

CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**ESTADO DEL ARTE DE LOS MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN DE
FASE EN CONDICIÓN DE ENFRIAMIENTO CONTINUO EN LA SOLDADURA
DE UN ACERO AHSS TRIP 780**

POR

EMMANUEL MARTÍNEZ ESQUIVEL.

MONOGRAFÍA

**EN OPCIÓN COMO ESPECIALISTA EN TECNOLOGÍA
DE LA SOLDADURA INDUSTRIAL.**

SALTILLO, COAHUILA

SEPTIEMBRE 2012

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

**Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado**

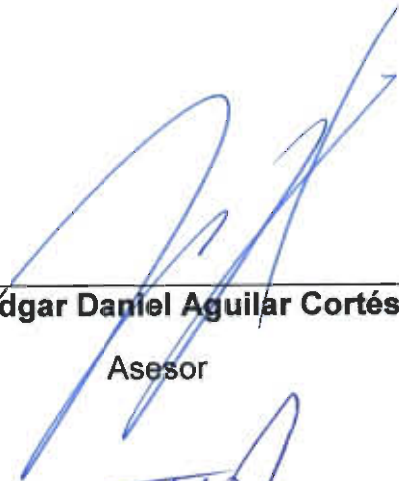
Los miembros del Comité Tutorial recomendamos que la Monografía **ESTADO DEL ARTE DE LOS MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN DE FASE EN CONDICIÓN DE ENFRIAMIENTO CONTINUO EN LA SOLDADURA DE UN ACERO AHSS TRIP 780**, realizada por el alumno (a) **EMMANUEL MARTÍNEZ ESQUIVEL**, con número de matrícula **11ES-117** sea aceptada para su defensa como Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial.

El Comité Tutorial



Dr. Hector Manuel Hernández García

Tutor Académico



MT. Edgar Daniel Aguilar Cortés

Asesor



Vo.Bo.

Dr. Felipe Arturo Reyes Valdés

Coordinador de Posgrado

Corporación Mexicana de Investigación en Materiales

**Gerencia de Desarrollo Humano
División de Estudios de Posgrado**

Los abajo firmantes, miembros del Jurado del Examen de especialización del alumno **EMMANUEL MARTÍNEZ ESQUIVEL** una vez leída y revisada la Monografía titulada **ESTADO DEL ARTE DE LOS MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN DE FASE EN CONDICIÓN DE ENFRIAMIENTO CONTINUO EN LA SOLDADURA DE UN ACERO AHSS TRIP 780**, aceptamos que la referida monografía revisada y corregida, sea presentada por el alumno para aspirar al grado de Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial durante la defensa de la monografía correspondiente.

Y para que así conste firmamos la presente a los 27 días del mes de septiembre del 2012.



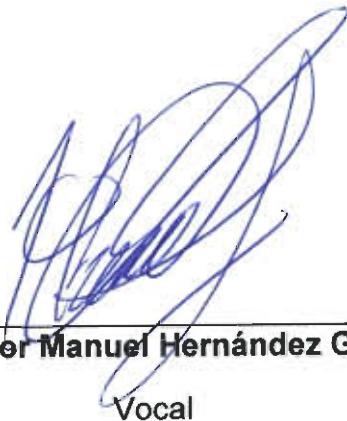
Dr. Gregorio Salazar Herrera

Presidente



Dr. Felipe de Jesús García Vázquez

Secretario



Dr. Héctor Manuel Hernández García

Vocal

AGRADECIMIENTOS

A mis padres, por el apoyo, amor y comprensión incondicional en todos los aspectos de mi vida

A mi tutor, asesor y maestros, por compartir sus conocimientos y apoyarme en mi desarrollo personal y profesional

A COMIMSA, por facilitarme sus instalaciones, personal y apoyos económicos para la realización de esta monografía

A CONACYT, por el apoyo económico para mi desarrollo profesional

ÍNDICE

SÍNTESIS.

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

1.1	Antecedentes.	9
1.2	Objetivos.	10
1.2.1	Objetivo general	10
1.2.2	Objetivo específico	10
1.3	Justificación.	10
1.4	Planteamiento del problema	11
1.5	Aportación tecnológica	12
1.6	Alcances.	12

CAPÍTULO 2 ESTADO DEL ARTE.

2.1	Caracterización del acero TRIP.	13
2.1.1	Composición química del acero y propiedades mecánicas.	14
2.2	Microestructuras resultantes de la soldadura.	15
2.3	Identificación de las variables que determinan la microestructura.	17
2.4	Ciclo térmico en la soldadura.	21
2.5	Ecuaciones que sustentan los fenómenos de cambio.	24
2.5.1	Tiempo de incubación de la transformación	26
2.5.2	Importancia del carbono en la austenita residual.	28
2.5.3	Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura	30
2.5.4	Efecto del contenido de silicio sobre la transformación	31

2.5.5	Efecto del tamaño inicial austenítico	32
2.6	Estudios experimentales	34
2.6.1	Transformación de microestructuras y dureza	36
CAPÍTULO 3	DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA	
	BIBLIOGRAFÍA.	42
	LISTA DE FIGURAS	44
	LISTA DE TABLAS.	46
	RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	47

SÍNTESIS

Es fundamental conocer los factores micro y macroestructurales de estos aceros. Con la introducción de los aceros avanzados de alta resistencia en componentes estructurales, donde se requieren propiedades especialmente apropiadas que aseguren el buen desempeño de las partes o elementos de máquinas. Particularmente, la respuesta que manifiestan a la unión metálica por soldadura, la cual es el resultado de los rangos de velocidad de enfriamiento en el proceso de la soldadura.

En esta investigación bibliográfica se pone de manifiesto la relación que existe entre los ciclos térmicos y las velocidades de éstos sobre las fases metálicas que resultan por dichos fenómenos y, por ende la razón de sus propiedades mecánicas. Además, se destacan recomendaciones técnicas y de proceso para obtener los resultados más adecuados. Se debe asimismo mencionar, que este trabajo aborda el tema desde un aporte tecnológico y científico.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

En la bibliografía de los últimos tres años, sobre el tema de mejora de la zona soldada en aceros de plasticidad inducida por transformación (por sus siglas en inglés TRIP), donde se refleja una gran variedad de técnicas y métodos de todo tipo para mejorar las ventajas de aplicación que proveen estos nuevos aceros, surge la necesidad de generar nuevo conocimiento sobre su conformabilidad y soldabilidad, con el fin de alcanzar mejores propiedades mecánicas.

En ésta bibliografía se aborda el tema, desde una perspectiva tecnológica, de perfeccionar las propiedades mecánicas y además, la posibilidad de hacer lo mismo con las propiedades químicas y físicas de la soldadura. Esto último podría ser mediante la alteración de la morfología de la estructura resultante mediante un cambio en la velocidad de enfriamiento continuo en el proceso. La vía de estudio y análisis que posee mayor influencia en los cambios de este fenómeno, es el efecto combinado del cambio de fases y ciclo térmico.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Compendiar información sobre los mecanismos que dan origen a la transformación de fase, en la etapa de enfriamiento del proceso de soldadura, mediante el uso del diagrama de enfriamiento continuo (CCT) en un acero AHSS TRIP 780 C-Si-Mn. Además, conocer el efecto de la microestructura resultante en función de la velocidad de enfriamiento.

1.2.2 Objetivos específicos

1. Analizar la relación entre el ciclo térmico y las transformaciones de fase del acero 780 durante el proceso de soldadura.
2. Destacar los fenómenos más significativos de mayor influencia en las transformaciones de fase.
3. Disponer de la información derivada de la práctica para comprender el rol de las variables del proceso.

1.3 Justificación

Una transformación de fase que sea pertinente al uso adecuado de los productos unidos por soldadura, la cual ofrezca propiedades mecánicas adecuadas, hace que el fenómeno de transformación de fase se estudie bajo los criterios de los ciclos térmicos del proceso. La relación entre ambos (fases resultantes y ciclos térmicos) defina la posibilidad de motivar una estructura de morfología apropiada.

1.4 Planteamiento del problema

La mayoría de los aceros AHSS tiene una buena conformabilidad y se pueden soldar de manera eficaz mediante el proceso de soldadura de arco con gas inerte de protección (GMAW por sus siglas en inglés). Sin embargo, en algunos casos hace falta poner atención al cambio que ocurre a las propiedades mecánicas, físicas y químicas del material, las cuales pueden perderse durante el proceso de unión.

Por ejemplo, la dificultad más importante que resulta por la manufactura de los aceros TRIP, proviene del hecho que estos materiales están constituidos por cristales no-isotrópicos los cuales pueden agruparse en formas particulares durante la solidificación, para dar origen a un sólido que microscópicamente es anisotrópico y en consecuencia no homogéneo.

Por ello, es sumamente importante comprender el fenómeno de transformación de fase que ocurre durante la práctica de soldadura para prever los defectos en el material, ya que las correcciones de tales defectos practicante es imposible.

Los defectos más frecuentes de la etapa de fusión y solidificación son:

- Zona afectada por el calor (ZAC)
- Micro-grietas
- Segregación de elementos de aleación
- Precipitación de carburos durante la transformación bainítica

La estructura granular en la soldadura ocurre de acuerdo con una forma geométrica muy particular propia del mismo proceso, puede tomar diferentes aspectos según sean las condiciones de enfriamiento. Así pues, el conocimiento inherente del cambio de fase durante la unión, abre la posibilidad de modificar dicho fenómeno mediante la alteración de los parámetros, dando así un producto de mayor confiabilidad y amplitud de aplicación.

1.5 Aportación tecnológica

1. La comprensión de las transformaciones de fase para ofrecer posibilidades técnicas del proceso y obtener mejoras materiales soldados con una amplitud mayor de aplicación.
2. La aportación de un estudio bibliográfico con información actual y apropiada para eficientar el proceso de soldadura bajo los criterios del primer impacto.

1.6 Alcances

La siguiente monografía contiene una descripción de los efectos en la microestructura y propiedades mecánicas que resultan de la unión post soldadura de los aceros avanzados de alta resistencia para este caso mediante el proceso de soldadura por arco eléctrico GMAW.

