

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**“ANÁLISIS DE LA FORMACIÓN POR DIFUSIÓN DE COMPUESTOS  
INTERMETÁLICOS SOBRE ACEROS AVANZADOS RECUBIERTOS POR  
ALUMINIO Y SU IMPACTO SOBRE LA SOLDABILIDAD ENTRE UN ACERO  
BAJO CARBONO AL REALIZAR LA UNIÓN POR EL PROCESO DE  
SOLDADURA POR PROYECCIÓN (PW)”**

**POR**

**RAMIRO CARRILLO CARRILLO**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO COAHUILA, OCTUBRE DE 2013**

**CORPORACIÓN MEXICANA DE INVESTIGACIÓN EN MATERIALES**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**“ANÁLISIS DE LA FORMACIÓN POR DIFUSIÓN DE COMPUESTOS INTERMETÁLICOS SOBRE ACEROS AVANZADOS RECUBIERTOS POR ALUMINIO Y SU IMPACTO SOBRE LA SOLDABILIDAD ENTRE UN ACERO BAJO CARBONO AL REALIZAR LA UNIÓN POR EL PROCESO DE SOLDADURA POR PROYECCIÓN (PW)”**

**POR**

**RAMIRO CARRILLO CARRILLO**

**MONOGRAFÍA**

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

**SALTILLO COAHUILA, OCTUBRE DE 2013**

# Agradecimientos

Agradezco a Dios, quien ha sido mi guía y fortalece en todas las etapas de mi vida llevándome así a la realización de la presente investigación.

Así mismo, me permito agradecer a CONACYT y COMIMSA, por el apoyo y la oportunidad que me han brindado.

A mi madre y hermano, que me han alentado para finalizar esta meta.

Y en especial a mi esposa e hija, quienes han compartido a mi lado este tiempo y que ahora comparten conmigo la dicha de este logro.

A todas las personas que directa e indirectamente participaron, así como a mis compañeros y maestros, los cuales hicieron más ameno este tiempo, y con quienes compartí tanto conocimientos como experiencias muy enriquecedoras.

A mis principales guías que fueron la Dra. Gladys Yerania Pérez, el M.C. Víctor Hugo López Cortez, la ingeniero María Eugenia Herrera, el Dr. Héctor Manuel Hernández García y el Dr. Felipe García Vázquez.

# Dedicatoria

Dedico el presente trabajo a los tres principales pilares de mi vida, mi Dios quien provee sin escatimar, a mi madre y su amor incondicional y por último a mi amada esposa e hija, de las cuales he obtenido su apoyo y han sido mi más fuerte motivación para concluir satisfactoriamente esta meta.

## Contenido

<b>CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>1</b>
<b>I.1 Antecedentes .....</b>	<b>1</b>
<b>I.2 Objetivo general.....</b>	<b>4</b>
<b>I.3 Objetivos específicos .....</b>	<b>4</b>
<b>I.4 Justificación .....</b>	<b>5</b>
<b>I.5 Planteamiento del problema .....</b>	<b>5</b>
<b>I.6 Aportación tecnológica .....</b>	<b>6</b>
<b>I.7 Alcance y limitaciones.....</b>	<b>7</b>
<b>CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO.....</b>	<b>8</b>
<b>2.1 Aceros avanzados.....</b>	<b>8</b>
<b>2.2 Aceros de ultra alta resistencia (UHSS) .....</b>	<b>11</b>
<b>2.3 Templabilidad de los aceros .....</b>	<b>15</b>
<b>2.4 Efecto del boro como elemento aleante sobre la sensibilidad de temple de los aceros de ultra alta resistencia .....</b>	<b>19</b>
<b>2.5 Clasificación de los aceros aleados con boro .....</b>	<b>29</b>
<b>2.6 Recubrimiento del acero con una capa de aleación de aluminio por el método de inmersión en caliente (hot dipping)</b>	<b>30</b>

2.7 Estampado en caliente .....	37
2.8 Soldadura por resistencia .....	47
2.8.1 Soldadura por proyección o (PW) .....	49
2.9 Compuestos intermetálicos formados por el recubrimiento de aluminio sobre el sustrato de acero aleado con boro.....	50
2.10 Soldabilidad de aceros recubiertos .....	61
<b>CAPÍTULO III: ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE BIBLIOGRAFÍA .....</b>	<b>63</b>
<b>CAPÍTULO IV: CASO DE ESTUDIO.....</b>	<b>68</b>
4.1 Metodología.....	68
4.2 Caracterización de materiales.....	68
4.3 Metodología de experimentación.....	76
4.4 Discusión de resultados.....	83
<b>CAPÍTULO V: CONCLUSIONES &amp; RECOMENDACIONES PARA INVESTIGACIONES POSTERIORES</b>	<b>84</b>
<b>Bibliografía.....</b>	<b>86</b>
<b>Tabla de figuras.....</b>	<b>93</b>
<b>Índice de tablas.....</b>	<b>101</b>

# CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

## I.1 Antecedentes

El desarrollo de la presente investigación, se enfoca a una problemática industrial del área automotriz. Debido a la diversidad en los procesos, así como en los recursos y tecnologías aplicables en la transformación de la materia prima para satisfacción de algunas necesidades, es imperativo llevar el conocimiento y habilidades a un nivel más alto de exigencia y comprensión, mismos que nos permitan optimizar los resultados obtenidos.

El enfoque de la industria del transporte en la actualidad considera como principales objetivos para la realización de un desarrollo o innovación, la reducción de peso en las unidades, el cual tiene un impacto directo en el máximo aprovechamiento y menor consumo de la energía empleada para la generación del movimiento del vehículo, ligando entre si a estas dos variables a través de la seguridad provista a los ocupantes y unificándolas dentro de los objetivos primordiales durante la etapa de producción.

Los avances en el campo de la metalurgia, han permitido el desarrollo de nuevos materiales, los cuales se denominaron como aceros avanzados de alta resistencia o (AHSS por sus siglas en inglés), este tipo de materiales tiene como característica principal una resistencia a la tensión superior a los 550 MPa y una

ductilidad de hasta 20% de elongación durante su deformación la cual puede considerarse muy aceptable al momento de trabajarlos.

Sin embargo hoy en día gracias a que se ha continuado estudiando el comportamiento microestructural de los aceros avanzados, es que se ha logrado el desarrollo mediante la adición y control de elementos químicos aleantes como el Cr, V, Mo, Mn, B, más la correcta selección de un tratamiento térmico del cual son susceptibles los aceros, es que se ha logrado desarrollar la gama de aceros denominada aceros de ultra alta resistencia o (UHSS por sus siglas en inglés) misma que engloba a todo aquel acero que puede alcanzar resistencias mecánicas comprendidas en el rango de los 1300 hasta 1700 MPa.

Estos aceros tecnológicos se componen principalmente de elementos que aumentan su grado de sensibilidad para la formación de la estructura martensítica o dicho de otra forma contienen elementos que mejoran su grado de templabilidad, misma que es el responsable de su alta resistencia. La alta dureza característica de este microconstituyente, no es una limitante para la conformación de piezas complejas ya que la máxima plasticidad en estos aceros se alcanza durante la etapa de austenitización, paso que antecede al enfriamiento brusco aplicado para la obtención de su alta resistencia.

