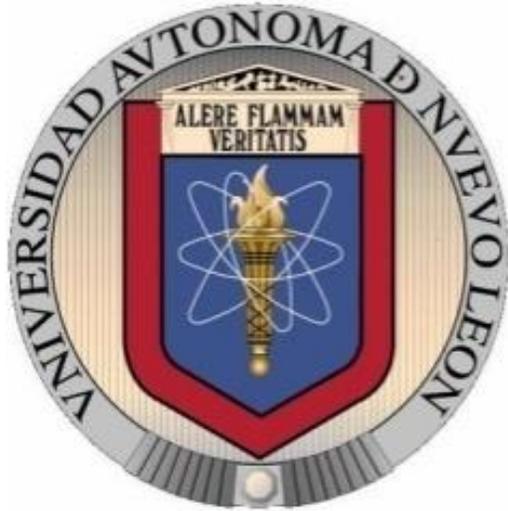


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



“ESTUDIO DEL ENVEJECIMIENTO EN ACEROS 1004 Y 1006”.

POR

ING. LIZANGELA GUERRA FUENTES

TESIS

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

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN ENERO DEL 2013.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



“ESTUDIO DEL ENVEJECIMIENTO EN ACEROS 1004 Y 1006”.

POR

ING. LIZANGELA GUERRA FUENTES

TESIS

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

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN ENERO DEL 2013.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis, recomendamos que la tesis “**Estudio del envejecimiento en aceros 1004 y 1006**” realizada por la Ing. Lizangela Guerra Fuentes sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dr. Edgar Omar García Sánchez

Coasesor

Dr. Héctor M. Hernández García

Coasesor

Dra. Ana M. Arizmendi Morquecho

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Enero del 2013.

DEDICATORIA

*A Dios y a mi hijo que es todo mi
ser
Marcos Adriél Torres Guerra.*

AGREDECIMIENTOS

Mi más sincero agradecimiento a cada una de las personas que hicieron posible la realización de la presente tesis, y en especial a:

Dios, que me ha dado salud, amor y sabiduría para llegar hasta este momento de mi vida.

A mi esposo Marcos Torres López que me ha apoyado en todo momento, gracias amorsini.

A mi familia, mi madre, Juana María Fuentes R., mi padre, José Moreira R., a mis hermanas Dania y Neyla; por apoyarme incondicionalmente, por su amor y paciencia hacia mí y por cuidar de Adriel cuando lo he necesitado.

A mis suegros y cuñados Benito Torres, Josefina López, José Juan y Javier por el apoyo brindado, por cuidar de Adriel, por su paciencia y comprensión.

A la UANL en especial a la FIME, la institución que me ha visto forjarme como profesionista y la cual me dio la oportunidad de seguir estudiando.

Al CONACYT por darme la oportunidad de realizar mis estudios de posgrado y apoyarme económicamente en esta etapa de mi vida.

A DEACERO por permitirme participar en este proyecto que fue de gran aprendizaje para mí, y por todo el apoyo y consejos brindados. Gracias especialmente al Ing. Gustavo Luévanos, al Ing. Arturo Duque y al Ing. J. Luis Dávila.

Gracias a todas las personas que me asesoraron en la presente tesis, y gracias por todas sus enseñanzas, a mis compañeros y profesores: Cintya Vizcaya, Dr. Edgar G., Dr. Marco Hdz., Dr. Colás, Alicia, Dr. Martin H., Dr. Nelson.

ÍNDICE

Agradecimientos.....	5
ÍNDICE.....	6
RESUMEN.....	10
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.....	11
Objetivo.....	13
Objetivos Particulares.....	13
Hipótesis.....	14
CAPÍTULO 2. ANTECEDENTES.....	15
2.1 Definición de acero y sus temperaturas de transformación.....	15
2.1.1 Clasificación de los aceros.....	16
2.1.2 Características.....	17
2.1.3 Elementos de aleación en los aceros.....	18
2.2 Propiedades en aceros de bajo carbono.....	20
2.3 Difusión.....	20

2.3.1 Difusión en estado estable.....	23
2.3.2 Difusión no estable.....	25
2.3.3 Factores que influncian la difusión.....	26
2.3.4 Efecto de la temperatura en la difusión.....	26
2.4 Envejecimiento y pérdida de propiedades mecánicas en aceros de bajo carbono.....	27
2.4.1 Efecto del nitrógeno en el envejecimiento y cambio de propiedades mecánicas en aceros de bajo carbono.....	28
2.4.2 Sistemas de hierro - nitrógeno.....	28
2.5 Trabajo en frío.....	30
2.6 Tratamientos Térmicos.....	32
2.6.1 Recocido.....	33
2.6.2 Objetivos del recocido.....	33
2.6.3 Clasificación del recocido.....	34
2.6.4 Recocido sub-crítico.....	35
2.7 Propiedades mecánicas.....	35
2.8 Ensayos de tensión.....	36
2.9 Dureza.....	38
2.9.1 Dureza Vickers.....	39
2.10 Simulación de diagramas TTT y CCT en software JmatPro.....	40
2.10.1 Modelo de Kirkaldy y Colaboradores.....	41
2.11 Simulación de Tratamientos Térmicos en ProCast.....	44

2.12 Modelo de Avrami.....	45
CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA CIENTÍFICA.....	47
3.1 Introducción.....	47
3.2 Caracterización del Proceso.....	48
3.2.1 Medición de temperatura de Tratamiento Térmico.....	50
3.2.2 Medición de temperatura con termopar tipo “K”.....	50
3.2.3 Medición de temperatura con equipo de termografía infrarroja.....	51
3.3 Análisis de variables del proceso.....	53
3.4 Simulación de tratamiento térmico en horno de inducción.....	54
3.5 Simulación termodinámica de los aceros 1004 y 1006.....	57
3.6 Caracterización microestructural.....	57
3.7 Ensayos de tensión.....	61
3.8 Microdureza.....	61
3.9 Modelo de Avrami.....	63
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	64
4.1 Introducción.....	64
4.2 Caracterización del Proceso.....	65
4.2.1 Medición de temperatura de Tratamiento Térmico.....	65
4.2.2 Medición de temperatura con termopar tipo “K”.....	66
4.2.3 Medición de temperatura con equipo de termografía infrarroja.....	68

4.3 Análisis de variables del proceso.....	71
4.4 Simulación de tratamiento térmico en horno de inducción.....	72
4.5 Simulación termodinámica de los aceros 1004 y 1006.....	75
4.6 Caracterización microestructural.....	78
4.7 Ensayos de tensión.....	82
4.8 Microdureza.....	85
4.9 Modelo de Avrami.....	87
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES.....	93
CAPÍTULO 6. RECOMENDACIONES.....	96
REFERENCIAS.....	97
ÍNDICE DE TABLAS.....	102
ÍNDICE DE FIGURAS.....	103
ÍNDICE DE ECUACIONES.....	106

RESUMEN

La realización de la presente tesis surge por la necesidad de un problema particular en donde el producto realizado con los aceros 1004 y 1006 sufre un cambio en sus propiedades mecánicas a través de los días causando con esto un descontrol en el proceso posterior, que es el ensamble de rejillas. Por lo anterior fue necesario analizar el proceso de tratamiento térmico y el efecto de la composición química sobre las propiedades mecánicas. Se realizó un estudio microestructural de los aceros 1004 y 1006, también se presenta la influencia que tienen los elementos aleantes de ambos aceros en su pérdida de ductilidad y envejecimiento a la temperatura a la cual se someten a tratamiento térmico y el efecto del nitrógeno en el envejecimiento de aceros al carbono. De lo anterior se encontró que los aceros 1004 y 1006 tienen una microestructura que presenta dos fases: ferrita y perlita; el nitrógeno, es el elemento aleante principal que envejece a dichos aceros y la adición de aluminio y boro forman nitruros que contrarrestan dicho envejecimiento. Otro resultado obtenido fue que utilizando una baja velocidad de avance en el tratamiento térmico se obtiene un mayor tiempo de recocido lo cual mejora las propiedades mecánicas del material disminuyendo la resistencia a la tensión y dureza. Los resultados de simulación utilizando el software JMatPro® permitieron observar que no se llegaba a la temperatura de austenización y solo se observaba una pequeña disolución de la perlita. Adicionalmente el proceso de tratamiento térmico fue analizado utilizando el software Procast, el cual nos permitió evaluar las órdenes de magnitud de las diferentes variables de proceso en dicho tratamiento. Finalmente se explica el envejecimiento natural como un proceso controlado únicamente por difusión utilizando un modelo de Avrami.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La realización de la presente tesis surge por la necesidad de resolver un problema particular en donde un producto realizado con los aceros 1004 y 1006 sufre un cambio en sus propiedades mecánicas a través de los días causando con esto un descontrol en el proceso posterior, que es el ensamble de rejas. Por lo anterior es necesario analizar el proceso de tratamiento térmico y el efecto de la composición sobre las propiedades mecánicas, con este estudio se obtendrían ventajas tales como:

- Control de las propiedades mecánicas en el proceso de elaboración de sus productos.
- En base a sus propiedades establecer un tiempo de vida promedio del acero.
- Reducción de material no conforme debido al envejecimiento del material.

Con esta necesidad y tomando en cuenta los importantes resultados que se pueden obtener se estudiaron los aceros 1004 y 1006 en los diferentes procesos por los cuales pasa antes de convertirse en producto final.

En el capítulo 2 se describen las características microestructurales de los aceros 1004 y 1006, también se presenta la influencia que tienen los elementos aleantes de ambos aceros en su pérdida de ductilidad y envejecimiento a la temperatura a la cual se someten a tratamiento térmico. Al igual se presenta una revisión bibliográfica del efecto del nitrógeno en el envejecimiento de aceros al carbono, se explica el tratamiento térmico de recocido, los tipos de recocido y sus beneficios en los aceros al carbono; finalmente se explica el proceso de galvanizado siendo este el último tratamiento que se le hace a ambos aceros antes de convertirse en producto final.

En el capítulo 3 se presenta la metodología llevada a cabo, donde se explica a detalle la caracterización del proceso, la medición de temperatura a la cual se realiza el tratamiento térmico, el análisis de variables críticas del proceso; así como también la caracterización microestructural, la simulación del tratamiento térmico en el horno de inducción y la simulación termodinámica para la obtención de los diagramas de fase para cada acero, los ensayos de tensión y de microdureza realizados.

Los resultados obtenidos y discusión se presentan en el capítulo 4, con lo que se pudo llegar a la conclusión que en los aceros 1004 y 1006, los cuales tienen una microestructura que presenta dos fases: ferrita y perlita. El nitrógeno, es el principal elemento aleante que envejece a dichos aceros y la adición de aluminio y boro forman nitruros que contrarrestan dicho envejecimiento. Otro resultado obtenido fue que a baja velocidad de tratamiento térmico se obtiene

un mayor tiempo de recocido lo cual mejora las propiedades mecánicas del material disminuyendo la resistencia a la tensión y dureza. Los resultados de la simulación con el software JMatPro permitieron observar las temperaturas de transformación de nuestro material. El análisis del proceso de tratamiento térmico continuo utilizando Procast, nos permitió evaluar las órdenes de magnitud de las diferentes variables de proceso en dicho tratamiento. Finalmente se explica el envejecimiento natural como un proceso controlado únicamente por difusión y se trata de explicar con un modelo de Avrami.

OBJETIVO

Determinar la causa de la pérdida de ductilidad en la deformación de productos realizada con aceros 1004 y 1006.

OBJETIVOS PARTICULARES

1. Revisar y discutir el estado del arte de los aceros 1004 y 1006 en cuanto al tratamiento térmico de recocido, efecto de los elementos aleantes en el envejecimiento natural y su efecto en las propiedades mecánicas como son resistencia a la tensión y dureza.
2. Establecer un estudio estadístico en base a la composición química de ambos aceros, en diferentes lotes de diferentes días.
3. Realizar análisis microestructural mediante microscopía óptica, y microscopía electrónica de barrido de ambos aceros después de cada proceso a los cuales son sometidos.
4. Medir las variables críticas del proceso como la temperatura y velocidad de tratamiento térmico y la composición química del acero.

5. Evaluar las propiedades mecánicas como son la resistencia a la tensión y dureza a lo largo del tiempo para diferentes composiciones químicas y diferentes condiciones de proceso en los aceros 1004 y 1006.

HIPÓTESIS

El alto contenido de nitrógeno en aceros al carbono, que en el caso de los aceros 1004 y 1006, es uno de los principales elementos intersticiales que promueven su envejecimiento natural, el cual tiene como consecuencia el aumento de sus propiedades mecánicas tales como la resistencia a la tensión y dureza. La adición de aluminio y boro forman precipitados que contrarrestan el envejecimiento provocado por el nitrógeno manteniendo su ductilidad.

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

2.1 DEFINICIÓN DE ACERO Y SUS TEMPERATURAS DE TRANSFORMACIÓN

El acero es una aleación en la cual sus principales constituyentes químicos son el hierro y carbono.

El hierro es un elemento alotrópico, esto es que presenta transformaciones en su red cristalina a diferentes temperaturas, como se muestra en la Figura 2.1:

- 1538°C se forma la solidificación del hierro en estructura BCC (cubica centrada en el cuerpo), o hierro α , o hierro δ .
- 1394°C se transforma en estructura FCC (cubica centrada en las caras) o hierro γ .
- 912°C de la estructura FCC se vuelve a transformar en BCC pero a diferencia de hierro δ la separación entre sus átomos son un poco más pequeños.
- 769°C es un punto crítico el Fe no tiene ninguna transformación su red cristalina, pero pierde sus propiedades ferromagnéticas, a esta punto se le denomina "punto de Curie".¹

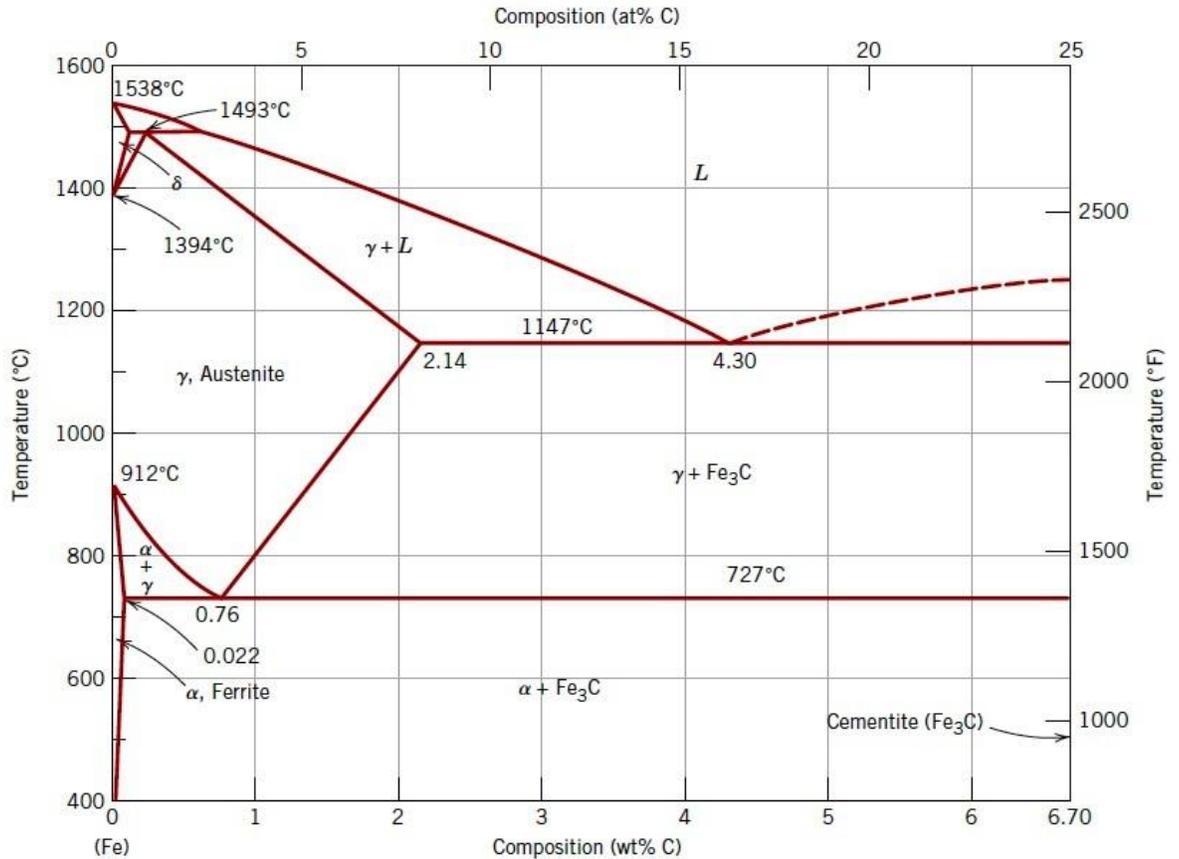


Figura 2.1 Diagrama de fases hierro-carburo de hierro, adaptado de Binary Alloy Phase Diagrams.²

2.1.1 CLASIFICACIÓN DE LOS ACEROS

Los aceros se dividen según su contenido de Carbono en:

- Aceros Eutectoides: Este tipo de aceros contienen 0.76% de C, y la proporción de carbono es conocida como proporción eutectoide.
- Aceros Hipo-Eutectoides: Este tipo de aceros contienen menos del 0.76% de C.

- Aceros Hiper-Eutectoides: Este tipo de aceros contienen más del 0.76% de C.³

Los aceros pueden clasificarse por diferentes sistemas dependiendo de:

- Composición química; tal como acero al carbono, de baja aleación, o aceros aleados, etc.
- Métodos de manufactura; fabricados en horno eléctrico, etc.
- Aplicaciones o principales características; como estructural, aceros inoxidable, aceros para herramientas, etc.
- Métodos finales; como rolado en frío, rolado en caliente, etc.
- Forma del producto; como barras, tubos, laminado, etc.
- Prácticas empleadas de oxidación; aceros calmados al aluminio, aceros efervescentes, etc.
- Microestructura; tal como aceros ferríticos, austeníticos, martensíticos.
- Nivel de resistencia requerido; especificados en el estándar ASTM (American Society for Testing and Materials).
- Tratamiento térmico; como templado, normalizado, procesos termomecánicos, etc.
- Descriptores de calidad; como calidad en la forja.⁴

2.1.2 CARACTERÍSTICAS

Un acero de bajo carbono es un acero hipo-eutectoide y contiene menos del 0.25% (e.p.) de C. Sus principales componentes microestructurales son la ferrita y la perlita, este último es directamente proporcional al contenido de C.⁵

2.1.3 ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LOS ACEROS

Los aceros contienen elementos de aleación e impurezas que son asociados con sus principales como son la ferrita, austenita y cementita. La combinación de efectos de los elementos aleantes y tratamientos térmicos produce una variedad de propiedades y microestructuras.

Los elementos de aleación influyen en el diagrama de equilibrio de dos formas:

Expandiendo el rango austenítico y promoviendo la formación de austenita a límites de concentración más amplios. Los elementos estabilizadores de la fase gamma son: Zn, Cu, Ni, Mn.

Contrayendo el rango austenítico y promoviendo la formación de ferrita Cr, Si, Be, Al, Mo, W, Nb, V, P, Sn, Ti, Zn.⁶

Dentro de los elementos de aleación que afectan la ductilidad y calidad superficial de los aceros se encuentran los siguientes:

Carbono: A medida que el carbono aumenta, su calidad en la superficie se deteriora. Aceros con el contenido de carbono entre 0.15%-0.30% tienen superficies con poca calidad y requieren un procesamiento especial para alcanzar una calidad superficial comparable con aceros de alto o bajo contenido de carbono.

El carbono tiene una tendencia moderada a la macro segregación durante la solidificación y una fuerte tendencia a segregar defectos en los aceros (tanto en límites de grano como dislocaciones). El carbono es el principal elemento de endurecimiento, excepto en aceros inoxidables austeníticos endurecidos por precipitación (PH) y en los aceros libres de intersticiales (IF).

El efecto de resistencia del C en aceros, consisten en una solución sólida de alta resistencia y una dispersión de carburos. Con el incremento de C la ductilidad y la soldabilidad disminuye.

- ✓ Manganeso: Es un desoxidante y desulfurizador, es benéfico para la calidad de la superficie en aceros de todos los rangos de carbono y afecta favorablemente a la forjabilidad y soldabilidad. El manganeso es un débil formador de carburos.
- ✓ Aluminio: Es extensamente usado como desoxidante y refinador de grano; forma fuertes nitruros, el aluminio puede ser usado como elemento de aleación, causando una reacción de endurecimiento por precipitación.
- ✓ Nitrógeno: Es uno de los elementos que estabilizan la austenita, induce el envejecimiento de tensión y envejecimiento por temple.
- ✓ Boro: En pequeñas cantidades (0.0005-0.0035%) tiene un efecto de partida en la templabilidad del acero debido a la fuerte tendencia a segregarse en los límites de grano. La segregación de boro en aceros es una segregación fuera del equilibrio. También mejora la templabilidad de otros elementos de aleación. Se utiliza como un sustituto muy económico de los elementos aleantes más caros. Los efectos benéficos del boro son sólo aparentes, en aceros de medio y bajo carbono, sin aumento significativo en la dureza del material.
- ✓ Silicio: Es uno de los principales desoxidantes usados en la fabricación de acero; se disuelve completamente en la ferrita, cuando el contenido de silicio es por debajo del 0.30%, aumenta su resistencia sin reducir en gran medida su ductilidad. En combinación con el Mn y Mo puede producto templabilidad en los aceros.⁷

2.2 PROPIEDADES EN ACEROS DE BAJO CARBONO

El rango de propiedades mecánicas, eléctricas, magnéticas, etc., de los aceros al carbono y los aceros aleados depende de la alotropía del acero, las diferentes solubilidades de elementos intersticiales y sustitucionales y la formación de carburos y nitruros en una variedad de morfologías y dispersiones.

Los carburos y nitruros merecen un estudio detallado, por su presencia en los aceros, ya que son los principales elementos intersticiales que afectan a las propiedades mecánicas de los aceros.⁸

2.3 DIFUSIÓN

Difusión es un fenómeno de transporte de masa por medio de movimiento atómico. Los átomos se mueven de una manera predecible, tratando de eliminar diferencias de concentración y producir una composición homogénea y uniforme.