Los aceros avanzados de alta resistencia, son materiales que son aplicados en la industria automotriz en zonas críticas de colisión por su mayor resistencia, ya que son necesarios espesores menores y contribuyen a un mayor rendimiento de combustible.

El alcance abarca también, el estudio del efecto combinado del ciclo térmico de la soldadura y las transformaciones de fase en los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP 780) mediante un análisis con DTA (Análisis térmico diferencial).

CAPÍTULO 2

ESTADO DEL ARTE

2.1 Caracterización del acero AHSS TRIP

La microestructura de los aceros TRIP, generalmente consiste en austenita residual con un volumen de hasta el 5% inmersa en una matriz de ferrita. Aunque también están presentes las fases bainita y martensita en cantidades variables^[6].

Estos aceros requieren de temperaturas isotérmicas e intermedias para su fabricación, por tal motivo se producen algunos porcentajes de bainita. Por otra parte, el alto contenido de silicio (que algunas veces es sustituido por Al o la combinación de ambos) y carbono en estos aceros dan como resultado un volumen significativo de austenita retenida dentro de las microestructuras finas.^[6]

La deformación plástica inducida por medios mecánicos juega un papel importante para la dispersión de las segundas fases duras en la ferrita suave,

causando así un endurecimiento por deformación. Sin embargo, para estos aceros la austenita residual se transforma progresivamente a martensita aumentando el endurecimiento por deformación obteniendo mayores magnitudes de resistencia.^[6]

2.1.1 Composición química del acero TRIP 780 y propiedades mecánicas

Comúnmente en la composición química de los aceros TRIP se contiene una mayor cantidad de carbono, manganeso, silicio y aluminio con el fin de promover una microestructura multifase. El Si y el Al son añadidos para incrementar el endurecimiento por solución sólida y también para prevenir la precipitación de carburos durante la transformación bainítica.

Tabla 2.1 Composición química de un acero TRIP 780 (% e.p.).

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Ti	Cu
0.1	1.98	2.35	0.002	0.002	0.04	0.06	0.03	0.01	0.012

Tabla 2.2 Pruebas mecánicas del material base ASTM E8 acero TRIP 780.

Espesor (mm)	Ancho (mm)	Longitud inicial	Área (mm ²)	Carga max (kgf)	Carga fluencia (kgf)	Esfuerzo max tensión (MPa)	Esfuerzo fluencia (MPa)	Alargamiento (%)
		Logitud final						
2.79	12.51	50.8	34.9	3040	2320	854	652	20
		61.11						

2.2 Microestructuras resultantes post soldadura

La microestructura juega un papel muy importante en este tipo de aceros, ya que cuenta con diferentes fases, destacando como estructura principal la fase ferrítica con cantidades variables de bainita y austenita retenida como se muestra en la figura 2.1.

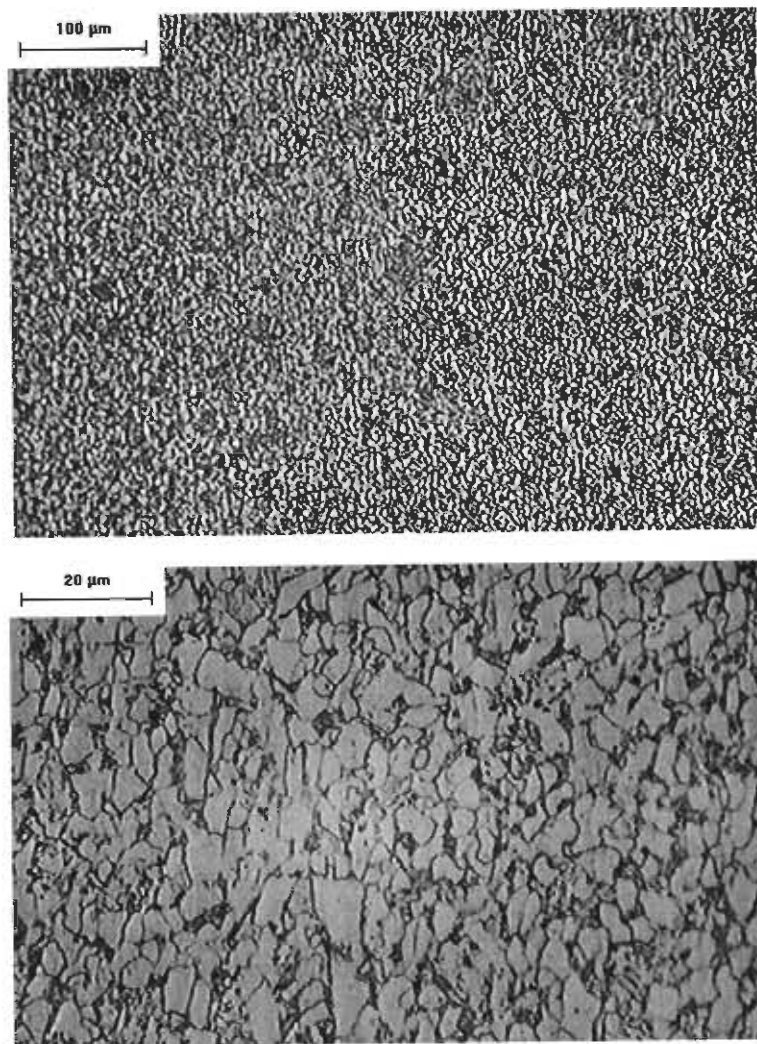


Figura 2.1 Microestructura de acero TRIP 780 ferrita, bainita y austenita retenida

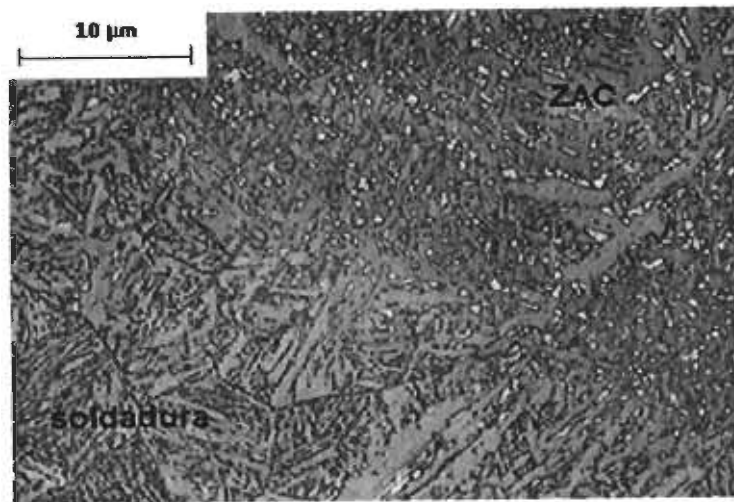


Figura 2.2 Microestructura donde se observa la interfase de un área soldada y zona afectada por el calor (500x)

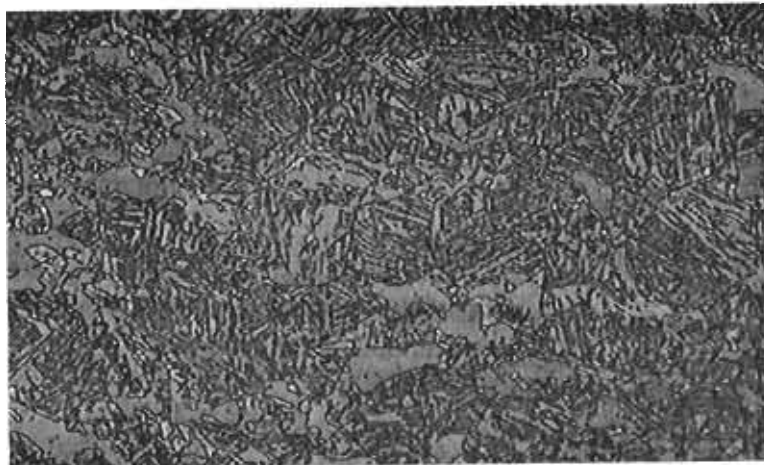


Figura 2.3 Microestructura de la zona afectada por el calor (500x)

Por otro lado, la soldabilidad de estos materiales es un aspecto clave en cuanto a sus aplicaciones, por lo que a evaluación de la evolución microestructural y de las propiedades de la unión soldada, es un tópico de gran interés, especialmente en el proceso GMAW, de gran aplicación en la industria automotriz. En este sentido, el ciclo térmico introducido por la soldadura, modifica la estructura ferrítico-bainítica original, generando variaciones de las propiedades (ZAC)^[7]

2.3 Identificación de las variables que determinan las microestructuras

Para un acero eutectoide, la curva Jominy y las curvas de enfriamiento continuo (por sus siglas en inglés CCT) están estrechamente relacionadas como se muestra en la figura 2.4. En esta figura las curvas CCT se han derivado de las curvas de transformación isotérmica (IT) mediante un método que se describe más adelante. Esta relación ofrece más de una pista sobre cómo proceder para desarrollar una predicción de las propiedades mecánicas de una pieza, de forma arbitraria, y un medio de temple, en base a la teoría fundamental de la transformación isotérmica.