Como se mencionó anteriormente estos aceros cuentan con características especiales y para su aprovechamiento durante su manufactura, estos demandan procedimientos altamente tecnológicos, los cuales de no ser aplicados de una manera apropiada pudiera llevar a la pérdida o modificación de las propiedades finales esperadas para dichos materiales.

Dentro de la fabricación de los aceros se contemplan los procesos de unión o soldadura para la adición de piezas como sujetadores, tornillería, varilla y uniones entre piezas simples o sencillas las cuales formaran parte de alguna estructura posteriormente.

Debido a que este proceso impacta directamente sobre la superficie del sustrato de acero alterándola, al requerir de una entrada de energía elevada para producir la coalescencia de los metales al momento de realizar la unión, es que el presente estudio puede ser enfocado a la interacción que ocurre ente la lámina de acero aleado con boro recubierto con aluminio y una pieza de acero bajo carbono como lo son las tuercas hexagonales mismas que se adhieren sobre la superficie del acero mediante el proceso de soldadura por resistencia en su alternativa de proyecciones o (PW por sus siglas en inglés) lo anterior con la finalidad de proporcionar información y entendimiento desde un punto de vista metalúrgico para la obtención de uniones sanas.

Para la realización del caso de estudio, se analizarán mediante técnicas de caracterización básicas como los son la microscopía óptica de barrido, y complementándolas con una análisis de microdureza, las muestras obtenidas antes, durante y después de cada etapa del proceso de estampado en caliente, que es en el cual se involucran las variables antes mencionadas.

Los aceros avanzados de ultra alta resistencia, cuentan con características predominantes como su composición química la cual abarca el empleo de elementos aleantes como el boro y el manganeso los cuales le confieren una alta susceptibilidad de temple; otra condición que destaca de este material es que en su superficie cuenta con una capa de aluminio, la cual desarrolla la función de proteger al acero de la formación de escamas de óxidos por la interacción de éste con el oxígeno o humedad del medio ambiente durante la etapa de calentamiento que antecede al estampado.

Su amplio uso dentro de la industria automotriz, se debe a su buena ductilidad con la cual se pueden obtener espesores de piezas delgados, reduciendo el peso de las mismas sin sacrificar resistencia gracias a que predomina la fase martensítica en todo lo largo de la estructura del producto terminado.

## I.2 Objetivo general

La presente investigación tiene como objetivo estudiar y determinar mediante el apoyo de bibliografía y el desarrollo de un caso de estudio específico, la presencia de compuestos intermetálicos sobre la superficie de un acero aleado con boro, cubierto con aluminio, empleado para el proceso de estampado en caliente, mismos que se derivan del proceso de inmersión en baño de aluminio fundido, al que son sometidos estos aceros, con la finalidad de prevenir la oxidación del mismo, al tratarlo térmicamente antes de emplearlos en la etapa de estampado en caliente y evaluar su efecto sobre la soldabilidad entre una tuerca de acero de bajo carbono al aplicar el método de unión de proyección.

## I.3 Objetivos específicos

- Caracterizar microestructuralmente el metal base antes de someterlo al tratamiento de austenización para determinar las fases presentes en su superficie y la profundidad de las capas que lo componen.
- Realizar un perfil de microdureza al metal base sin tratamiento de austenizado.
- Caracterizar el metal tratado termomecánicamente y analizar su microestructura.
- Realizar perfil de microdureza a la muestra obtenida del proceso de estampado.
- Caracterizar la unión entre el metal base obtenido del tratamiento de estampado en caliente y la tuerca de acero bajo carbono.
- Determinar la presencia de compuestos intermetálicos y su impacto sobre la soldabilidad.
- Realizar estudio de microscopía electrónica de barrido para determinar las especies químicas contenidas en las muestras.

## **I.4 Justificación**

El desarrollo de temas de investigación aplicado a la industria automotriz es amplio, por ser un campo en constante evolución y cualquier estudio que se desarrolle para explicar el sinfín de fenómenos implicados en este rubro resulta de alto valor tecnológico.

La unión por soldadura de resistencia es ampliamente empleada en la industria automotriz por ser un proceso versátil al ser puntual y causar una mínima afectación o distorsión de la pieza durante su aplicación

Con los resultados de este trabajo de investigación se logrará una mejor comprensión de los procesos y variables, que se involucran en la soldabilidad de aceros avanzados recubiertos desde un punto de vista metalúrgico, con el cual se favorecerá la interpretación de las transformaciones microestructurales ocurridas durante el conformado del acero y el comportamiento de los elementos contenidos por dichas capas protectoras determinando así, sí su presencia tiene algún un efecto significativo sobre la capacidad de soldabilidad de los aceros avanzados de ultra alta resistencia, al interactuar como impurezas entre el metal base y la pieza al momento de realizar algún tipo de unión sobre su superficie y en base a esto determinar en trabajos posteriores los parámetros que se deben cumplir para una soldadura de calidad.

## **I.5 Planteamiento del problema**

El trabajar con aceros avanzados, los cuales cuentan con características mecánicas y químicas especiales, se exige la implementación de procesos sofisticados, mediante los cuales se pueda lograr su transformación sin alterar o perder el resultado final esperado para estos materiales.

El procedimiento de unión de metales con lleva la modificación de la estructura al distorsionarla e impactar directamente en las propiedades de las piezas a unir.

Dentro de la gama de los aceros avanzados recubiertos con capas protectoras ya sean estas de carácter cerámico, lubricante de origen mineral o alguna aleación metálica y las cuales han sido adicionadas intencionalmente con la finalidad de evitar la formación de óxidos sobre la superficie de estos al momento de ser sometidos al tratamiento de austenizado durante su conformado.

Cuando el material que recubre dicha superficie es metálico, debido a la elevación de la temperatura y al contacto con la atmosfera oxidante no controlada del horno, se propicia el aumento en la interacción de las especies atómicas contenidas y por efecto de procesos difusionales se presentan como consecuencias la formación de fases intermetálicas complejas ricas en el elemento de más alta difusividad y su propagación hacia el sustrato o matriz aumentando su espesor conforme se prolongue la exposición en tiempo a elevadas temperaturas.

Este material una vez que concluye su función de evitar la formación de óxidos sobre la superficie del acero que la contiene queda sobre la misma como un residuo que aun y que su presencia solo es superficial presenta un gran impacto negativo sobre la soldabilidad, al permanecer como incrustaciones en la zona de unión.

La comprensión y estudio de los fenómenos implicados desde el punto de vista metalúrgico, serán un factor determinante para la resolución, obtención y adecuación de los parámetros y variables involucradas en el proceso de soldadura PW aplicado en aceros recubiertos.

## **I.6 Aportación tecnológica**

El estudio y comprensión del comportamiento de la capa de intermetálicos y su afectación sobre la soldabilidad de los aceros de ultra alta resistencia recubiertos con aluminio, permite tener un mejor control y conocimiento de los fenómenos involucrados, logrando así reducir el efecto de este tipo de residuos

sobre las muchas variables, pudiendo así realizar la correcta selección entre materia prima y proceso.