El fenómeno de difusión se puede demostrar juntando dos barras de dos metales diferentes donde haya contacto entre sus caras; por ejemplo níquel y cobre; sí ambas barras son calentadas lo suficiente pero por debajo de su temperatura de fusión por un periodo de tiempo largo y enfriadas a temperatura ambiente, un análisis químico revelaría una condición similar a la presentada esquemáticamente en la Figura 2.2, las concentraciones de ambos metales varían con su posición dentro del metal; esto nos indica que los átomos de cobre migraron o difundieron en el níquel y viceversa. Este proceso donde los

átomos de un metal difunden en otro es conocido como interdifusión o difusión de impurezas.

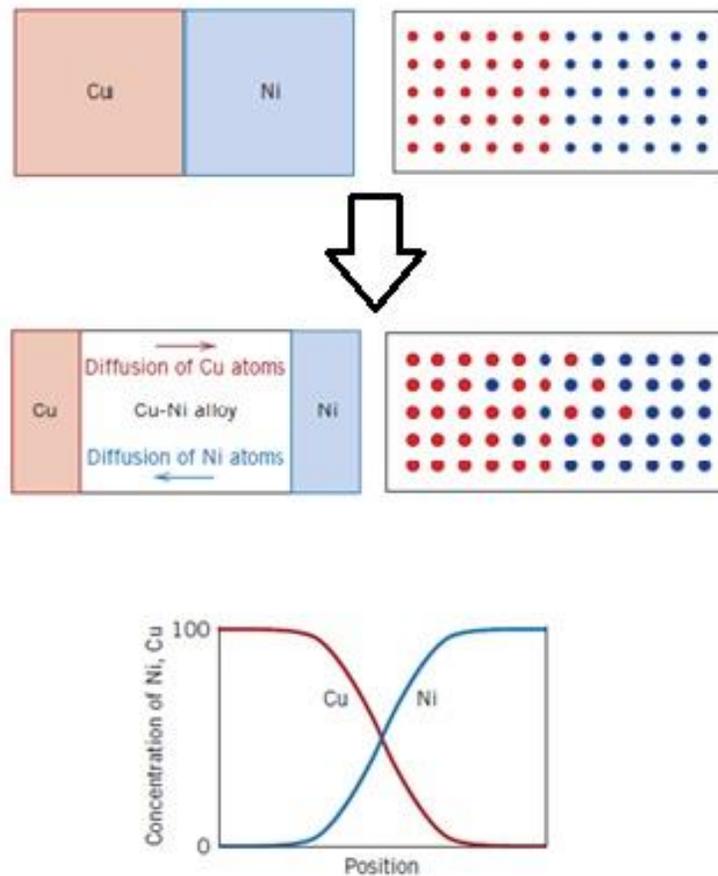


Figura 2.2 Difusión en metales.

Desde el punto de vista atómico, la difusión es solo la migración de átomos de un sitio en la red a otro. Para que el movimiento ocurra dos condiciones deben de ser satisfechas: (1) debe haber un sitio adyacente vacío y (2) el átomo debe tener la suficiente energía para romper los enlaces con los átomos de la red,

esta energía es naturaleza vibracional y es directamente proporcional a la temperatura.

Se han propuesto diferentes modelos para el movimiento atómico; dos de estos son los dominantes en la difusión metálica:

1. **Difusión por vacancias:** Es un mecanismo que involucra el intercambio de átomos entre un sitio de red a una vacancia en la red.
2. **Difusión intersticial:** Involucra la migración de átomos a sitios intersticiales vacíos, esta se lleva a cabo con átomos lo suficientemente pequeños para ocupar los sitios intersticiales.²

Un átomo que se difunde debe oprimir a los átomos circundantes para llegar a su nuevo sitio y tener la energía suficiente para vencer el enlace entre ellos. Normalmente se requiere menos energía para hacer pasar un átomo intersticial entre los átomos circundantes, en consecuencia, en la difusión intersticial las energías de activación son menores que en la difusión por vacancias como se muestra en la Figura 2.3.

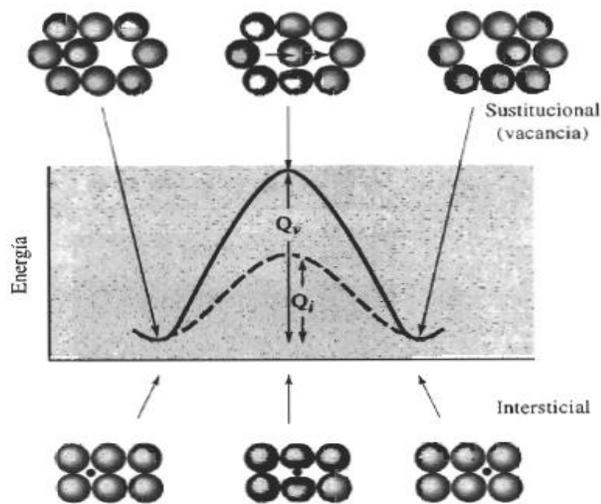


Figura 2.3 Energía necesaria para la difusión intersticial y por vacancias.

2.3.1 DIFUSIÓN EN ESTADO ESTABLE

El flujo de difusión, es definido como la masa (o el equivalente en número de átomos) difundiendo perpendicularmente por una sección de área al sólido por unidad de tiempo:

Ecuación 2.1
$$J = \frac{M}{At}$$

Dónde:

J = Flujo de difusión (átomos/m² – seg),

A = Área transversal por donde pasan los átomos,

t = Tiempo.

Si se habla de que el flujo de difusión no cambia con el tiempo, entonces una condición de estabilidad existe para el fenómeno de difusión. Una manera común de representar la difusión en estado estable es imaginando una placa de espesor “x” donde se tenga una concentración de gas en un lado de la placa y esta se mantenga constante (Figura 2.4).

Cuando la concentración “C” es graficada con respecto a la posición en “x”, la curva resultante se denomina perfil de concentración y la pendiente en un punto determinado se le denominaría gradiente de concentración.

Ecuación 2.2
$$\text{Gradiente de concentración} = \frac{\Delta C}{\Delta x} = \frac{C_A - C_B}{X_A - X_B}$$

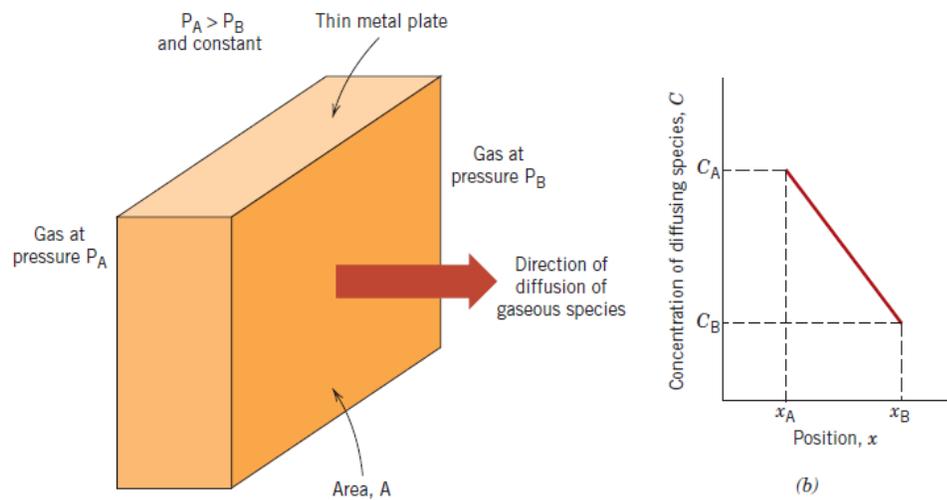


Figura 2.4 Difusión Estable.

Las matemáticas para la difusión en estado estable en una dirección “x” son relativamente simples, en el hecho que el flujo es proporcional al gradiente de concentración, a través de la Ecuación 2.3.

Ecuación 2.3
$$J = -D \frac{dC}{dx}$$

Esta es conocida como la primera ley de Fick para estado estable en una dirección. Donde D es llamado coeficiente de difusión expresado en m²/seg.

2.3.2 DIFUSIÓN NO ESTABLE

En la mayoría de las situaciones prácticas la difusión no ocurre de manera estable, esto es que la concentración y el flujo varían con el tiempo, esto se ilustra en la Figura 2.5 donde muestra el perfil de concentración de un mismo material para tres diferentes tiempos.

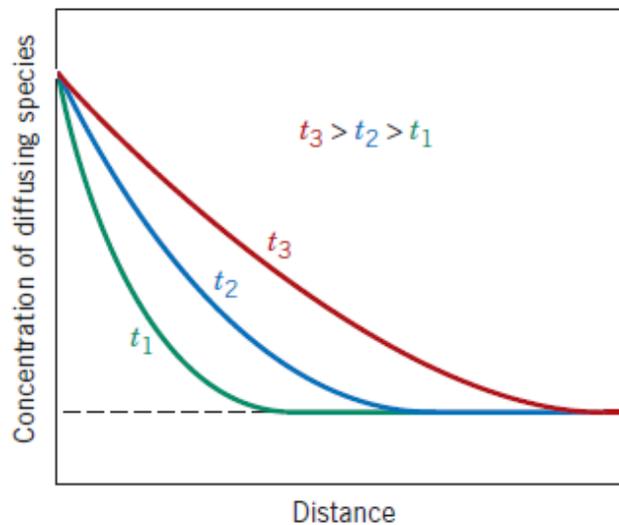


Figura 2.5 Concentración de difusión Vs. Distancia.

Para estos casos la primera ley de Fick ya no es conveniente, se toma la primera ley y aplicando derivadas parciales y condiciones frontera obtenemos que:

Ecuación 2.4
$$\frac{C_x - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

Solución a la segunda ley de Fick para la condición de concentración constante en la superficie para un sólido semi-infinito.

Donde “erf”($x/(2\sqrt{Dt})$) es la función de error Gauss.¹

2.3.3 FACTORES QUE INFLUENCIAN LA DIFUSIÓN

Entre los factores que influyen en la difusión se encuentran; las especies difusoras, la magnitud del factor de difusión D, el cual es indicativo del rango al cual los átomos difusionan; por ejemplo, hay gran diferencia en el coeficiente de difusión del carbono; en el hierro el coeficiente de difusión del carbono es mayor que el coeficiente del carbono por difusión en vacancias (carbono-carbono).

2.3.4 EFECTO DE LA TEMPERATURA EN LA DIFUSIÓN

La temperatura tiene una profunda influencia en los coeficientes de difusión. Esta se puede modelar con una ecuación Tipo Arrhenius:

Ecuación 2.5
$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right)$$

Donde:

- D_0 = pre-exponencial independiente a la temperatura (m^2/seg)

- Q_d = es la energía de activación (cal/mol o eV/átomo)
- R = constante universal de los gases
- T = temperatura absoluta (K)

El nitrógeno tiene una energía de activación en el hierro FCC de 34,600 cal/mol y un pre-exponencial independiente a la temperatura 0.0034 cm^2 .

En hierro BCC el nitrógeno tiene una energía de activación de 18,300 cal/mol y un pre-exponencial independiente a la temperatura 0.0047 cm^2 .⁹

2.4 ENVEJECIMIENTO Y PÉRDIDA DE PROPIEDADES MECÁNICAS EN ACEROS DE BAJO CARBONO

El envejecimiento en aceros de bajo carbono está asociado a defectos superficiales. Este fenómeno sucede debido a la interacción de los átomos intersticiales (principalmente carbono y nitrógeno) con dislocaciones. De estos elementos el más peligroso es el nitrógeno debido a su solubilidad en la ferrita, y una manera de contrarrestar este envejecimiento es la adición de aluminio para incidir al nitrógeno mediante la formación de AlN .¹⁰

La precipitación de carburos y nitruros se produce durante la descomposición eutectoide de la austenita, el revenido de la martensita y el envejecimiento de la ferrita sobresaturada. El endurecimiento superficial por nitruración o carbonitruración de igual manera puede ser el resultado de la formación de nitruros y carbonitruros de hierro.¹¹

2.4.1 EFECTO DEL NITRÓGENO EN EL ENVEJECIMIENTO Y CAMBIO DE PROPIEDADES MECÁNICAS EN ACEROS DE BAJO CARBONO

Hannerz¹² señaló que el nitrógeno tiene poca influencia en la ductilidad en caliente del acero cuando no hay ninguna adición de elementos aleantes o no hay aluminio presente en el acero, pero cuando están presentes dichos elementos el nitrógeno afecta a la ductilidad a través de la precipitación de nitruros.

La precipitación de nitruros de elementos de microaleación tiene efectos importantes sobre las propiedades mecánicas de los aceros debido a su influencia en el crecimiento y recristalización de grano durante el proceso termo-mecánico de los aceros.¹³

2.4.2 SISTEMAS DE HIERRO - NITRÓGENO

En el sistema hierro-nitrógeno todos los nitruros son metaestables con respecto a una atmósfera de nitrógeno molecular pero comúnmente se encuentran durante la nitruración en la superficie de aceros al carbono y aceros aleados o durante el envejecimiento de nitrógeno-ferrita.

Las soluciones sólidas de carbono y nitrógeno en hierro son: γ -austenita, α -ferrita y fase ϵ (hierro de estructura hexagonal compacta), es una forma alotrópica a alta presión y la fase ϵ en solución solo se produce con un rápido enfriamiento (“splatquenching”), a partir de la fusión¹⁴.

Los intersticios en los arreglos de átomo-metal del hierro son de dos tipos: rodeado por un tetraedro de cuatro átomos de metal y por un octaedro de seis

átomos de metal. El carbono y nitrógeno siempre ocupan los huecos octaédricos en las tres estructuras de metal y nunca en los tetraedros. Comparado con el octaedro regular de los átomos de metal en las estructuras FCC y CPH, en la estructura BCC está distorsionado, la inserción de carbono y nitrógeno restaura el átomo de metal regular pero produce una gran deformación anisotrópica en la matriz circundante, como se muestra en la Figura 2.6.

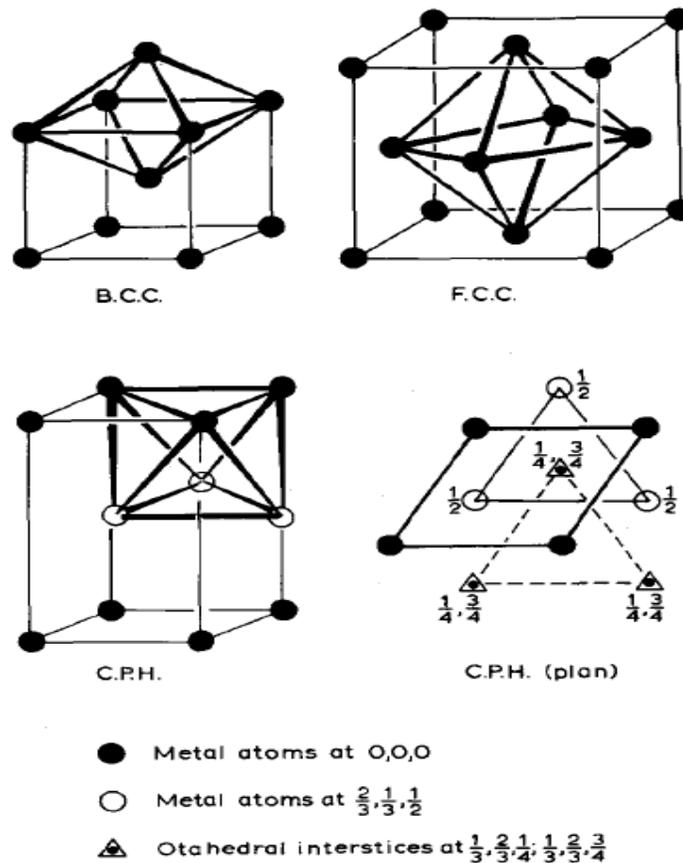


Figura 2.6 Intersticios en los arreglos de átomo-metal del hierro.

La solubilidad de átomos intersticiales en α -hierro es muy pequeña, en FCC existe una expansión isotrópica, así como los átomos intersticiales llenan los huecos octaédricos, y de acuerdo con estudios las dimensiones de la celda unitaria de Fe-C y Fe-N.

Las composiciones intersticiales de una aleación se expresa en términos de átomos intersticiales por cada 100 átomos de metal ya que el número de sitios disponibles es siempre igual o un múltiplo de números de átomos de metal.

El radio de átomos de N se calcula que es aproximadamente de 0.65 Å. Una comparación adicional de los radios de C y N se obtiene a partir de la disminución de las dimensiones de la celda unitaria de ϵ - y ζ - nitruros de hierro cuando el nitrógeno se sustituye por el carbono.

La electronegatividad más alta de nitrógeno implica una contribución de electrones más pequeño y por lo tanto un mayor radio efectivo.⁸

2.5 TRABAJO EN FRÍO

El trabajo en frío consiste en la deformación plástica de un metal a una temperatura inferior a la de recristalización y por lo general, se efectúa a temperatura ambiente. Hay casos en que la temperatura se eleva ligeramente para aumentar la ductilidad y reducir la resistencia. Con el trabajo en frío se obtiene un mejor acabado superficial, mejor reproducibilidad y mejores propiedades mecánicas, por mencionar algunas de sus ventajas.

Para realizar el trabajo en frío los metales deben de ser preparados previamente, para conseguir un acabado superficial y una exactitud dimensional el metal debe de estar libre de óxidos, los cuales se eliminan mediante decapado, proceso que consiste en sumergir el metal en ácido y luego lavarlo, posteriormente es necesario iniciar el proceso de trabajo en frío con un material de espesor uniforme y superficie lisa y finalmente, se le realiza un tratamiento de recocido para restablecer la ductilidad y controlar el tamaño de grano.¹⁵

Uno de los procesos de manufactura que emplean el trabajo en frío es el trefilado o estirado de alambre, el cual consiste en reducir el área de un perfil redondo de metal mediante tensiones de tracción; las propiedades mecánicas de la sección resultante pueden variarse controlando el grado de reducción del área transversal.¹⁶

Si el material no puede experimentar una gran deformación sin romperse, generalmente la varilla se trefila en una máquina de un solo paso, y después se reduce el material y se le somete a una nueva reducción. Los materiales que resisten varias reducciones consecutivas sufren los pasos de modo continuo. Para el alambre convencional se emplea maquinaria de cuatro o cinco pasos y cuando se desea alambre más fino, se reduce y se pasa por máquinas que tienen hasta 19 matrices.¹⁷

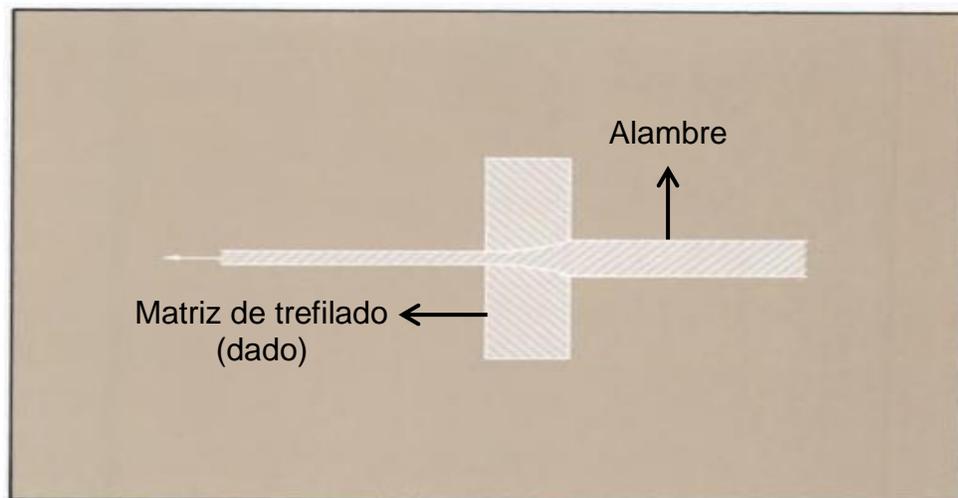


Figura 2.7 Representación esquemática de trefilado. Reducción del diámetro del perfil de sección redonda al pasar a través de una matriz.

2.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Una importante propiedad que poseen los aceros es la de poder modificar sus propiedades mecánicas cuando se calientan a determinada temperatura en relación con sus contenidos en carbono.¹⁸

El tratamiento térmico es una operación o combinación de operaciones de calentamientos que se aplican con tiempos establecidos a los productos siderúrgicos, en estado sólido y enfriamientos realizados con una determinada ley y entre temperaturas definidas, con el objeto de producir modificaciones a ciertas propiedades, sin alteración intencional de la forma y de la composición química.

La base principal en que se fundamentan los tratamientos térmicos reside en el aprovechamiento de dos fenómenos bien definidos, que producen una variación esencial de las propiedades y que pueden resumirse de la siguiente forma:

1. Solubilidad mutua de los componentes en función de la temperatura.
2. Transformación alotrópica de uno de los componentes, en general del más preponderante.

La clasificación de los tratamientos térmicos es:

- a) Tratamientos térmicos con cambios de estructura del producto siderúrgico sin transformación de fases; tales como temple estructural o fisicoquímico, envejecimiento o endurecimiento por precipitación, recocido sub-crítico, esferodizado o recocido de globulización.
- b) Tratamientos térmicos con cambios de estructura del producto siderúrgico con transformación de fases, como recocido de austenización incompleta o parcial, normalizado, temple total, recocido isotérmico, etc.¹⁹

2.6.1 RECOCIDO

Desde no hace mucho tiempo los problemas originados por el recocido fueron considerados como de poca importancia, como un tratamiento térmico de casi segundo orden. Pero teniendo en cuenta que entre los numerosos objetivos que se consiguen con este tratamiento como reducir la dureza, mejorar la maquinabilidad, regenerar el grano, su acción es bien clara y definida.

El recocido es un tratamiento térmico que consiste en calentar un material metálico a temperatura elevada durante largo tiempo, con la finalidad de bajar la densidad de dislocaciones y, de esta manera, impartir ductilidad.

El recocido se utiliza para algunos o todos los efectos del trabajo en frío, tales como pérdida de ductilidad o el desarrollo de esfuerzos residuales.²⁰

2.6.2 OBJETIVOS DEL RECOCIDO

El recocido, en general, se caracteriza, entre otras cosas, por reducir la acumulación de energía interna que pudo haberse quedado por un trabajo en frío, mueve una gran parte de las dislocaciones, defectos reticulares y las fuentes que originan y multiplican tales defectos, así como la energía acumulada por otros orígenes como son tratamientos térmicos, precipitaciones, difusión, auto-difusión, efectos de borde de grano etc.

