1 de deformación</p>	<p>24.3% ± 5 de deformación</p>

CAPITULO V. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

5.1. Estudio del acero convencional

El laminado en caliente tiene una influencia notable en la microestructura del acero A1 lo que se manifiesta en un bandeamiento perlítico sobre la matriz ferrítica y una orientación preferencial del grano ferrítico. Esto sucede en aceros con manganeso donde este bandeamiento perlítico se da por regiones enriquecidas con manganeso direccionadas por el laminado como relata Bhadeshia [47]. En la Figura 63 de la muestra a 0° en la dirección de laminado se observan los granos ferríticos equiaxiales, es decir, con valores cercanos a 1. En la gráfica de la muestra a 90° los valores de la relación de aspecto son cercanos a 0, lo cual indica un grano ferrítico alargado, resultado del proceso de laminado. En el ensayo de tensión, ver Figura 64, el valor ligeramente más alto de esfuerzo de tensión fue encontrado a 90° y el valor más bajo (2%) fue a 0° (en la dirección del laminado). La diferencia más significativa fue en la capacidad de deformación en la cual, a 0° fue 10% mayor que en la dirección a 90°. Los coeficientes Lankford en cada una de las direcciones son muy similares, ver Figura 65, con una mayor dispersión entre los mismos a 0° con respecto a la dirección de laminado. En base a estos resultados, se puede definir de manera experimental, que la dirección de laminado tiene la mayor capacidad de deformación, por tanto, los requerimientos más altos de deformación durante los procesos de formado aplicables se debe aplicar invariablemente en esta dirección.

A partir de las curvas de dilatación se obtuvieron las temperaturas de transformación $Ac1 \sim 735-749^\circ C$ ($727^\circ C$ según ecuación de Kariya N [48]), $Ac3 \sim 800-811^\circ C$ ($836^\circ C$ según modelo de O. G. Kasatkin [49]) durante el calentamiento, ver Figura 68. Y durante el enfriamiento las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensítica: $Ms \sim 352-383^\circ C$ ($407^\circ C$ según modelo de K.W. Andrews [50]) y $Mf \sim 239-264^\circ C$, variando de acuerdo con el porcentaje de austenización alcanzado durante el calentamiento, ver Figura 69. Las durezas obtenidas, de acuerdo a la gráfica de la Figura 70, van desde los 450 HV con una austenización casi completa, cuando se calienta el acero entre los 880 y 930°C y decrece paulatinamente hasta los 200 HV cuando el acero es calentado a 760°C en la cual se observa ferrita remanente. Con esto se definen las temperaturas a las cuales se puede realizar el proceso de formado y su respectivo porcentaje de austenización, que se manifiesta en la dureza adquirida por la muestra después del enfriamiento rápido.

Los resultados del ensayo de tensión en las placas, mostradas en la Figura 72, después del calentamiento se observan diferencias importantes en la deformación que van desde el 16% en la zona templada hasta un 28% en la zona enfriada al aire siendo mayor en todas las posiciones en la dirección longitudinal.

En las placas sometidas a tratamiento de envejecido se observa un incremento de casi 20% en el esfuerzo de cedencia en la muestra de la placa transversal en la posición 1 (más cercana a la superficie de temple), mientras que en la placa longitudinal en la misma zona, el aumento fue tan solo de 10%, lo cual corresponde a lo que relata Ahmet Bülbü [51] en con tratamiento de envejecido en un acero con un porcentaje de carbono similar. Para la posición 10 hay una caída menor al 5% en el esfuerzo de tensión de la placa transversal, mientras que en la placa longitudinal tiene una ganancia de casi 5%. La deformación del acero no presenta cambios significativos por el efecto del envejecimiento, sin embargo, se reduce la diferencia entre valores de la dirección longitudinal con rangos desde 2 a 11%, respecto de la transversal. En cuanto a la dureza, ver Figura 73, en la posición 1 alcanza hasta los 450 HV y de la posición 3 a la 10 con valores de dureza de 180 HV los cambios no son significativos en cualquiera de las posiciones y direcciones evaluadas. En las placas envejecidas se observa un ligero aumento en dureza, sobre todo en las zonas de mayor dureza, ver Figura 74.

Del análisis del acero formado, el resultado del análisis de tensión a 0, 45 y 90° del acero formado en tibio se observa una mayor cantidad de ferrita en las muestras a 90° con un 36% mientras que en la dirección de 45° apenas alcanza un 63% y a 0° un 67%, ver Tabla XVII. En la Figura 76, el grano ferrítico se muestra alargado en la dirección 0° por su relación de aspecto más cercana a 0. A diferencia de la dirección a 90° donde el grano ferrítico se muestra equiaxial con valores cercanos a 1 en la relación de aspecto. La mayor cantidad de ferrita que es de menor dureza y mayor ductilidad, comparada con la perlita en la dirección a 90° se refleja en una menor resistencia a la tensión. La mayor resistencia se alcanza a 45°, sustentado esto en el mayor contenido de perlita. Como conclusión el proceso de formado tiene una influencia sobre la resistencia a la cedencia incrementándola entre 2-6%. En la resistencia a la tensión tiene un aumento entre 12-18%. La deformación uniforme incrementó entre un 27-29%.

De los resultados mostrados en la Tabla XIX de la prueba de impacto Charpy en el acero formado, la energía absorbida por las muestras ensayadas a 23°C los valores más altos se encontraron en la dirección a 0° alcanzando los 213 J, aunque a 45° fue ligeramente menor con 200 J, hay una dispersión más amplia y a 90°, es decir en dirección trasversal al laminado, fue 44% menor con apenas 120 J. En la prueba realizada a -40°C los valores de tenacidad fueron más altos

en la dirección a 0° nuevamente con 118 J, mientras que a 45 y 90° fueron hasta 30% menores con valores de 86 y 80 J respectivamente. Los valores son similares a los mostrados por Davis, 2001 para aceros planos con 0.2% de carbono, con la influencia del manganeso [52]. Las probetas con baja tenacidad presentaron baja deformación antes de la fractura, en cambio las muestras de alta tenacidad presentaron una alta deformación antes de llegar a fracturarse. En las condiciones analizadas a 90° (transversal) se encuentran los valores más bajos de tenacidad respecto de la condición a 0° (longitudinal) para las dos temperaturas analizadas. Para un mejor desempeño después del proceso de formado, se recomienda aplicar los mayores esfuerzos de trabajo y/o cargas de impacto en la dirección de laminado, esto aplica para temperatura ambiente y bajas temperaturas.

5.1. Estudio de los aceros propuestos

Se presentan 3 aceros con propiedades mecánicas similares, con valores de resistencia a la tensión entre 650 a 800 MPa, deformación de 0.24-0.3, valores de dureza entre 170 y 210 HV y con tres diferentes contenidos de carbono: 0.1, 0.2 y 0.28% en peso. La microestructura es ferrítico-perlítica en diferentes proporciones en dependencia del porcentaje de carbono.

En conclusión, en esta etapa se presenta un análisis de los aceros C1, E1 y E2 a altas temperaturas. El acero E1 es muy similar en composición al acero E2. En el caso de análisis de las curvas de enfriamiento continuo obtenidas mediante análisis dilatométrico, es particularmente notoria la diferencia del acero C1 al ser más templeable que los aceros E1 y E2 atribuido principalmente debido a su carbono equivalente. Ver figuras 82-84.

Acero C1: $A_3= 809^{\circ}\text{C}$, $A_1=726^{\circ}\text{C}$

Acero E1: $A_3= 830^{\circ}\text{C}$, $A_1=697^{\circ}\text{C}$

Acero E2: $A_3= 847^{\circ}\text{C}$, $A_1=702^{\circ}\text{C}$

Respecto al tamaño de grano es más fino en el acero C1, el acero E2 tiene un tamaño de grano de casi el doble 13.6 micrómetros respecto al 7.6 micrómetros del acero C1, ver Figura 86. El crecimiento de grano en el acero C1 se dispara al

calentar el acero por encima de los 1050 °C alcanzando los 35.8 micrómetros, mientras que el acero E2 se mantiene ligeramente más fino 24.6 micrómetros.

Los aceros E1 y E2 se calentaron a diferentes temperaturas desde 950, 900, 850, 800 y 750 °C enfriados en dos medios: aire y agua. En la condición enfriada en aire se mantienen estables los valores de dureza en los tres aceros excepto a 750°C donde se incrementa la dureza. Lo que indica la temperatura a la cual después de un enfriamiento al aire es posible incrementar la dureza. En la condición enfriada en agua se tiene el porcentaje de austenización reflejado en la dureza de la muestra que para el acero A1 alcanza los 450 HV coincidiendo con los valores obtenidos por Kanwal y Nazir para aceros planos [53], mientras que los aceros E1 y E2, con comportamientos similares alcanzan valores máximos de 300 HV con menor dispersión en dureza en las distintas temperaturas, estos valores coinciden con los reportados por Kurdjumov en el libro de Krauss [54] para similares porcentajes de carbono.