## **I.7 Alcance y limitaciones**

El alcance que brinda este proyecto, es la recopilación y análisis de bibliografía actual, así como los resultados obtenidos por medio de la realización de una experimentación en campo.

La cual tendrá como finalidad ayudar a la comprensión de una metodología adecuada para llevar a cabo la correcta unión entre piezas de acero de bajo carbono y aceros avanzados recubiertos con aluminio, utilizando el proceso de soldadura por resistencia en su alternativa de proyecciones o PW y la afectación sobre la soldabilidad derivada del conjunto de procesos involucrados como lo es la adición de la capa protectora durante la laminación por medio de inmersión en un baño de aluminio fundido y el proceso de estampado en caliente, de los cuales se genera una capa residual rica en compuestos de aluminio que anula por completo la capacidad de unión entre los aceros antes mencionados

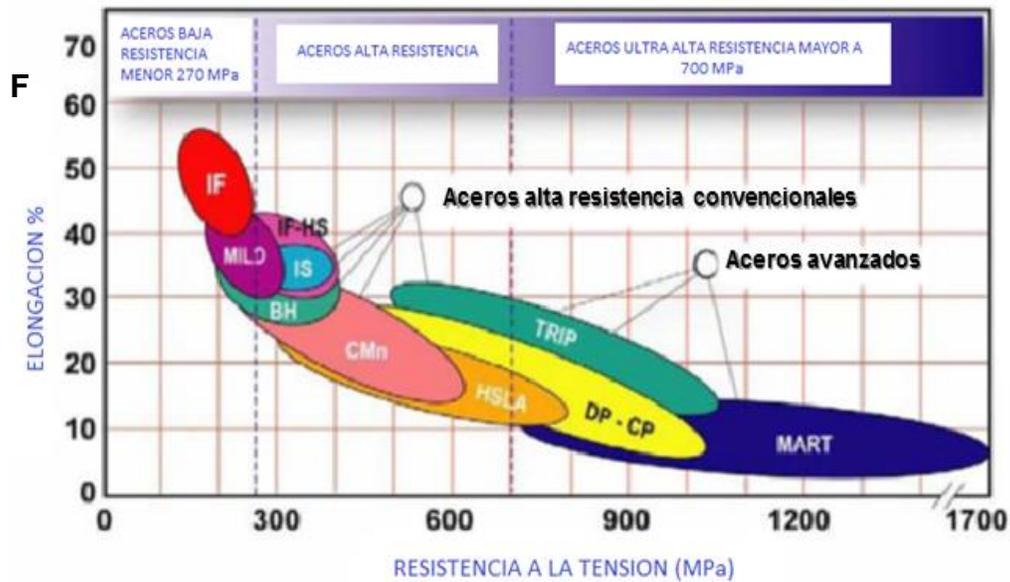
La limitante para este proyecto se deriva de las muchas clasificaciones existentes de aceros avanzados ya que no es aplicable a toda la gama de estos aceros, sino que solo será aplicable para aquellos que sean altamente sensibles al tratamiento de temple es decir que contengan elementos como el boro y manganeso, además de que en su superficie se encuentren recubiertos por una capa de aluminio o alguna de sus aleaciones como la de aluminio – silicio.

# CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO

## 2.1 Aceros avanzados

El endurecimiento por precipitación, por solución sólida o cualquier tipo de mejora en propiedades puede ser obtenido controlando las velocidades de enfriamiento, partiendo de la fase austenítica misma que puede presentar un acero al tratarlo térmicamente al elevar su temperatura por arriba de los 850°C, lo anterior nos ha llevado a superar las fronteras de tecnologías habituales, desarrollando así procesos de manufactura más complejos, en los que se incluyen formulaciones complejas que han dado como resultado aceros mucho más livianos, más resistentes y seguros.

Dentro de la nueva generación de aceros empleados en la industria automotriz podemos encontrar los denominados aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés), es decir aquellos aceros que son capaces de superar los 550 MPa en su resistencia a la tensión, según sea su tipo y dentro de los cuales se puede mencionar a los aceros doble fase (DP por sus siglas en inglés), los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP por sus siglas en inglés), y los aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA por sus siglas en inglés), la clasificación asignada a este tipo de materiales se da dependiendo el rango de propiedades que presenten según lo detalla la siguiente gráfica.



**Figura 2.1** Gráfica esfuerzo vs deformación, en la cual se puede apreciar la variedad de aceros desarrollados actualmente para la industria automotriz y como son clasificados de acuerdo a sus propiedades mecánicas o por el tipo de constituyente que predomine en su microestructura. (1)

A continuación se describen algunas de las principales clases de aceros, los cuales por sus características sirven de plataforma en la elaboración de aceros con resistencias mayores a los 1400 MPa, los denominados aceros de ultra alta resistencia (UHSS por sus siglas en inglés) debido al efecto particular conferido por cada elemento que contenga la aleación así como los tratamientos que se apliquen para su correcta transformación.

- **Aceros doble fase (DP)**

En este tipo de aceros el carbono permite la formación de la martensita, la cual es una de las dos principales fases que componen estos aceros y que al combinarla con la fase ferrítica, adoptan una morfología de islas definidas, con las cuales se puede alcanzar altos niveles de resistencia – ductilidad.

- **Aceros fase compleja (CP)**

Este acero cuenta con una matriz ferrítico bainítica, pequeñas cantidades de martensita, austenita retenida y perlita, formadas principalmente por la precipitación de elementos como el titanio o el retraso en la recristalización de algunas de las fases mencionadas, con lo cual se alcanzan una alta resistencia a la fractura.

- **Aceros martensíticos (Ms)**

El constituyente principal de estos aceros es la martensita, la cual se logra al enfriar el acero a velocidades altas de hasta 400 °C/seg, transformando casi toda la austenita a martensita con lo cual se alcanzan valores de hasta 1700 MPa en resistencia a la tensión.

- **Aceros ferrita – bainita (FB)**

El mecanismo de endurecimiento de estos aceros se da por el refinamiento de grano o por el incremento en contenido de la segunda fase en este caso la bainita, además debido a su composición de fase, la ferrita presenta una excelente capacidad de elongación, así como una buena soldabilidad.