El recocido se aplica a los aceros para obtener algunos de los objetivos siguientes:

1. Homogeneizar o remover la desigual concentración de la solución sólida.

2. Reducir o eliminar la heterogeneidad de la estructura proveniente de la solidificación (estado bruto de colada).
3. Regenerar o afinar la estructura cristalina del acero sobrecalentado.
4. Modificar o eliminar la desigualdad de las características mecánicas, mejorando la ductilidad, resistencia, dureza, etc.
5. Ajustar el tamaño de grano.
6. Destruir la acritud y las tensiones internas producidas en el acero.
7. Obtener baja dureza, restaurar y aumentar la ductilidad y tenacidad del acero.
8. Modificar sus propiedades físicas.

2.6.3 CLASIFICACIÓN DEL RECOCIDO

De acuerdo con la composición química del acero, las temperaturas de calentamiento de recocido son distintas, por lo tanto sobre la base de ello se puede hacer la siguiente clasificación:

- a) Recocido con modificación o transformación de fases, de este tipo de recocido se incluyen: recocido de homogeneización, de regeneración de aceros al carbono hipoeutectoides, eutectoides e hipereutectoides y de algunos aceros aleados, recocido de ablandamiento, eliminación de gases, recocido isotérmico de maleabilización.
- b) Recocido sin modificación o transformaciones de fases (recocido subcrítico) que comprende: recocido de ablandamiento, recocido posterior al normalizado, de eliminación de tensiones, recocido de recristalización, de envejecimiento y de difusión de hidrógeno en soldaduras.²¹

2.6.4 RECOCIDO SUB-CRÍTICO

Durante el recocido sub-crítico, la pieza de trabajo se calienta a una temperatura a la cual no se produce transformación alotrópica total, se recuece para restaurar su ductilidad, la cual se ha perdido en gran parte o completamente mediante el endurecimiento por trabajo en frío, si la temperatura es elevada y/o el tiempo de recocido es largo, puede dar como resultado un crecimiento de grano, con efectos adversos sobre la capacidad de formabilidad de las piezas recocidas.²²

2.7 PROPIEDADES MECÁNICAS

En la actualidad las propiedades mecánicas de cada material son de gran importancia para su uso, es indispensable elegir un material con las características adecuadas para cada función que desempeñarán, por ejemplo para el diseño de una prótesis es indispensable elegir un acero que tenga propiedades que lo hagan biocompatible, que sea resistente a la corrosión y que resista cargas mecánicas cíclicas; para la industria aeroespacial es de vital importancia elegir aceros con resistencia a la fatiga, pero también que sean ligeros; y se podrían mencionar un sinnúmero de ejemplos en los cuales tener el conocimiento de las propiedades mecánicas resulta ser esencial.

Las propiedades mecánicas de los materiales dependen la composición química que estos posean así como su microestructura.

Para conocer las propiedades mecánicas de los metales o aleaciones se les somete a ensayos mecánicos que permiten obtener las cifras que los

caracterizan y que se utilizan para que el empleo de estos materiales se haga en conformidad a las mejores posibilidades que se ofrecen.

2.8 ENSAYOS DE TENSIÓN

Uno de los ensayos mecánicos esfuerzo-deformación más comunes es el realizado a tracción (también conocido como tensión). El ensayo de tensión puede ser utilizado para determinar varias propiedades de los materiales que son importantes para el diseño.

En el ensayo de tensión una probeta se sujeta a una máquina adecuada (Figura 2.8) y se somete a un esfuerzo de tracción que va creciendo gradualmente hasta que se produce la rotura.²³

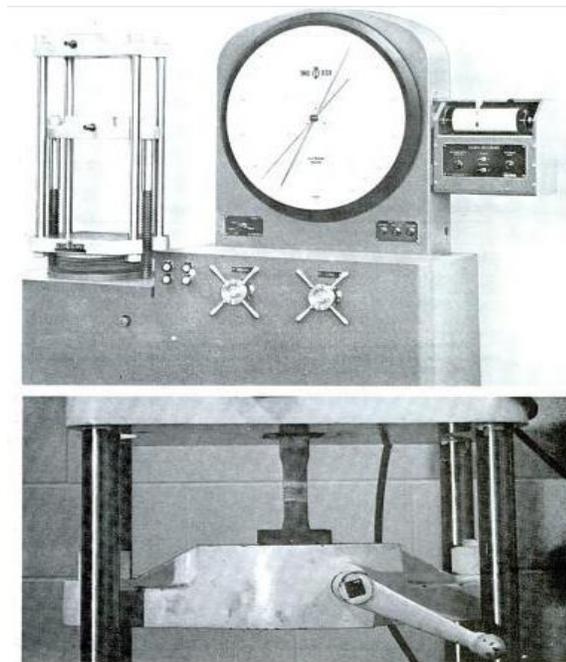


Figura 2.8 Probeta sometida a un ensayo de tracción en una máquina universal de ensayos (Tinius Olsen).²²

En el ensayo de tensión se mide la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada lentamente. Un espécimen o “probeta” estándar (1.2827 cm de diámetro y longitud calibrada de 5.08 cm) se coloca en la máquina de pruebas y se aplica una fuerza F , llamada “carga”, para medir la cantidad que se estira el espécimen entre las marcas de calibración cuando se aplica una carga, se usa un extensómetro o galga extensométrica. Así que lo que se mide es el cambio de longitud del espécimen, Δl , en una longitud determinada, l_0 . En ese momento el ensayo de tensión puede obtener información acerca de la resistencia, el módulo de Young y la ductilidad de un material.

Los resultados de un solo ensayo se aplican a todos los tamaños y secciones transversales de especímenes de determinado material, siempre que se convierta la fuerza en esfuerzo y la distancia entre marcas de calibración se convierta a deformación. El esfuerzo ingenieril y la deformación ingenieril se definen con las siguientes ecuaciones:

Ecuación 2.6 Esfuerzo Ingenieril $= \sigma = F / A_0$

Ecuación 2.7 Deformación ingenieril $= \epsilon = \Delta l / l_0$.

En donde A_0 es el área de la sección transversal original del espécimen antes de que comience el ensayo, l_0 es la distancia original entre las marcas de calibración y Δl es el cambio de longitud o elongación después de haber aplicado la fuerza F . La curva esfuerzo-deformación ingenieril se usa para registrar los resultados de un ensayo de tensión.²⁴

Para la mayoría de los metales que son sometidos a esfuerzos de tensión pequeños (zona elástica), la tensión y deformación son proporcionales entre sí, como lo describe la Ecuación 2.8, conocida como Ley de Hooke.

Ecuación 2.8

$$\sigma = E \varepsilon$$

La deformación elástica sucede cuando la deformación y la tensión son proporcionales.

Las propiedades que son obtenidas en los ensayos de tensión son:

- a) Esfuerzo de fluencia.
- b) Resistencia a la tensión.
- c) Módulo de elasticidad o módulo de Young.
- d) Resiliencia.
- e) Tenacidad.
- f) Ductilidad.
- g) Esfuerzo y deformación real.

2.9 DUREZA

La dureza puede ser definida como la resistencia de una superficie a la abrasión y los primeros intentos para medir la dureza se basan en este concepto, por ejemplo la dureza Turner, utiliza una punta de diamante y con una carga aplicada se dibuja en la superficie de la pieza de ensayo hasta que una marca visible se haya producido; otro ejemplo que se puede mencionar es la escala de Mohs usada para evaluar la dureza en minerales, la cual se basa en que un cuerpo es rayado por otro más duro.

Si bien estos métodos reflejan un verdadero concepto del significado fundamental de dureza, han sido abandonadas en favor de los métodos que son capaces de una mayor precisión, en los cuales la resistencia de las capas

superficiales a la deformación plástica bajo presión estática se mide en lugar de la dureza real. La mayoría de estos métodos utiliza la fuerza estática la cual se divide por el valor numérico de la superficie de la impresión resultante para dar el índice de dureza.

Estos tipos de métodos son:

- ✓ El ensayo de dureza Brinell.
- ✓ El ensayo de dureza Rockwell.
- ✓ El ensayo de dureza Vickers.

2.9.1 DUREZA VICKERS

En el método Vickers utiliza un indentador de punta piramidal y de base cuadrangular, como se observa en la Figura 2.9, la cual dará impresiones geométricas similares bajo diferentes fuerzas aplicadas.²⁵

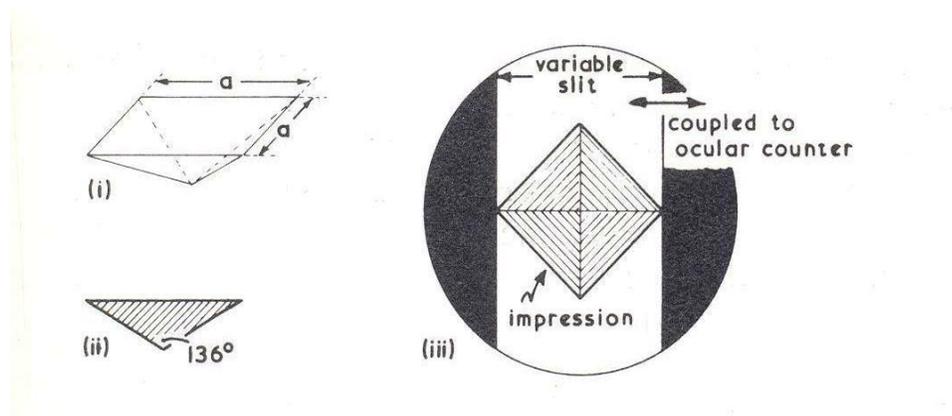


Figura 2.9 Identador de punta piramidal de base cuadrangular y resultado de su indentación.

Las cargas aplicadas en los ensayos de dureza Vickers varían de 1 a 120 kg; las cargas estándar de 5, 10, 20, 30, 50, 100 y 120 kg. Con el penetrador Vickers, la profundidad de la indentaciones aproximadamente 1/7 de la longitud de la diagonal de dicha indentación. Para ciertos tipos de estudios de dureza, los ensayos de dureza Vickers tienen ventaja debido a la forma del indentador, ya que aplica una menor deformación plástica que la bola de acero que usa el ensayo de dureza Brinell por mencionar un ejemplo. El número de dureza Vickers (HV) es la relación de la carga aplicada a la indentador a la superficie del material, la Ecuación 2.9 describe la obtención de dicha dureza.

Ecuación 2.9

$$HV = 2P \sin \frac{\theta}{2} = \frac{1.8544P}{D^2}$$

Donde P es la carga aplicada en Kg, D es la media diagonal de la indentación en mm y θ es el ángulo entre las caras opuestas del indentador (136 °).²⁶

2.10 SIMULACIÓN DE DIAGRAMAS TTT Y CCT EN SOFTWARE JMatPro.

JMatPro es un software que provee diagramas TTT (Temperatura, tiempo transformación) y CCT (Transformación de Enfriamiento Continuo), incluye un variedad de aleaciones tales como; aleaciones de aluminio, súper aleaciones base níquel, aceros y aleaciones de titanio. Para aceros HSLA dicho software se basa en el modelo de Kirkaldy.²⁷

Kirkaldy y colaboradores fueron pioneros en el cálculo de diagramas TTT y CCT en aceros de baja aleación.²⁸ Posteriormente Badeshia²⁹ utilizó un diferente

método para determinar curvas de transformación de ferrita y bainita, y dicho modelo fue extendido por Lee³⁰ para más altas concentraciones.

JMatPro utiliza una serie de modelos termodinámicos para el cálculo de diagramas TTT y CCT para diferentes tipos de aceros; desde modelos de aceros para herramienta hasta aceros altamente aleados, pero utiliza el modelo de Kirkaldy como base.

2.10.1 MODELO DE KIRKALDY Y COLABORADORES.

El modelo de Kirkaldy y colaboradores, es un modelo utilizado para el cálculo de ferrita y perlita³¹. El modelo inicial no diferencia tipo de transformación (difusiva o desplazativa, y una curva general “C” es producida usando la fórmula general para tiempo (τ) para transformar x fracción de austenita a una temperatura T (Ecuación 2.10).

$$\tau(x, T) = \frac{1}{\alpha(N)D_{eff}\Delta T^q} \int_0^x \frac{dx}{x^{2(1-x)/3}(1-x)^{2x/3}}$$

Ecuación 2.10

Donde:

- $\alpha = \beta 2^{(N-1)/2}$, β es un coeficiente empírico,
- N es el tamaño de grano ASTM,
- D es un coeficiente de difusión efectivo, ΔT es el sub-enfriamiento por debajo de la temperatura donde la austenita es inestable con respecto a la ferrita (temperatura Ae3),

- q es un exponente que depende del mecanismo de difusión efectiva.

También se asume que el coeficiente de difusión efectiva involucra elementos de aleación, de forma análoga a una relación en serie de resistencia (R_{eff})

$$R_{eff} \propto \frac{1}{D_{eff}} \propto e^{\left(\frac{Q_{eff}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j$$

Ecuación 2.11

Donde:

- α_j es la constante de cada elemento j ,
- C_j es la concentración de cada elemento j ,
- Q_{eff} es la energía de activación efectiva para la difusión.

A continuación se muestra la fórmula modificada.

$$\tau_{TTT} = \frac{1}{2^{(N/8)} (\Delta T)^3} e^{\left(\frac{Q_{eff}}{RT}\right)} \sum_{j=1}^m \alpha_j C_j$$

Donde:

- El término **N** asume una incubación transitoria mediante la nucleación en la superficie de los granos, el tiempo para un volumen dado transformado varía con el diámetro de grano a la potencia $\frac{1}{4}$ (de ahí el término $2^{N/8}$)

Los parámetros de entrada críticos son entonces el tamaño de grano, la temperatura A_{e3} que se calcula a partir de la termodinámica, el coeficiente de

difusión eficaz, y las constantes empíricas para cada elemento. Q_{eff} y C_j son determinadas mediante curvas de ajuste empíricas usando la Eq. 2.12 a las curvas TTT, y la fórmula general para el cálculo de τ fue dado como:

Ecuación 2.13

$$\tau_{0.1\%} = \frac{\exp\left(\frac{2000}{T}\right)}{2^{N/8}(A_{e3} - T)^3} (60.\%C + 90.\%Si + 160.\%Cr + 200.\%Mo)$$

Donde las cantidades de cada elemento son en % en peso. La derivación tal como se realizó anteriormente significa que, una vez que la composición y el tamaño de grano se proporcionan, solo la temperatura A_{e3} debe de ser calculada. El modelo se amplió para incluir curvas de perlita y bainita, y también para permitir un cálculo general de la cantidad de transformación en función del tiempo a cierta temperatura. Esto provee tres ecuaciones de transformación de ferrita (τ_f), perlita (τ_p) y bainita (τ_b), como se muestra en las Ecuaciones 2.14, 2.15 y 2.16 respectivamente.³²

Ecuación 2.14

$$\tau_F = \frac{60.\%Mn + 2.\%Ni + 68.\%Cr + 244.\%Mo}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^3 D_F} I$$

Ecuación 2.15

$$\tau_P = \frac{1.8 + 5.4(\%Cr + \%Mo + 4.\%Mo.\%Ni)}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^q D_P} I$$

$$\tau_B = \frac{(2.3 + 10.\%C + 4.\%Cr + 19.\%Mo) \cdot 10^{-4}}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^2 \exp(-27,500 / RT)} I$$

Ecuación 2.16

Una vez calculados los diagramas TTT, es posible transformarlos a diagramas CCT utilizando reglas establecidas después del modelo de Kirkaldy³¹.

2.11 SIMULACIÓN DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN PROCAS

El software ProCAST® funciona mediante elemento finito y tiene una amplia aceptación de la industria de manufactura, ya que es una herramienta importante para el diseño de productos y el desarrollo de procesos que mejoren el rendimiento y calidad de las fundiciones. ProCAST provee una solución eficiente y exacta para satisfacer las necesidades industriales, comparado con el proceso tradicional de prueba y error.

Este software proporciona una solución completa que permite evaluaciones predictivas completas de diversos procesos en los que se encuentra la simulación de tratamientos térmicos.

ProCAST se divide en 5 módulos:

1. MeshCast es un generador totalmente automático de mallas tetraédricas en 2D y 3D que además provee facilidades para la lectura de CAD, controles de calidad de geometrías y reparaciones.

2. PreCast es el pre-procesador de ProCAST y permite que el usuario lea un modelo de elemento finito, para asignar propiedades de los materiales a los diferentes componentes del modelo y para establecer las condiciones de interface y los límites y definir las condiciones iniciales.
3. DataCast compila la configuración y proporciona los archivos necesarios para el cálculo.
4. ProCast realiza el análisis.
5. ViewCast es el post-procesador y permite al usuario visualizar los resultados como ProCast que informa el estado del cálculo.

2.12 MODELO DE AVRAMI

Desde el punto de vista microestructural, el primer proceso que acompaña a una transformación de fases es la nucleación o formación de partículas muy pequeñas, o núcleos de una nueva fase capaces de crecer. Las posiciones favorables para la formación de estos núcleos son las imperfecciones, especialmente los límites de grano. El segundo proceso es el crecimiento del tamaño del núcleo. Durante este proceso desaparece volumen de la fase matriz. La transformación es completa si el crecimiento de estas nuevas partículas de fases llega hasta alcanzar el equilibrio.

La velocidad de transformación tiene importancia en el tratamiento térmico de los materiales y su estudio constituye la cinética. En muchas investigaciones cinéticas, la fracción de reacción transcurrida se mide en función del tiempo, mientras la temperatura permanece constante. Usualmente se sigue la evolución de la transformación mediante observación microscópica o midiendo alguna propiedad física, como la

resistencia a la tensión o microdureza, cuyas magnitudes son distintas en la nueva fase.

En las transformaciones en estado sólido que se comportan cinéticamente, la fracción de transformación y es función del tiempo t según la ecuación 2.17:

Ecuación 2.17 $y = 1 - \exp(-kt^n)$

Donde k y n son constantes de la reacción independiente del tiempo. Esta expresión se suele denominar ecuación de Avrami.¹

CAPÍTULO 3

METODOLOGÍA CIENTÍFICA

3.1 INTRODUCCIÓN

En el presente capítulo se detalla la metodología utilizada para llevar a cabo las pruebas experimentales para el desarrollo de la presente tesis, tales como la caracterización del proceso, la medición de la temperatura a la cual se le realiza el tratamiento térmico al acero, así como también la caracterización microestructural del acero después de cada proceso y el seguimiento de las propiedades mecánicas del material a través del tiempo.

3.2 CARACTERIZACIÓN DEL PROCESO

Los aceros 1004 y 1006 son materiales utilizados para la elaboración de algunos de sus productos, pero para ello el material es sometido a diferentes procesos como a continuación se describe:

1. Proceso de Trefilado: En este proceso el alambón (nombre que recibe la materia prima) se somete a una reducción de diámetro, este proceso se realiza en dos pasos, como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.1.

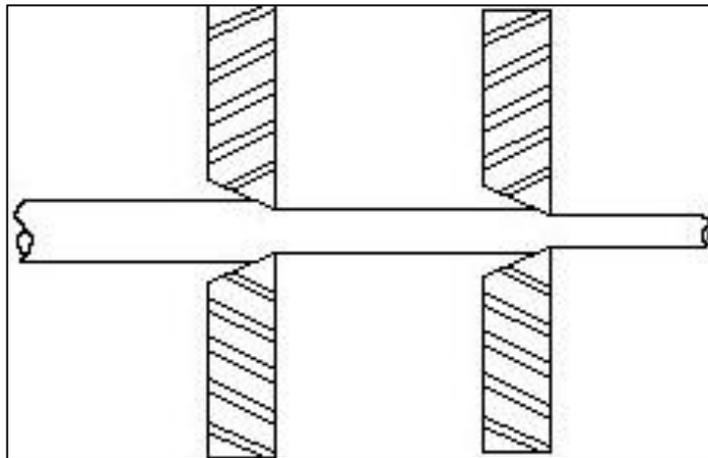


Figura 3.1 Esquema de trefilado de alambón.

2. Preparación superficial previa al tratamiento térmico: Una vez que el alambón fue trefilado recibe el nombre de alambre, al cual se le realiza una limpieza química con la finalidad de eliminar todo tipo de grasas y suciedad que tenga el material.
3. Tratamiento Térmico: Posteriormente el alambre se somete a un tratamiento térmico de recocido en un horno de inducción (para este

tratamiento el alambre se encuentra dentro de un tubo de boro-silicato con una atmósfera de nitrógeno para evitar su oxidación) a una temperatura de 550°C aproximadamente, posteriormente el alambre entra a una zona de enfriamiento por convección forzada con una mezcla de aire y nitrógeno; para luego entrar al proceso de galvanizado, como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.2.

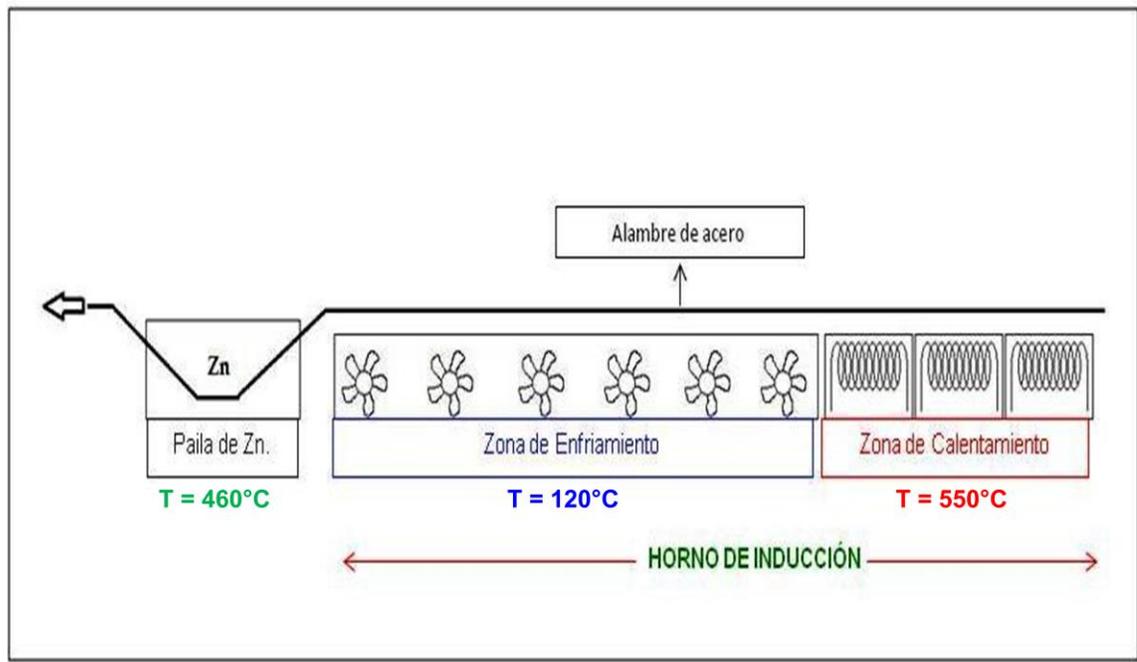


Figura 3.2 Esquema de horno de inducción y paila de galvanizado para alambre de aceros 1004 y 1006.