De la simulación realizada en FACTSAGE basada en condiciones de equilibrio considerando la composición química se aprecia que en el acero C1 predomina la presencia en peso de VC, debido al alto contenido de los elementos que lo conforman, alcanzando el 0.1% por debajo de los 900°C. Por otra parte, la presencia importante de S en el acero permite que los MnS que comienzan a precipitar a temperaturas ligeramente inferiores a los 1500°C, se mantengan constantes en el rango simulado con un valor aproximado de 0.055% en peso. En tercer lugar, por porcentaje en peso le siguen los VN que alcanzan su punto máximo de precipitación de 0.04% a temperaturas cercanas a los 900°C. Ver Figura 94.

En el acero E1 la mayor precipitación es alcanzada por el VC, alcanzando valores superiores al 0.08% en peso, le sigue en proporción el AlN con 0.035%, que debido a su precipitación a temperaturas arriba de los 1100°C reduce el porcentaje de N remanente provocando una baja precipitación de VN, apenas superior al 0.01%, que junto con los VC son deseados para incrementar la resistencia. Ver Figura 95.

En el acero E2 tiene como principal precipitado el VC, precipitando de manera muy similar al acero E1, la precipitación de AlN es menor, apenas 0.02%, atribuido al menor porcentaje inicial de Al, con esto permite una precipitación importante de VN, pese al menor contenido de N inicial es casi el doble en porcentaje comparado con el acero E1. Ver Figura 96.

5.3. Estudio de deformación a alta temperatura

En el análisis de tracción en caliente se hacen evidentes las diferencias del acero C1 respecto de los aceros E1 y E2. El acero C1, por su parte, muestra un aumento en la reducción de área, caso contrario en los aceros E1 y E2 que tienen una mayor capacidad de reducción de área a más bajas temperaturas. En cuanto a la capacidad de deformación tiene su punto más bajo el acero C1 a los 700 °C. Los aceros E1 y E2 presentan puntos críticos a los 800 °C con la deformación más baja en el rango de los 700 a los 950 °C en los que se evaluó la resistencia a la tracción en caliente. Ver Figuras 97-101.

En el análisis de ductilidad en caliente estudiado mediante ensayo de compresión a diferentes temperaturas, se observa una sensibilidad a la velocidad de deformación generalizada en los tres aceros, a mayor velocidad de deformación, mayor resistencia. El acero C1 es el que tiene la mayor resistencia a la deformación en las tres diferentes velocidades de deformación en las que se evaluó, 0.1, 0.01 y 0.001 s⁻¹. El acero con menor resistencia a la deformación es el acero E2 en las tres velocidades de deformación. Ver Figuras 102-110.

5.4. Tratamientos después del formado

Los resultados del tratamiento de envejecimiento mostraron que, de los aceros calentados a 800°C, el acero E1 tiene su incremento más importante al envejecerse a 350°C ganando alrededor de 10 HV. El acero E2 tiene su mayor incremento al envejecerse a 250 °C ganando casi 15 HV, pero incrementando su dispersión. Calentando a 850 °C el acero E1 gana casi 10 puntos al envejecerse a 350 °C, por otro lado, el acero E2 tiene su mayor ganancia a 250 °C incrementando apenas 7 puntos HV. Calentando a 900 °C el acero experimental 2 logró su mejor ganancia en dureza a los 150 °C ganando apenas 7 HV. El acero E2 logra al igual que el anterior su mayor ganancia a 150 °C con casi 10 puntos durante las dos horas que duró el tratamiento. Para el calentamiento a los 950 °C el acero E1 logra una ganancia de casi 5 HV a 150 y 200 °C con un tiempo de 30 minutos para ambos casos, el acero E2 no logra una ganancia circunstancial en ninguna de las temperaturas. Ver Figuras 111-114.

En la prueba del acero C1 enfriado en 3 diferentes medios de enfriamiento se constata una mayor templabilidad, manejando 3 velocidades de enfriamiento en el horno, aire quieto y aire forzado. Los valores de resistencia a la cedencia incrementan a medida que se incrementa la velocidad de enfriamiento en 60 y 100 MPa, considerando el enfriamiento en horno la velocidad más lenta,

posteriormente el enfriamiento en aire quieto y finalmente el enfriamiento con aire acelerado que tiene la mayor velocidad de enfriamiento. Los valores de resistencia a la tensión incrementaron también en 27 y 75 MPa, respectivamente. Los valores de deformación uniforme, por el contrario, se redujeron a medida que aumentó la velocidad de enfriamiento casi en 8.9% en el enfriamiento al aire y casi 11.6% mm/mm en aire forzado, ambos respecto a la condición de enfriamiento dentro del horno. El tratamiento de envejecido por su parte, tiene un efecto de homogenizar las propiedades mecánicas elevando el esfuerzo de cedencia desde un 6.5% en la condición enfriada con aire forzado hasta un 28.5% en la condición enfriada en horno y el esfuerzo de tensión desde un 8.2% en la condición con aire forzado hasta un 19.7% en la condición enfriada dentro del horno, la deformación uniforme tiende a homogenizarse en las 3 condiciones resultando con valores entre 0.176 y 0.182 mm/mm. La dureza por su parte con una tendencia a incrementar a medida que se aumenta la velocidad de enfriamiento elevándose la dureza desde los 180 HV hasta los 210 HV, después del tratamiento de envejecido cada condición aumenta entre 5 y 10 HV manteniendo esa tendencia ascendente en las 3 condiciones. El envejecido en este acero tiene por tanto efectos positivos en cualquier condición analizada, debido a su alto contenido de nitrógeno y bajo contenido de aluminio, a diferencia de los aceros E1 y E2. Ver Figuras 115-118.

La prueba Jominy en el acero C1 refleja una alta templabilidad formando una martensita de una dureza superior a la de los otros 3 aceros propuestos, siendo incluso mayor que el acero A1. La dureza máxima alcanzada en la superficie de temple es de 515 HV (según las ecuaciones de Bain, Paxton, Jaffe y Gordon [54]) conversión desde HRC descendiendo hasta durezas de 190 HV a 51 mm de distancia. Ver Figura 120.

5.5. Validación de los aceros propuestos

Los estudios realizados en los aceros convencional, C1, E1 y E2 muestran una marcada relación del contenido de carbono con la resistencia a la tensión, lo cual se explica con el contenido de perlita presente en la matriz ferrítica al ser enfriado en aire, posterior al formado. Los valores de porcentaje de carbono varían desde 0.08% en peso para el acero E1 y 0.1% para el acero E2, 0.2 para el acero A1. hasta el 0.27% de carbono para el acero C1. Los valores de resistencia a la cedencia van desde los 354 MPa para el acero E1 hasta los 567 MPa del acero C1, ver Tabla XXIX, ligeramente mayor éste último valor al reportado por Armin Krabiell y Ulrich Reichel en 1993 [55]. En cuanto a la dureza evaluada en la escala vickers el comportamiento es muy similar a la resistencia, siendo el acero E2, el

que posee menor dureza con valores promedio apenas superiores a los 150 HV y el acero C1 posee la mayor dureza alcanzando valores cercanos a los 240 HV. Ver Figura 122.

Respecto a los resultados del estudio de fatiga rotatoria presentan una relación directa con las propiedades mecánicas de cada uno de los aceros. El esfuerzo de fatiga más alto se encontró el acero C1 con un valor de 188 Mpa (lo que representa la tercera parte del esfuerzo de cedencia 0.33), el acero A1 alcanzó los 161 MPa (representa 0.34 veces el esfuerzo de cedencia) mientras que los aceros E1 y E2 soportaron un esfuerzo aplicado de 115 y 130 MPa respectivamente (que corresponde a 0.32 y 0.25 el valor del esfuerzo de cedencia). Esto permite relacionar la resistencia del acero con el valor de esfuerzo a la fatiga para los diferentes aceros, pese a las diferencias en composición química. Ver Figuras 123-127.

En la prueba de impacto Charpy a -40°C existe una marcada diferencia de los aceros E1 y E2 respecto de los aceros A1 y C1. Estos primeros superan los 350 J en energía absorbida antes de la fractura, mientras que el acero C1 apenas alcanza los 48 J (tiene un valor de 43 J de acuerdo con la hoja técnica de Steel Grades [56]) y el acero A1 alcanza los 127 J. El contenido de carbono hace la gran diferencia en estos aceros, este comportamiento se observa en la gráfica de Rinebolt and Harris [57]. La capacidad de deformarse a -40°C es muy baja para el acero C1 con 8%, el acero A1 llega hasta el 11% mientras que los aceros E1 y E2 soportan una deformación de 25 y 24% respectivamente. Lo que los hace mostrar el mejor desempeño en estas condiciones. Ver Figura 133.