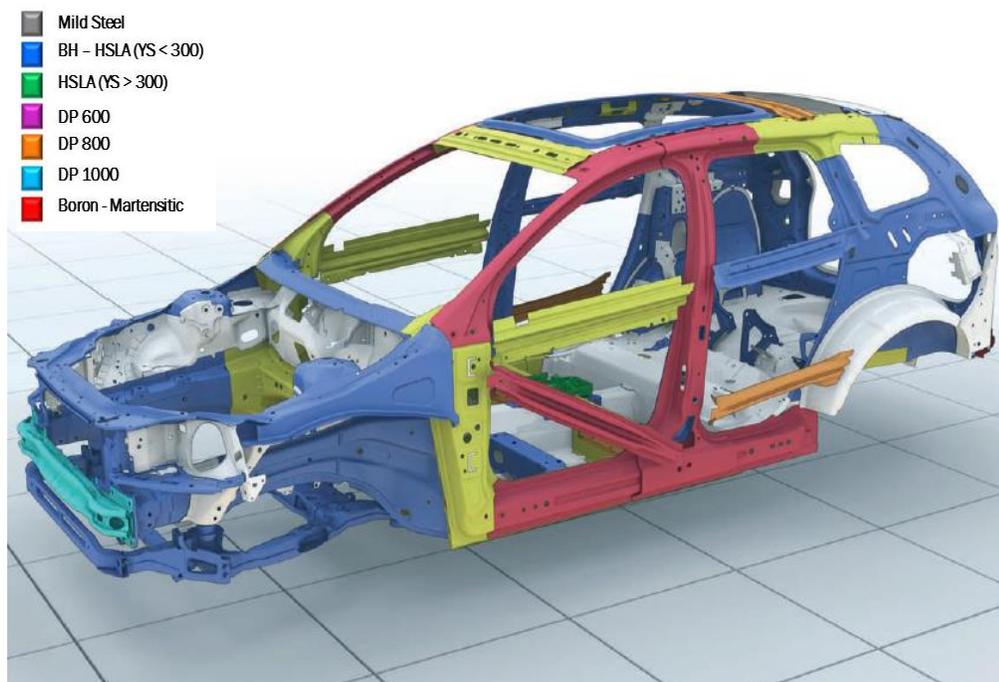
- **Acero de conformado en caliente**

De gran aplicación ingenieril este tipo de material que se trabaja en caliente permite la obtención de piezas de geometrías complejas.

Iniciando su conformado a niveles bajos de resistencia y alta elongación, características que les permite ser trabajados a temperatura de austenitización empleando poco esfuerzo.

Finalizando con piezas de una resistencia dos veces mayor a la inicial, dependiendo del tratamiento, así como de la templabilidad de que sea susceptible este material. **(1)**

Estos tipos de aceros incrementaron su presencia en la industria automotriz comenzando desde 1994 hasta hoy en día en que estos ocupan el 90% de la estructura de un automóvil por sus altas propiedades mecánicas



**Figura 2.2** Aplicación de los aceros en la industria automotriz según su grado de resistencia y propiedades mecánicas para la construcción de un chasis **(32)**

## 2.2 Aceros de ultra alta resistencia (UHSS)

La continuación del estudio y comprensión del comportamiento de los aceros avanzados, aportó tecnológicamente la invención de materiales con un índice mayor de propiedades de los cuales se deriva la nueva gama de aceros de ultra alta resistencia.

El término de aceros de ultra alta resistencia se emplea a partir de los años 90's más este no era concretamente definido y causó un poco de controversia al referenciar algunos tipos de aceros, sin embargo este se ha ido ajustando cada vez más a los nuevos materiales y sus propiedades mecánicas mejoradas. Debido a esto se ha logrado obtener aceros capaces de aumentar a más de un doscientos por ciento su resistencia a la tensión, la cual parte de los 600 MPa logrando alcanzar una vez que se le ha dado el tratamiento límites de hasta 1700 MPa.

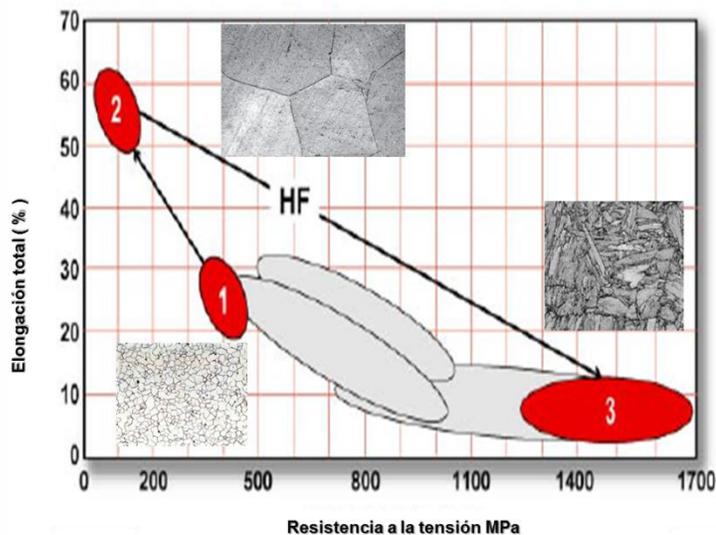
La ciencia de estos aceros comienza desde su elaboración en la fusión en donde son agregados elementos como el carbono, boro, manganeso, molibdeno, vanadio, cromo entre otros, mismos que se encargan de aumentar la susceptibilidad al temple del acero que los contenga. Una vez que se cuenta con la química correcta el siguiente paso es aplicar o seleccionar un tratamiento térmico adecuado que permita alcanzar las transformaciones requeridas para cada proceso. **(2)**

En la figura 2.3 se puede observar en el diagrama temperatura, tiempo transformación, la curva típica que comprende el comportamiento mecánico que siguen estos aceros para lograr una microestructura final con altos niveles de resistencia, ya que en su estado inicial presenta una baja resistencia a la tensión por contar con una estructura compuesta principalmente por fases ferrítico – perlíticas, mismas que se encuentran en el rango de los 300 a 600 MPa, partiendo de esto y mediante un tratamiento de austenitización se produce la transformación de dichas fases al elevar la temperatura por arriba de los 850°C, el acero cambia su morfología de una estructura cúbica centrada en el cuerpo o (BCC por sus siglas en inglés) a una estructura cúbica centrada en las caras o (FCC por sus siglas en inglés) la cual cuenta con una resistencia a la tensión de 860 MPa, este tipo de estructura facilita la distribución y reacomodo de los átomos debido al aumento de los planos de deslizamiento y por consiguiente disminuyendo el requerimiento de energía para su deformación, esta misma fase es conocida como la fase madre ya que de ella se puede obtener cualquiera de las otras fases según

sea el control de enfriamiento aplicado mediante la correcta selección del medio donde será templado el material, los cuales pueden ser aire, agua, aceite o algún otro medio más complejo como el nitrógeno.

A estos aceros también se les puede denominar como termomecánicamente formados ya que una vez que el acero ha sido llevado a la temperatura de trabajo alrededor de los 950°C y es aplicada la deformación mediante prensas de alto tonelaje, es ahí donde la pieza aprovechando el aumento en planos de deslizamiento se vuelve susceptible de una alta deformación traduciendo esto en un incremento en su rango elástico, permitiendo así la conformación de secciones delgadas de alta resistencia por efecto del enfriamiento brusco in-situ aplicado a través de un sistema de refrigeración con que cuenta el molde, el cual está diseñado previamente desde la concepción del mismo y que cumple con los requerimientos para la completa transformación de fases del acero al extraer el calor a velocidad de hasta 400 °C/s.