4. Proceso de Galvanizado: El alambre finalmente se somete al proceso de galvanizado el cual consiste en sumergir el material en una paila de zinc líquido el cual se encuentra a una temperatura de 460°C.

3.2.1 MEDICIÓN DE TEMPERATURA DE TRATAMIENTO TÉRMICO

Con la finalidad de medir la temperatura y el tiempo al cual se realiza el tratamiento térmico en el horno de inducción se llevaron a cabo dos experimentos; el primero fue utilizando un termopar tipo “K”, una tarjeta de adquisición de datos y una computadora para obtener la historia térmica del alambre; y el segundo experimento se basó en la medición de temperatura a través de un equipo de termografía infrarroja y un software para la adquisición de datos.

3.2.2 MEDICIÓN DE TEMPERATURA CON TERMOPAR TIPO “K”

Para la medición de temperatura utilizando un termopar tipo “K”, se le realizó una perforación longitudinal de 1 mm de diámetro a un alambre de 7 cm de longitud el cual posteriormente mediante soldadura se unió a un rollo de alambre del mismo material el cual se sometió a tratamiento térmico en el horno de inducción y después se llevó al proceso de galvanizado.

El termopar tipo “K” fue insertado en la perforación realizada previamente en el alambre, este a su vez fue conectado a una tarjeta de adquisición de datos lotech Personal Daq/56 y mediante el software Personal DaqView Plus se obtuvo la historia térmica del material, la Figura 3.3 muestra esquemáticamente la preparación del experimento.

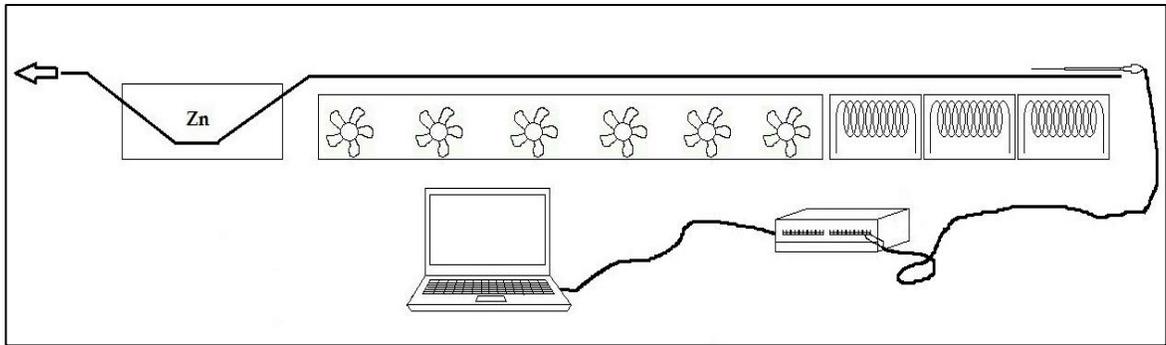


Figura 3.3 Esquema de la preparación del alambre para la medición de temperatura utilizando un Termopar tipo “K”.

3.2.3 MEDICIÓN DE TEMPERATURA CON EQUIPO DE TERMOGRAFÍA INFRARROJA

El segundo experimento realizado para la medición de temperatura de tratamiento térmico fue mediante un equipo de termografía infrarroja el cual consistió en una cámara termográfica científica FLIR de la serie SC4000, la cual tiene la capacidad de tomar 300 imágenes termográficas por segundo con una resolución de 512 x 512 píxeles, con una exactitud de +/- 3%. Para procesar y visualizar con gran detalle en tiempo real los datos de las termografías y determinar los perfiles de temperatura en regiones específicas y a lo largo de las direcciones de interés se empleó el software Therma CAM Researcher 2.9.

Previo a la medición de temperatura en campo, la cámara termográfica fue calibrada en el laboratorio de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León utilizando una muestra de alambre de acero 1004, un fragmento de tubo de boro-silicato, un termopar tipo “K” y una fuente de calor, la cual elevó la temperatura del alambre hasta

aproximadamente 600°C. Este procedimiento se llevó a cabo con la finalidad de obtener un dato de emisividad necesario para realizar la medición de temperatura en el proceso industrial. Para dicha calibración la muestra de acero se colocó dentro del tubo de boro-silicato y se colocó colcha cerámica dentro del tubo para que la muestra de alambre estuviese al centro del tubo y poder medir su temperatura a través de una perforación realizada, con la fuente de calor se incrementó la temperatura la cual fue media con el termopar tipo "K" y con la cámara termográfica, los datos de emisividad se fueron modificando hasta igualar la temperatura entre el termopar y la cámara. (Figuras 3.4 y 3.5).



Figura 3.4 Material para la calibración de cámara termográfica.



Figura 3.5 Calibración de cámara termográfica.

3.3 ANÁLISIS DE VARIABLES DEL PROCESO

Se analizaron las variables críticas del proceso, las cuales fueron:

- La velocidad a la cual se realiza el tratamiento térmico de recocido.
- La temperatura de recocido.
- La composición química del acero.

Con las variables mencionadas se realizaron ocho experimentos, estos consistieron en elegir cuatro rollos cada uno de diferente colada, dos de acero 1004 y dos de acero 1006, la variable utilizada para la selección de dicho material fue su contenido de nitrógeno. De cada tipo de acero se eligieron las coladas de más alto y más bajo porcentaje de nitrógeno, como se describe en su composición química en la Tabla 3.1, ya que basados en la hipótesis propuesta se sabe que es éste el elemento intersticial que más afecta las propiedades mecánicas en el acero al carbono. Cada rollo fue sometido a los diferentes procesos (trefilado, tratamiento térmico de recocido y galvanizado), previo al tratamiento térmico cada rollo se dividió en dos partes, la primera parte se sometió a tratamiento térmico a la velocidad en la que se realiza el proceso (50 m/min) y la segunda parte se trabajó a la velocidad más baja a la cual se puede realizar el tratamiento térmico (30 m/min). Se tomaron muestras después de cada proceso para analizar su microestructura, y determinar las propiedades mecánicas de tensión y dureza a diferentes tiempos en cada uno de los rollos con la finalidad de analizar el comportamiento de dichas propiedades en función de las variables críticas del proceso.

Tipo de Acero	Colada	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cu	%Cr	%Ni	%Sn	%Mo	%V	%Ca	%Ti	%Zn	(p.p.m.) B	(p.p.m.) Al	(p.p.m.) N2
1004	171865	0.033	0.298	0.109	0.009	0.0073	0.09	0.024	0.041	0.007	0.008	0.002	0.0015	0.0008	0.0096	57	37	90
1004	173505	0.037	0.301	0.105	0.009	0.008	0.115	0.035	0.041	0.009	0.009	0.0026	0.0019	0.0009	0.0046	41	38	65
1006	74247	0.048	0.345	0.093	0.009	0.0142	0.248	0.047	0.079	0.015	0.02	0.0032	0.0021	0.0008	0.0047	3	32	87
1006	174248	0.047	0.328	0.105	0.006	0.0159	0.252	0.051	0.085	0.015	0.02	0.0033	0.0018	0.0008	0.0033	3	33	98

TABLA 3.1 Composición química de aceros 1004 y 1006, usados en la presente investigación.

3.4 SIMULACIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO EN HORNO DE INDUCCIÓN

Se realizó la simulación del proceso de calentamiento en el horno de inducción utilizando el software comercial ProCast. Partiendo del dibujo del alambre se realizó el mallado del mismo (Figuras 3.6 y 3.7). Posteriormente, se establecieron los parámetros involucrados en el proceso como lo son: composición química del acero 1004 de la colada 171865, temperatura inicial, temperatura de calentamiento en el horno de inducción, coeficiente de transferencia de calor por convección, coeficiente de flujo de calor y velocidad del proceso (Tabla 3.2).

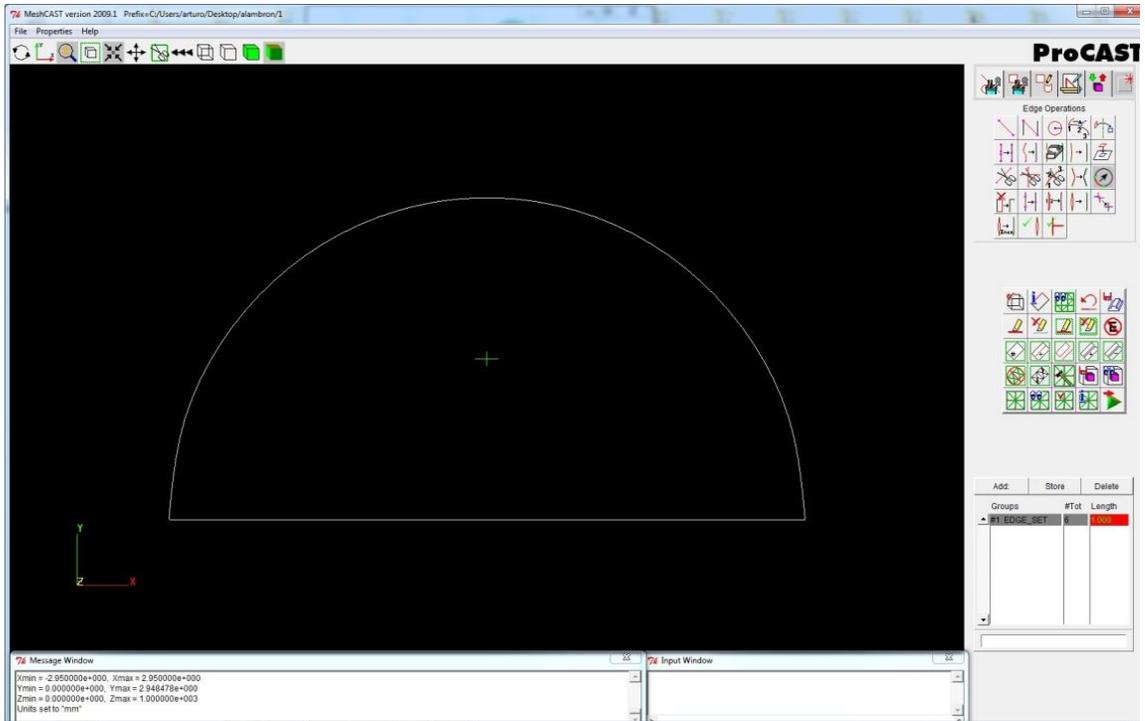


Figura 3.6 Dibujo de alambre realizado en PROCAST.

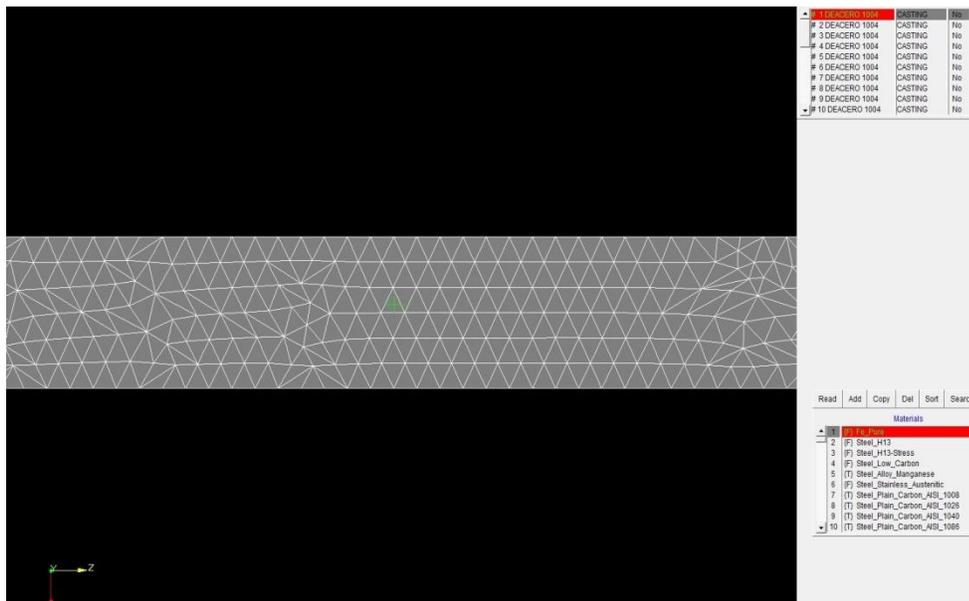


Figura 3.7 Dibujo de alambre mallado en PROCAST.

Parámetro	Características	Temperatura (°C)
Acero 1004	Composición química de colada 171865 (Ver Tabla 3.1)	-
Coefficiente de Enfriamiento alambre-aire	20 W-m ² /K	-
Zona de Calentamiento Valor obtenido por el método inverso	5 x 10 ⁵ W/m ²	-
Temperatura Inicial	Temperatura ambiente	35
Temperatura de Calentamiento	-	550
Velocidad	Velocidad a la cual se mueve el alambre 50 m/min (0.83 m/s)	-
Gravedad	Eje "y"	-
Malla	1mm	-

TABLA 3.2 Condiciones requeridas para la simulación del proceso de calentamiento en horno de inducción el software ProCast.

3.5 SIMULACIÓN TERMODINÁMICA DE LOS ACEROS 1004 Y 1006.

Mediante los software Thermo-Calc y JMatPro y utilizando la composición química de los aceros analizados como dato de entrada (Tabla 3.1) se realizó la simulación termodinámica de los aceros 1004 y 1006, obteniendo en ambos aceros sus diagramas TTT y CCT respectivamente.

3.6 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

La preparación de las muestras consistió en cortar el alambre con una cortadora Struers Discotom-2, la cual se muestra en la Figura 3.8, posteriormente se procedió al montaje de las muestras que se obtuvieron después del corte para su mejor manejo, en una resina fenólica (baquelita) utilizando un equipo de prensado de alta presión y temperatura Struers el cual se muestra en la Figura 3.9; posteriormente el material fue pulido con lijas de carburo de silicio #320, 500, 800, 1200, 2400 y con paño y alúmina de 1 micra, para lograr un acabado espejo, este proceso se llevó a cabo en una pulidora Struers LaboPOI-1 que se muestra en la Figura 3.10.



Figura 3.8 Cortadora Struers Discotom-2.



Figura 3.9 Montadora Struers LaboPress-1.



Figura 3.10 Pulidora Struers LaboPOI-1.

Finalmente se realizó el ataque químico de cada muestra utilizando Nital al 2% el cual consiste en mezclar 2 ml. de ácido nítrico (HNO_3) en 98 ml. de alcohol etílico. El ataque se realizó por inmersión de la muestra en el reactivo, sumergiendo el material por un tiempo aproximado de 12 segundos para el acero 1004 y 5 para el acero 1006.

El tamaño de grano de cada muestra fue observado y medido utilizando un microscopio óptico marca Nikon Ephiplot, el cual se muestra en la Figura 3.11. Para la determinación del tamaño de grano se siguió el procedimiento del estándar de la norma ASTM E112-96.



Figura 3.11 Microscopio Óptico Nikon Epihot.

Además el material fue analizado después de cada proceso por medio de microscopía electrónica de barrido (SEM) marca FEI Nova 200 NanoSEM, Figura 3.12; para el análisis se utilizó el detector ETD con la finalidad de observar la morfología de la perlita después de cada tratamiento térmico.



Figura 3.12 SEM FEI Nova 200 NanoSEM.

3.7 ENSAYOS DE TENSIÓN

Los ensayos de tensión se llevaron a cabo en cada uno de los tipos de acero, sus diferentes coladas y a las diferentes velocidades de tratamiento térmico a las cuales fueron sometidos, dichos ensayos fueron realizados en la empresa “DEACERO” en una máquina “Tinius Olsen”, se les realizaron pruebas a las diferentes muestras en un intervalo de tres horas el primer día y seis horas a partir del segundo día, esto hasta que la resistencia a la tensión se estabilizó.

3.8 MICRODUREZA

Para observar el comportamiento de la dureza del material a través del tiempo se realizaron ensayos de microdureza Vickers utilizando el microdurómetro Shimadzu, Figura 3.13.

La preparación del material para medir la microdureza se llevó a cabo en cortes de muestras del alambre de 2 cm de longitud. Estos se colocaron en un portamuestras de acero inoxidable para facilitar su manejo como se muestra en la Figura 3.14. Posteriormente, se pulió el alambre con lijas de carburo de silicio #320, 500, 800, 1200 y 2400, con el fin de obtener una superficie plana y no afectar los resultados obtenidos.

El procedimiento de medición de las microdurezas se realizó en intervalos de 3 horas las primeras 24 horas y cada 6 horas hasta que la propiedad mecánica se estabilizó. La microdureza fue medida para las cuatro diferentes coladas a las velocidades de tratamiento térmico a las cuales fueron sometidas y después del proceso de galvanizado.



Figura 3.13 Microdurómetro Shimadzu.

La carga utilizada en el microdurómetro fue de 980.7 mN por un tiempo de 15 segundos y se realizaron cuatro indentaciones transversalmente de extremo a extremo de la muestra con el fin de medir las variaciones de dureza en función al diámetro del alambre, como se muestra esquemáticamente en la Figura 3.15.



Figura 3.14 Porta muestras de acero inoxidable.

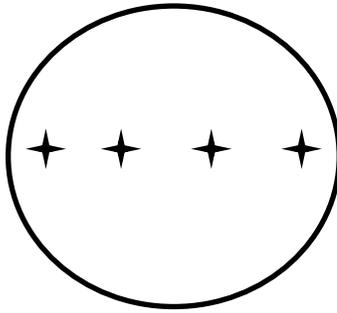


Figura 3.15 Figura Esquemática de microindentaciones.

3.9 MODELO DE AVRAMI

Dado que la difusión de nitrógeno es un problema para resolver en la presente tesis se utilizó el modelo Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami (JMAK) el cual relaciona el coeficiente de difusión k con el grado de transformación.

De los resultados obtenidos y conociendo que el incremento en la resistencia a la tensión y microdureza son una función de la cantidad de nitrógeno RT (N), HV (N) los cuales indican el incremento de este porcentaje, y que este incremento en la resistencia a la tensión y microdureza es controlado por la difusión, se utilizó la ecuación de JMAK con la finalidad de ajustar los resultados experimentales y poder predecir el tiempo necesario para un grado de resistencia a la tensión y microdureza deseados.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 INTRODUCCIÓN

En el presente capítulo se muestran a detalle los resultados obtenidos en la investigación realizada, los cuales incluyen la caracterización del proceso, las curvas de calentamiento y enfriamiento del material adquiridas con la medición de temperatura del tratamiento térmico, las imágenes obtenidas con el equipo de termografía infrarroja, la caracterización microestructural del material, la construcción de diagramas TTT y CCT de las aleaciones estudiadas y la simulación de del tratamiento térmico del alambre mediante el software comercial ProCast.

Además se presentan los resultados de los ensayos de tensión y microdureza, que se realizaron en las muestras de ambos aceros sometidos a recocido y al proceso de galvanizado, su variación a través del tiempo y el comportamiento que estas propiedades mecánicas presentan. Finalmente se presentará el efecto de los niveles de nitrógeno, boro y aluminio de cada material analizado.

4.2 CARACTERIZACIÓN DEL PROCESO

Se analizaron los diferentes procesos a los cuales se sometieron los aceros 1004 y 1006 para la elaboración de productos.

1. Proceso de Trefilado: El alambón de 7 mm es trefilado en dos pasos mediante un dado, el primer paso consiste en una reducción de radio de 0.226 mm y posteriormente una segunda reducción de radio de 0.215 mm; en este proceso el alambre es lubricado con aceite para evitar el calentamiento del material y reducir fricción.
2. Proceso de Tratamiento Térmico: El alambre se somete a un tratamiento térmico de recocido el cual consiste en el calentamiento del material mediante un horno de inducción el cual tiene tres zonas de calentamiento (inductores), cada una mide 76 cm y elevan la temperatura del material en el rango de 514°C– 555 °C; posteriormente el alambre entra a una zona de enfriamiento por convección forzada con una mezcla de aire y nitrógeno la cual mide 30 m y enfría el material a aproximadamente 120°C, para luego entrar al proceso de galvanizado a una temperatura de aproximadamente 460°C.

4.2.1 MEDICIÓN DE TEMPERATURA DE TRATAMIENTO TÉRMICO

Para la medición de temperatura a la cual se realiza el tratamiento térmico en el horno de inducción se llevaron a cabo dos experimentos; el primero fue utilizando un termopar tipo “K” y el segundo mediante un equipo de termografía

infrarroja, los resultados de ambos fueron similares teniendo una diferencia de $\pm 7\%$.

4.2.2 MEDICIÓN DE TEMPERATURA CON TERMOPAR TIPO “K”

Para la medición de temperatura con termopar tipo “K” se realizaron diferentes experimentos, los cuales consistieron en medir la temperatura en la zona de calentamiento del horno de inducción y a lo largo de los diferentes procesos a los cuales se somete el material.

La Figura 4.1 muestra el perfil de la temperatura a la cual llegó el horno que fue de 553.28°C , y el tiempo que tardó en llegar a esta temperatura que fue de 24 segundos.