CAPÍTULO VI. CONCLUSIONES

El acero A1 tiene un mejor desempeño en procesos de formado en la dirección de laminado mostrando el mejor comportamiento en la deformación, con calentamientos de 880°C o menores por un tiempo menor a 15 minutos no se logra una austenización completa y el proceso formado se hará con presencia de ferrita remanente, después del formado con velocidades de enfriamiento inferiores a 13°C/s no tienen influencia significativa en la microestructura, dureza y resistencia a la tensión del acero. El proceso de formado aunado al envejecido debido al enfriamiento lento tiene una influencia en el esfuerzo de tensión que aumenta de un 12 a un 18%. La direccionalidad es perceptible en mayor grado en la tenacidad al impacto, donde en la dirección a 0° es perceptible un mejor comportamiento a temperatura ambiente y a -40°C donde es entre un 78 y un 47% mayor respectivamente que a 90°.

En la segunda parte, los tres aceros propuestos, son diferenciados entre ellos por el porcentaje de carbono y nitrógeno, sin embargo, los valores de resistencia a la tensión y deformación son muy similares a los del acero convencional (C1). Del análisis de dilatometría en los 3 aceros propuestos se obtuvieron las temperaturas de transformación, características a tenerse en cuenta en el proceso y las velocidades de enfriamiento críticas para evitar transformaciones martensíticas que no son deseadas en el componente, siendo el acero E2 el menos crítico, dada su baja templabilidad. El análisis de tamaño de grano definió las temperaturas límite de calentamiento, el acero E1 tiene un mejor control del crecimiento de grano en temperaturas de hasta 1050 °C respecto del acero C1. Calentar el acero E2 por encima de los 900°C impacta negativamente en las propiedades mecánicas, por otro lado, calentar los aceros E1 y E2 por debajo de los 800°C resulta en un incremento en propiedades mecánicas, particularmente dureza, con un incremento superior al 5%. Las simulaciones de precipitación denotan una no deseada precipitación de AlN en el acero E1 que afecta negativamente las propiedades mecánicas al reducir la formación de VC y VN que son los precipitados que incrementan resistencia.

En los estudios de tensión a alta temperatura se define el acero E2 como el que menor energía requiere para deformarse y ninguno de los aceros presenta problemas de fragilidad en caliente. En el ensayo de compresión se observa el mismo comportamiento con una sensibilidad a la velocidad de deformación mayor por parte de los aceros E1 y C1.

De los tratamientos de envejecido se obtuvieron los parámetros de tiempo y temperatura que reflejan un mayor incremento en las propiedades mecánicas sin

representar cambios mayores al proceso actual. La relativa alta templabilidad del acero C1 se ve reflejada en la Jominy realizada al acero.

Finalmente, en la validación en fatiga, factor determinante en la selección del acero dada su aplicación, partiendo de un acero calentado a 900°C y enfriado al aire resalta una clara relación de la resistencia con el límite de fatiga, siendo el acero C1 el que tiene el esfuerzo a la fatiga más alto, le sigue el acero A1, el acero E2 y por último el acero E1. El comportamiento al impacto analizado por la prueba Charpy muestra una gran diferencia de los aceros E1 y E2 respecto los otros dos aceros.

Cada uno de los aceros propuestos presenta ventajas y desventajas respecto los otros dos, sin embargo, en base a las restricciones de proceso y a los resultados favorables en la mayor parte de las evaluaciones realizadas, se propone el acero E2 como el acero más adecuado para este componente, por su baja templabilidad, baja energía para deformarlo, respuesta aceptable al calentamiento, fatiga y excelentes propiedades al someterse a impacto.

LISTA DE TABLAS

TABLA I. COMPARATIVA ENTRE EL FORMADO EN CALIENTE, TIBIO Y FRÍO [14].	16
TABLA II. SECUENCIAS DE PRECIPITACIÓN DE CARBUROS.	24
TABLA III. LOGARITMOS DE LA SOLUBILIDAD DE LOS PRODUCTOS DE VC Y VN EN AUSTENITA (T EN K, COMPOSICIONES EN %PESO).	28
TABLA IV. CONDICIONES DEL CICLO TÉRMICO APLICADO A CADA UNA DE LAS CONDICIONES.	42
TABLA V. POSICIÓN DE LOS TERMOPARES Y DE CADA UNA DE LAS PROBETAS ANALIZADAS.	44
TABLA VI. CONDICIONES ANALIZADAS MEDIANTE LA PRUEBA DE IMPACTO CHARPY.	46
TABLA VII. COMPOSICIÓN QUÍMICA GENERAL DE LOS ACEROS EN ESTUDIO.	46
TABLA VIII CICLOS TÉRMICOS APLICADOS A LOS ACEROS PARA LA OBTENCIÓN DE LOS DIAGRAMAS CCT.	47
TABLA IX. TEMPERATURAS DE ANÁLISIS DE TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO.	48
TABLA X. CONDICIONES DE ANÁLISIS PARA EL ENSAYO DE TENSIÓN EN CALIENTE.	50
TABLA XI. CONDICIONES DEL ENSAYO DE COMPRESIÓN A ALTA TEMPERATURA.	51
TABLA XII. DESCRIPCIÓN DE LAS CONDICIONES DE TEMPERATURA Y TIEMPO DE ENVEJECIMIENTO PARA LOS ACEROS EN ESTUDIO.	52
TABLA XIII. DESCRIPCIÓN DEL CICLO TÉRMICO APLICADO AL ACERO COMERCIAL.	53
TABLA XIV. PORCENTAJE DE FERRITA Y PERLITA PARA CADA UNA DE LAS DIRECCIONES RESPECTO A LA DIRECCIÓN DE LAMINADO DEL ACERO EN ESTADO DE RECEPCIÓN.	65
TABLA XV. VALORES DE ESFUERZO DE CEDENCIA, TENSIÓN Y DEFORMACIÓN UNIFORME EN CADA UNA DE LAS 3 DIRECCIONES RESPECTO AL LAMINADO EN EL METAL BASE.	66
TABLA XVI. CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO EN CADA UNO DE LOS PUNTOS EVALUADOS EN LA PLACA LONGITUDINAL Y TRANSVERSAL.	71
TABLA XVII. PORCENTAJE DE FERRITA Y PERLITA PARA CADA UNA DE LAS DIRECCIONES RESPECTO A LA DIRECCIÓN DE LAMINADO DEL ACERO FORMADO.	74
TABLA XVIII. VALORES DE ESFUERZO DE CEDENCIA, TENSIÓN Y DEFORMACIÓN EN CADA UNA DE LAS 3 DIRECCIONES RESPECTO AL LAMINADO DEL ACERO FORMADO.	75
TABLA XIX. VALORES DE ENERGÍA ABSORBIDA POR IMPACTO EN CADA UNA DE LAS DIRECCIONES RESPECTO AL LAMINADO.	77
TABLA XX. MACROGRAFÍAS DE PROBETAS ENSAYADAS A IMPACTO CHARPY A -40°C EN CADA UNA DE LAS DIRECCIONES EVALUADAS CON NIVELES BAJOS, MEDIOS Y ALTOS DE ENERGÍA, 10X.	77
TABLA XXI. VALORES DE ESFUERZO A LA CEDENCIA, ESFUERZO DE TENSIÓN Y DEFORMACIÓN DE LOS ACEROS ESTUDIADOS EN ESTADO DE RECEPCIÓN.	79
TABLA XXII. TEMPERATURAS DE INICIO Y FIN DE TRASFORMACIÓN DEL ACERO C1. ...	82

TABLA XXIII. TEMPERATURAS DE INICIO Y FIN DE TRASFORMACIÓN DEL ACERO E1....	82
TABLA XXIV. TEMPERATURAS DE INICIO Y FIN DE TRANSFORMACIÓN DEL ACERO E2.	83
TABLA XXV. VALORES DE DUREZA EN LAS MUESTRAS ENFRIADAS A LAS DISTINTAS VELOCIDADES PARA CADA UNO DE LOS ACEROS.	85
TABLA XXVI. RESULTADOS DE TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO RESPECTO A LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN APLICADA.	85
TABLA XXVII. VALORES DE ESFUERZO DE CEDENCIA, TENSIÓN Y DEFORMACIÓN DEL ACERO C1 ENFRIADO EN TRES MEDIOS.	105
TABLA XXVIII. VALORES DE ESFUERZO DE CEDENCIA, TENSIÓN Y DEFORMACIÓN DEL ACERO COMERCIAL ENFRIADO EN TRES MEDIOS ENVEJECIDOS A 150 °C POR DOS HORAS.....	106
TABLA XXIX. PROPIEDADES MECÁNICAS DE CADA UNO DE LOS ACEROS ESTUDIADOS EN FATIGA.	110
TABLA XXX. VALORES DE ESFUERZO Y CICLOS SOPORTADOS EN CADA UNA DE LAS PRUEBAS PARA LOS DIFERENTES ACEROS.....	111
TABLA XXXI. RESUMEN DE LÍMITES DE FATIGA DE CADA UNO DE LOS ACEROS ESTUDIADOS.	114
TABLA XXXII. ENERGÍA DE IMPACTO DE LOS ACEROS ESTUDIADOS A -40°C EVALUADA MEDIANTE LA PRUEBA CHARPY.	118
TABLA XXXIII. MACROGRAFÍAS DE LAS MUESTRAS DE CADA ACERO CON SUS RESPECTIVOS PORCENTAJES DE DEFORMACIÓN POSTERIOR AL IMPACTO, 10X.	119