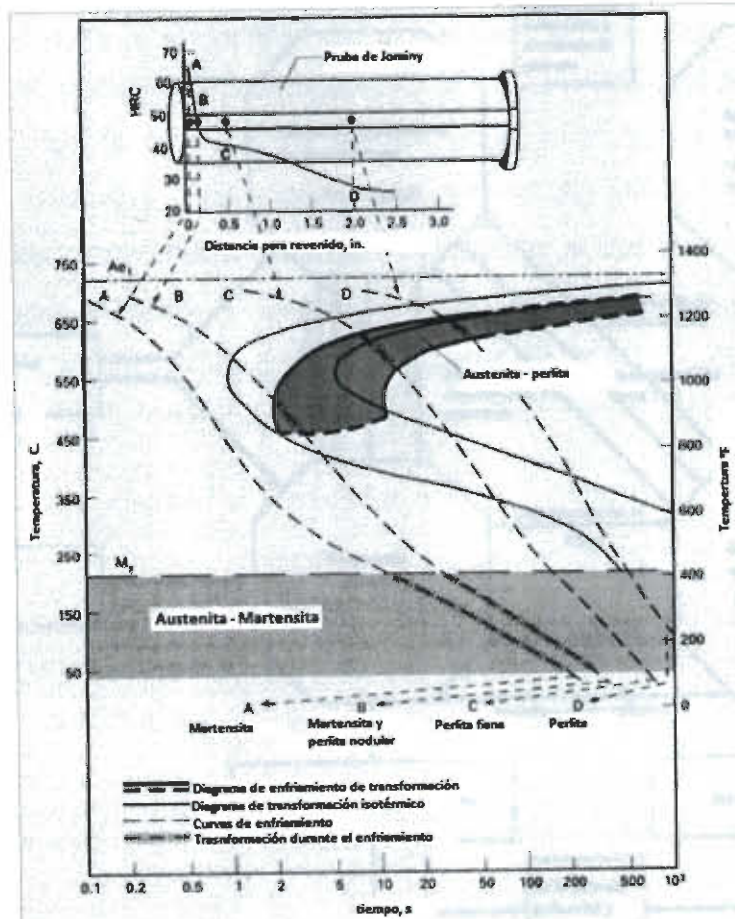


Figura 2.4 Relación entre los diagramas CCT (líneas gruesas) e IT (líneas claras) de un acero eutectoide. Se sobreponen en un diagrama de enfriamiento CCT cuatro velocidades de enfriamiento desde diferentes posiciones en una curva Jominy de una muestra de acero hasta el enfriamiento final ^[10]

La figura 2.5 presenta una descripción esquemática de un programa semi-empírico de elemento finito, el cual pretende predecir el curso completo de una transformación de enfriamiento continuo, incluyendo el desarrollo de los esfuerzos residuales y la dilatación. Esto pone de manifiesto la compleja interacción que existe entre los procesos termomecánicos, los multicomponentes termodinámicos y la cinética de la transformación las cuales relacionan los esfuerzos a temperatura ambiente y la geometría de distribución de la dureza, el tratamiento térmico y la química.

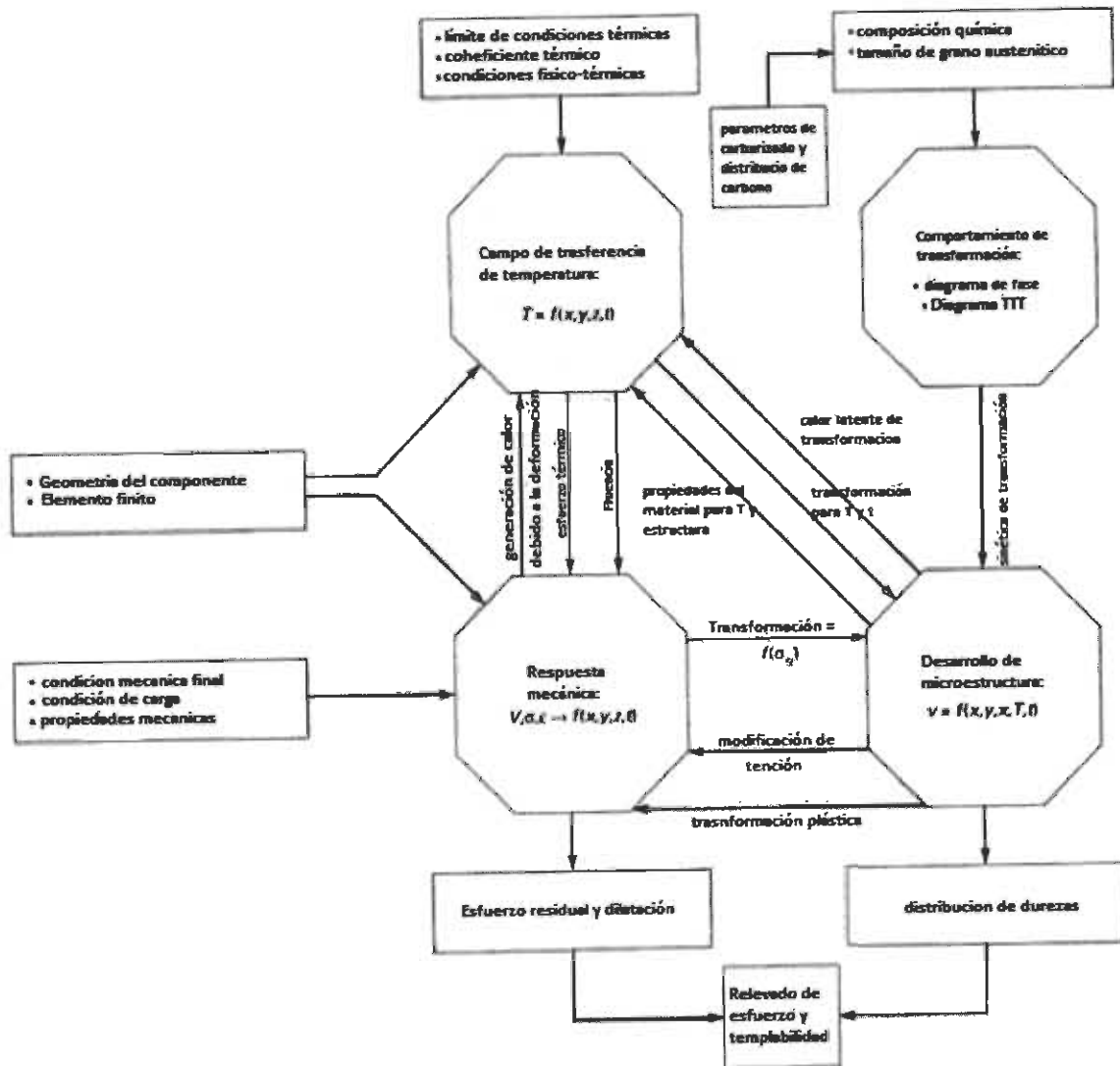


Figura 2.5 Vista general del sistema de un programa para predecir el comportamiento termo-mecánico de aceros de baja aleación ^[10]

La clave en este tipo de desarrollos es que una predicción IT, empíricamente calibrada contra un conjunto de datos metalográficos, define un factor de integración sobre el tiempo y la temperatura, a través del cual se puede calcular directamente las curvas CCT. Se puede obtener, además, información equivalente de un enorme conjunto empírico de diagramas CCT debidamente interpolados y ajustados para una variedad de geometrías e historias de enfriamiento. La forma de las curvas CCT depende de la forma detallada de las curvas de enfriamiento para la pieza que está en consideración y por lo tanto de la naturaleza del temple.

La única diferencia entre un diagrama TI (figura 2.6) y un diagrama CCT, es que este último es único para una composición en particular y un tamaño de grano si es que la velocidad de enfriamiento a cada profundidad de la muestra fue constante. Esta es la manera de aproximación más simple para aplicar un diagrama CCT universal, evaluando una velocidad de enfriamiento constante a una pieza en particular mediante superposición de las curvas de enfriamiento o mediante una aproximación exponencial en el diagrama. La ley de Newton de enfriamiento, la cual se aplica a muchos fluidos de temple o en situaciones de enfriamiento por aire, exhibe un enfriamiento desacelerado o de forma exponencial.

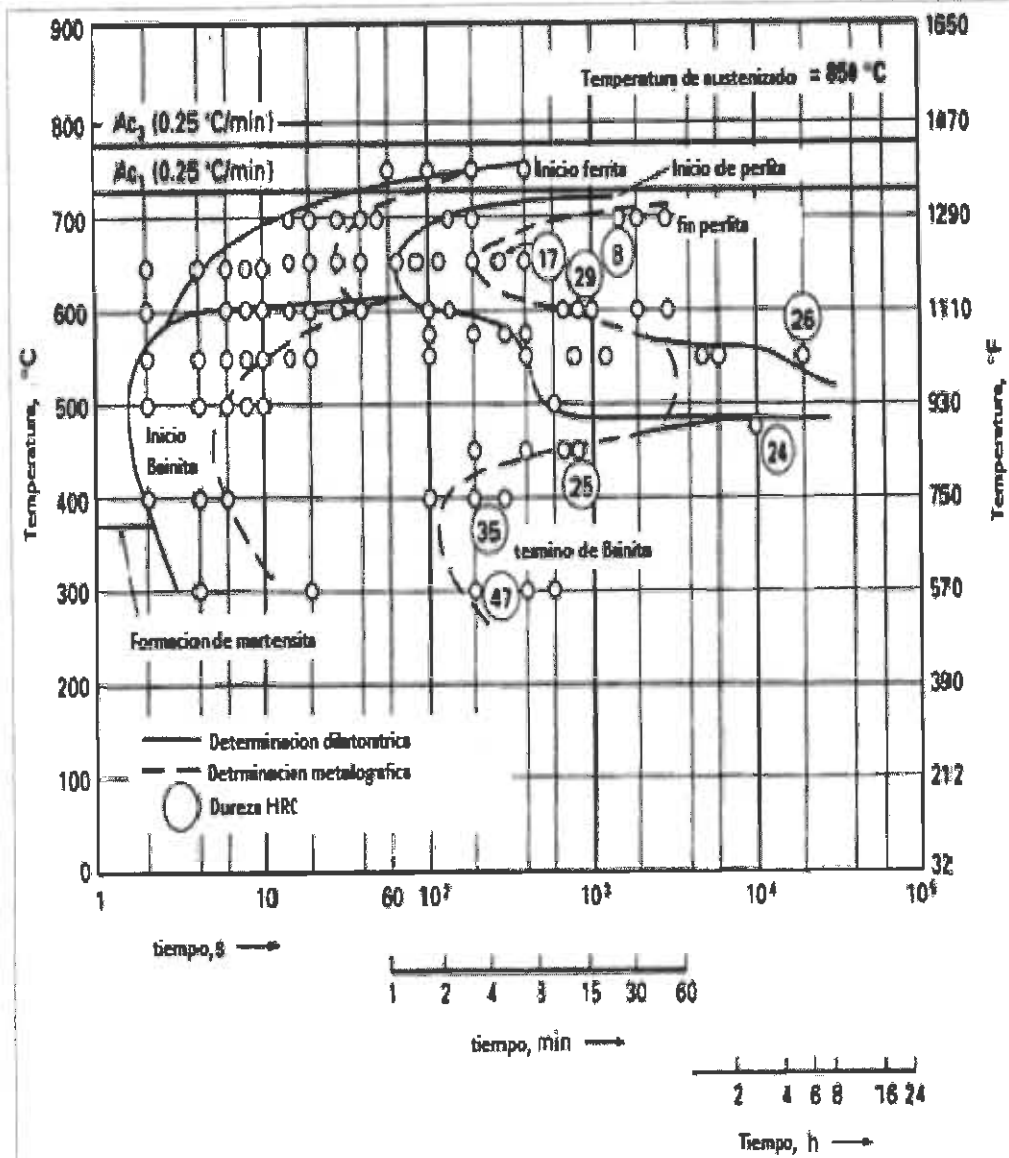


Figura 2.6 Comparación de un diagrama IT para un acero con designación German 42CrMo 4 (0.38% C, 0.99% Cr y 0.16% Mo) determinado por dilatometría (líneas continuas) y metalografía (líneas discontinuas) ^[10]