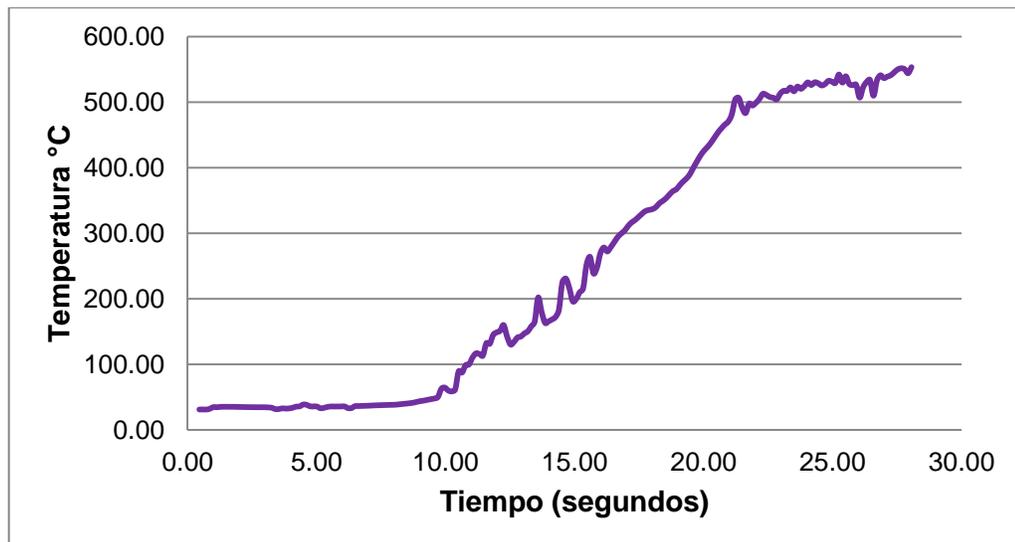


Figura 4.1 Gráfica de experimento consistente en medición de temperatura en la zona de calentamiento del horno de inducción.

Posteriormente se realizó un segundo experimento el cual consistió en medir la temperatura a lo largo de todo el proceso, es decir, se hizo la medición de temperatura en la zona de calentamiento del horno de inducción, en la zona de enfriamiento y su entrada a la paila de zinc; esto con la finalidad de obtener las temperaturas de cada proceso. La Figura 4.2 describe el historial térmico obtenido. Teniendo como resultado que la temperatura máxima a la cual llegó el alambre en este experimento fue de 514.87°C, se enfrió hasta 118.68°C y mantuvo una temperatura 467°C al momento de ser galvanizado.

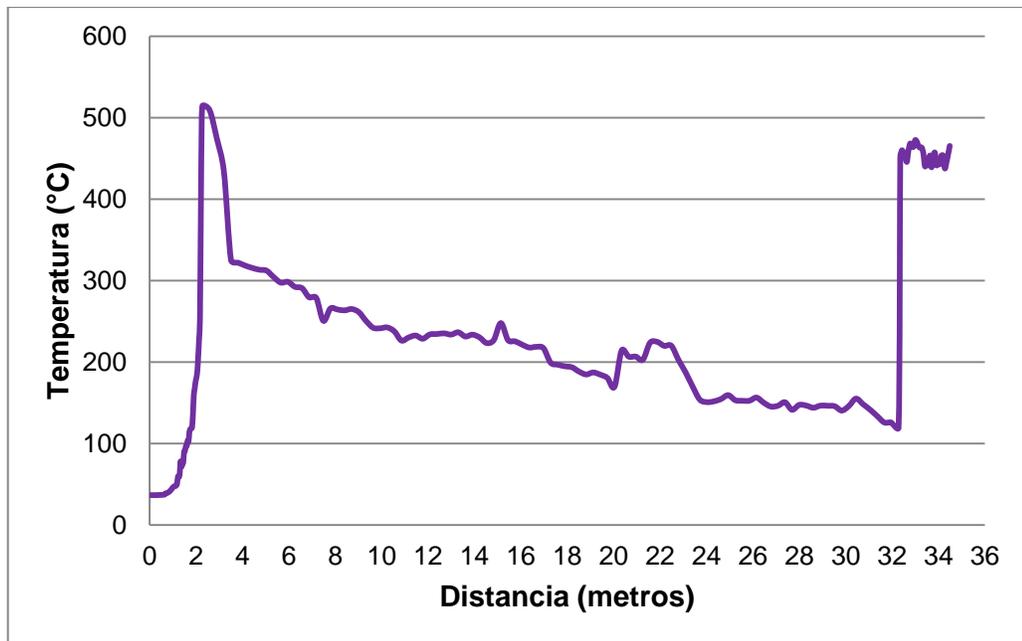


Figura 4.2 Gráfica de experimento de medición de temperatura en zona de calentamiento, enfriamiento y proceso de galvanizado.

Se analizó por separado cada proceso con la finalidad de medir la velocidad que lleva el alambre a través del horno de inducción, y el tiempo que tarda el proceso en estabilizarse, esto se realizó utilizando las distancias que hay entre las zonas de calentamiento, enfriamiento y galvanizado las cuales se mencionan en la sección 4.2.

En la zona de calentamiento del horno de inducción, el alambre recorre una distancia de 2.28 m en 12.99 segundos, esto da como resultado que el alambre llega a una temperatura de 514.87°C a una velocidad de 10.53 m/min.

Posteriormente se analizó la zona de enfriamiento; el alambre tarda 53.06 segundos en pasar por esta zona, alcanzando una velocidad de 33.92 m/min.

El alambre tarda aproximadamente un minuto en estabilizar su velocidad de procesamiento que es de 50 m/min, una vez estable; el proceso se lleva a cabo a dicha velocidad.

4.2.3 MEDICIÓN DE TEMPERATURA CON EQUIPO DE TERMOGRAFÍA INFRARROJA

Para la medición de temperatura con el equipo de termografía infrarroja se realizaron diferentes experimentos, los cuales consistieron en variar la potencia y la velocidad en el horno de inducción con la finalidad de obtener las temperaturas a las cuales puede trabajar el horno de inducción, a su vez se realizaron mediciones de diámetro del alambre y resistencia a la tensión para determinar la variación de las propiedades mecánicas en función a la temperatura. Los resultados se muestran en la Tabla 4.1, se puede observar que a baja velocidad o a alta temperatura de procesamiento se obtiene las más baja resistencia a la tensión. A alta temperatura (550 °C), la perlita en el acero comienza a disolverse, se obtiene una matriz ferrítica, lo cual da como resultado un material más dúctil y menos duro.

Colada	Tratamiento	Tiempo/Potencia	Temperatura	Diámetro	Carga	R.T.
Acero 1004 Colada 171865	Recocido	.0310 mi/min	550°C	0.222 in	2007 lbf	51850 lbf/in2
		.0279 mi/min 96.96 kW	530°C	0.220 in	2238 lbf	58874 lbf/in2
		.0279 mi/min 106.97 kW	555°C	0.219 in	2304 lbf	61165 lbf/in2
		.03481 mi/min 129.03 kW	530°C	0.218 in	2317 lbf	62076 lbf/in2

TABLA 4.1 Temperaturas obtenidas con cámara termográfica.

En las Figuras 4.3 y 4.4 se observan las imágenes obtenidas con el equipo de termografía infrarroja, en las cuales se muestran las temperaturas registradas en el experimento que se realizó a una velocidad de 50 m/min y en el que se llevó a cabo con una velocidad de 45 m/min con una potencia de 106.97 kW.

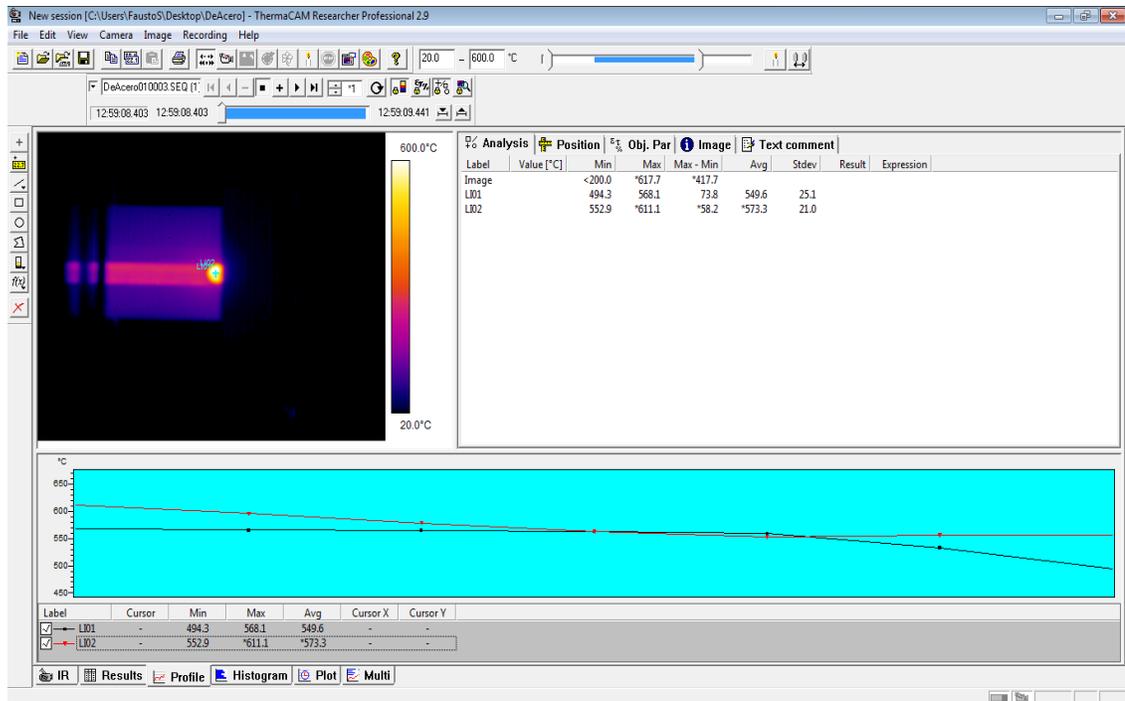


Figura 4.3 Experimento realizado a 50 m/min.

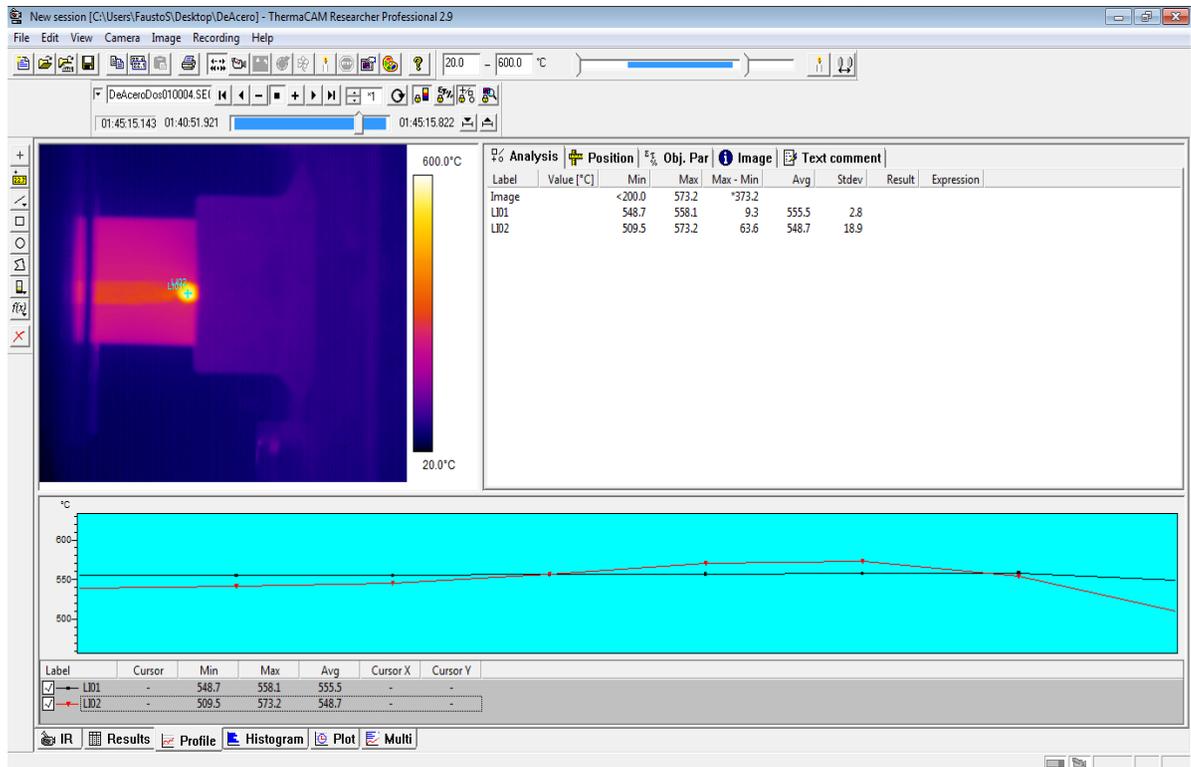


Figura 4.4 Experimento realizado a 45 m/min con una potencia de 106.97 kW.

De los resultados de la caracterización térmica del proceso tanto con el termopar tipo “K” como por la cámara termográfica podemos observar que con las dos técnicas se obtuvieron resultados similares, obteniendo temperaturas máximas de 514°C con el termopar tipo “K” y 550°C con la cámara termográfica, es importante señalar que los experimentos realizados utilizando el termopar tipo “K” se hicieron a más bajas velocidades (33 m/min) que con la cámara termográfica (50 m/min). Las temperaturas alcanzadas muestran de acuerdo al diagrama de fases (Figura 2.1) que la fase perlita empezará a disolverse debido a que hay más solubilidad de carbono en la ferrita, y el nitrógeno alcanza su máxima solubilidad en la ferrita, incrementando con esto la densidad de átomos intersticiales.

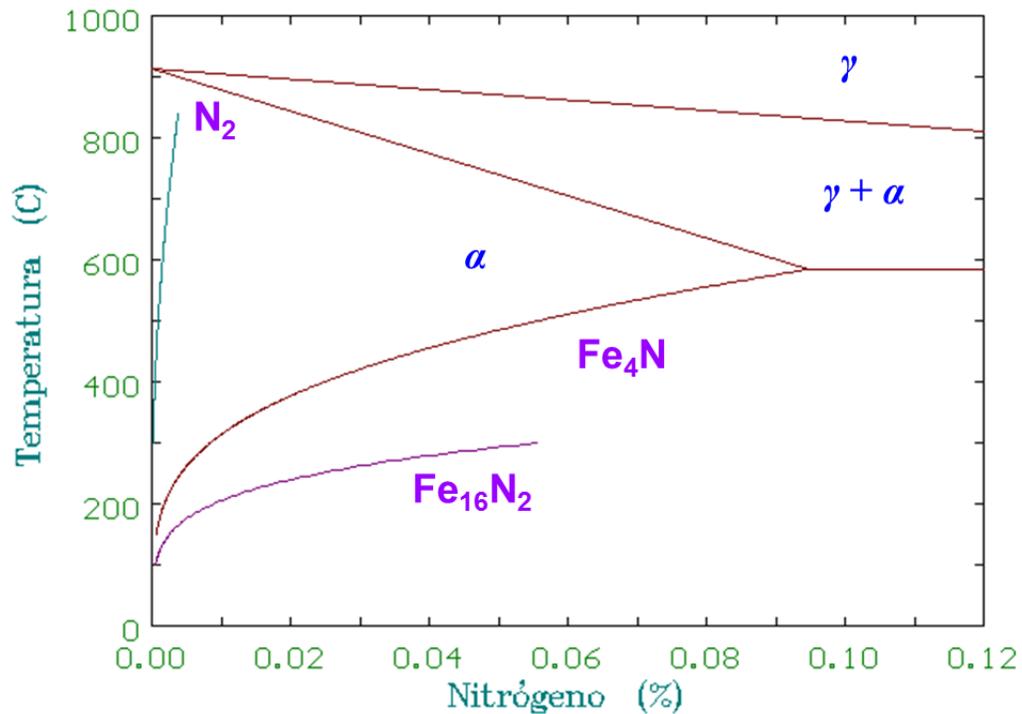


Figura 4.5 Solubilidad del Nitrógeno en el Hierro, R. Colas.

4.3 ANÁLISIS DE VARIABLES DEL PROCESO

En el análisis del proceso se obtuvo que las variables críticas para obtener las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión y dureza óptimas son la temperatura en la zona de calentamiento del recocido y la velocidad a la cual se realiza el tratamiento térmico, ya que con la disminución de dicha velocidad se obtiene un mayor tiempo de permanencia en la zona de inductores (zona de calentamiento) y por consecuencia un material más dúctil.

Finalmente es importante mencionar que el alambre pasa a un proceso posterior de galvanizado a 460 °C, provocando una nueva solubilidad de nitrógeno, pero como la solubilidad más alta es a 525 °C (Figura 4.5) y el

tratamiento del alambre alcanza aproximadamente 520°C y es enfriado rápidamente, de acuerdo con las observaciones experimentales, la parte del proceso que determina la solubilidad final del nitrógeno es el tiempo y la temperatura de calentamiento en la zona de inductores.

4.4 SIMULACIÓN DE TRATAMIENTO TÉRMICO EN HORNO DE INDUCCIÓN

La Figura 4.6 muestra perfiles de temperaturas con respecto a la distancia recorrida por el alambre dentro del horno de tratamiento térmico utilizando diferentes potencias y velocidades. El estudio de análisis caso (1) se usó como base para la simulación del tratamiento térmico, utilizando una potencia de $5 \times 10^5 \text{ W/m}^2$, velocidad de 50 m/min y un coeficiente de transferencia natural por aire de 20 W/m^2 , las temperaturas fueron medidas en los nodos ubicados en el plano longitudinal a la mitad del diámetro. En dicho análisis observamos que si aumentamos la potencia a $7 \times 10^5 \text{ W/m}^2$ la temperatura de tratamiento se incrementa a valores cercanos a los 750°C, lo cual podría ayudar a tener un material más dúctil, sin embargo desde el punto de vista operacional esto no fue posible pues los inductores manejan esos rangos de potencia como máximos. El siguiente caso (2) analizado fue el de disminuir la velocidad de 50 m/min (0.83 m/s) a 30 m/min (0.5 m/s), desde el punto de vista térmico no parece existir mucha diferencia, sin embargo se observó que la temperatura máxima incrementa un poco y al ir avanzado más lento enfría 30 grados menos, pero lo más importante en este caso es el tiempo de residencia en la zona inductores, aumentando de 3.61 segundos para 50 m/min a 6 segundos para 30 m/min. Con estas modificaciones se esperaría una mayor solubilidad de nitrógeno al permanecer el doble del tiempo y esperaríamos un mejor anclaje con los elementos intersticiales y por lo tanto una mejor ductilidad. Este cambio si se

probó experimentalmente con resultados positivos, sin embargo afecta negativamente la productividad.

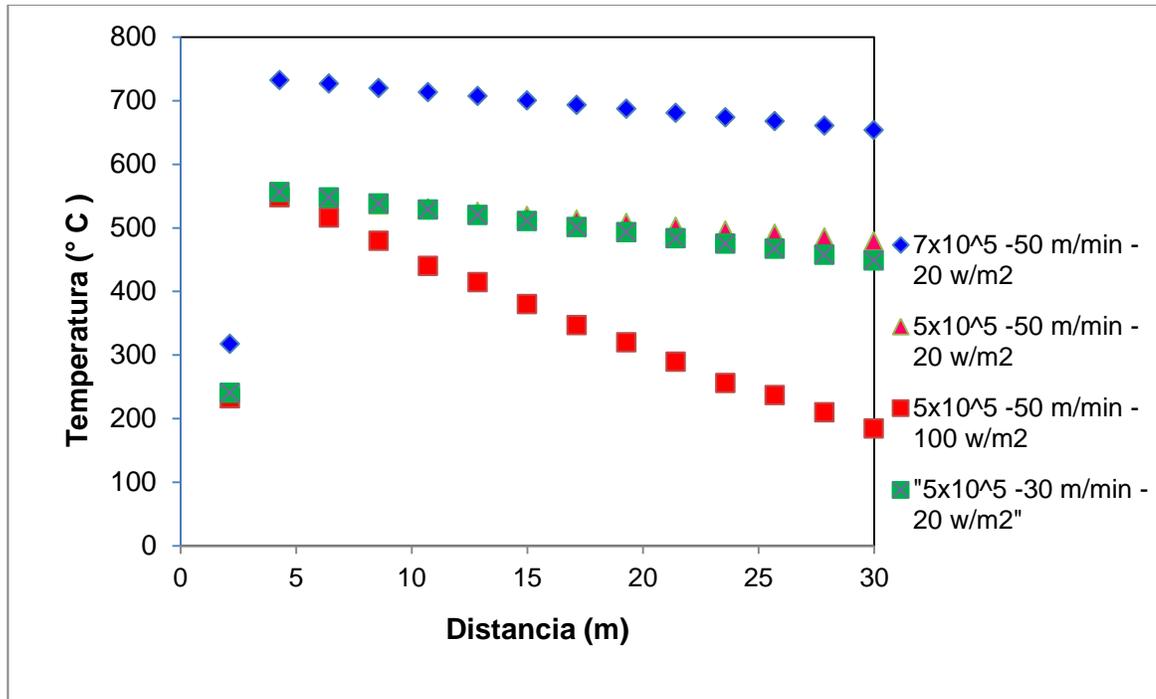


Figura 4.6 Perfil de temperaturas versus distancia dentro del horno de tratamiento térmico.

El último caso (3) analizado fue el de incrementar el coeficiente de transferencia de calor de 20 a 100W/m², ya que el primer valor corresponde a la situación de convección natural y el enfriamiento es por convección forzada de nitrógeno e hidrogeno y fluye por un tubo que es enfriado externamente por agua a contra flujo. Se determinó este valor de 100W/m² por ser el que más se aproxima a los resultados experimentales, por otro lado un incremento de esta variable de proceso permitiría una mayor retención de nitrógeno al ser enfriado más rápido el alambre.

La simulación se realizó con los datos obtenidos experimentalmente y con las bases de datos que contiene el mismo programa. En la Figura 4.7 se contempla una sección del alambre en calentamiento moviéndose a una velocidad de 50 m/min (0.83 m/s), inicialmente la barra está en estado estacionario, y se empieza a mover con la velocidad seleccionada de 50 m/min. Basados en las mediciones experimentales, se calculó la cantidad de energía suministrada en la sección inicial de 3 metros que es la zona de inductores y fue de 5×10^5 Watts/m², se puede observar como es más caliente la zona del lado izquierdo, y baja en la medida que el alambre entra en la zona de enfriamiento.