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1. TENDENCIAS EN EMISIONES MUNDIALES POR EL CONSUMO DE COMBUSTIBLES FÓSILES 1870-2014 (GtCO ₂) [1].	1
FIGURA 2. CONTRIBUCIÓN EN LAS EMISIONES MUNDIALES DE CO ₂ POR EL USO DE COMBUSTIBLES, 2015 [1].	2
FIGURA 3. EL SECTOR DEL TRANSPORTE ES UNO DE LOS PRINCIPALES CONTRIBUYENTES A LAS EMISIONES DE CO ₂ DE LA ENERGÍA MUNDIAL [2].	2
FIGURA 4. DISTRIBUCIÓN DE PESO EN VEHÍCULOS EN SISTEMAS DE VEHÍCULOS DE TRABAJO PESADO CLASE 8, EDITADO [4].	3
FIGURA 5. DIVERSOS MODOS DE DEFORMACIÓN EN PARTES COMPLEJAS [13].	10
FIGURA 6. ORIENTACIÓN DE LAS PROBETAS DE ACUERDO CON LA DIRECCIÓN DE LAMINACIÓN PARA EL ENSAYO DE TENSIÓN.	11
FIGURA 7. GEOMETRÍAS TÍPICAS OBTENIDAS A PARTIR DE EMBUTIDO PROFUNDO.	13
FIGURA 8. MÉTODO DE DEFORMACIÓN POR ESTIRAMIENTO.	14
FIGURA 9. ESFUERZO, DEFORMACIÓN Y GRADO DE DEFORMACIÓN EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA [14].	16
FIGURA 10. RELACIÓN DE PORCENTAJE DE MARTENSITA CON EL CONTENIDO DE CARBONO Y LA DUREZA EN ACEROS, REEDITADA. [17].	18
FIGURA 11. FLUENCIA DISCONTINUA O DEFORMACIÓN DE LÜDERS DESPUÉS DEL PUNTO DE FLUENCIA EN ACEROS DE BAJO CARBONO.	20
FIGURA 12. DIAGRAMA HIERRO-CARBONO [23].	22
FIGURA 13. DIAGRAMA CCT, S DENOTA INICIO Y F DENOTA EL FINAL DE LA TRANSFORMACIÓN.	23
FIGURA 14. UBICACIÓN DE LOS ELEMENTOS FORMADORES DE CARBUROS EN LA TABLA PERIÓDICA [25].	24
FIGURA 15. ENTALPIAS DE LA FORMACIÓN DE CARBUROS, NITRUROS Y BORUROS [26].	26
FIGURA 16. PRODUCTOS DE SOLUBILIDAD (EN % ATÓMICO) DE CARBUROS Y NITRUROS EN AUSTENITA COMO FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA [28].	27
FIGURA 17. GRÁFICA DE ARRHENIUS PARA LA SOLUBILIDAD DE LOS PRODUCTOS VC Y VN EN AUSTENITA. (T EN K, COMPOSICIONES EN %PESO). LA RELACIÓN K_{VC}/K_{VN} ES GRAFICADA EN LÍNEAS PUNTEADAS) [29].	28
FIGURA 18. CANTIDADES CALCULADAS DE Ti, V Y Nb PRECIPITADO COMO (Ti, M) N EN ACEROS: A) Ti, B) Ti-V Y C) EN Ti-Nb. GCT ES LA TEMPERATURA DE CRECIMIENTO DE GRANO EXPERIMENTAL DE PLANCHONES DE 220 MM EN COLADA CONTINUA [30].	29
FIGURA 19. DISPERSIÓN EN COMPOSICIÓN DE PARTÍCULAS DE (Ti-V) N EN ACEROS DE Ti-V CON DOS VALORES DE NITRÓGENO EN CONDICIÓN DE COLADA CONTINUA Y CON DIFERENTES TEMPERATURAS DE CALENTAMIENTO.	30

FIGURA 20. AUMENTO EN LA TEMPERATURA FINAL DE RECRISTALIZACIÓN CON EL AUMENTO DE SOLUTOS MICROALEANTES EN UN ACERO 0.07C-0.25Si-1.4Mn. ...	31
FIGURA 21. MICROGRAFÍAS ELECTRÓNICAS DE ACEROS SELECCIONADOS TRANSFORMADOS ISOTÉRMICAMENTE A 750°C POR 500S CON DIFERENTES NIVELES DE N DE ENTRE 0.0051% A 0.0257% [31].	31
FIGURA 22. FRACCIÓN DE FERRITA ACICULAR EN UN ACERO AL VANADIO MICROALEADO 0.1%C,1.2%Mn ENFRIADO A VELOCIDADES DE 4 Y 11 °C/S EN LA TRANSFORMACIÓN AUSTENITA-FERRITA [30].	33
FIGURA 23. EFECTO DE LA VELOCIDAD DE CALENTAMIENTO EN LA TEMPERATURA DE CRECIMIENTO DE GRANO EN UN ACERO 0.036V-0.013Ti-0.011N. LOS NÚMEROS EN LOS CÍRCULOS SE REFIEREN AL TAMAÑO DE LOS GRANOS PEQUEÑOS DE AUSTENITA [30].	34
FIGURA 24. DETERMINACIÓN ESQUEMA DEL ENDURECIDO POR HORNEADO Y LA DISTRIBUCIÓN DE ÁTOMOS EN ACEROS FERRÍTICOS DE ULTRA BAJO CARBONO [21].	36
FIGURA 25. EFECTO PORTEVIN-LE CHATELIER EN HIERRO [33].	37
FIGURA 26. EFECTO DE LA CONCENTRACIÓN DE CARBONO EN LA ZONA DE TRANSICIÓN DE LA TENACIDAD A LA FRACTURA (EJE Y ENERGÍA Y EJE X TEMPERATURA) [37].	39
FIGURA 27. DIAGRAMA EXPERIMENTAL GENERAL.....	41
FIGURA 28. ORIENTACIÓN DE LAS PROBETAS EN LA PLACA DE ACERO EN LA MEDIA FUNDA.....	41
FIGURA 29. DIMENSIONES DE LAS PROBETAS DE ACUERDO CON LA NORMA ASTM E8. [38].....	42
FIGURA 30. CICLOS TÉRMICOS PARA CADA UNA DE LAS CONDICIONES EVALUADAS.	43
FIGURA 31. DIBUJO DE LA PLACA Y LA UBICACIÓN DE LOS TERMOPARES.	43
FIGURA 32. DIMENSIONES DE LA PROBETA SUB-SIZE DE ACUERDO CON ASTM E8 [38].	45
FIGURA 33. UBICACIÓN EN EL EJE DE LA ZONA DONDE SE OBTUVIERON LAS PROBETAS DE TENSIÓN.	45
FIGURA 34. DIMENSIONES DE LA PROBETA PARA ENSAYO DE IMPACTO CHARPY DE ACUERDO CON LA NORMA ASTM E23 [39].	45
FIGURA 35. DIMENSIONES DE LA PROBETA PARA DILATOMETRÍA DE ACUERDO CON ASTM E228.....	47
FIGURA 36. TEMPERATURAS DE CALENTAMIENTO Y MEDIOS DE ENFRIAMIENTO DE LAS MUESTRAS DE ACERO.	49
FIGURA 37. DIMENSIONES DE LAS MUESTRAS DE ACERO UTILIZADAS EN EL ANÁLISIS.	49
FIGURA 38. DIMENSIONES DE LA PROBETA DE TENSIÓN PARA ALTA TEMPERATURA ASTM E21.....	50
FIGURA 39. DIMENSIONES DE LA PROBETA DE COMPRESIÓN EN CALIENTE DE ACUERDO CON LA NORMA ASTM E209.	51