2.4 Ciclo térmico en la soldadura

En casi todas las técnicas de soldadura, existe una fuente de calor (ya sea por fricción o por suministro de una fuente). Este calor afecta significativamente los fenómenos metalúrgicos de los materiales que son sometidos a una condición de temperaturas elevadas en tiempos relativamente cortos. De esto se desprende la idea de estudiar dicho fenómeno en cada una de sus etapas con el fin de aclarar la influencia que tiene sobre otros fenómenos tales como la solidificación, la generación de esfuerzos térmicos, etc. Así pues, se conoce como ciclo térmico a la variación de la temperatura en función del tiempo. Este ciclo térmico es útil para interpretar los fenómenos que surgen durante la operación de soldadura en un punto determinado

La mayoría de los procesos de soldadura causan esfuerzos en la pieza de trabajo por someterse a un ciclo térmico. Para los procesos de soldadura por fusión, el ciclo térmico inicia a partir de la temperatura ambiente, hasta por encima de la temperatura de solidificación. La complejidad del ciclo, en términos de las temperaturas alcanzadas y los tiempos requeridos para llegar a ellos y aun más permanecer un tiempo determinado en ese estado, define totalmente los efectos que este ciclo tiene sobre la estructura. Por ello es necesario comprender por completo el ciclo térmico de soldadura, porque de ello depende fuertemente la relación microestructura-propiedades.

Debido a la fuente de calor en movimiento, se pueden determinar los ciclos térmicos o curvas temperatura-tiempo para tres puntos con una distribución cada vez más lejos de la línea central del camino de la fuente de calor a lo largo de una línea perpendicular o transversal a la trayectoria de la soldadura ^[2].

1. Las curvas temperatura-tiempo figura 2.7 son situadas una debajo de otra, conforme aumenta la distancia respecto a la línea central de la soldadura. Las temperaturas máximas (T_m) decrecen bruscamente al aumentar la distancia con respecto a la fuente de calor, en función del gradiente de temperatura especialmente de la densidad y distribución de energía, la entrada neta de

calor y del procedimiento en sí. Cada curva muestra que la temperatura vuelve, asintóticamente, al valor de la temperatura ambiente.

2. La temperatura máxima alcanzada (T_{mA} , T_{mB} , T_{mC}) disminuye con respecto a la distancia a la línea de soldadura y sucede con el incremento de los tiempos (t_{mA} , t_{mB} , t_{mC}). Esto permite que la Temperatura pico, T_p , pueda graficarse como una función del tiempo. Esta temperatura máxima separa la fase de calentamiento, del ciclo térmico de soldadura, de la fase de enfriamiento, y expresa el hecho de que los puntos más cercanos a la soldadura, mientras están ya en fase de enfriamiento, los puntos más alejados aún se mantienen en fase de calentamiento.

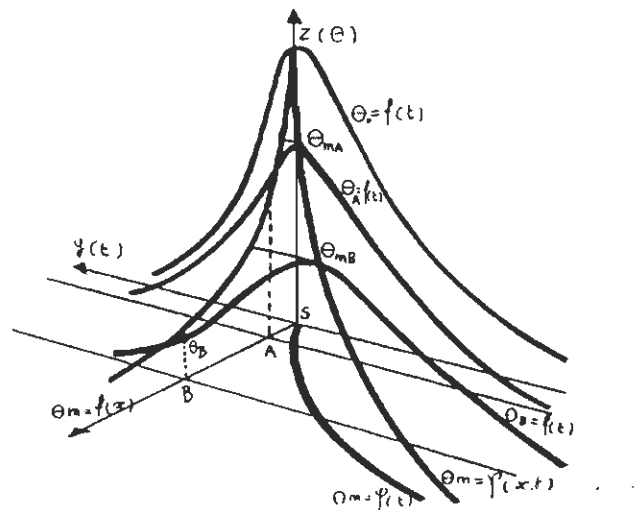


Figura 2.7 Curvas Temperatura-Tiempo para tres puntos localizados perpendicularmente a la línea de trayectoria de una soldadura al momento que va pasando la fuente de calor^[2]

3. Tomando en cuenta la disposición de las curvas del historial térmico, la velocidad de enfriamiento disminuye con respecto a la distancia de la línea del cordón de soldadura pero, la porción de enfriamiento de las curvas produce rápidamente un agrupamiento muy estrecho conforme avanza la velocidad de enfriamiento, por lo que, la temperatura se reduce a un cierto

punto y las velocidades de enfriamiento son un tanto similares. Esto se puede mostrar por la comparación de los tiempos t_{RA} y t_{RC} para los puntos A y C.

4. Tomando en cuenta la disposición de las curvas del historial térmico, la velocidad de enfriamiento disminuye con respecto a la distancia de la línea del cordón de soldadura pero, la porción de enfriamiento de las curvas produce rápidamente un agrupamiento muy estrecho conforme avanza la velocidad de enfriamiento, por lo que, la temperatura se reduce a un cierto punto y las velocidades de enfriamiento son un tanto similares. Esto se puede mostrar por la comparación de los tiempos t_{RA} y t_{RC} para los puntos A y C. La distribución de espacios entre ciclos térmicos de la soldadura ha sido descrita por Portevin y Seferian (1935) ^[3] como un "calor sólido", como se muestra en la figura 2.8, S_x es la distancia desde el camino que recorre la fuente de calor, conocida como *cordón de soldadura*, S_y es una distancia a lo largo de la línea de soldadura, y S_z es la temperatura. A causa del estado cuasi-estacionario, el calor sólido se mantiene sin cambios a través del origen en el punto 0 (el plano xoy) y las intersecciones se proyectan en el plano xoy , y se obtienen como curvas de nivel de temperatura igual. El movimiento de estas curvas produce isotermas paralelas a la soldadura misma, como se muestra en la figura 2.8 La utilidad del calor sólido es que la temperatura, el tiempo y la distancia se pueden observar en conjunto para ayudar a entender lo que sucede en el material que rodea a una soldadura cuando ésta pasa.

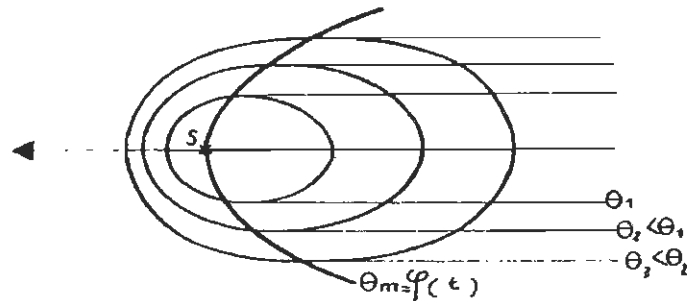


Figura 2.8 Formación de isotermas en el plano $x-y$ por proyección de curvas con igual temperatura instantánea para un calor sólido y el movimiento de este calor sólido [2].

Cuando una soldadura se aplica sin movimiento de la fuente de calor, no hay un estado cuasi-estacionario debido a que la soldadura es producida por una entrada localizada de energía que es lo suficientemente intensa y no es compensada por el fenómeno de la conducción de calor en la masa de la pieza de trabajo. Sin embargo, los fenómenos metalúrgicos se pueden interpretar mediante la consideración de los ciclos temperatura-tiempo como $T = f(t)$ y la distribución de la estructura final por medio de $T_m = f(x)$ o $T_m = f(r)$ en coordenadas polares [2].

2.5 Ecuaciones que sustentan los fenómenos de cambio

La difusión del carbono es el único mecanismo que sustenta y controla la transformación de fase en los aceros TRIP y describe además el cambio de la fracción de volumen de la ferrita y la bainita durante el enfriamiento continuo en un proceso como el de la soldadura. La transformación de fase, se ve altamente influenciada también por el tamaño de grano austenítico y algunos elementos de aleación como el Si y el Mn. Por ejemplo, se sabe que el Si retarda la transformación perlítica, acelera la transformación de ferrita poligonal, refina el tamaño de grano austenítico y aumenta la razón de transformación de la ferrita [4].

Para promover una transformación inducida por una deformación plástica en un acero TRIP, se requiere aplicar un proceso de enfriamiento como el que se ilustra en la figura 2.9

- Primeramente se lleva al acero TRIP a una temperatura de austenita estable,
- Consecutivamente se aplica una deformación plástica (ej. laminación en caliente)
- Posteriormente un enfriamiento primario intermedio al agua
- A continuación se enfría el acero al aire
- Y en seguida se aplica un enfriamiento secundario al agua
- Por último se culmina con un proceso isotérmico

Los pasos anteriores, conducen a la elaboración de una microestructura muy sofisticada entre cada etapa de enfriamiento en combinación con la deformación plástica. Estos pasos son clásicos de un tratamiento termomecánico a alta temperatura.

En la figura 2.9, T_{nr} es la temperatura de austenita estable o de no recristalización, A_{r3} , A_{r1} , B_{rs} y M_s son las temperaturas de inicio de la transformación de la ferrita, perlita, bainita y martensita, respectivamente.