Las piezas obtenidas de estos procesos se apegan con el objetivo primordial de la industria automotriz, al presentar una reducción de peso considerable y alta resistencia mecánica debido a la formación de la fase acicular metaestable conocida como martensita, la cual cuenta con una resistencia a la tensión aproximada a los 1800 MPa y que pasa a formar parte del producto final a todo lo largo de la estructura una vez que el proceso de estampado en caliente ha concluido. **(3)**



**Figura 2.3** Gráfica que muestra el comportamiento general para la obtención de un acero de ultra alta resistencia, mediante el conformado en caliente. **(1)**

La base para este tipo de aceros, parte del grado de susceptibilidad de temple que estos presenten y de los cuales se puede mencionar a los aceros de media aleación como las series 4330V y 4345V, mismos que son modificados con la adición de vanadio y cuentan alcanzan una resistencia a la tensión de hasta 1380 MPa, una vez que han sido termomecánicamente tratados. Los aceros medio carbono 4130 y 4140 o el acero denominado 300M, los cuales cuentan con un alto contenido de elementos aleantes como el carbono, cromo o el molibdeno, tiende a presentar una alta sensibilidad al tratamiento de temple. **(2)**

La clasificación comercial de estos aceros no está muy bien definida ni estandarizada, ya que depende de cómo este compuesta su aleación, los procesos de elaboración, de quien la emplea y de organismos encargados de regular y estandarizar dichas terminologías las cuales a su vez también sufren variaciones a lo largo de todo el mundo, en rigor de la institución que las designe.

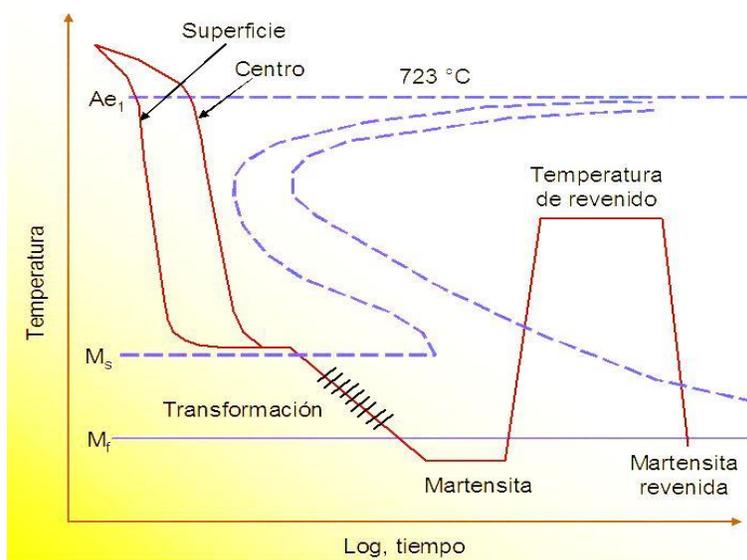
Por otra parte cada compañía acerera tiende a la asignación de diversos nombres. Más la manera más adecuada de seleccionar este tipo de materiales, aparte de conocer su aplicación, es mediante su hoja técnica en la cual se detalla completamente la composición química, los tratamientos que se han realizado

sobre el material, así como los tratamientos o procesos posteriores de los cuales puede ser susceptible para lograr su máximo desempeño **(4)**.

### 2.3 Templabilidad de los aceros

La interacción de las especies atómicas con las imperfecciones estructurales, la deformación y modificación de la estructura mediante procesos térmicos como el temple, precipitación o envejecido, son mecanismos de endurecimiento aplicables a los metales principalmente ya que a través de éstos se logra un efectivo control de la transformación de fases aplicado en la producción de piezas, debido al requerimiento donde se demanda que la pieza cuente con una alta resistencia al desgaste, a las vibraciones, impacto etc.

El temple es un proceso que se realiza al aplicar velocidades de enfriamiento de hasta  $400^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ , con la finalidad de transformar la fase austenítica en martensítica y puede ser aplicado a través de enfriamientos continuos o en etapas, dependiendo del medio de temple empleado o de las características finales esperadas. **(3)**



**Figura 2.4** Imagen representativa de un tratamiento de temple y revenido **(6)**.

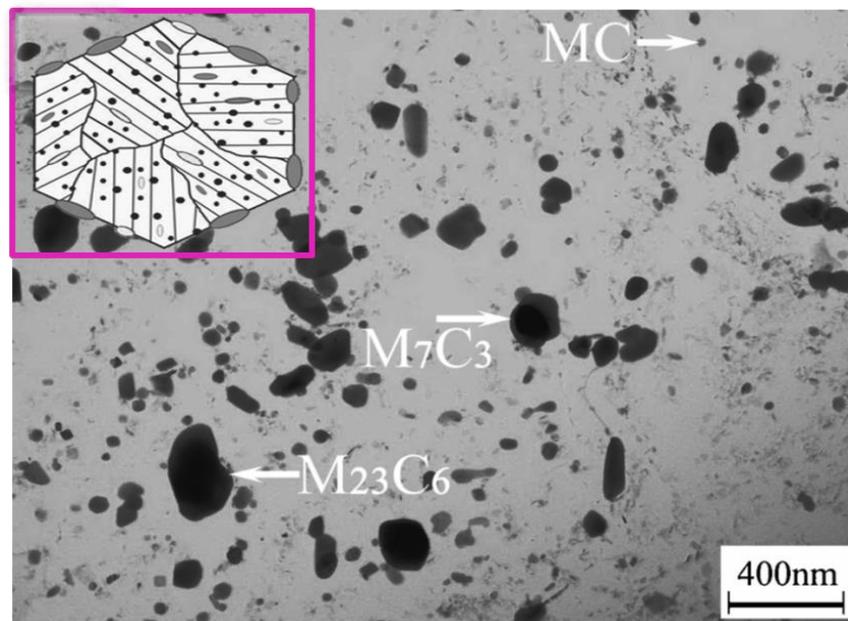
La Figura 2.4 representa la curva de enfriamiento aplicable al tratamiento de temple, en la cual además se contempla como paso posterior el revenido que es otro tratamiento térmico aplicado para quitar tensiones residuales producidas por la transformación adifusional de fases metaestables. **(6)**

Todo lo anterior depende en muchos de los casos del porcentaje de elementos contenidos como molibdeno, cromo, níquel, manganeso, vanadio y tungsteno así como del carbono, hidrógeno y nitrógeno que se encuentren disponibles para interactuar en la estructura del acero. Ya que estos formaran carburos, nitruros o algún otro constituyente complejo, de dureza y puntos de fusión superiores a los que cualquiera de las fases del acero pudiera alcanzar. Existen diversos tipos de carburos que pueden ser formados durante la evolución de las reacciones como los son  $\kappa$ ,  $\epsilon$ ,  $\eta$ ,  $\chi$  de estructuras ortorrómbicas inestables, sin embargo nuclean con facilidad y tienen una tendencia transitoria ya que a partir de estos y conforme siguen llevándose las reacciones forman carburos más estables como lo son los  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $(\text{Fe}, \text{Si}, \text{Mn})\text{C}_x$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ó  $\text{M}_6\text{C}$ , mismos que desempeñan una función estructural que deriva en un efecto macroscópico de alta funcionalidad mejorando el desempeño de los materiales durante su aplicación.