FIGURA 40. DIMENSIONES DE LA PROBETA Y SU POSICIÓN EN LA DUCHA DE ENFRIAMIENTO.	53
FIGURA 41. EVALUACIÓN DE DUREZA ROCKWELL C EN LA PROBETA JOMINY RECTIFICADA.	54
FIGURA 42. DIAGRAMA DE LA MÁQUINA DE FATIGA ROTATORIA UTILIZADA PARA LA PRUEBA.	55
FIGURA 43. DIBUJO DE LA PROBETA PARA EL ANÁLISIS DE FATIGA, DIMENSIONES EN MM [42].	55
FIGURA 44. DESCRIPCIÓN GRÁFICA DEL MÉTODO ESCALERA [43].	56
FIGURA 45. ESQUEMA DE LA PROBETA MONTADA EN LA MÁQUINA DE FATIGA.	57
FIGURA 46. MÁQUINA UNIVERSAL ZWICK Z250 ACOPLADA CON DISPOSITIVO DE VIDEO NO-CONTACT XTENS PARA DETERMINAR EL CAMBIO DE ESPESOR UTILIZANDO UNA CÁMARA FULL-FRAME DE IMAGEN PROCESADA EN TIEMPO REAL.	58
FIGURA 47. MÁQUINA UNIVERSAL DE TENSIÓN MTS LANDMARK.	58
FIGURA 48. DILATÓMETRO MARCA LINSEIS L78 RITA CON CALENTAMIENTO MEDIANTE INDUCCIÓN ENFRIADO CON HELIO.	59
FIGURA 49. MUFLA ELÉCTRICA DE LA MARCA THERMOLYNE FURNATROL II DE 5800 W.	59
FIGURA 50. GRAFICADOR EURO THERM 6180A.	59
FIGURA 51. HORNO TUBULAR HOBERSAL.	60
FIGURA 52. MÁQUINA DE IMPACTO CHARPY TINIUS OLSEN 300 PIE-LB.	60
FIGURA 53. COMPRESOR DE ENFRIAMIENTO FTS KINETICS UTILIZANDO ALCOHOL DESNATURALIZADO C ₂ H ₅ OH COMO MEDIO DE ENFRIAMIENTO.	60
FIGURA 54. MONTADORA STRUERS CITO PRESS-20.	61
FIGURA 55. PULIDORA DUAL SEMIAUTOMÁTICA LECO SPECTRUM SYSTEM 1000.	61
FIGURA 56. MICROSCOPIO CARL ZEISS AXIO VISION VERTA1.	61
FIGURA 57. ESTEREOSCOPIO CARL ZEISS DISCOVERY V8.	62
FIGURA 58. MICRODURÓMETRO EMCOTEST DURASCAN 70.	62
FIGURA 59. ESPECTRÓMETRO LECO GDS500A.	62
FIGURA 60. MÁQUINA DE FATIGA POR FLEXIÓN ROTATORIA.	63
FIGURA 61. MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO VEGA 3 TESCAN.	63
FIGURA 62. MICROGRAFÍAS DE LAS SECCIONES A 0°, 45° Y 90° RESPECTO LA RELACIÓN DE LAMINADO PARA EL ACERO EN ESTADO DE RECEPCIÓN (ESCALAS DE 200 Y 50 MM).	64
FIGURA 63. RELACIÓN DE ASPECTO DEL GRANO FERRÍTICO DE CADA CONDICIÓN A 0, 45 Y 90° RESPECTO LA DIRECCIÓN DE LAMINADO.	65
FIGURA 64. GRÁFICAS DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA LAS TRES DIRECCIONES EN ESTUDIO, 0, 45 Y 90 GRADOS RESPECTO A LA DIRECCIÓN DE LAMINADO.	66
FIGURA 65. VALOR DE R RESPECTO A LA DIRECCIÓN DE LAMINADO: 0, 45 Y 90 GRADOS.	67

FIGURA 66. LOS VALORES DE ANISOTROPÍA PLANA A DISTINTOS PORCENTAJES DE DEFORMACIÓN.	67
FIGURA 67. MICROESTRUCTURAS ENCONTRADAS EN CADA UNA DE LAS MUESTRAS CALENTADAS A DIFERENTES TEMPERATURAS, TOMADAS A 500X.....	68
FIGURA 68. GRÁFICA DE DILATACIÓN EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DURANTE EL CALENTAMIENTO.....	69
FIGURA 69. GRÁFICA DE DILATACIÓN EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DURANTE EL ENFRIAMIENTO.	69
FIGURA 70. DUREZA VICKERS HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO [45].....	70
FIGURA 71. HISTORIAL TÉRMICO DE LAS PLACAS MEDIDAS EN 5 PUNTOS DESDE LA SUPERFICIE.....	70
FIGURA 72. GRÁFICA ESFUERZO DE CEDENCIA, MÁXIMO Y DEFORMACIÓN UNIFORME EN FUNCIÓN DE LA DISTANCIA DE TEMPLE A) SOLAMENTE CALENTADA Y B) CON TRATAMIENTO DE ENVEJECIDO A 150°C POR DOS HORAS.....	71
FIGURA 73. RESULTADOS DE LAS MEDICIONES DE DUREZA VICKERS EN CADA UNA DE LAS PROBETAS EVALUADAS DE LA DIRECCIÓN A) TRANSVERSAL Y B) LONGITUDINAL [45].....	72
FIGURA 74. RESULTADOS DE LAS MEDICIONES DE DUREZA VICKERS EN LA DIRECCIÓN A) TRANSVERSAL Y B) LONGITUDINAL AL LAMINADO ENVEJECIDAS [45].....	72
FIGURA 75. MICROGRAFÍAS DE LAS SECCIONES A 0°, 45° Y 90° RESPECTO LA DIRECCIÓN DE LAMINADO TOMADAS A 100 Y 500X.	73
FIGURA 76. RELACIÓN DE ASPECTO DEL GRANO FERRÍTICO DE CADA CONDICIÓN A 0, 45 Y 90° RESPECTO LA DIRECCIÓN DE LAMINADO DEL ACERO FORMADO.....	74
FIGURA 77. GRÁFICAS DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA LAS DIRECCIONES DE 0, 45 Y 90 GRADOS RESPECTO A LA DIRECCIÓN DE LAMINADO EN EL ACERO FORMADO. .	75
FIGURA 78. ENERGÍA ABSORBIDA POR IMPACTO PARA LAS TRES DIRECCIONES RESPECTO AL LAMINADO A 23°C Y -40°C.	76
FIGURA 79. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS EN ESTADO DE RECEPCIÓN, 500X.	78
FIGURA 80. GRÁFICO DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA LOS ACEROS EN ESTUDIO EN ESTADO DE RECEPCIÓN.....	79
FIGURA 81. DUREZA DE LOS ACEROS EN ESTUDIO EN SU ESTADO DE RECEPCIÓN.....	80
FIGURA 82. DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO PARA EL ACERO C1 CALENTADO A 900°C.....	80
FIGURA 83. DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUO PARA EL ACERO E1 CALENTADO A 900°C.....	81
FIGURA 84. DIAGRAMA DE ENFRIAMIENTO CONTINUA PARA EL ACERO E2, CALENTADO A 900°C.....	81
FIGURA 85. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS CALENTADOS A 900°C Y ENFRIADOS A 100, 10 Y 0.5 °C/s, 500X.....	84

FIGURA 86. TAMAÑO DE GRANO EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA PARA CADA ACERO.	86
FIGURA 87. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS CALENTADOS A 950°C, A Y B ENFRIADOS EN AGUA MIENTRAS QUE C Y D SE ENFRIARON AL AIRE, 500X.	87
FIGURA 88. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS CALENTADOS A 900°C, A Y B ENFRIADOS EN AGUA MIENTRAS QUE C Y D SE ENFRIARON AL AIRE, 500X.	87
FIGURA 89. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS CALENTADOS A 850°C, A Y B ENFRIADOS EN AGUA MIENTRAS QUE C Y D SE ENFRIARON AL AIRE, 500X.	88
FIGURA 90. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS CALENTADOS A 800°C, A Y B ENFRIADOS EN AGUA MIENTRAS QUE C Y D SE ENFRIARON AL AIRE, 500X.	89
FIGURA 91. MICROESTRUCTURA DE LOS ACEROS CALENTADOS A 750°C, A Y B ENFRIADOS EN AGUA MIENTRAS QUE C Y D SE ENFRIARON AL AIRE, 500X.	89
FIGURA 92. DUREZA HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO PARA CADA UNO DE LOS DOS ACEROS EN ESTUDIO ENFRIADOS EN AGUA.	90
FIGURA 93. DUREZA HV EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE CALENTAMIENTO PARA CADA UNO DE LOS DOS ACEROS EN ESTUDIO ENFRIADOS AL AIRE.	91
FIGURA 94. SIMULACIÓN DE FRACCIÓN DE PRECIPITADOS EN EL ACERO C1 EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA, FACTSAGE®.	91
FIGURA 95. SIMULACIÓN DE FRACCIÓN DE PRECIPITADOS EN EL ACERO E1 EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA, FACTSAGE®.	92
FIGURA 96. SIMULACIÓN DE FRACCIÓN DE PRECIPITADOS EN EL ACERO E2, FACTSAGE ®.	93
FIGURA 97. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO C1 EVALUADO A DIFERENTES TEMPERATURAS.	94
FIGURA 98. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E1, EVALUADO A DIFERENTES TEMPERATURAS.	94
FIGURA 99. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E2, EVALUADO A DIFERENTES TEMPERATURAS.	95
FIGURA 100. REDUCCIÓN DE ÁREA MEDIDA PARA CADA UNO DE LOS ACEROS EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE ENSAYO.	95
FIGURA 101. DEFORMACIÓN UNIFORME DE CADA UNO DE LOS ACEROS EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA.	96
FIGURA 102. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO C1, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.001s^{-1}$	97
FIGURA 103. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO C1, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.01s^{-1}$	97
FIGURA 104. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO C1, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.1s^{-1}$	98
FIGURA 105. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E1, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.001s^{-1}$	98