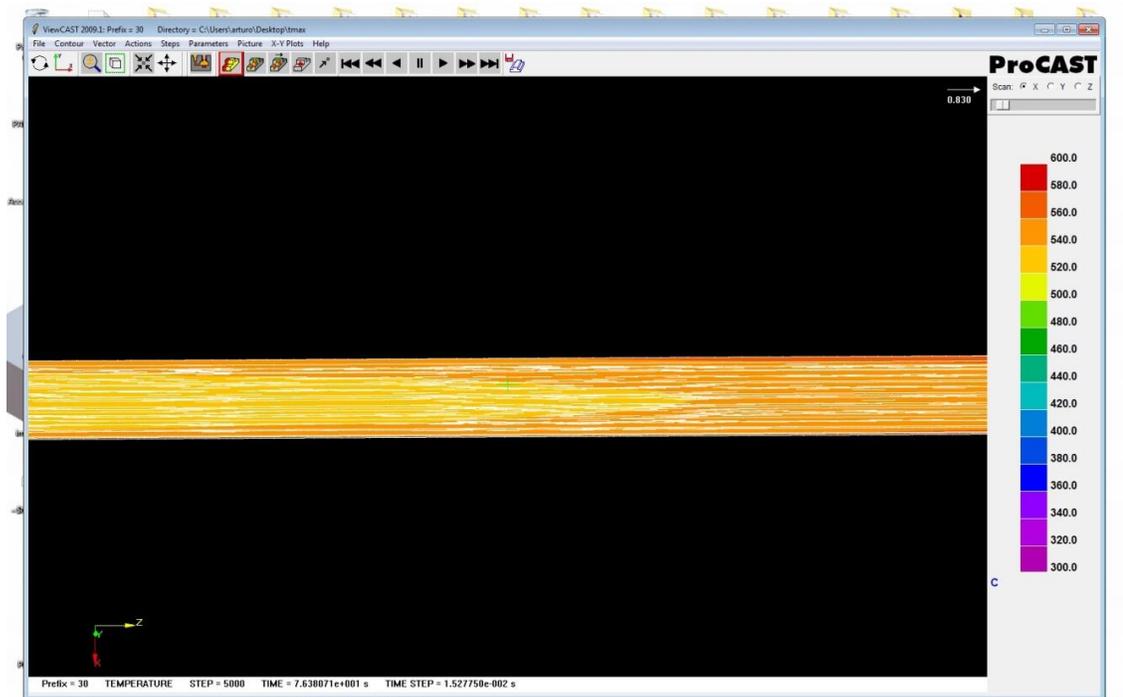


Figura 4.7 Sección del alambre en calentamiento moviéndose a una velocidad de 50 m/min.

4.5 SIMULACIÓN TERMODINÁMICA DE LOS ACEROS 1004 Y 1006

Utilizando el software JMatPro se obtuvieron los diagramas TTT y CCT para dos coladas, una de acero 1004 y una de acero 1006, las Figuras 4.8 – 4.11 muestran los resultados obtenidos.

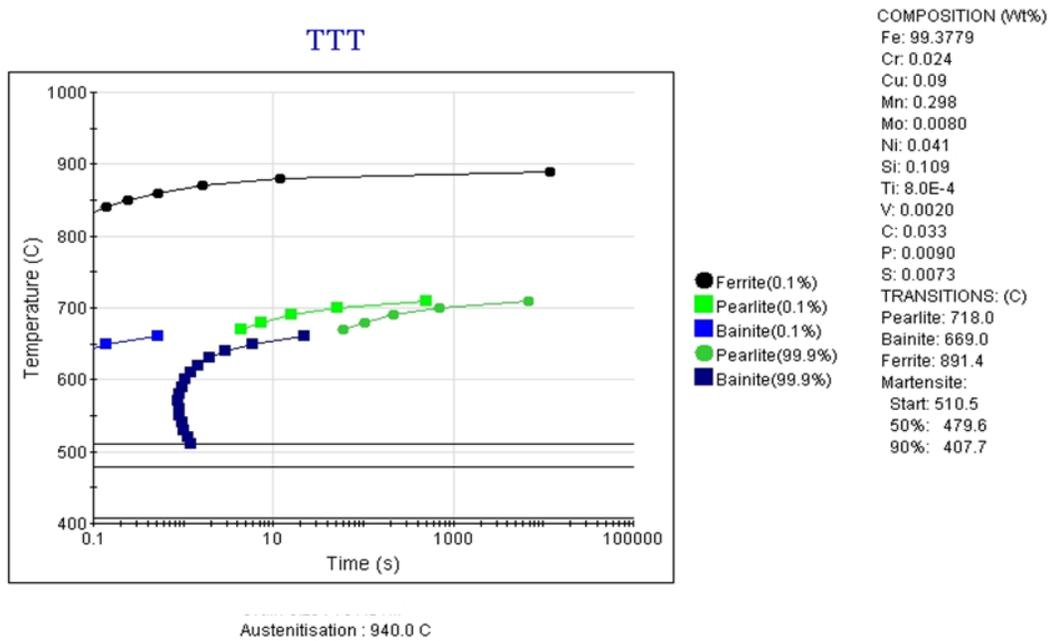


Figura 4.8 Diagrama TTT de acero 1004, colada 171865.

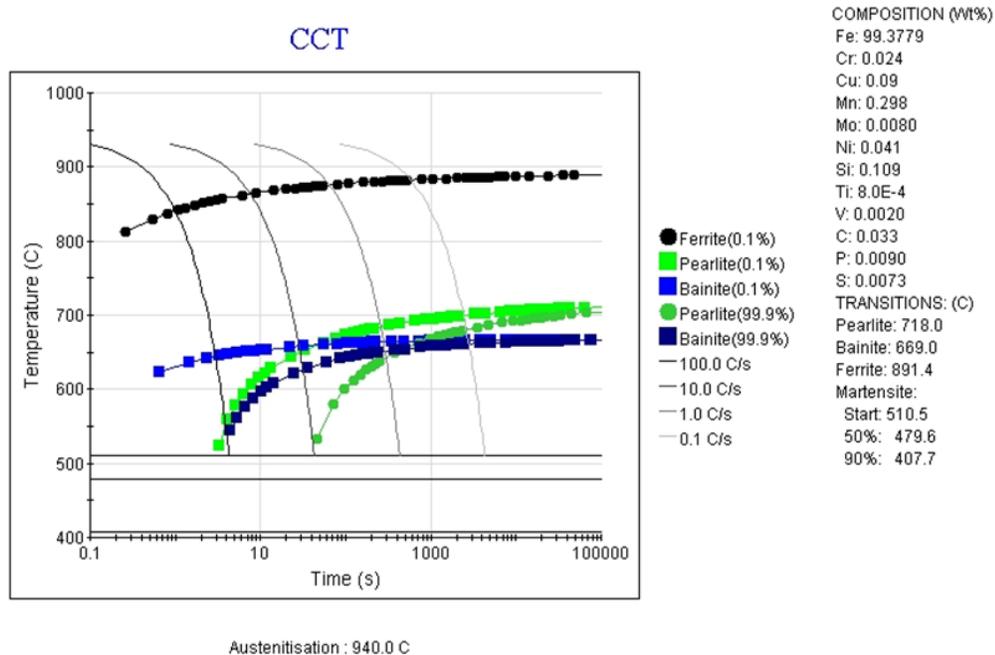


Figura 4.9 Diagrama CCT de acero 1004, colada 171865.

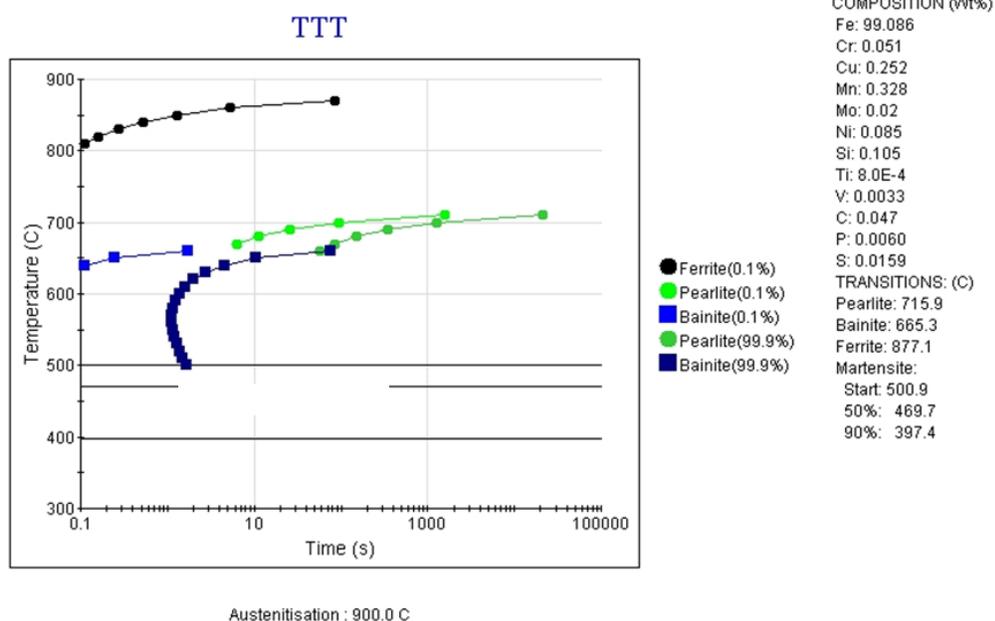


Figura 4.10 Diagrama TTT de acero 1006.

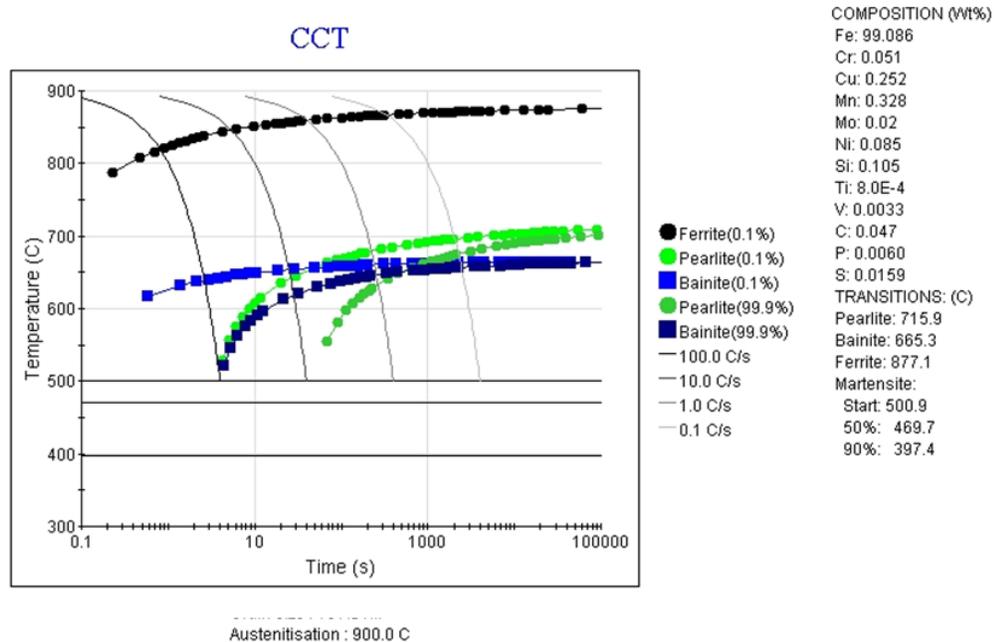


Figura 4.11 Diagrama CCT de acero 1006, colada 174247.

En los diagramas correspondientes al acero 1004 se puede observar que a la temperatura y el tiempo a los cuales se realiza el tratamiento térmico de recocido solo se presentan dos fases las cuales son ferrita y perlita, para obtener austenita, el acero se tendría que calentar por encima de 850°C, lo cual no sucede experimentalmente. Las Figuras 4.10 y 4.11 muestran los diagramas TTT y CCT para el acero 1006, colada 174247.

En los diagramas TTT se puede observar que en el acero 1004 la austenización comienza a una temperatura más alta que en el acero 1006. La presencia de bainita igualmente ocurre a una temperatura más elevada en el acero 1004. Haciendo un análisis similar se puede decir que a las temperaturas de proceso observadas entre 550°C - 514°C solo esperamos cierta solubilidad de la fase perlita que dependerá de la temperatura y el tiempo, pero nunca la formación de austenita.

4.6 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

De acuerdo a los resultados anteriores se seleccionó el acero 1004 para llevar a cabo la caracterización microestructural, se analizó después de cada proceso (trefilado, tratamiento térmico de recocido y galvanizado), observando que después de tratamiento térmico se seguía teniendo únicamente ferrita y perlita, pero esta última con una morfología distinta a la de trefilado.

La Figura 4.12 describe la microestructura del acero 1004 después del proceso de trefilado (muestra de alambre analizada longitudinalmente), la cual presentó las fases características de este tipo de aceros; es una matriz predominante de ferrita cuya coloración es clara y la fase perlita con una coloración oscura. Se obtuvo el tamaño de grano ASTM 6.5 después de trefilado mediante las plantillas de comparación establecidas en la norma ASTM E-112-96.

La Figura 4.13 muestra la microestructura del acero 1004 obtenida de una muestra analizada longitudinalmente después de ser sometido al tratamiento térmico de recocido, en la cual de igual manera se aprecia la microestructura ferrítica-perlítica, se obtuvo el tamaño de grano ASTM 5.5.

En la Figura 4.14 se observa la microestructura del acero después de someterlo a galvanizado y también analizado longitudinalmente en la cual también se midió el tamaño de grano por comparación dando como resultado un tamaño de grano ASTM 5.5.



Figura 4.12 Microestructura de acero 1004 después de trefilado.

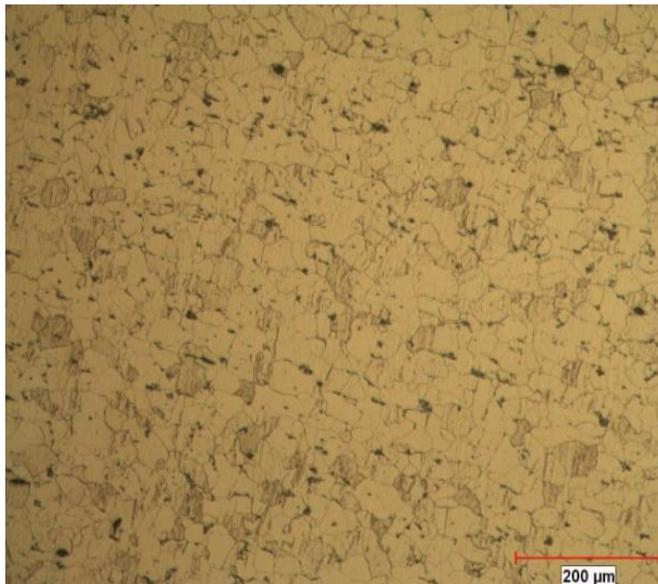


Figura 4.13 Microestructura de acero 1004 después de recocido.

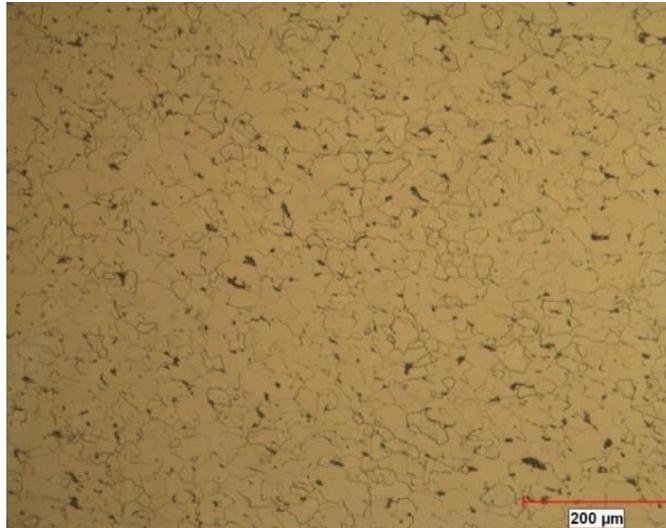


Figura 4.14 Microestructura de acero 1004 después de galvanizado.

De estos resultados se puede observar que el tamaño de grano del material analizado no cambia significativamente después de cada proceso, la temperatura a la cual se realiza el recocido no tiene efecto trascendental en el tamaño de grano y mediante microscopía óptica no es posible determinar el cambio de la morfología de la perlita. Con la finalidad de determinar el cambio en la morfología de la perlita presente en la microestructura, el acero 1004 también fue analizado mediante microscopía electrónica de barrido.

La Figura 4.15 muestra una microestructura típica del acero 1004 con una matriz ferrítica y donde se observa que la perlita es de morfología laminar. Por otra parte en la Figura 4.16 se puede observar una fase de perlita globulizada, lo cual es resultado del tratamiento térmico de recocido, donde aumenta la solubilidad del carbono en la fase de la ferrita, a mayores temperaturas y tiempos se esperarían la solubilidad total de la perlita.

En la Figura 4.17 se observa como la perlita se disuelve después del proceso de galvanizado.

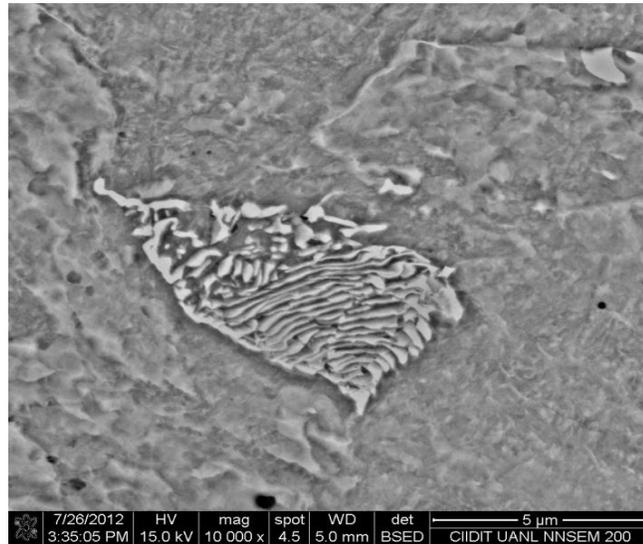


Figura 4.15 Morfología de perlita después del proceso de trefilado.

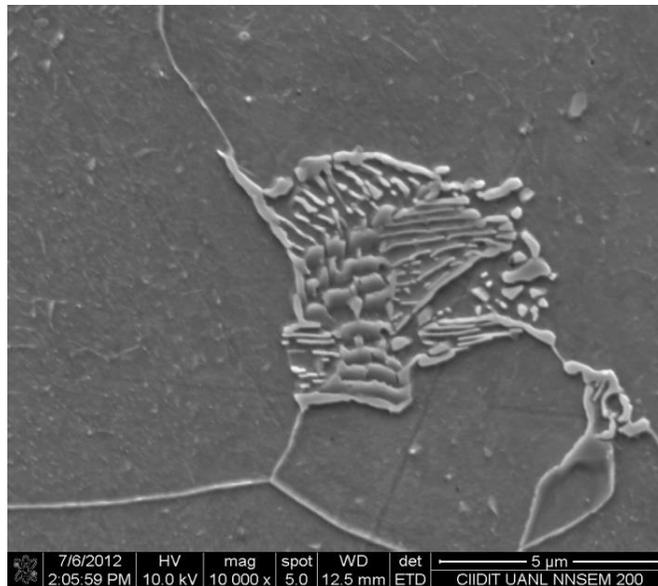


Figura 4.16 Morfología de perlita después de tratamiento de recocido.

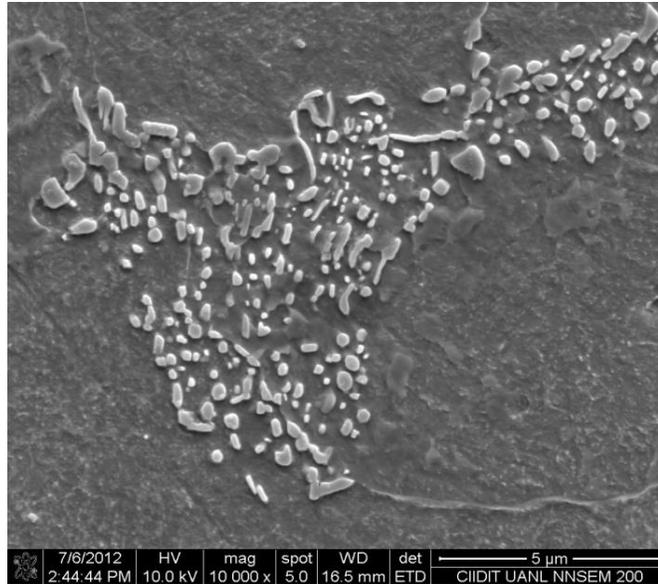


Figura 4.17 Carburos esferoidales en la matriz ferrita (muestra después de galvanizado).

4.7 ENSAYOS DE TENSIÓN

Con la finalidad de observar el cambio de las propiedades mecánicas en función del tiempo, se monitoreó la resistencia a la tensión en las dos coladas de acero 1004 y en las dos coladas de acero 1006. Los resultados se describen a continuación.

Acero 1004

La Figura 4.18 muestra el cambio de la resistencia a la tensión en el acero 1004, como se puede apreciar cada colada fue sometida a dos velocidades de calentamiento. Se puede observar que la colada que obtuvo la menor resistencia a la tensión fue la 171865 a una velocidad de 30 m/min. Teniendo

un mayor tiempo de residencia en la zona de calentamiento (6 segundos). La composición química de dicha colada muestra un alto contenido de N (90 ppm), el cual si se encuentra en solución sólida en la ferrita afecta la microdureza y contribuye al envejecimiento por deformación, y además tiene altos contenidos de B (57 ppm) y de Al (37 ppm) para la formación de nitruros de boro y aluminio respectivamente, lo cual promueve un menor envejecimiento en el material, y por consecuencia una menor resistencia a la tensión pero para esta misma colada 171865 se presenta una mayor resistencia a la tensión a una velocidad de 50 m/s como es con un menor tiempo de tratamiento (3.6 segundos) limitando la difusión de nitrógeno inicial.

El otro caso, en la colada 173505 a una velocidad de 50 m/min, como es la velocidad más alta, también se tiene un menor tiempo de tratamiento (3.6 segundos), observándose la mayor resistencia de tensión para todos los casos de acero 1004, ya que se tiene un menor contenido de N (50 ppm) y menores contenidos de B (41 ppm) y Al (38 ppm), esto provoca menor formación de nitruros aumentando el envejecimiento en el material.