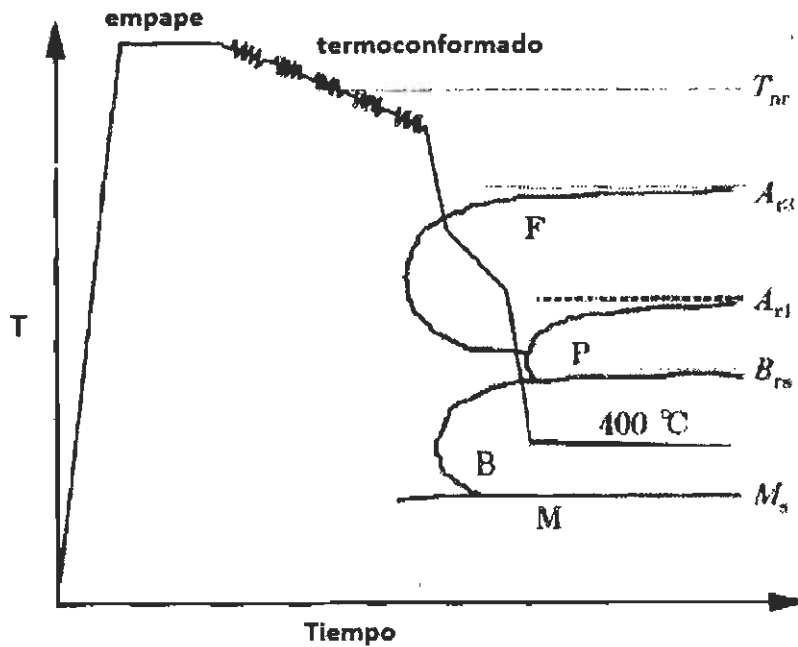


Figura 2.9 Procedimiento esquemático en un diagrama de enfriamiento de un acero TRIP laminado en caliente ^[4]

Para establecer las ecuaciones que sustentan el fenómeno de cambio de fase en los aceros TRIP en el proceso de soldadura mediante el uso de los diagramas de enfriamiento continuo CCT, es necesario considerar el proceso desde un punto de vista que considere el análisis termodinámico y cinético de la variación de las temperaturas de transformación de fase durante el efecto de un enfriamiento continuo.

2.5.1 Tiempo de incubación de la transformación

El tiempo de incubación de una transformación (τ), se define como el tiempo necesario en el que un embrión de la nueva fase llega a alcanzar un volumen crítico más un átomo, para pasar a un estado de crecimiento estable si es que las condiciones termodinámicas y cinéticas del sistema no cambian.

Es bien sabido que el tiempo de incubación de la transformación de la ferrita y bainita está dada por la ecuación de Capdevila C ^[12].

$$\tau_{F(B)} = \frac{12kT a^4 \sigma_{\alpha\gamma}^6}{D_C^Y x_C^Y V_\alpha^2 \Delta G_V^2}$$

2.1

Donde:

D_C^Y = difusividad del carbono en la austenita

x_C^Y = contenido de carbono inicial en la austenita

V_α = volumen promedio por átomo de carbono en los núcleos de ferrita

ΔG_V = cambio de energía libre de volumen asociado con la nucleación

k = constante de Boltzmann

T = temperatura absoluta

a = parámetro de red promedio de la ferrita y la austenita

$\sigma_{\alpha\gamma}^6$ = energía interfacial entre ambas fases

En la ecuación 2.1, los términos que conforman el numerador del cociente se oponen a la transformación de fase, mientras que en contraste, los términos del denominador motivan la cinética de transformación.

El tiempo de incubación para la transformación perlítica se expresa:

$$\tau_P = 32.5 \frac{\exp\left(\frac{Q_P}{RT}\right)}{(\Delta T)^{m_P}}$$

2.2

Donde:

ΔT = es el gradiente de temperatura definido por $A_{el} - T$

A_{el} = temperatura de inicio de la transformación perlítica

Y los valores de Q_P y m_P se definen como:

$$Q_{1P} = 112 - 12Xw_1([C])^1 + 5.5w_1([Mn]) + 12w_1[Si] \quad (kJ \cdot [mol])^{-1}(-1)$$

2.3

$$m_p = 3.88 - 0.24w_{[Si]} + 2.96e^{-\frac{v}{1.27}}$$

Donde $w_{[C]}$ es la concentración de carbono en fracción masa en la austenita residual; $w_{[Si]}$ es la fracción masa de silicio y v es la velocidad de enfriamiento.

2.5.2 Importancia del carbono en la austenita residual

Debido a que la concentración de carbono en la austenita es una variable de suma importancia para definir las condiciones de transformación de fases durante el proceso de enfriamiento continuo, es necesario definir su contenido en la austenita residual mediante la siguiente ecuación:

$$x_C^Y = \left[1 + \frac{f_Y}{\frac{x_C^Y}{1-x_C^Y} - \frac{X_F x_C^F}{1-x_C^F} - \frac{X_P x_C^P}{1-x_C^P} - \frac{X_B x_C^B}{1-x_C^B}} \right]^{-1}$$

2.4

Donde x_C^F , x_C^P , y x_C^B representan el contenido de la fracción mol de carbono en la ferrita, perlita y bainita respectivamente; f_Y representa la fracción volumen de la austenita retenida (no transformada); y X_F , X_P y X_B son las fracciones volumen de la ferrita, perlita y bainita transformadas respectivamente, las cuales pueden ser calculadas mediante la ecuación de Avrami del tamaño de grano modificado. La concentración del carbono x_C^F , x_C^P y x_C^B son valores supuestos del orden de 0.001, 0.0289 y $5.0 \times 10^{-3} + 0.03 \exp(-T/264)$ en fracción mol, respectivamente.

La Ecuación de Avrami es la ecuación más utilizada para describir las cinéticas de cristalización de los materiales en condiciones isotérmicas:

$$X = 1 - \exp \left[-k(T) \left[\frac{t^n}{d_\gamma^m} \right] \right] \quad 2.5$$

En la ecuación de Avrami (2.5), x es el grado de cristalinidad en el instante t , K es la constante de velocidad para la cristalización, que depende de parámetros de nucleación y velocidad de crecimiento, d_γ es el efecto del tamaño de grano austenítico y n es el llamado exponente de Avrami relacionado con el tipo de nucleación y geometría de crecimiento del cristal. Desde un punto de vista práctico, esta ecuación se linealiza en la forma:

$$\ln b = \ln k(T) - m \ln(d) \quad 2.6$$

La ecuación de Avrami no permite, por si sola, obtener información microscópica del proceso de cristalización.

Por definición $b = k(T)/d^m$ y aplicando las leyes de los logaritmos, $\ln b = \ln k(T) - m \ln(d)$, donde b y n son los parámetros adecuados, cuyos valores pueden obtenerse experimentalmente o mediante programas de computo. Estos valores se muestran en la tabla 2.3

Tabla 2.3 Valores de los coeficientes b y n para diferentes transformaciones de fase de un acero TRIP [4]

Transformación de fase	$\ln b$	n
$\gamma \rightarrow F$	$-3.6 - 1.15 \ln d_\gamma - 12.5 x_c^\gamma + 0.033 \ln(A_{c2} - T) + 6.3 \times 10^{-4} T$	$1.03 + 0.15 w_{[P]}$
$\gamma \rightarrow P$	$-4.6 - 1.7 \ln d_\gamma + 0.044 \ln(A_{c1} - T) + 5.4 x_c^\gamma - 0.3 w_{[P]} + 6.0 \times 10^{-4} T$	$1.4 + 0.4 w_{[Mn]} - 0.3 w_{[P]}$
$\gamma \rightarrow B$	$-7.4 - 1.3 \ln d_\gamma + 0.045 \ln(B_s - T) + 3.5 x_c^\gamma + 3.6 \times 10^{-3} T$	$1.4 - 0.2 w_{[P]}$

2.5.3 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura

La literatura muestra ^[13] que el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la evolución de la microestructura de un acero TRIP con bajos contenidos de C y poco más que la unidad de Si y Mn, aunados a la influencia del tamaño de grano austenítico, resultan en un cambio en la microestructura del acero de ferrita + perlita a bainita + martensita para un incremento en la velocidad de enfriamiento de $1.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ a $30\text{ }^\circ\text{C/s}$ como se muestra en la figura 2.10

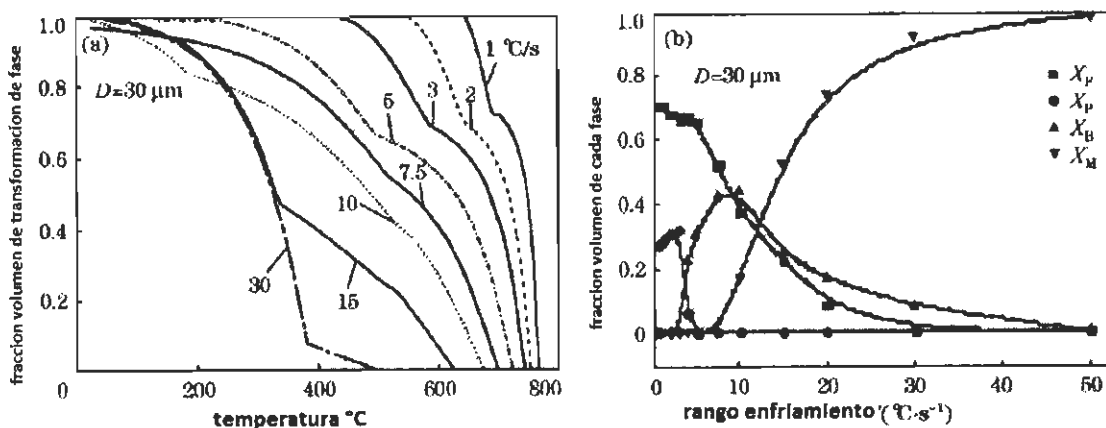


Figura 2.10 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la fracción volumen de fase transformada ^[4]

La figura 2.11 muestra el cambio en el contenido de carbón en la austenita no transformada como una función de la velocidad de enfriamiento. En esta figura se puede observar que una velocidad de enfriamiento mayor reduce el contenido de carbón en la austenita retenida.