FIGURA 106. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E1, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.01s^{-1}$	99
FIGURA 107. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E1, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.1s^{-1}$	99
FIGURA 108. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E2, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.001s^{-1}$	100
FIGURA 109. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E2, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.01s^{-1}$	100
FIGURA 110. GRÁFICA DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN REAL PARA EL ACERO E2, ENSAYADO EN COMPRESIÓN A DIFERENTES TEMPERATURAS, $v=0.1s^{-1}$	101
FIGURA 111. EFECTO DE TEMPERATURAS DE ENVEJECIDO SOBRE LA DUREZA DE ACEROS: A) E1 Y B) E2 CALENTADOS A $800^{\circ}C$	102
FIGURA 112. DUREZAS DE ACEROS: A) E1 Y B) E2 CALENTADOS A $850^{\circ}C$ CON DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO.....	102
FIGURA 113. DUREZAS DE ACEROS: A) E1 Y B) E2 CALENTADOS A $900^{\circ}C$ CON DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO.....	103
FIGURA 114. DUREZAS DE ACEROS A) E1 Y B) E2, CALENTADOS A $950^{\circ}C$ CON DIFERENTES TIEMPOS DE ENVEJECIDO.....	103
FIGURA 115. MICROGRAFÍAS DEL ACERO C1, ENFRIADO EN 3 CONDICIONES: A, B Y C Y ENVEJECIDO D, E Y F.....	104
FIGURA 116. GRÁFICO DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA EL ACERO C1, EN TRES MEDIOS DE ENFRIAMIENTO.....	105
FIGURA 117. GRÁFICO DE ESFUERZO-DEFORMACIÓN PARA EL ACERO C1 EN TRES MEDIOS DE ENFRIAMIENTO CON ENVEJECIDO.....	106
FIGURA 118. GRÁFICA DE VALORES DE PARA EL ACERO C1, CALENTADO A $900^{\circ}C$ ENFRIADOS EN TRES MEDIOS COMPARADOS CON LAS MISMAS CONDICIONES ENVEJECIDAS.....	107
FIGURA 119. MICROESTRUCTURA DE LA PROBETA JOMINY EN A) LA SUPERFICIE, B) A 12.7 MM, C) A 25.4 MM Y D) A 50.8 MM DE LA SUPERFICIE TEMPLADA A 500X..	108
FIGURA 120. RESULTADOS DE DUREZA EN HRC Y HV EN FUNCIÓN DE LA DISTANCIA A LA SUPERFICIE DE TEMPLE [46].....	108
FIGURA 121. MICROGRAFÍAS DE LOS ACEROS A1, C1, E1 Y E2 TOMADAS A 500X..	109
FIGURA 122. VALORES DE DUREZA DE LOS ACEROS ENSAYADOS EN FATIGA.	111
FIGURA 123. VALORES DE ESFUERZO EN LAS PROBETAS ENSAYADAS PARA CADA UNO DE LOS ACEROS.....	112
FIGURA 124. ESFUERZO APLICADO AL ACERO A1, EN FUNCIÓN DEL NÚMERO DE CICLOS, ESFUERZO A LA FATIGA, 160 MPa.....	113
FIGURA 125. ESFUERZO APLICADO AL ACERO C1, EN FUNCIÓN DEL NÚMERO DE CICLOS, ESFUERZO A LA FATIGA 187 MPa.....	113
FIGURA 126. ESFUERZO APLICADO AL ACERO E1, EN FUNCIÓN DEL NÚMERO DE CICLOS, ESFUERZO DE FATIGA 114 MPa.....	114

FIGURA 127. ESFUERZO APLICADO AL ACERO E2, EN FUNCIÓN DEL NÚMERO DE CICLOS, ESFUERZO DE FATIGA 131 MPA.....	114
FIGURA 128. VISTA LATERAL DE UNA PROBETA DE ACERO A1 QUE RESISTIÓ UN MILLÓN DE CICLOS CON UN ESFUERZO DE 150 MPA.....	115
FIGURA 129. VISTA LATERAL DE UNA PROBETA DE ACERO A1 QUE RESISTIÓ UN MILLÓN DE CICLOS CON UN ESFUERZO DE 160 MPA.....	116
FIGURA 130. VISTA LATERAL DE UNA PROBETA DE ACERO C1 QUE RESISTIÓ UN MILLÓN DE CICLOS.	116
FIGURA 131. VISTA LATERAL DE UNA PROBETA DE ACERO E1 QUE SOPORTÓ UN MILLÓN DE CICLOS.	117
FIGURA 132. VISTA LATERAL DE UNA PROBETA DE ACERO E2 QUE SOPORTÓ UN MILLÓN DE CICLOS.	117
FIGURA 133. ENERGÍA DE IMPACTO EN CADA UNO DE LOS ACEROS EVALUADO A -40°C.	118

REFERENCIAS

- [1] International Energy Agency, «CO2 emissions from fuel combustions, Highlights,» IEA Publications, 2017.
- [2] International Energy Agency, "Technology Roadmap, Fuel economy of road vehicles," International energy agency, France, 2012.
- [3] J. C. Pruez y et al., «Lightweight Composite Materials For Heavy Duty Vehicles.,» US Department of Energy, Morgantown, West Virginia, 2013.
- [4] U.S Department of Energy, «Workshop Report: Trucks and heavy duty vehicles technical requirements and gaps for lightweight and propulsion materials,» *Energy Efficiency and Renewable Energy*, vol. DOE/EE, nº 0867, p. 6, 2013.
- [5] . M. Atiqullah y E. Namanni, «Aerodynamic drag reduction of class 8 trailer trucks using external attachments,» Kennesaw State University, Marietta GA, 2017.
- [6] A. Lischke, «Drive Trains, Fuels And Technologies For Heavy Duty Vehicles In 2030 and beyond,» 8th international congress on transportation research in greece, Grecia, 2017.
- [7] D. Meszler y et al., European Havy-Duty Vehicles: Cost Effectiveness of Fuel Efficiency Technologies for Long-Haul Tractor-Trailers in the 2025-2030 Timeframe, Washington: The international council on clean transportation, 2018.
- [8] J. Park, «The Future of Electrical Systems on Heavy Duty Trucks,» 16 enero 2018. [En línea]. Available: <https://www.truckinginfo.com/157933/the-future-of-electrical-systems-on-heavy-duty-trucks>. [Último acceso: 30 06 2018].
- [9] U S Department of Energy, «Lighteight Materials R&D Anual Report,» Vehicle Technologies Office, EUA, 2015.
- [10] . V. G. Childe, Prehistoric communities of the british isles 2 Ed, London: W & R CHAMBERS, 1947.

- [11] W. L. Roberts, Hot Rolling of Steels, New York: Marcel Dekker INC, 1983.
- [12] J. Rowe, Advance Materials in Automotive Engineering, Cambridge: Woodhead publishing, 2012.
- [13] K. Forouraghi, Ultrasonic Measurement of Drawability (r-values) of Low Carbon Steel Sheets, Michigan: Iowa State University, 1995.
- [14] SCHULER Gambh, Metal Forming Handbook, Berlin: Springer, 1998.
- [15] M. P. Groover, Fundamentals of Modern Manufacturing, United States of America: JOHN WILEY & SONS, INC, 2010.
- [16] D. R. Askeland, Ciencia e Ingenieria de los Materiales, Mexico: International Thomson Editores, 1998.
- [17] Timken Steel, Practical Data for Metallurgists, U.S.A: TimkenSteel Corporation, 2014.
- [18] C. P. Sharma, Engineering materials properties and applications of metal and alloys, New Delhi: Prentice Hall of India, 2004.
- [19] MachineMFg, «Effect of 48 chemical elements of steels,» [En línea]. Available: <https://www.machinemfg.com/chemical-elements-effects-on-steel/>. [Último acceso: 22 julio 2018].
- [20] «Total materia,» junio 2007. [En línea]. Available: <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=202>. [Último acceso: 24 febrero 2019].
- [21] R. Rana y S. Brat Singh, Automotive Steels: Design Metallurgy, Processing and Applications, Chennai, India: Elsevier and Book aid International, 2017.
- [22] ASM Handbook Committee, ASM Metal Handbook, EUA: ASM International, 1991.
- [23] G. D. ARAGÓN, «DEMO E-DUCATIVA CATEDU,» educativa, 25 octubre 2016. [En línea]. Available: http://e-educativa.catedu.es/44700165/aula/archivos/repositorio/1000/1092/html/2_diagrama_de_aleacin_hierrocarbono.html. [Último acceso: 14 julio 2018].