**Tabla 1** Carburos presentes en algunos aceros de uso comercial y su función.

ACEROS	PRECIPITADOS	EFEECTO
INTERSITICIALES LIBRES	TiC, NbC, TiN, NbN	REDUCEN LA CANTIDAD DE ÁTOMOS INSTERSITICIALES COMO HIDRÓGENO Y NITRÓGENO
BAJA ALEACIÓN ALTA RESISTENCIA	TiC, NbC, VC, VN	ENDURECIMIENTO POR PRECIPITACIÓN
RESISTENTES A ALTAS TEMPERATURAS	MC, $\text{M}_2\text{C}$ , $\text{M}_7\text{C}_3$ , $\text{M}_{23}\text{C}_6$	AUMENTO DE RESISTENCIA CREEP
INOXIDABLES	MC, $\text{M}_{23}\text{C}_6$	AUMENTO DE RESISTENCIA A LA CORROSIÓN

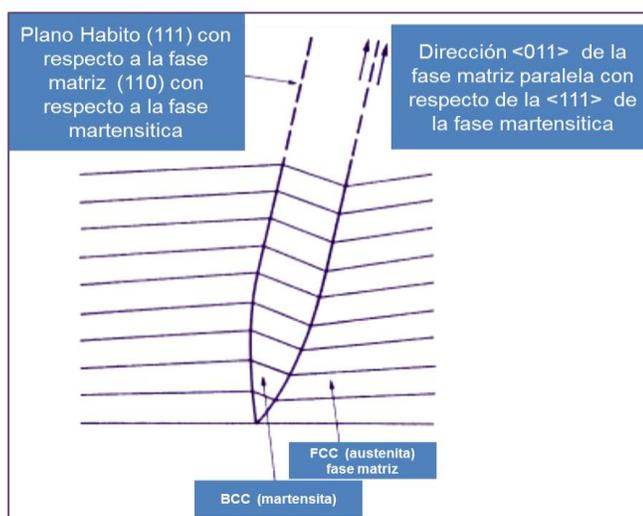
La disolución, dispersión y precipitación de los átomos como solutos contenidos de la matriz, es muy importante ya que estos durante el tratamiento de austenización son disueltos dentro del grano austenítico y una vez que comienza la etapa de enfriamiento precipitan y crecen como una fase finamente dispersa que controla la subsecuente obtención de microconstituyentes como la martensita, la bainita o la ferrita, dependiendo del sitio donde estos se hayan formado. Dichas fases se distribuyen a todo lo largo de la estructura ya sea de modo intragranular, intergranular o hacia los límites de grano austenítico, donde pueden actuar como lugares preferenciales para el crecimiento de microconstituyentes o en caso opuesto actuar como inhibidores o retardantes de la aparición de fases suaves al localizarse en los límites de grano donde retardan la movilidad de los átomos al momento de difundir o reacomodarse. (5)



**Figura 2.5** Representación de la distribución de carburos, en los límites e interior de un grano austenítico. (5)

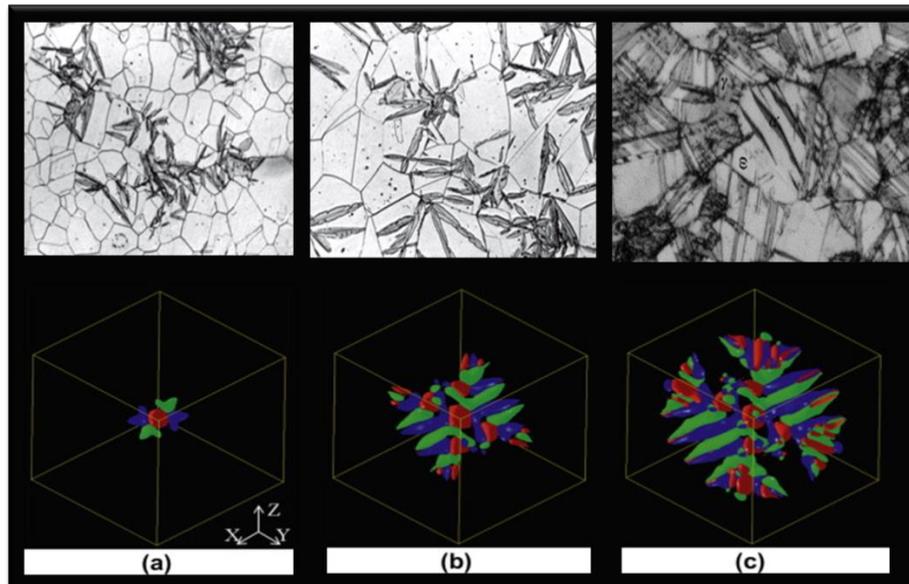
La transformación de la martensita, ocurre simultáneamente mediante un proceso adifusional o displacivo cercano a los límites de grano, en el que los

átomos de carbono son atrapados por la red de hierro como un soluto que sobresatura dicha red y en el cual se involucra un cambio de orden de corto alcance homogéneo estructuralmente, en el que miles de átomos presentan un movimiento cooperativo acompañado de un cizallamiento paralelo a un plano en común entre la fase matriz en este caso la austenita y la fase que está siendo formada el cual se denomina de hábito y es el plano cristalino donde comienza a formarse dicha fase.



**Figura 2.6** La fase martensítica siempre conserva la coherencia con respecto a la fase matriz, creciendo en forma lenticular sobre planos y direcciones preferentes reduciendo la distorsión que esta ejerce sobre la red.

En este caso la austenita genera una alta concentración de energía elástica en el entorno de la zona transformada por el cambio de volumen y el cambio en la simetría del cristal, misma que se convierte en la responsable de terminar la transformación, la cual puede ser susceptible del fenómeno de histéresis o transformación reversible ya sea al aplicar temperatura o deformación, se comienza la regeneración de la fase ferrítica esto ya que la martensita es una fase metaestable y por ser un movimiento displacivo masivo parecido al mecanismo de formación del maclaje mismo que concentra una alta energía en la red distorsionada es que se puede presentar esta reversibilidad. **(7)**



**Figura 2.7** Representación esquemática de la evolución de transformación de la fase martensítica partiendo del interior del grano austenítico. **(8)**

Como ya se ha mencionado la capacidad de temple de un acero también es dependiente de los elementos que este contenga mas sin embargo siempre será el carbono el que represente el papel más importante para la formación de la fase martensítica. (3)

## **2.4 Efecto del boro como elemento aleante sobre la sensibilidad de temple de los aceros de ultra alta resistencia**

La cantidad y variedad de aleantes para la fabricación de acero es mucha en la actualidad, más para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas, basta con agregar solo un pequeño porcentaje del elemento aleante, misma que va a depender del grado de pureza en que este sea adicionado.

La presentación de muchos de ellos es una aleación la cual combina el elemento aleante y minerales de hierro como la base principal, denominándoseles ferroaleaciones, mismas que permiten que el material no sea tan costoso como si este fuera de un grado puro.