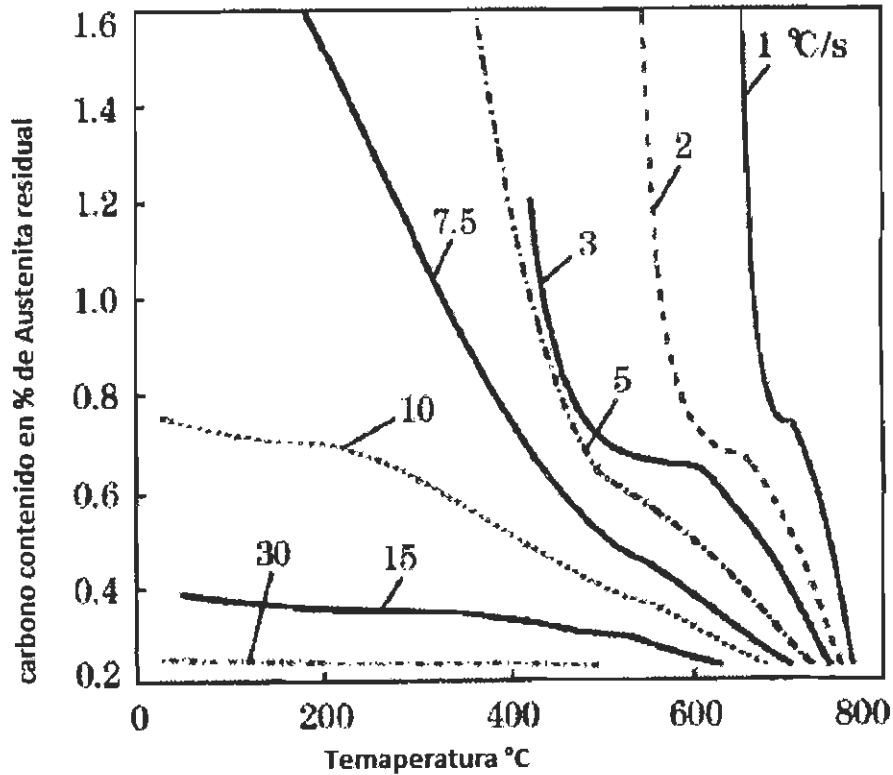


Figura 2.11 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el contenido de carbón (% en masa) en la austenita residual^[4]

2.5.4 Efecto del contenido de silicio sobre la transformación

La figura 2.12 muestra los cambios sobre la microestructura como una función del contenido de *Si* durante un proceso de enfriamiento continuo. La transformación a perlita a partir de la austenita es retardada por causa del aumento en el contenido de *Si*. En contraste, un aumento en el contenido de *Si* acelera la transformación ferrítica y retarda la transformación bainítica.

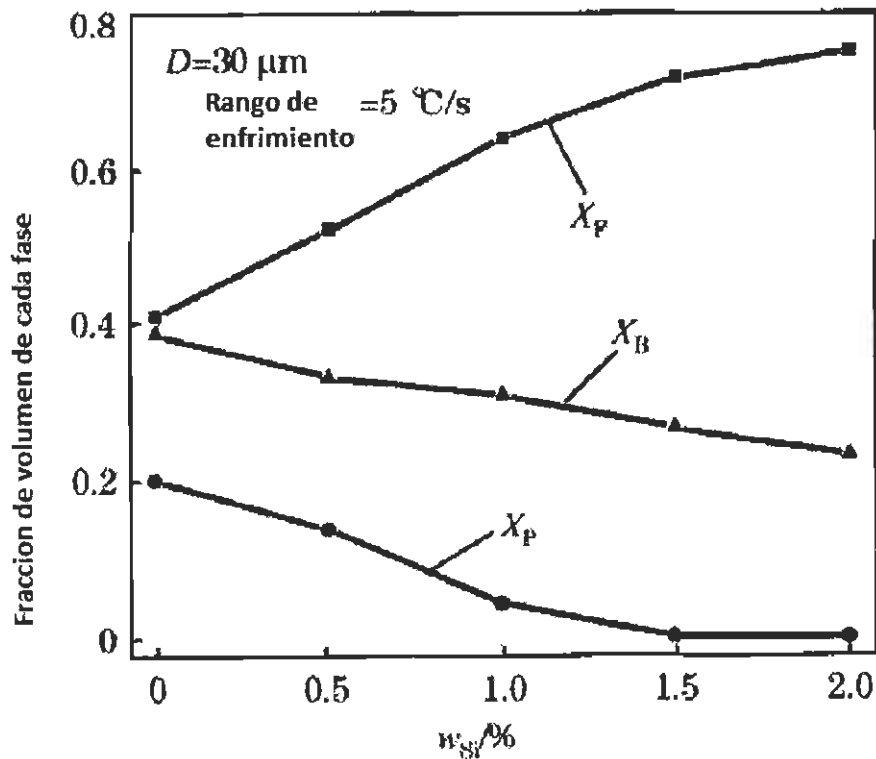


Figura 2.12 Efecto del contenido de Si sobre la fracción volumen de cada fase^[4]

2.5.5 Efecto del tamaño inicial de grano austenítico

Al incrementar el tamaño inicial de grano austenítico, puede disminuir la velocidad de transformación de la ferrita y por consecuencia el valor de X_F (fracción volumen de la ferrita), los cuales tienden a disminuir el contenido de carbono e incrementar la martensita a costa de la austenita residual así como el valor de X_M (figura 2.13). En esta figura 2.13 se manifiesta la influencia que tiene el tamaño inicial de grano austenítico sobre la descomposición de la austenita durante el enfriamiento a una velocidad de 5 °C/s. Esta gráfica sugiere que la cantidad de ferrita formada disminuye con el aumento del tamaño inicial de grano austenítico mediante la eliminación del número de sitios de nucleación, ya que la ferrita es una fase que se forma a través de los mecanismos de nucleación y crecimiento en sitios preferenciales de los límites de grano austenítico. Además, la

cantidad de austenita no transformada disminuye por el aumento del valor X_M , reduciendo ambos (X_T y los sitios de nucleación) el valor de X_F .

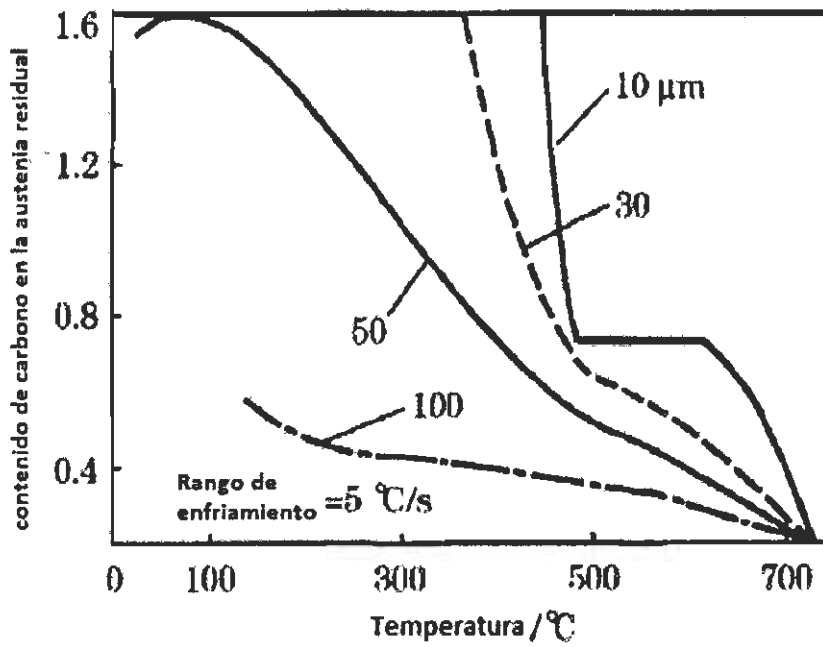


Figura 2.13 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el contenido de carbón (% en masa) en la austenita no transformada^[4]

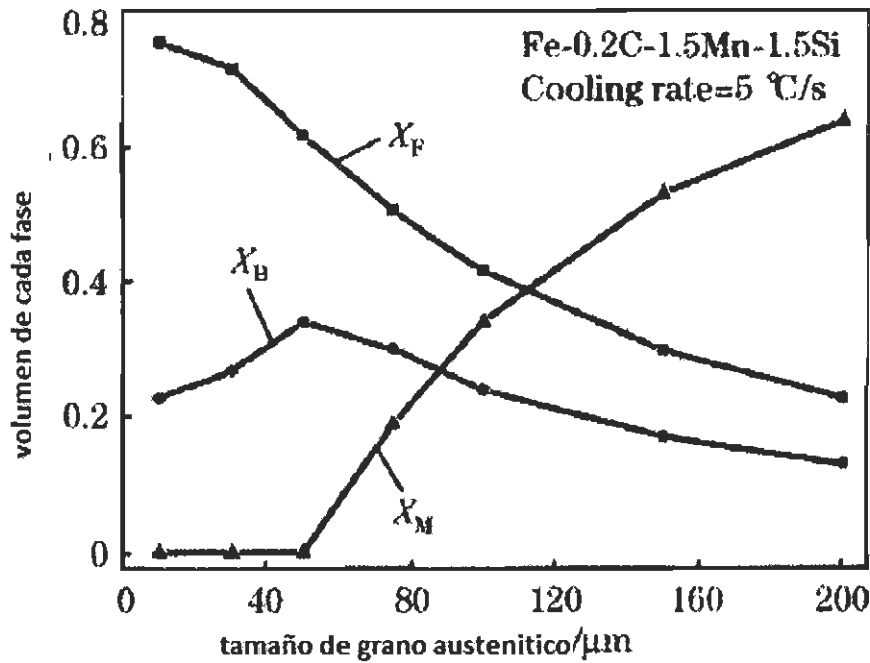


Figura 2.14 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre la fracción volumen de cada fase^[4]

2.6 Estudios experimentales ^[5]

La microestructura de los especímenes de acero TRIP (C-Si-Mn) expuestos a enfriamiento continuo es dependiente del rango de enfriamiento al que son sometidos y anteriormente observados en la figura 2.15.