- [24] C. García de Andrés y et al, «Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels,» *Researchgate*, vol. 48 Materials Characterization, pp. 101-111, 2002.
- [25] R. V. McGrew y et al., «Thomsom Brooks,» Inc. Thomson Learning, 2003. [En línea]. Available: <https://slideplayer.com/slide/1566174/>. [Último acceso: 2019 07 25].
- [26] M. Maalekian, The Effects of Alloying Elements on Steels (I), Estiria, Austria: Technische Universität Graz, 2007.
- [27] H. Schick, Thermodynamics of certain refractory compounds, New York and London: Academic Press, 1966.
- [28] . D. Porter y K. Easterling, Phase Trasnformations in Metals and Alloys, 2da ed., Hong Kong: Springer science+business media B.V., 1992, pp. 422-429.
- [29] Honeycombe y R. W. Kerr, Structure and Strength of Alloy Steels, London: Climax Molybdenum, 1973.
- [30] P. Maugis y M. Gouné, «Kinetics of vanadium carbonitride precipitation in steel: A computer model,» *Science Direct*, vol. 53, nº 12, pp. 3359-3367, 2005.
- [31] R. Lagneborg y et al., The role of vanadium in microalloyed steels, Sweden: KIMAB-2014-115, 2014.
- [32] S. Zajac, «Precipitation and Grain Refinement in Vanadium-Containing Steels,» Swedish Institute for Metals Research, Stockholm, Sweden, 2001.
- [33] D. Porter y e. a. , Phase Transformations in Metals and Alloys, Exeter, UK: Springer Science and Business Media B. V., 1992, p. 153.
- [34] G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, Singapore: McGraw-Hill, 1988.
- [35] R. I. Stephens, Metal fatigue in engineering, USA: John Wiley & Sons INC, 1980.
- [36] International Organization for Standarization, «ISO 1143 Metallic materials: Rotate bar bending fatigue testing,» *International standar ISO*, vol. 2, pp. 1-26, 2010.

- [37] C. Müller y et al., «Accuracy of fatigue limits estimated by the stair case method using different evaluation techniques,» *International Journal of Fatigue*, vol. 100 Part 1, pp. 296-307, 2017.
- [38] S. Tamminen, y et al., «Product Design Model for Impact Toughness Estimation in Steel Plate Manufacturing,» *ResearchGate*, vol. DOI 10.1109, 2008.
- [39] ASTM International, «E-08 Standard test methods for tension testing of metallic materials,» *ASTM International*, vol. 03.01, pp. 1-27, 2010.
- [40] ASTM International, «E-23 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials,» *ASTM International*, vol. 03.01, nº E23, p. 29, 2018.
- [41] ASTM International, «E-112 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size,» *ASTM International*, vol. 03.01, 2013.
- [42] Japan Society of Mechanical Engineers, «Standard method of Statistical fatigue testing,» *JSME*, 1981.
- [43] International Standard, «ISO 1143 Metallic materials- Rotating bar bending fatigue testing,» *International Organization for Standardization*, pp. 1-26, 2010.
- [44] C. Müller y et al., «Accuracy of fatigue limits estimated by the staircase method using different evaluation techniques,» *International Journal of Fatigue*, vol. 100, pp. 296-307, 2017.
- [45] B. Hutchinson, «Critical Assessment 16: Anisotropy in Metals,» *Materials Science and Technology*, vol. 31, pp. 1393-1401, 2015.
- [46] ASTM International, «E92-Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials,» *ASTM INTERNATIONAL*, Vols. %1 de %203-01, p. 29, 2017.
- [47] Steel Express, «Steel Express Limited,» [En línea]. Available: <https://www.steelexpress.co.uk/steel-hardness-conversion.html>. [Último acceso: 16 Septiembre 2018].
- [48] H. Bhadhesia, «Interpretation of the Microstructure of Steels,» University of CAMBRIDGE, [En línea]. Available: <https://www.phase->

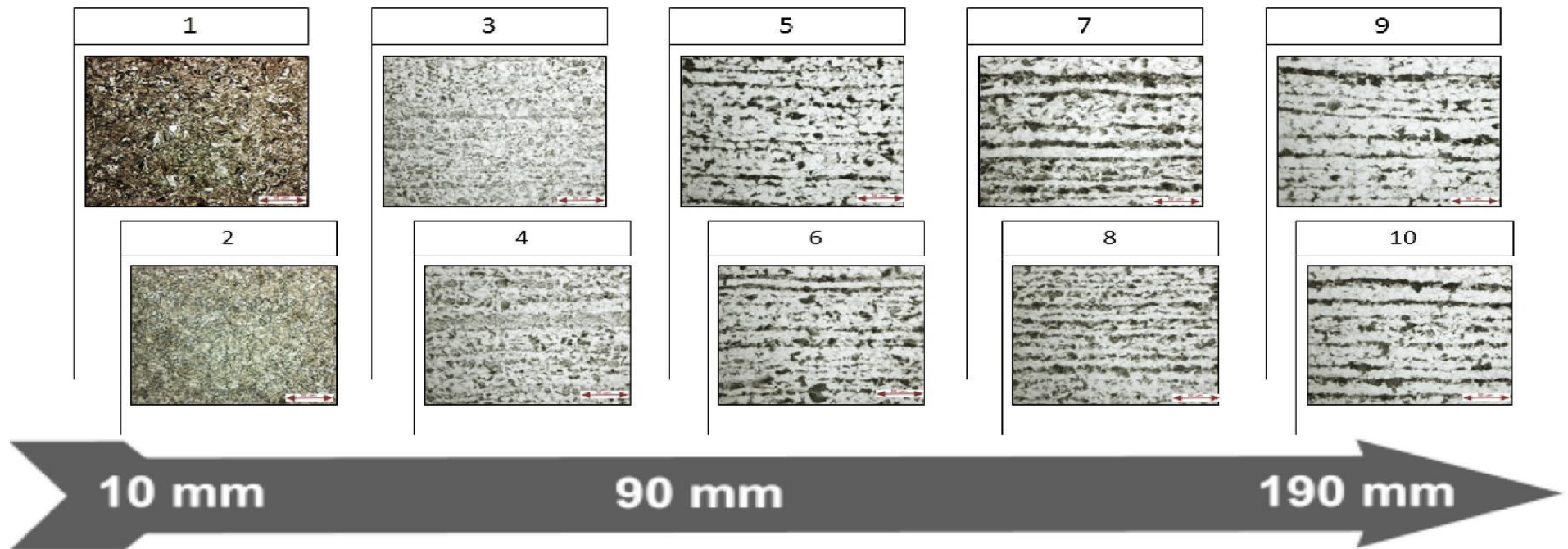
trans.msm.cam.ac.uk/2008/Steel_Microstructure/SM.html. [Último acceso: 25 01 2019].

- [49] N. KARIYA, «High Carbon Hot-Rolled Steel Sheet and Method for Production Thereof». Paris, France Patente EP 2 103 697 A1, 23 09 2009.
- [50] O. Kasatkin, «Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel,» *Metal Science and Heat Treatment*, Vols. %1 de %226:1-2, pp. 27-31, 1984.
- [51] K. Andrews, «Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures,» *Journal of the Iron and Steel Institute*, vol. 203 Part 7, pp. 721-727, 1965.
- [52] A. B. Ramazan Kaçar, «Factors Affecting Kinetics of Strain Aging in S275JRC Steel,» *Dep. de Engenharia de Materiais*, vol. 20, nº ISSN 1980-5373, 2016.
- [53] J. R. Davis, «Allolling: Understanding the basics,» *ASM International*, Vols. %1 de %2ISBN: 978-0-87170-744-4, p. 647, 2001.
- [54] T. Kanwal y et al., «Quench Hardening and Tempering Behaviour of a low carbon steel,» *Journal of Pakistan Institute of Chemical Engineers*, vol. Vol. XXXVII, pp. 51-53, 2009.
- [55] G. Krauss, *Steels: Processing, Structure, and Performance*, Ohio, USA: ASM International, 2005.
- [56] A. Krabiell y et al., «Low-cycle fatigue properties of microalloyed medium carbon precipitation hardening steels in comparison to quenched and tempered steels,» *Materials Technology*, vol. 8/9, pp. 425-430, 1993.
- [57] Steel Grades, «Steel Grades,» Steel Grades, 2016. [En línea]. Available: <https://www.steel-grades.com/Steel-Grades/Structure-Steel/en-30mnvs6.html>. [Último acceso: 09 Febrero 2019].
- [58] J. Reinbolt y et al., «Effect of alloying elements on notch toughness of pearlitic steels,» *ASM*, vol. 43, pp. 1175-1214, 1950.
- [59] NIIR Board, *The complete Technology book on hot rolling of steel*, Delhi, India: NIIR Project Consultancy Services, 2010.