La preparación básica de un acero, puede ser cualquiera de los dos métodos siguientes, ya sea por medio de un alto horno o por medio de hornos eléctricos de arco o inducción, cualquiera de las dos metodologías son las más aplicadas en la industria acerera.

El boro en su estado natural, lo podemos encontrar en combinación con el oxígeno, es decir como minerales de óxidos, siendo los más importantes el BORAX (tincal)  $\text{Na}_2\text{O} \times 2\text{B}_2\text{O}_3 \times 10\text{H}_2\text{O}$ ; TINCALCONITA:  $\text{Na}_2\text{O} \times 2\text{B}_2\text{O}_3 \times 5\text{H}_2\text{O}$ ; KERNITA (RASORITA):  $\text{Na}_2\text{O} \times 2\text{B}_2\text{O}_3 \times 4\text{H}_2\text{O}$ ; BORACITA:  $5\text{MgO} \times \text{MgCl}_2 \times 7\text{B}_2\text{O}_3$  y la COLEMANITA:  $2\text{CaO} \times 3\text{B}_2\text{O}_3 \times 5\text{H}_2\text{O}$ .

Este elemento ubicado entre los metaloides, por sí mismo cuenta con una alta resistencia mecánica y su arreglo atómico puede presentarse de tres diferentes acomodos, se puede encontrar el boro como gama tetragonal ( $\gamma$ ), formado por 50 átomos por celda unitaria, los cuales se obtienen de cuatro icosaedros, unidos estos de forma tetraédrica por dos átomos de boro.

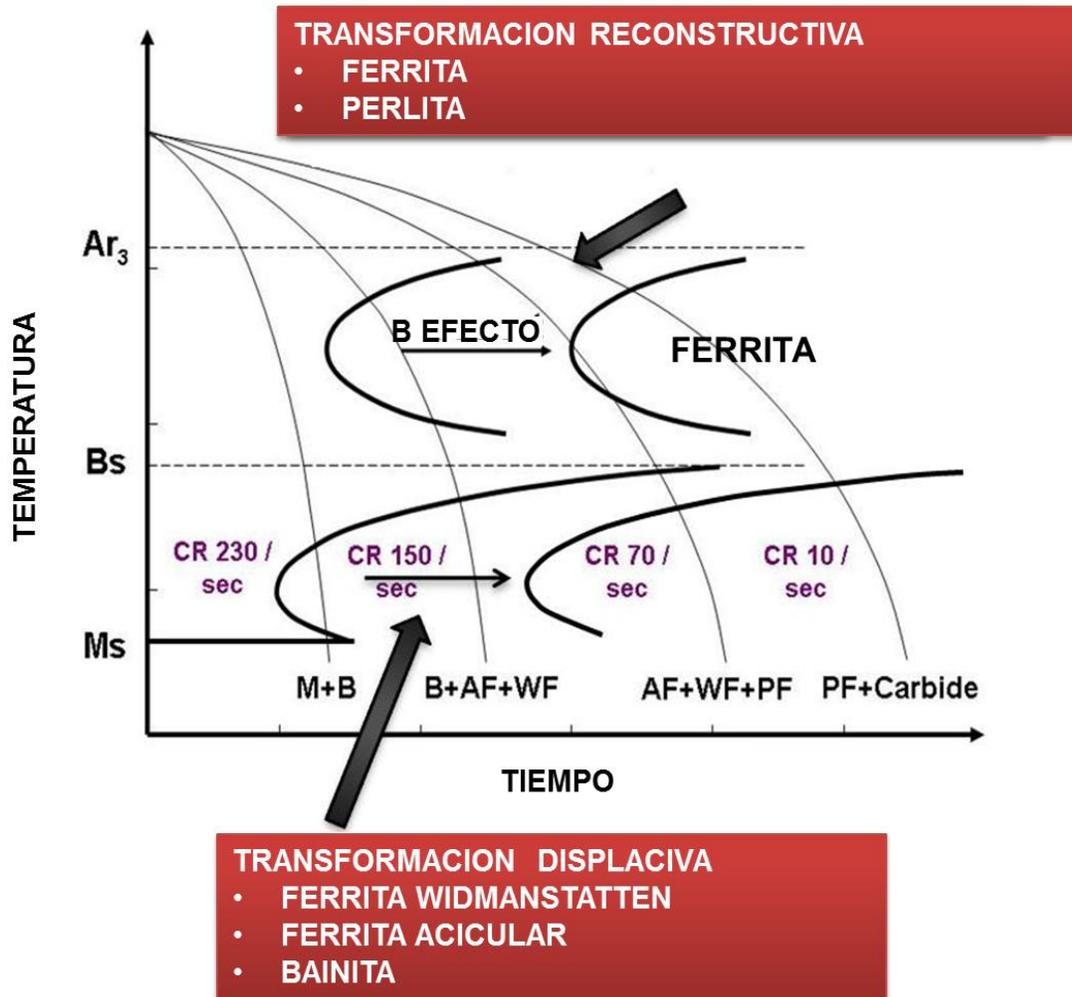
Otras estructuras en el boro romboédrico alfa ( $\alpha$ ) también tetraédrico, en el cual los icosaedros se unen de manera paralela en forma de láminas y por último el boro romboédrico beta ( $\beta$ ), el cual está compuesto por 12 icosaedros unidos por una unidad central, los diversos arreglos de los átomos de boro lo hacen un material con un alto grado de anisotropía, requiriendo de altos grados de energía activar sus planos de deslizamiento efecto que se traduce en propiedades mecánicas altas. **(9)**

Jandeska y E.J.Morrall 1972, concluyeron que los átomos de boro, ocupan lugares intersticiales en la red de hierro gama. En estudios paralelos C.C. McBride, J.W. Spretnak y R.Speiser 1955, llegaron a la misma conclusión, mediante la comparación del radio atómico del boro y la distancia interatómica de la red de hierro gama, siendo estos resultados realizados sin considerar los mecanismos físicos y químicos de la unión de los elementos. **(10)**

Según Lopéz – Chipres et al 2008 **(11)**, comenta en sus escritos que debido a la naturaleza difusiva del átomo de boro contenido en el grano de austenita, este puede ocupar cualquier posición ya sea intersticial o sustitucional dependiendo de la energía de activación requerida para su difusión y acomodo, más en estudios realizados por R.M.Goldhoff and J.W.Spretnak **(9)** encontraron mediante la medición de la red de hierro gama por la técnica de difracción de rayos X, que ésta reduce su espacio en presencia de los átomos de boro, resultados que permitieron deducir que es más favorable que el boro ocupé lugares sustitucionales en la red de hierro. Siendo su posición altamente debatible aun en la actualidad y dependiente de la consideración de quien la determine.

La adición de boro en la aleaciones de acero es un tema tecnológicamente muy importante ya que además de ser un excelente refinador de grano este elemento es muy empleado debido a que tiene un gran impacto sobre la capacidad de temple del acero que lo contenga y en comparativa con elementos como el Cr, Mo, o V, una mínima adición de este al baño de metal fundido logra lo que una cantidad mayor de los otros elementos antes mencionados pudiera alcanzar, aumentando la importancia de su uso en la industria desde el punto de vista de costo – beneficio.