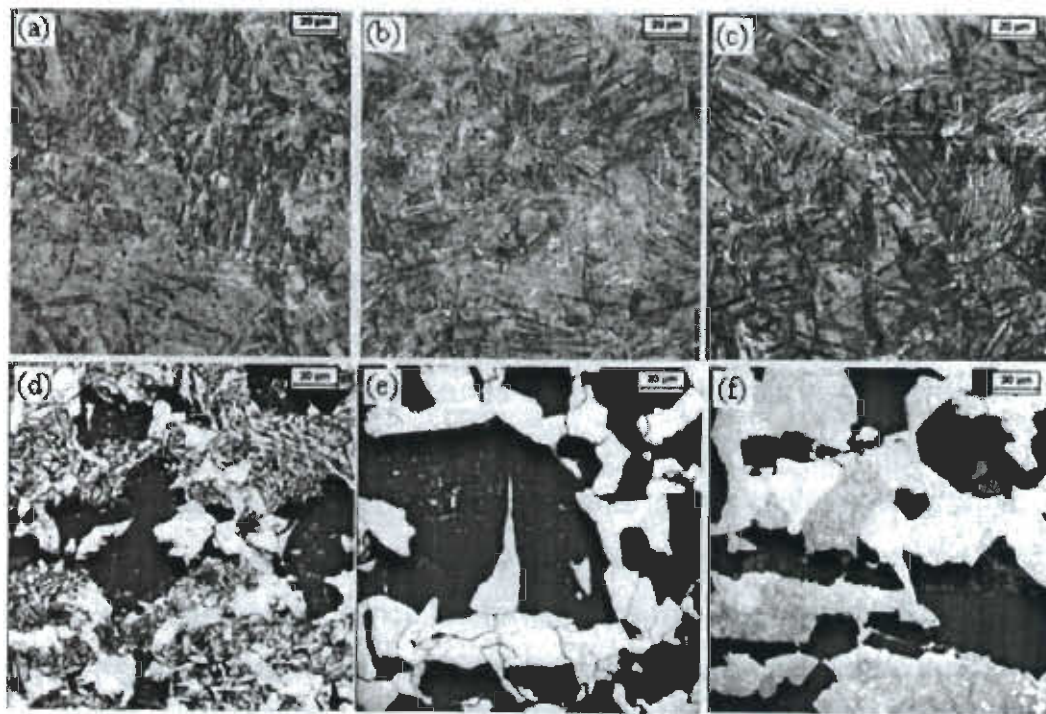
A continuación se muestra en la figura 2.16 (a), (b), (c), (d), (e) y (f) la relación entre los valores de microdurezas y rangos de las velocidades de enfriamiento. La microdureza de la muestra en condiciones de deformación por el choque térmico, presenta una microestructura martensítica con una microdureza máxima de HV 506. Debido a la alta velocidad de enfriamiento de 283.3°C/s (fig 2.15 a). En contraste, al disminuir la velocidad de enfriamiento a 16.67°C/s , se obtiene una microestructura de ferrita poligonal y bainita granular y una microdureza de HV 303 (fig 2.15b). Por otro lado, la disminución de la velocidad de enfriamiento a 3.3°C/s se obtienen mezclas de ferrita poligonal, y bainita granular con una microdureza de HV 278 (fig. 2.15c).

No obstante, microestructuras de perlita y bainita granular se obtuvieron a 0.83°C/s de enfriamiento (figura 2.15d). Se aprecia que al incrementar la velocidad de enfriamiento la microestructura resultante es de morfología granular y burda. Este caso se observó notoriamente a velocidades de enfriamiento de 0.28°C/s . En el cual, se observaron granos de ferrita y bainita granular interlaminar de perlita gruesa (figura 2.15e). Finalmente, la microestructura final sólo constaba de ferrita y perlita con una microdureza de HV 186, esto a una tasa más lenta de enfriamiento (fig. 2.15f).

El efecto del tipo de elementos de aleación y el enfriamiento en el CCT cinético y productos de la transformación de fase y los forma de los diagramas (CCT) fueron investigados. Los especímenes de geometría cilíndrica, 15mm de longitud y 8 mm de diámetro, fueron mecanizados a partir del bloque. La composición química del

acero TRIP C-Si-Mn estudiado aquí es 0.233%C, 1.365%Si, 1.540%Mn, 0.007% P y 0.004% S.

Los experimentos se han realizado con un equipo Gleeble 1500 sistema de ensayo termomecánico. En primer lugar, la medición del diagrama CCT se realizó utilizando este simulador de termomecánico. Las muestras fueron calentadas eléctricamente a 1000°C por 180 s. Posteriormente, se enfrió continuamente a 0.1°C/s, 0.13°C/s, 0.28°C/s, 0.55°C/s, 0.83°C/s, 1.67°C/s, 3.33°C/s, 5.55°C/s, 16.67°C/s, 33.33°C/s y 283.3°C/s.^[11]



(a) 283.3°C/s, (b) 16.67°C/s, (c) 3.33°C/s, (d) 0.83°C/s, (e) 0.28°C/s, (f) 0.1°C/s

Figura 2.15 Microscopía óptica de la simulación térmica a diferentes rangos de enfriamiento continuo.^[5]

2.6.1 Transformación de microestructuras y durezas

La microestructura de los especímenes de acero TRIP (C-Si-Mn) expuestos a enfriamiento continuo es dependiente del rango de enfriamiento al que son sometidos y anteriormente observados en la figura 2.15.

A continuación se muestra en la figura 2.16 (a), (b), (c), (d), (e) y (f) la relación entre los valores de las microdurezas y rangos de las velocidades de enfriamiento. La microdureza de la muestra en condiciones de deformación por el choque térmico, presenta una microestructura martensítica con una microdureza máxima de HV 506. Debido a la alta velocidad de enfriamiento de 283.3°C/s (fig 2.15 a). En contraste, al disminuir la velocidad de enfriamiento a 16.67°C/s , se obtiene una microestructura de ferrita poligonal y bainita granular y una microdureza de HV 303 (fig 2.15b). Por otro lado, la disminución de la velocidad de enfriamiento a 3.3°C/s se obtienen mezclas de ferrita poligonal, y bainita granular con una microdureza de HV 278 (fig. 2.15c).

No obstante, microestructuras de perlita y bainita granular se obtuvieron a 0.83°C/s de enfriamiento (figura 2.15d). Se aprecia que al incrementar la velocidad de enfriamiento la microestructura resultante es de morfología granular y burda. Este caso se observó notoriamente a velocidades de enfriamiento de 0.28°C/s . En el cual, se observaron granos de ferrita y bainita granular interlaminar de perlita gruesa (figura 2.15e). Finalmente, la microestructura final sólo constaba de ferrita y perlita con una microdureza de HV 186, esto a una tasa más lenta de enfriamiento (fig. 2.15f).

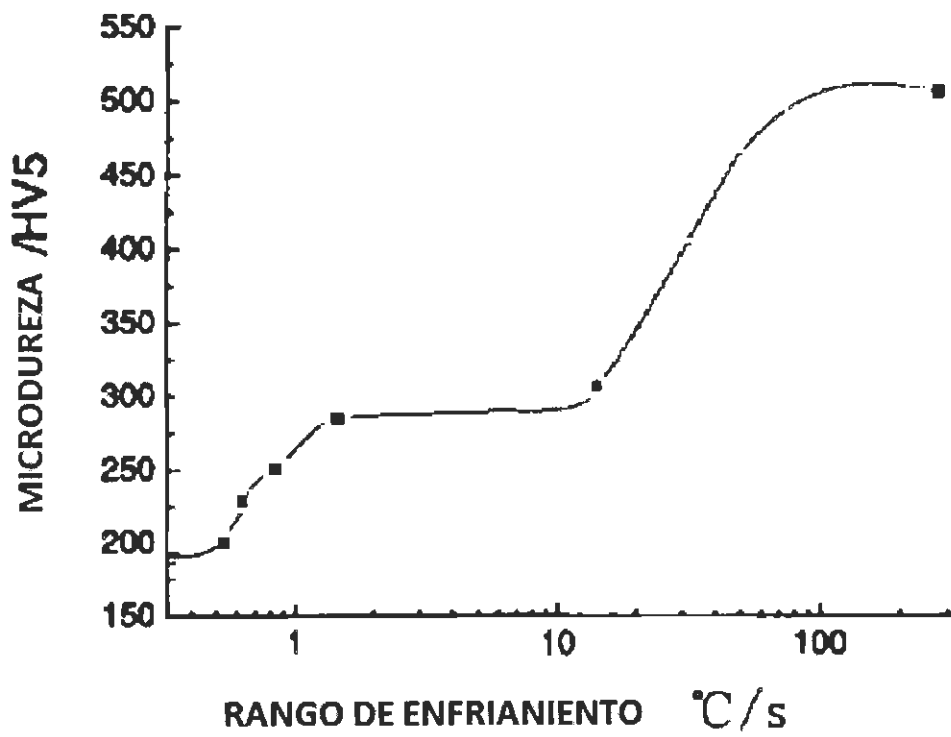


Figura 2.16 Gráfico de las microdurezas en función del enfriamiento continuo I sin deformación en caliente y II y con deformación en caliente respectivamente.^[6]

CAPÍTULO 3

DISCUSIÓN Y ANÁLISIS DE BIBLIOGRAFÍA

La complicación del fenómeno de los ciclos térmicos que ocurren durante el transcurso de la práctica de soldadura. Se obtienen condiciones termodinámicas y cinéticas que establecen los campos de estabilidad de las fases metálicas. Sin embargo, los enfriamientos fuera de equilibrio generan defectos en el cordón de soldadura. Haciendo un material discontinuo en el cordón de soldadura. Por ejemplo, en un proceso de enfriamiento continuo la microestructura es gobernada principalmente por la velocidad de enfriamiento de cada zona y por la composición química del material, y por otro lado el fenómeno de solidificación en el centro del foco de calor cambia radicalmente las condiciones termodinámicas y cinéticas dando como resultado la aparición de defectos tales como: gases atrapados, segregaciones, estructuras columnares y heterogeneidad en el tamaño de los cristales. Estos defectos son fuertemente influenciados por las condiciones

metalúrgicas-físicas del acero, así como de otros parámetros de la práctica de soldadura.