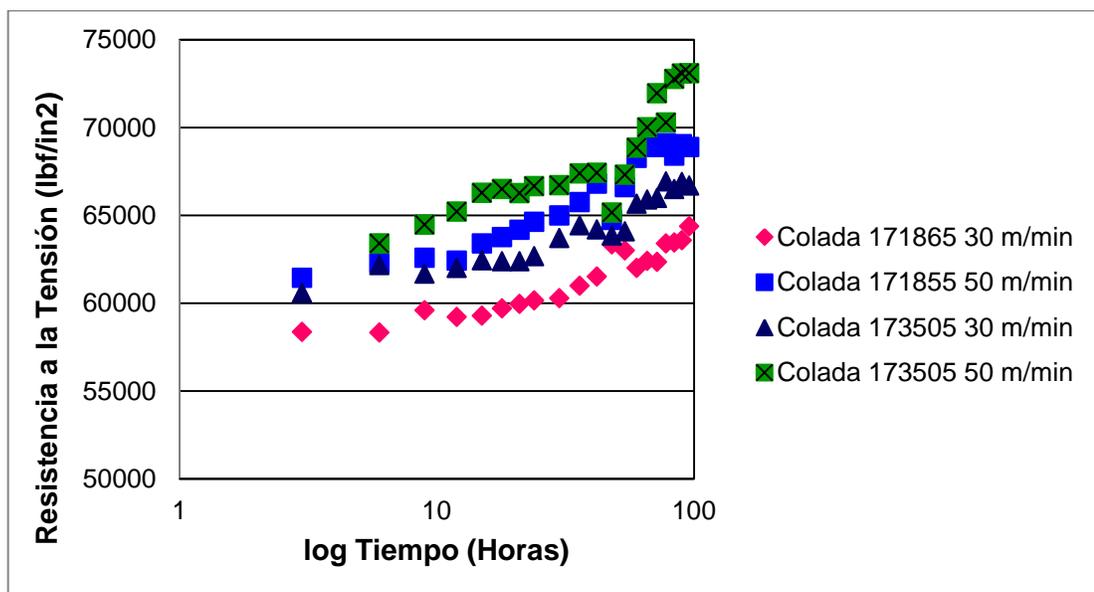


Figura 4.18 Monitoreo de Resistencia a la Tensión del Acero 1004 en función del tiempo.

Acero 1006

La Figura 4.19 muestra el cambio de la resistencia a la tensión en el acero 1006. Se observa que la colada que obtuvo la menor resistencia a la tensión fue la 174247 a una velocidad de 30 m/s teniendo un mayor tiempo de calentamiento (6 segundos). La composición química de dicha colada muestra un bajo contenido de nitrógeno de 87 ppm y esto promueve un envejecimiento muy similar a la colada 174248 que tiene 98 ppm de nitrógeno. Ambas coladas tienen el mismo contenido de boro y de aluminio, no se pudo encontrar condiciones extremas de composición en la planta, por lo tanto como los niveles de concentración de todos los elementos son muy similares, se observó un comportamiento muy similar, siendo la velocidad la variable de proceso más importante en el cambio de resistencia a la tensión, obteniendo los menores valores de resistencia de tensión a 30 m/min. En esta serie experimental esperábamos encontrar una menor resistencia a la tensión a altos contenidos de nitrógeno, aunque la diferencia es muy poca.

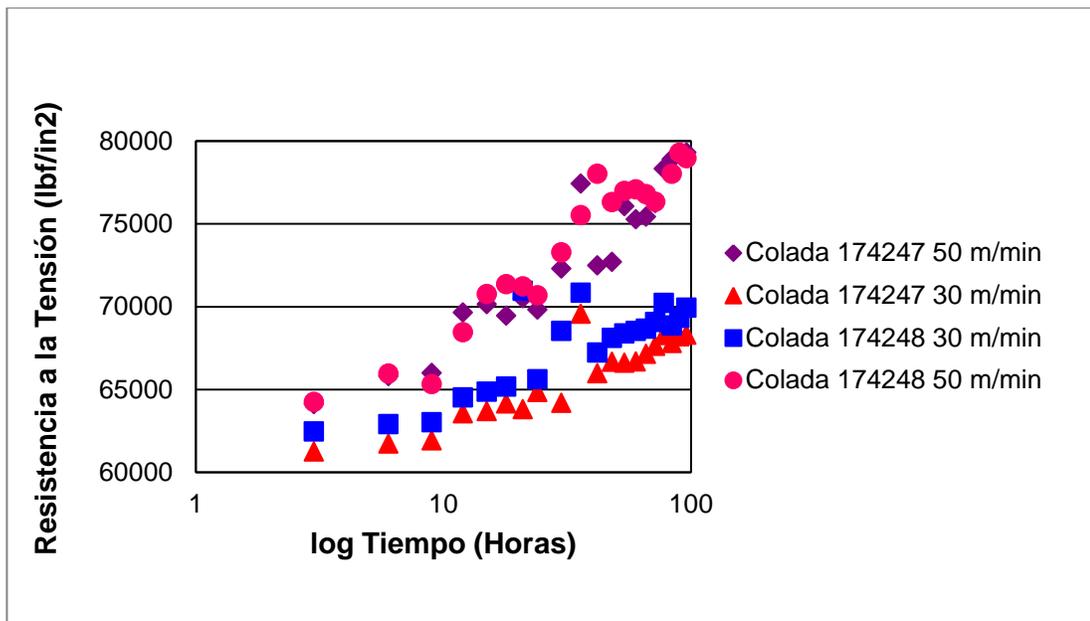


Figura 4.19 Monitoreo de Resistencia a la Tensión del Acero 1006 en función del tiempo.

4.8 MICRODUREZA

Al igual que la resistencia a la tensión, se determinó la microdureza del material. La Figura 4.20 muestra los resultados de la microdureza en el acero 1004, mostrando que la colada más estable y la que presentó menor dureza fue la 171865 a una velocidad de 30 m/min, la velocidad en el aumento de dureza sigue un patrón similar al de la resistencia a la tensión, mostrando la pérdida de ductilidad con respecto al tiempo, sin embargo se observa más dispersión en los valores medidos, ya que la dureza se midió transversalmente, y mostrando en las orillas mayores valores de dureza que el centro.

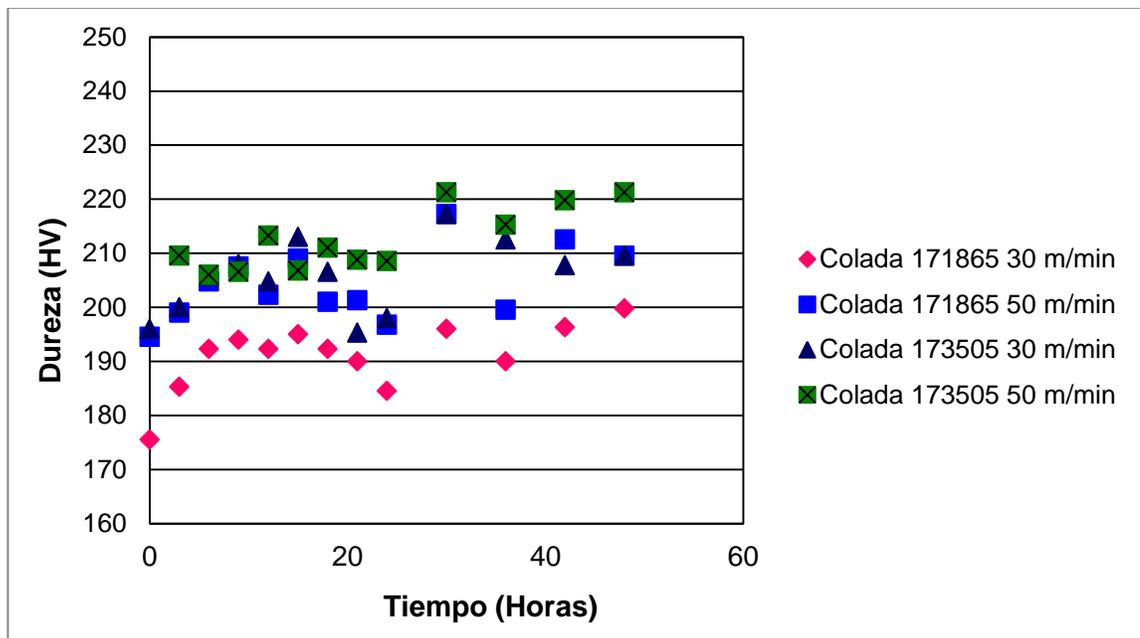


Figura 4.20 Variación de la dureza del acero 1004 en función del tiempo.

Los resultados de la microdureza ensayada en el acero 1006 se muestran en la Figura 4.21. Al igual que en los ensayos de resistencia a la tensión el comportamiento es muy similar dado que las composiciones son muy parecidas

y únicamente la velocidad es la variable de proceso más importante en lo que a su ductilidad se refiere. En ambas aleaciones se presenta un incremento en la dureza, esto es una disminución en su ductilidad, con la disminución de la velocidad de tratamiento de 50 a 30 m/min, incrementando su tiempo de residencia en la zona de calentamiento. De la misma manera que en el acero 1004, hay más dispersión en los valores medidos, ya que la dureza se midió transversalmente.

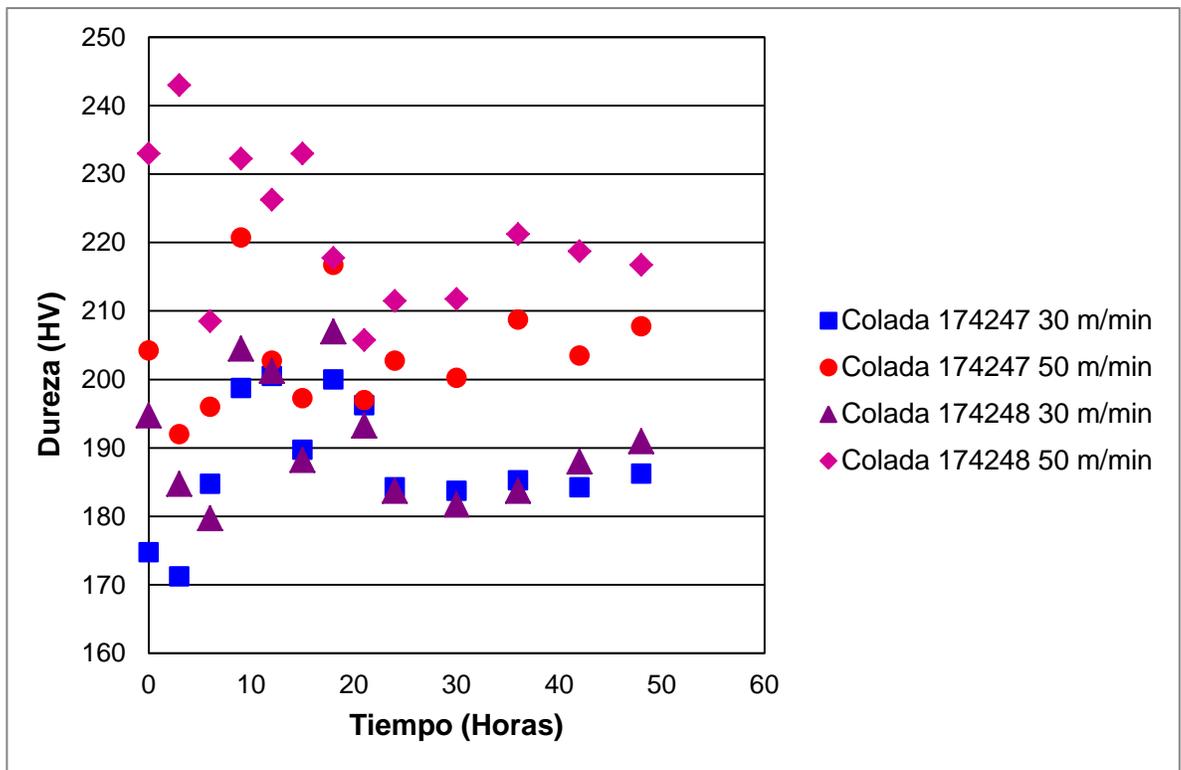


Figura 4.21 Variación de la dureza del acero 1006 en función del tiempo.

4.9 MODELO DE AVRAMI

Como se ha observado experimentalmente y discutido con anterioridad, en equilibrio la difusión de nitrógeno intersticial alcanza su máxima solubilidad a 520°C siendo 0.095%, posteriormente al bajar la temperatura hasta la ambiente ésta solubilidad empieza a disminuir ocasionando que el nitrógeno migre hacia los límites grano a través de un proceso difusivo, el transporte de masa atómico ocurre del grano a los límites de grano por el mecanismo de vacancias, debido a la baja cantidad de material presente en los límites de grano (Figura 4.22), siendo el gradiente de concentración de nitrógeno la fuerza motriz más importante para este mecanismo.

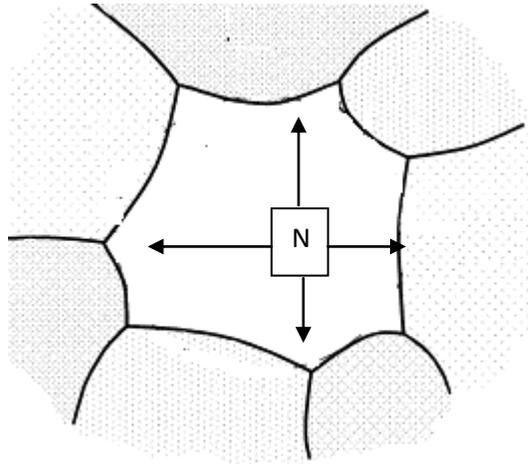


Figura 4.22 Representación esquemática de la difusión del nitrógeno migrando hacia los límites.

Dado que es un problema de difusión se puede tratar con un modelo del tipo Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami (JMAK) el cual relaciona el coeficiente de difusión “ k ” con el grado de transformación. De los resultados obtenidos anteriormente y conociendo que el incremento en el la resistencia a la tensión

es una función de la cantidad de nitrógeno intersticial, RT (N), indican que el aumento de este porcentaje y el incremento en la resistencia a la tensión es controlado por la difusión, por lo cual se utilizará la ecuación de JMAK con la finalidad de ajustar los resultados experimentales y poder predecir el tiempo necesario para obtener un grado resistencia deseado.

La fracción de reacción α para una transformación dada, la cual ocurre en un tiempo t , puede ser expresada en términos de las propiedades físicas $P(t)$ delineadas en el experimento. Así, α puede ser expresada por la siguiente ecuación:³³⁻³⁴

Ecuación 2.18

$$\alpha = \frac{P(t) - P(o)}{P(max) - P(o)}$$

Donde $P(o)$ y $P(máx)$ corresponden a la transformación inicial y final, respectivamente. En un análisis no isotérmico los estados mencionados $P(o)$ y $P(máx)$, en general, no pueden ser considerados constantes ya que ellos dependen normalmente de la temperatura³⁵. Algunos parámetros, por ejemplo medidas de resistencia a la tensión, pueden ser utilizados para investigar los cambios de α con respecto al tiempo. Entonces, a una cierta temperatura de recocido T_a , la fracción reaccionada α puede ser expresada por la ecuación de Avrami. Los resultados del cálculo de α para los dos tipos de acero se presentan en las Figuras 4.23 y 4.24 para el acero 1004 y 1006, respectivamente.

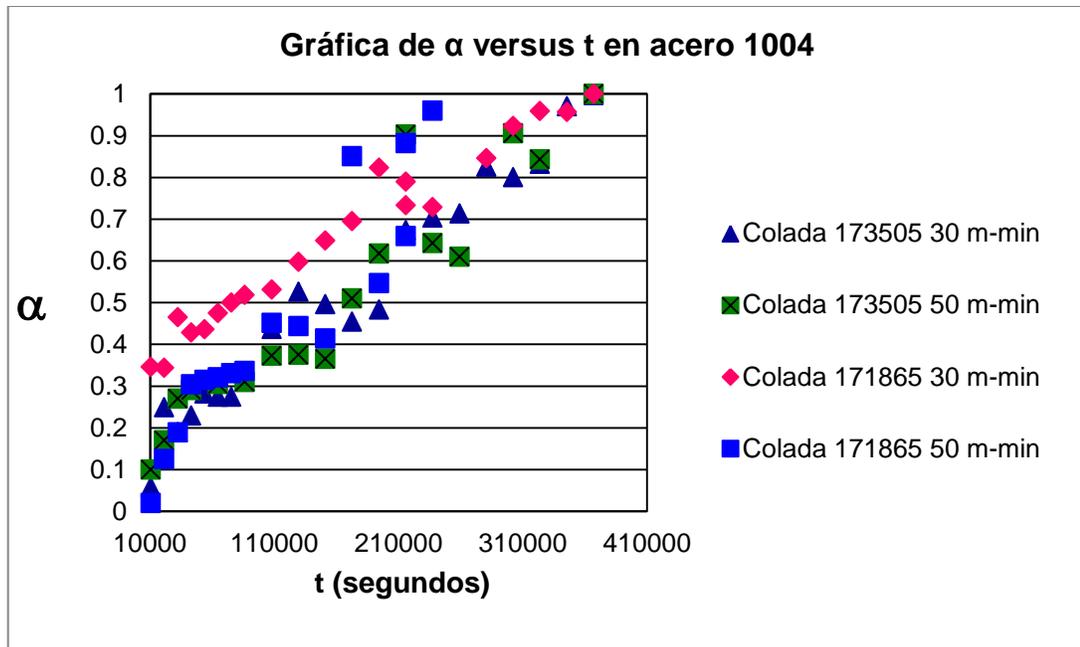


Figura 4.23 Gráfica de α versus Tiempo para acero 1004.

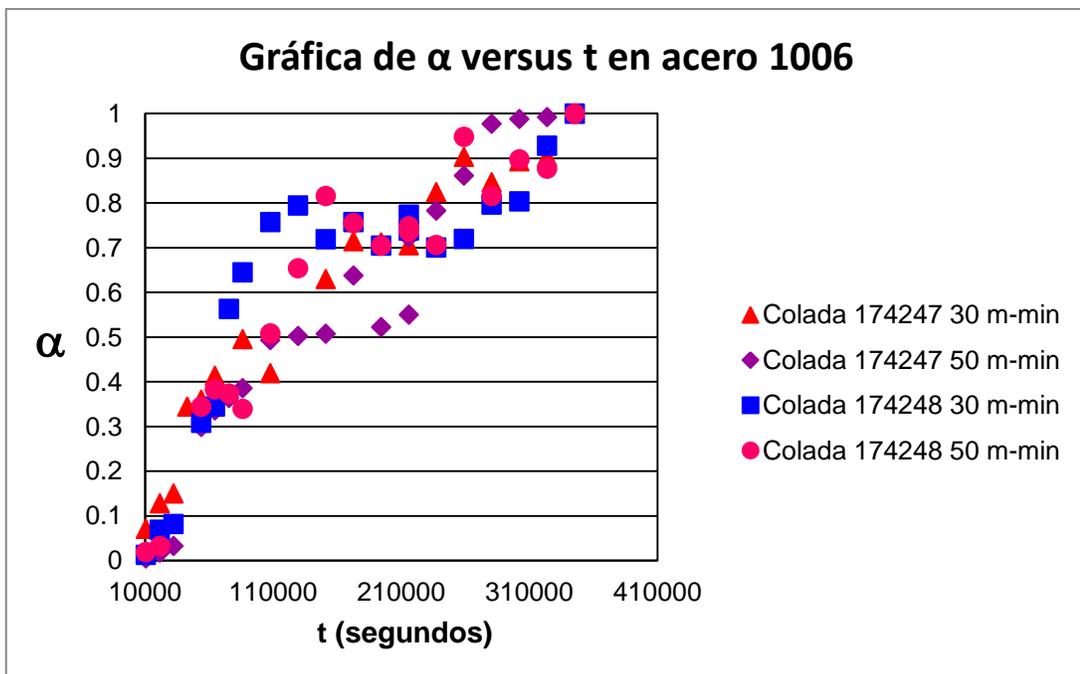


Figura 4.24 Gráfica de α versus tiempo para acero 1006.

Estos resultados indican que los valores de dureza RT, se incrementan con el tiempo hasta alcanzar un valor máximo después de 126 horas en todos los casos. Dichos valores son indicativos de que, en cada caso, se ha alcanzado un grado de equilibrio en la difusión de nitrógeno y los intersticiales posibles. Con el objetivo de realizar una evaluación cuantitativa de la cinética de difusión del nitrógeno, las curvas de las Figuras 4.23 y 4.24, se transformaron en isothermas de conversión mediante la expresión de la Ecuación 2.18. Estas curvas se muestran en las Figuras 4.25 y 4.26 para los aceros 1004 y 1006, respectivamente.

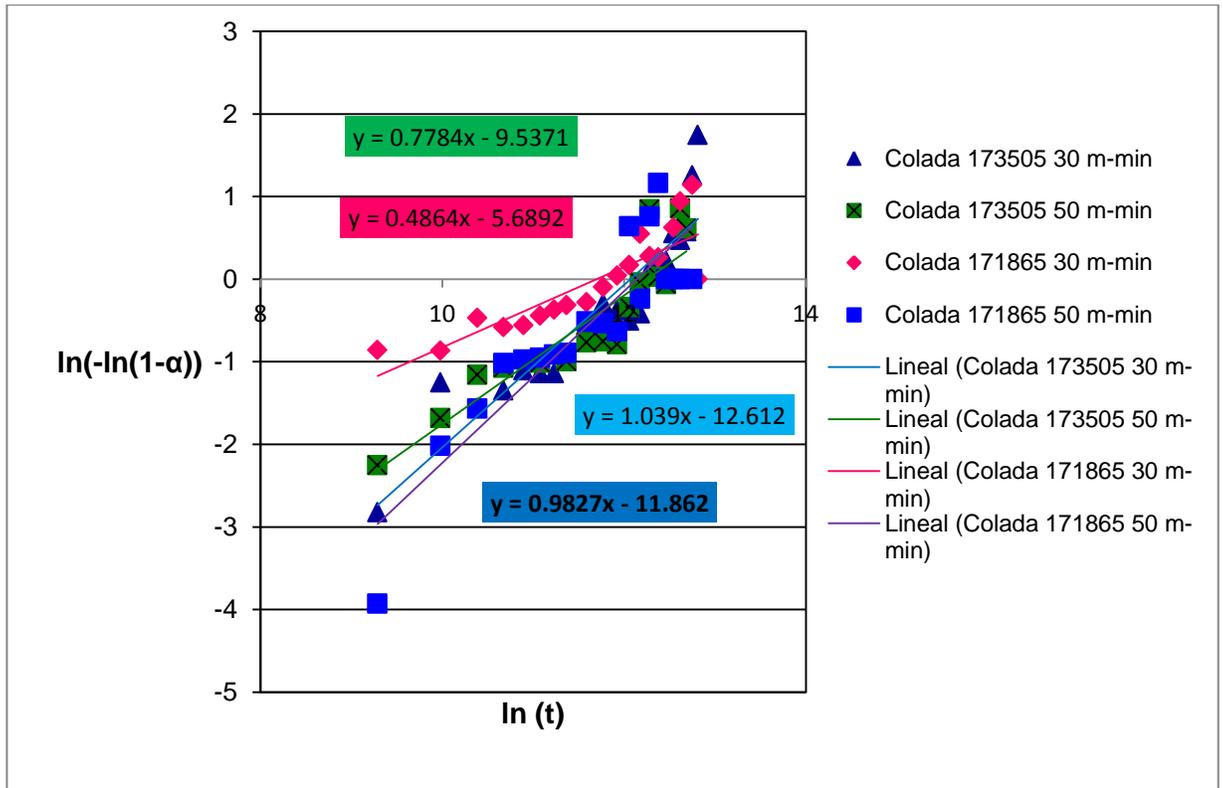


Figura 4.25 Gráfica $\ln(-\ln(1-\alpha))$ versus $\ln(t)$ para Acero 1004.