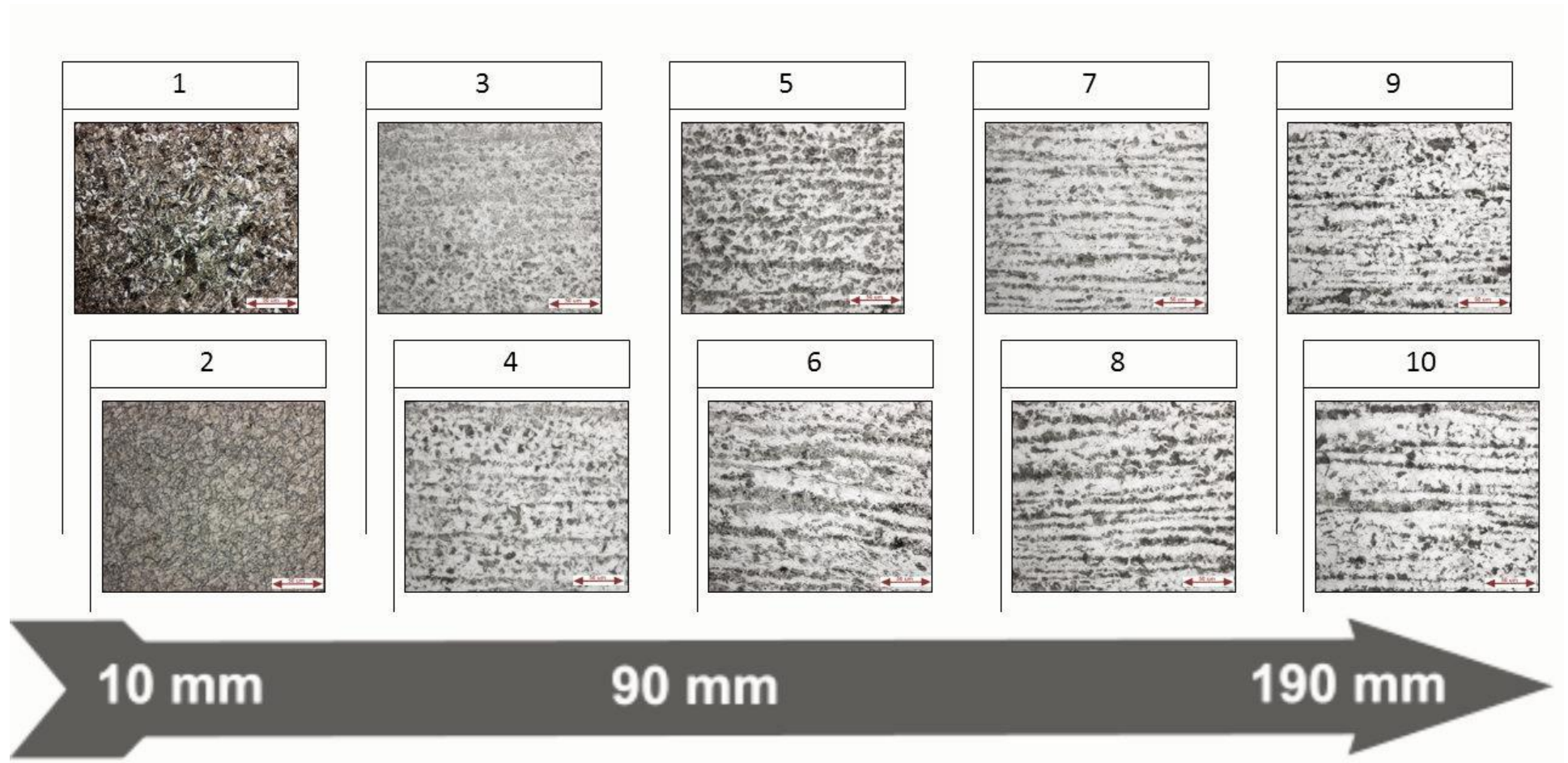
[60] D. Guy y et al., Steels in Mining and Minerals Handling Applications, London: The Institute of Metals, 1990.

ANEXOS

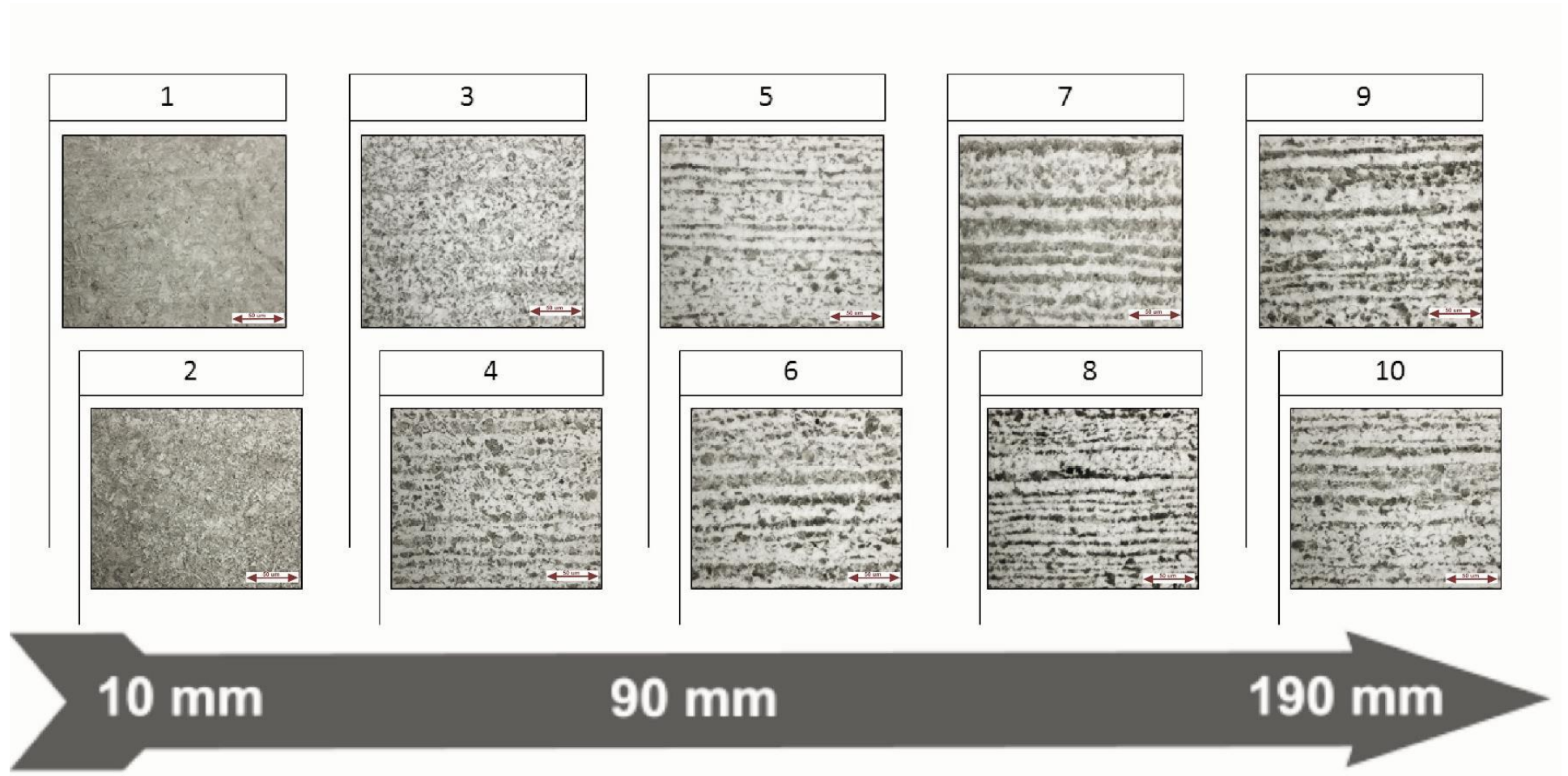
I Micrografías obtenidas de cada una de las probetas en la dirección longitudinal al laminado, 500X.



II Micrografías tomadas de cada una de las probetas en la dirección transversal al laminado, 500X.



III Micrografías tomadas de cada una de las probetas de la dirección longitudinal al laminado envejecida, 500X.



IV Micrografías tomadas de cada una de las probetas de la dirección transversal al laminado envejecida, 500X.