La idea del párrafo anterior, pone en evidencia la gran complejidad que existe en un proceso de unión metálica, lo cual eleva la carga de trabajo analítico para su mejor comprensión y control.

Una alternativa, que ha demostrado ser un tanto efectiva y confiable, es la modelación matemática del fenómeno, sin embargo es necesario reconocer que un modelo exhaustivo del fenómeno es literalmente imposible. Los modelos actuales son un tanto idealizados mediante el desprecio de factores que son considerados de poca importancia en la influencia del resultado del modelo.

Una de las mayores aplicaciones del análisis matemático en los procesos de soldadura, es predecir la evolución del conjunto de fases que resultan bajo la influencia de las diferentes condiciones del proceso. En estas aplicaciones se pondera la composición química del acero, especialmente en aquellos elementos que promueven o inhiben una transformación o transformaciones en particular, siendo el carbón el elemento de mayor influencia sobre el cambio en la microestructura que resulta en el transcurso de unión. En este trabajo se han planteado las ecuaciones matemáticas que simulan los fenómenos de cambio estructural y sus efectos sobre el acero.

De gran importancia lo son también el tamaño de grano austenítico y la velocidad de enfriamiento, ya que el primero define la fracción volumen de cada fase (martensita, ferrita y bainita) y el segundo define la fracción volumen de transformación y el contenido de carbón en la austenita.

Particularmente, el Si establece las fracciones volumen de transformación de las fases ferrita, bainita y perlita. Parámetro que abre la posibilidad de controlar el contenido de fases más adecuado a una aplicación específica del acero.

La transformación de fase, se ve altamente influenciada, como ya se mencionó, por el tamaño de grano austenítico, pero ligado su efecto con el efecto de los elementos tales como el Si y Mn, sus efectos en conjunto cambian las condiciones y ocurren fenómenos tales como el retardo de la transformación de la perlita y el aumento en la velocidad de transformación de la ferrita poligonal y en conjunto con el Mn refina el tamaño de grano austenítico y aumenta la razón de cambio de la transformación de la ferrita.

Conclusiones:

- La difusión del carbono es el único mecanismo que sustenta y controla la transformación de fase en los aceros TRIP y describe además el cambio de la fracción volumen de la ferrita y la bainita durante el enfriamiento continuo en un proceso de soldadura.
- El aumento de la velocidad de enfriamiento de 1. 0 °C / s a 30 °C / s influye en el cambio de la microestructura de ferrita + perlita a bainita + martensita, así como la reducción de la concentración de carbono en austenita residual.
- El silicio es un estabilizador de ferrita y acelera la formación de ferrita poligonal. La transformación a perlita a partir de la austenita es retardada por causa del aumento en el contenido de Si. En contraste, un aumento en el contenido de Si acelera la transformación ferrítica y retarda la transformación bainítica.
- Al incrementar el tamaño inicial de grano austenítico, puede disminuir la velocidad de transformación de la ferrita y por consecuencia el valor de X_F (fracción volumen de la ferrita), los cuales tienden a disminuir el contenido de carbón e incrementar la martensita a costa de la austenita residual así como el valor de X_M

- El proceso de soldadura a tenido avances muy importantes consiguiendo menores afectaciones térmicas debido a la comprensión de los ciclos térmicos, condiciones de enfriamiento continuo y sobre todo la importancia del conocimiento de los elementos aleantes

BIBLIOGRAFÍA

1. Kou, Sindo. Welding metallurgy / Sindo Kou.-2nd edition.2005
Published by John Wiley & sons; Hoboken, New Jersey.
2. H Granjon. Fundamentals of welding metallurgy, 2002 woodhead publishing.
Abington Hall, Abington camridge, Englad.
3. Aportevin, D Seferian: Heat study of torchand arc welding. Xlth international
Congress of Acetylene and Autogenous Weldng - Rome, June 1934, vol. III, pp
269-97.
4. ZHU Li-juan' , WU Di², ZHAO Xian-rning. Modeling of Austenite
Decomposition in Low Si-Mn TRIP Steel During Cooling. JOURNAL OF IRON
AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL. 2008,15(6): 68-71
5. LI Zhuang , WU Di , LV Hui-sheng , FANG Shi-rong, Continuous Cooling
Transformation Behaviour of C-Si-Mn TRIP Steel
Proceedings of SineSwedish Structural Materials Symposium 2007
6. Autosteel paternship June, 2010 Advanced high strength steel application
desingn and stamping process guideline.
7. N.Kapustka, C. Conrardy, S. Babu and C. Albright, "Effect of GMAW
Process and Material Condition DP 780 and TRIP 780 Welds"; Welding Journal,
Vol. 87 (2008), p. 135s-148s.
8. Extracto del catalogo de productos - edición para Europa ArcelorMittal
Actualizacion:19-01-2012
http://www.arcelormittal.com/automotive/saturnus/sheets/B_ES
9. Z. Feng, J. Chiang, C. Jiang, M. Kuo and J. Sang, "Weldability and
Performance of GMAW Joints of Advanced High-Strength Steels (AHSS)", Great
Designs in Steel Seminar, www.autosteel.com

10. Joseph R. Davis, Grace M. Davinson, ASM Handbook Heat Treating vol.4 (2001),p. 20 - 32.
11. Li Z, Wu D. Effects of Hot Deformation and Subsequent Austempering on the Mechanical Properties of Si-Mn TRIP Steels [J], ISIJ International, 2006.46 (1): 121-128.
12. Capdevila C, García C, Caballero F G. Incubation Time of Isothermally transformed Allotriomorphic Ferrite in Medium Steels (J). Scripta Materialia , 2001, 44(0): 129.
13. Han H N, Park S H. Model for Cooling and Phase Transformation Behaviour of Transformation Induced Plasticity Steel on Runout Table in Hot Strip Mill [J]. Materials Science and Technology, 2001, 17(6): 721
14. Antonio Augusto Gorni São Vicente. *Steel Forming and Heat Treating Handbook*, , Brazil First Release: 04 April 2002 This Version: 24 May 2012
15. Amar K. De, John G. Speer and David K. Matlock. Color tint-etching for multiphase steels, Colorado school of mines golden; Advanced materials & processes/ February 2003
16. Elio Gianotti DRASTICITA' DI TEMPRA DEI GAS E DEI LIQUIDI A CONFRONTO Trattamenti Termici Ferioli e Gianotti SpA Rivoli - To. http://www.gianottielio.it/syntax_files/tbl_documenti_allegato_ita_id_documento25.pdf

Lista de figuras.

	pag
Figura 2.1 Microestructura de acero TRIP 780 Ferrita, Bainita y Austenita retenida.	15
Figura 2.2 Microestructura donde se observa la interfase de un area soldada y zona afectada por el calor (500x)	16
Figura 2.3 Microestructura de la zona afectada por el calor (500x)	16
Figura 2.4 Relación entre los diagramas CCT (líneas gruesas) y IT (líneas claras) de un acero eutectoide. Se sobreponen en un diagrama de enfriamiento CCT cuatro velocidades de enfriamiento desde diferentes posiciones en una curva Jominy de una muestra de acero hasta el enfriamiento final ^[10]	17
Figura 2.5 Vista general del sistema de un programa para predecir el comportamiento termomecánico de aceros de baja aleación ^[10]	18
Figura 2.6 Comparación de un diagrama IT para un acero con designación German 42 CrMo 4 (0.38% C, 0.99% Cr y 0.16% Mo) determinado por dilatometría (líneas continuas) y metalografía (líneas discontinuas) ^[10]	20
Figura 2.7 Microscopia óptica de la simulación térmica a diferentes rangos de enfriamiento continuo. ^[5]	22
Figura 2.8 Curvas Temperatura-Tiempo para tres puntos localizados perpendicularmente a la línea de trayectoria de una soldadura al momento que va pasando la fuente de calor ^[2]	24
Figura 2.9 Formación de isothermas en el plano xsy por proyección de curvas con igual temperatura instantánea para un calor sólido y el movimiento de este calor sólido ^[2] .	26

	pag
Figura 2.10 Procedimiento esquemático en un diagrama de enfriamiento de un acero TRIP laminado en caliente ^[4]	30
Figura 2.11 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la fracción volumen de fase transformada ^[4]	31
Figura 2.12 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el contenido de carbono (% en masa) en la austenita residual ^[4]	32
Figura 2.13 Efecto del contenido de Si sobre la fracción volumen de cada fase ^[4]	33
Figura 2.14 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre el contenido de carbono (% en masa) en la austenita no transformada ^[4]	33
Figura 2.15 Efecto del tamaño de grano austenítico sobre la fracción volumen de cada fase ^[4]	35
Figura 2.16 Muestras de microdureza contra enfriamiento continuo sin deformación en caliente y II y con deformación en caliente respectivamente ^[5]	37

Lista de tablas.

	pag
Tabla 2.1 Composición química de un acero TRIP 780 (%wt)	14
Tabla 2.2 Pruebas mecánicas del material base ASTM E8 acero TRIP 780	14
Tabla 2.3 Valores de los coeficientes b y n para diferentes transformaciones de fase de un acero TRIP ^[4]	29

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Ing. Emmanuel Martínez Esquivel

Grado a Obtener: Especialista en Tecnología de la Soldadura Industrial

Campo Profesional: Materiales, inspección en campo, calidad y producto terminado

Lugar y Fecha de Nacimiento: Saltillo, Coahuila, México a 21 de enero de 1985

Nombre de Padres: Jesus Martínez Herrera y Alma Elisa Hortencia Esquivel Oyervidez

Universidad: Instituto Tecnológico de Saltillo

Título Obtenido: Ingeniero Mecánico con Especialidad en Manufactura

Experiencia Laboral
Supervisión de moldeo foam y Montaje de estructura, Supervisión de ensamble, cotización y seguimiento a cliente.
Amplio conocimiento de mantenimiento automotriz.
Manejo de personal.