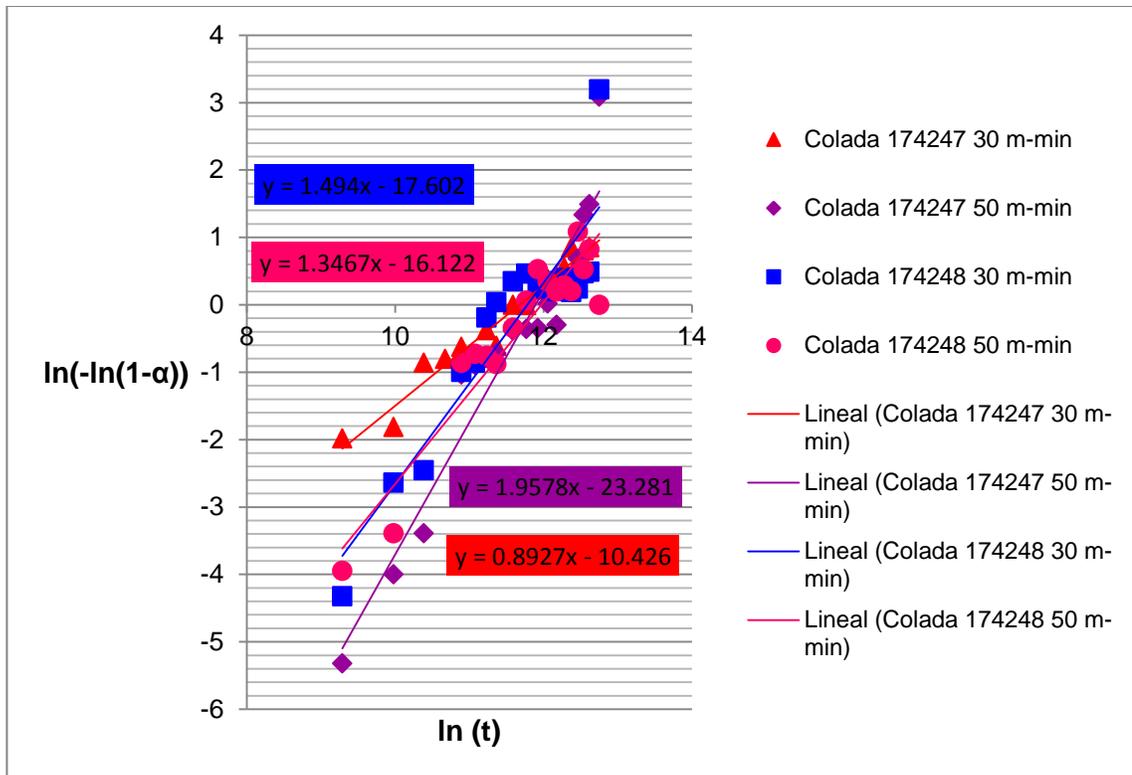


Figura 4.26 Gráfica de $\ln(-\ln(1-\alpha))$ vs. $\ln(t)$ para acero 1006.

Los parámetros cinéticos, n y k , se pueden estimar a partir de las curvas $\ln(-\ln(1-\alpha))$ vs. $\ln(t)$, usando los valores de α obtenidos mediante la Ecuación 2.18.

Los parámetros cinéticos de n y k de los aceros 1004 y 1006 se muestran en la Tabla 4.2

Acero	Colada	Velocidad	n	K
1004	171865	30 m/min	0.48	3.4×10^{-3}
	171865	50 m/min	1.03	3.3×10^{-4}
	173505	30 m/min	0.98	6.7×10^{-4}
	173505	50 m/min	0.77	7×10^{-4}
1006	174247	30 m/min	0.89	2.9×10^{-5}
	174247	50 m/min	1.95	7.7×10^{-11}
	174248	30 m/min	1.49	2.3×10^{-8}
	174248	50 m/min	1.34	10×10^{-8}

TABLA 4.2 Parámetro cinético n y k para los diferentes tipos de aceros.

En todos los casos, los valores de n fueron cercanos a 1.0 lo cual es indicativo que sucede una transformación a partir de una solución sólida³⁶ y el proceso es controlado por difusión. Ha sido reportado en la literatura^{37, 38} que todas las desviaciones de $n = 1$ se deben a los defectos de punto fuera del equilibrio. Sin embargo el caso extremo de baja velocidad de 30 m/min y alto contenido de nitrógeno, boro y aluminio presenta un valor de $n=0.48$. Otras investigación³⁹ ha reportado la precipitación de AlN o BN y TiN en la fase ferrita, mostrando que el valor de $n=0.48$ corresponde a un mecanismo de disolución de estos precipitados y no a difusión pura como en los casos anteriores. Por otro lado el valor de k es la constante de nucleación, crecimiento o transformación dependiendo del fenómeno que se esté estudiando y depende de la temperatura, la composición de la fase presente y el tamaño de grano⁴⁰. De la misma manera el valor k más grande ocurre en la aleación 1004 en el mismo caso extremo de baja velocidad de 30 m/min y alto contenido de nitrógeno, boro y aluminio, mostrando que la transformación es muy rápida y se estabiliza después de ese tiempo, el valor de k disminuye en la medida que hay menos sitios disponibles disminuyendo la concentración de N y B y aumentando la velocidad. Por lo anterior en la aleación 1006 encontramos los valores de k más bajos a bajas concentraciones de N y B y altas velocidades, como referencia el coeficiente de difusión del N a 298 K en la ferrita es de $1.48 \times 10^{-16} \text{ cm}^2/\text{s}$

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES

A continuación se presentan las conclusiones que se obtuvieron del presente trabajo de investigación, donde se logró establecer la causa de la pérdida de ductilidad de los aceros 1004 y 1006 y así tener un proceso de manufactura más estable.

- Con una metodología de investigación basada en un diseño experimental, estudio termodinámico y cinético previos se propuso un método de solución al problema presentado.
- Con apoyo de CINVESTAV Unidad Saltillo se construyeron los diagramas termodinámicos y cinéticos, TTT y CCT, de los aceros 1004 y 1006, donde se puede observar que a la temperatura y el tiempo a los cuales se realiza el tratamiento térmico de recocido solo tenemos dos fases en dicho acero que son ferrita y perlita, para obtener austenita, el acero se tendría que calentar el material por encima de los 850°C y 800°C respectivamente, lo cual no sucede experimentalmente.

- En los diagramas TTT se puede observar que en el acero 1004 la austenización comienza a una temperatura más alta que en el acero 1006, debido a que el contenido de elementos aleantes que contraen el rango austenítico en los aceros tales como el Si, Zn y Al se encuentran en mayor proporción que en el acero 1004.
- La microestructura para ambos aceros no cambia significativamente después del tratamiento térmico de recocido y su tamaño de grano ASTM se mantiene en el rango de 5 - 5.5.
- En las microscopías electrónicas de barrido se muestra una morfología de perlita laminar después de trefilado, y después de recocido la perlita comienza a disolverse y se aprecia una perlita globulizada.
- El nitrógeno en solución sólida en la fase ferrita es el elemento más importante en la pérdida de ductilidad de estos aceros.
- Las variables críticas más importantes para obtener la menor ductilidad, son una baja velocidad de tratamiento térmico, pasando de 3.6 seg para 50 m/min a 6 seg para 30 m/min y un alto contenido de nitrógeno, boro y aluminio.
- En el acero 1004 la colada que obtuvo la menor resistencia a la tensión fue la 171865 a una velocidad de 30 m/min teniendo un mayor tiempo de calentamiento. La composición química de dicha colada muestra un alto contenido de N (90 ppm), pero además presenta altos contenidos de B (57 ppm) y de Al (37 ppm) para la formación de nitruros de aluminio y boro respectivamente, para promover un menor envejecimiento en el material, y por consecuencia una menor resistencia a la tensión.

- Para el acero 1006 la colada 174247 a una velocidad de 30 m/s, presenta una menor resistencia a la tensión, la composición química de dicha colada muestra un bajo contenido de nitrógeno de 87 ppm y esto promueve un envejecimiento muy similar a la colada 174248 que tiene 98 ppm de nitrógeno.
- En el acero 1004 la colada 171865 procesada a una velocidad de 30 m/min presentó la dureza más baja y se comportó de una manera estable.
- En el acero 1006 la dureza más baja se presentó a una velocidad de 30 m-min, los valores de dicha propiedad fueron similares en ambas coladas analizadas (174247, 174248).
- Con el modelo de AVRAMI y los datos de resistencia a la tensión de ambos aceros analizados se evaluó cuantitativamente la cinética de difusión del nitrógeno

CAPÍTULO 6

RECOMENDACIONES

Se recomienda evaluar de manera conjunta el efecto del Ti, y V además de los elementos anteriormente analizados en estas aleaciones pues también se ha reportado que su presencia favorece la ductilidad.

A pesar de que desde el punto de vista de proceso no es posible, es importante evaluar la temperatura ya que favorece la difusión máxima del nitrógeno, esto a nivel laboratorio.

Desde el punto de vista científico sería muy interesante evaluar las constantes, k_0 y E , del valor de la constante " k " = $k_0 \exp [E/RT]$, para esto se requiere evaluar el envejecimiento a temperaturas distintas de 298 K.

REFERENCIAS

¹W. D. Callister, Jr., Material Science and engineering, seventh edition, 2007, p. 111-113, 109-118 y 313.

²Binary Alloy Diagrams 2nd.Edition, Vol. 1 T.B. Massalski (Editor-in-chief), 1990, reprinted by permission of ASM International, Materials Park, OH.

³D. K. Bullens, Steel and its heat treatment, first edition, 1916, p. 17.

⁴G. E. Totten, Steel Heat Treatment, second edition, 2007, p. 8.

⁵G. Krauss, Steels: Processing, structure and performance, p. 217.

⁶Bhadeshia H. K. D. H., Honeycombe R., Steel: Microstructure and properties, 2006, Butterworth-Heinemann, p. 42-45, 71-75.

⁷G. E. Totten, Steel Heat Treatment, second edition, 2007, p. 3-7.

⁸D.H. Jack, K.H. Jack, Invited Review: Carbides and Nitrides in the Steel, Materials Science and engineering, 11, 1973, p. 1-27.

⁹D.R. Askeland, P. P. Phulé, Ciencia e ingeniería de los materiales, tercera edición, Thomson ed., 1998, p. 105-119.

¹⁰R. Colás, M.G. Rodriguez, Aging of low carbon hot rolled steel strip, Heat Treating Proceedings of the 19th conference, Sandra J. Midea, George D. Pfaffmann, p. 655-658 DOI: 10.1361/cp1999ht655.

¹¹D.H. Jack, K.H. Jack, Invited Review: Carbides and Nitrides in the Steel, *Materials Science and engineering*, 11, 1973, p. 1-27.

¹²N. E. Hannerz: *T Rans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 1985, 25, p.149.

¹³L. M. Cheng, E. B.Hawbolt and T. R. Meadowcroft, Modeling of AlN precipitation in low carbon steels, *Scripta Materialia*, Vol. 41, No. 6, p. 673, 1999, PII S1359-6462 (99) 00108-6.

¹⁴R. C. Ruhl and M. Cohen, *Trans. AIME*, 245, 1969, p. 241.

¹⁵E.P. De Garmo, J.T. Black, R.A. Kohser, *Materiales y procesos de fabricación*, Vol. 1, segunda edición, Reverté S.A. ed., 1994, p. 402-405.

¹⁶C. Ferrer Giménez, V. Amigó Borrás, *Tecnología de materiales*, Universidad Politécnica de Valencia ed., 2003, p. 317-318.

¹⁷P. Molera Solá, *Conformación metálica*, Marcombo S.A. ed., Barcelona España, 1991, p. 80.

¹⁸A. Anigoli, *Introducción a la química industrial*, Andrés Bello Ahumada ed., Santiago de Chile, 1960, p. 585.

¹⁹A. E. Sturla, *Tratamientos térmicos de los aceros Teoría y práctica*, Tomo 1, Nueva Librería SRL ed., primera edición, 2002, p. 12-15.

²⁰D.R. Askeland, P. P. Phulé, Ciencia e ingeniería de los materiales, cuarta edición, Thomson ed., 2003, p. 160 y 336.

²¹A. E. Sturla, Tratamientos térmicos de los aceros Teoría y práctica, Tomo 1, Nueva Librería SRL ed., primera edición, 2002, p. 52-57.

²²Kalpajian, Schmid, Manufactura, Ingeniería y Tecnología, Prentice Hall ed., cuarta edición, 2002, p. 66.

²³J.W. Giachino, W. Weeks, Técnica y práctica de la soldadura, American Technical Society ed., quinta edición, 2007, p. 412.

²⁴D.R. Askeland, P. P. Phulé, Ciencia e ingeniería de los materiales, Thomson ed., cuarta edición, 2003, p. 240-243.

²⁵R.A. Higgins, Engineering Metallurgy, Edward Arnold, sixth edition, 1993, p.45.

²⁶ASM International, Harness Testing, second edition, 1999, p. 51.

²⁷N. Saunders, X. Li, A.P. Miodownik and J-Ph. Schillé, Materials Design Approaches and Experiences, eds. J.-C Zhao et al., (Warrendale, PA: TMS, 2001), 185.

²⁸J. S. Kirkaldy, B.A. Thomson, E.A. Baganis, Hardenability Concepts with Applications to Steel, eds. J.S. Kirkaldy and D.V. Doane, (Warrendale, PA: AIME, 1978), 82.

²⁹H.K.D.H. Bhadeshia, Met. Sci., 15 (1981), 175.

³⁰J. -L. Lee and H.K.D.H. Bhadeshia, China Steel Technical Report, No. 6 (1992), 19.

³¹J.S. Kirkaldy, B.A. Thomson, and E.A. Baganis, Hardenability Concepts with Applications to Steel, eds. J.S. Kirkaldy and D.V. Doane, (Warrendale, PA: AIME, 1978), 82.

³²J.S. Kirkaldy, Scand. J. Met., 20 (1991), 50.

³³E.J. Mittemeijer, L. Cheng., P.J. Van der Shaaf, C.M. Brakman and B.M. Korevaar, Metall. Trans., 19A (1988) 925-932.

³⁴E. Valencia Morales, N.J. G. Galeano Alvarez, J. Vega Leiva, L.M. Castellanos, C.E. Villar and R.J. Hernández, Acta Mater., 52 (2004) 1083-1088.

³⁵E.J. Mittemeijer, A. Van Gent and P.J. van der Sheaf, Metall. Trans. A, 17 (1986) 1441-1445.

³⁶J.W. Christian, The theory of transformation of metals and alloys, 2^a Ed., Pergamon Press, England, 1971, p.534.

³⁷W. Kohl, R. Scheffel, H. Heidsiek y K. Lücke, Acta Metall., 31 (1983) 1895-1908.

³⁸A. Bartels, Chr. Kemkes y K. Lücke, Acta Metall., 33 (1985) 1887-1895.

³⁹The Strain Aging characteristics of reinforcing steel with a range of vanadium contents. L.A. Erasmus and L.N. Pussegoda, Metallurgical Transactions Volume 11a, February 1980, 231-237

⁴⁰Handbook of Thermal Process Modeling of Steels, Edited by Cemil Hakan Gür and Jiansheng Pan, Tylor and Francis Group, 2009.

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 3.1 Composición química de aceros 1004 y 1006, usados en la presente investigación.....	54
Tabla 3.2 Condiciones requeridas para la simulación del proceso de calentamiento en horno de inducción el software ProCast.....	56
Tabla 4.1 Temperaturas obtenidas con cámara termo gráfica.....	69
Tabla 4.2 Parámetros Cinéticos de Aceros 1004 y 1006.....	92

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Diagrama de fases hierro-carburo de hierro, adaptado de Binary Alloy Phase Diagramas.....	16
Figura 2.2 Difusión en metales.....	21
Figura 2.3 Energía necesaria para la difusión intersticial y por vacancias.....	22
Figura 2.4 Difusión Estable.....	24
Figura 2.5 Concentración de difusión Vs. Distancia.....	25
Figura 2.6 Intersticios en los arreglos de átomo-metal del hierro.....	29
Figura 2.7 Representación esquemática de trefilado. Reducción del diámetro del perfil de sección redonda al pasar a través de una matriz.....	31
Figura 2.8 Probeta sometida un ensayo de tracción en una máquina universal de ensayos (Tinius Olsen).....	36
Figura 2.9 Identador de punta piramidal de base cuadrangular y resultado de su indentación.....	39
Figura 3.1 Esquema de trefilado de alambón.....	48
Figura 3.2 Esquema de horno de inducción y paila de galvanizado para alambre de aceros 1004 y 1006.....	49
Figura 3.3 Esquema de la preparación del alambre para la medición de temperatura utilizando un Termopar tipo “K”.....	51
Figura 3.4 Material para la calibración de cámara termográfica.....	52
Figura 3.5 Calibración de cámara termográfica.....	52

Figura 3.6 Dibujo de alambre realizado en PROCAST.....	55
Figura 3.7 Dibujo de alambre mallado en PROCAST.....	55
Figura 3.8 Cortadora Struers Discotom-2.....	58
Figura 3.9 Montadora Struers LaboPress-1.....	58
Figura 3.10 Pulidora Struers LaboPOI-1.....	59
Figura 3.11 Microscopio Óptico Nikon Ephot.....	60
Figura 3.12 SEM FEI Nova 200 NanoSEM.....	60
Figura 3.13 Microdurómetro Shimadzu.....	62
Figura 3.14 Porta muestras de acero inoxidable.....	62
Figura 3.15 Figura Esquemática de microindentaciones.....	63
Figura 4.1 Gráfica de experimento consistente en medición de temperatura en la zona de calentamiento del horno de inducción.....	66
Figura 4.2 Gráfica de experimento de medición de temperatura en zona de calentamiento, enfriamiento y proceso de galvanizado.....	67
Figura 4.3 Experimento realizado a 50 m/min.....	69
Figura 4.4 Experimento realizado a 45 m/min con una potencia de 106.97 kW.....	70
Figura 4.5 Solubilidad del Nitrógeno en el Hierro, cortesía R. Colas.....	71
Figura 4.6 Perfil de temperaturas vs. distancia dentro del horno de tratamiento térmico.....	73
Figura 4.7 Sección del alambre en calentamiento moviéndose a una velocidad de 50 m/min.....	74
Figura 4.8 Diagrama TTT de acero 1004, colada 171865.....	75

Figura 4.9 Diagrama CCT de acero 1004, colada 171865.....	76
Figura 4.10 Diagrama TTT de acero 1006.....	76
Figura 4.11 Diagrama CCT de acero 1006, colada 174247.....	77
Figura 4.12 Microestructura de acero 1004 después de trefilado.....	79
Figura 4.13 Microestructura de acero 1004 después de recocido.....	79
Figura 4.14 Microestructura de acero 1004 después de galvanizado.....	80
Figura 4.15 Morfología de perlita después del proceso de trefilado.....	81
Figura 4.16 Morfología de perlita después de tratamiento de recocido.....	81
Figura 4.17 Carburos esferoidales en la matriz ferrita (muestra después de galvanizado).....	82
Figura 4.18 Monitoreo de Resistencia a la Tensión en Acero 1004.....	83
Figura 4.19 Monitoreo de Resistencia a la Tensión en Acero 1006.....	84
Figura 4.20 Dureza de Acero 1004.....	85
Figura 4.21 Dureza de Acero 1006.....	86
Figura 4.22 Representación esquemática del Nitrógeno migrando del grano al límite de grano.....	87
Figura 4.23 Gráfica de α versus tiempo para acero 1004.....	89
Figura 4.24 Gráfica de α versus tiempo para acero 1006.....	89
Figura 4.25 Gráfica de $\ln(-\ln[(1-\alpha)])$ versus $\ln(t)$ para acero 1004.....	90
Figura 4.26 Gráfica de $\ln(-\ln[(1-\alpha)])$ versus $\ln(t)$ para acero 1006.....	91

ÍNDICE DE ECUACIONES

Ecuación 2.1 Flujo de Difusión.....	23
Ecuación 2.2 Gradiente de Concentración.....	23
Ecuación 2.3 Primera Ley de Fick.....	24
Ecuación 2.4 Segunda Ley de Fick.....	25
Ecuación 2.5 Ecuación Tipo Arrhenius.....	26
Ecuación 2.6 Esfuerzo Ingenieril.....	37
Ecuación 2.7 Deformación Ingenieril.....	37
Ecuación 2.8 Ley de Hooke.....	38
Ecuación 2.9 Dureza Vickers.....	40
Ecuación 2.10 Modelo de Kirkaldy.....	41
Ecuación 2.11 Coeficiente de difusión Efectiva.....	42
Ecuación 2.12 Modelo de Kirkaldy modificado.....	42
Ecuación 2.13 Fórmula General para el cálculo de la cantidad de transformación.....	43
Ecuación 2.14 Ecuación para el cálculo de la cantidad de transformación de ferrita.....	43
Ecuación 2.15 Ecuación para el cálculo de la cantidad de transformación de perlita.....	43

Ecuación 2.16 Ecuación para el cálculo de la cantidad de transformación de bainita.....	44
Ecuación 2.17 Ecuación de Avrami.....	46
Ecuación 2.18 Fracción de transformación para una reacción dada.....	88