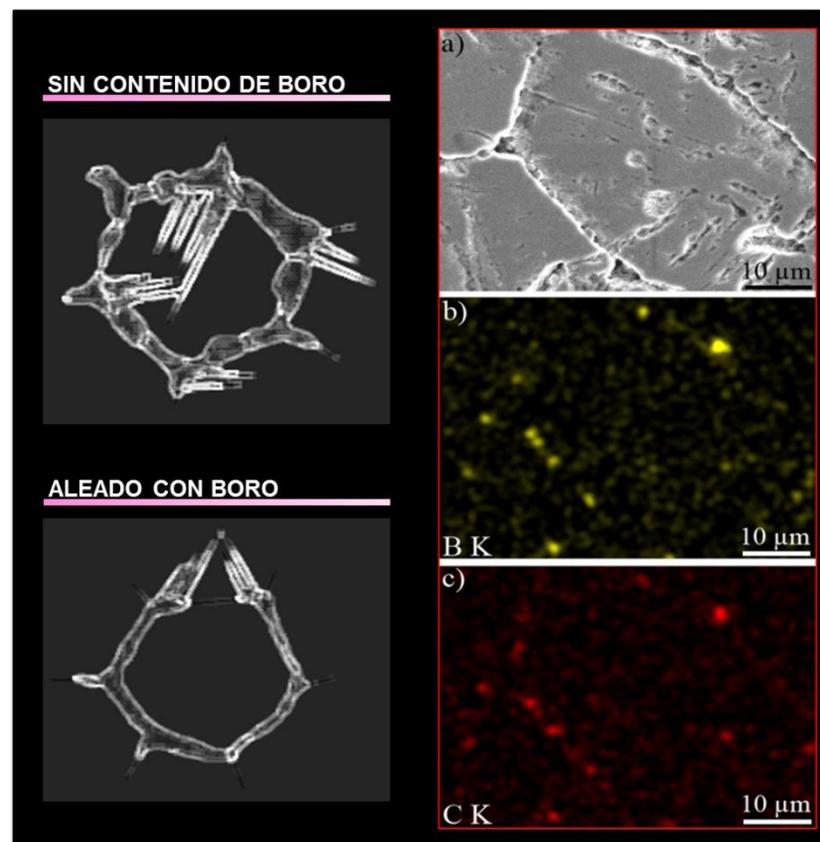
Este efecto tan marcado sobre la templabilidad se logra gracias a que el boro posee una alta capacidad difusiva siendo su coeficiente de difusión en hierro gama de  $2 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$ , casi equiparable a la del nitrógeno, presentando éste una alta actividad desde los 820 °C aproximadamente. Y debido a su movilidad en cuanto los átomos de boro migran hacia los límites de grano de la austenita estos reducen su alta energía retardando la transformación de fases ferríticas.



**Figura 2.8** Efecto del boro visto a través de un diagrama TTT, en el cual se aprecia cómo es desplazada la zona ferrítica hacia la derecha ampliando la zona austenítica permitiendo así la fácil obtención de fases como la martensita o bainita a velocidades de enfriamiento de hasta 230 °C /s. **(15)**

Existen dos mecanismos por los cuales los átomos de boro son capaces de acomodarse dentro de la estructura, uno de ellos es denominado segregación en equilibrio (EGS por sus siglas en inglés), éste consiste en dar el suficiente tiempo a alta temperatura, de tal forma que el boro pueda migrar desde el interior del grano hacia zonas de alta energía enriqueciéndolas de átomos de soluto reduciendo su energía debido a la segregación de los mismos. **(12)**

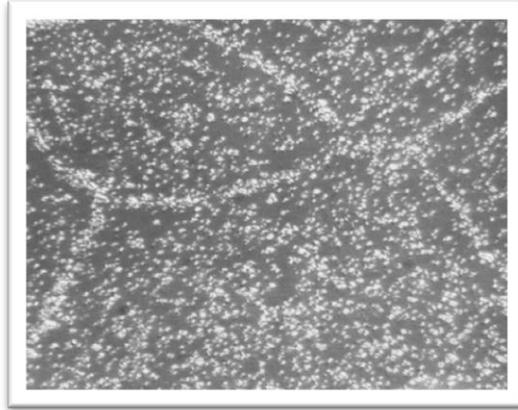
El otro mecanismo propuesto se denomina segregación fuera de equilibrio (NGS por sus siglas en inglés) y este ocurre durante el enfriamiento desde una alta temperatura por efecto de la difusión de compuestos supersaturados de átomos de soluto y vacancias los cuales fueron creados por deformación, por efecto del temple o por irradiación, mismos que viajan hacia los límites de grano donde al llegar a las vacancias son eliminadas causando la descomposición del compuesto, siendo este un proceso dinámico que tiene como efecto el enriquecimiento de los límites de grano al segregar los átomos de boro. (13)



**Figura 2.9** Imagen comparativa de cómo es que el grano de austenita sin boro estaría presentando la formación de fases en su límite de grano en lado derecho de la imagen y en lado izquierdo se aprecia una imagen tomada mediante un mapeo por SEM-EDS en el cual se aprecia la distribución los átomos de boro en amarillo y de carbono en color rojo a lo largo de un grano austenítico deformado a 650°C. (17)

Otro efecto importante en cuanto a la adición del boro es su efecto retardante sobre la recristalización dinámica de los granos, ya que dificulta la movilidad entre los límites de grano al comenzar el ciclo de enfriamiento por el requerimiento de energía para la difusión de los átomos del interior del grano hacia sus límites, en donde estos actúa como una especie de pegamento al formar una película, que ayuda a que los granos existentes coalezcan entre sí y se produzca una estructura más compacta con la cual los nuevos granos se deslicen y mantenga en movimiento deformándose entre sí al ir arrastrando los átomos de solutos reduciéndose así su velocidad. **(12)** Y mediante este mecanismo se dará paso a las nuevas estructuras cristalinas, desapareciendo dicho efecto una vez que se llegue al equilibrio. **(16)**

Debido a la poca cantidad de boro que sea adicionada para alear los aceros siendo de 200 a 300 ppm, la definición de la posición que ocupan los átomos de boro al formar una distribución uniforme en solución sólida, en segregación o en la formación de precipitados, requiere del uso de técnicas no convencionales las cuales tengan un alto nivel de sensibilidad que sirva para determinar la presencia de los átomos de boro contenidos en el acero, una de las técnicas aplicadas para este efecto es la autoradiografía, la cual aprovecha la capacidad del boro de emitir radiación alfa a través de una reacción nuclear del isotopo del Boro ( $B^{10}$ ), estas partículas son de poca penetración y son empleadas para la obtención de imágenes de alta resolución aun y con cantidades de 1ppm.



**Figura 2.10** Imagen obtenida por la técnica de autoradiografía donde se muestra los átomos de boro dispersos a través de los granos austeníticos con una marcada tendencia acumulativa hacia los límites de dicho grano. **(14)**

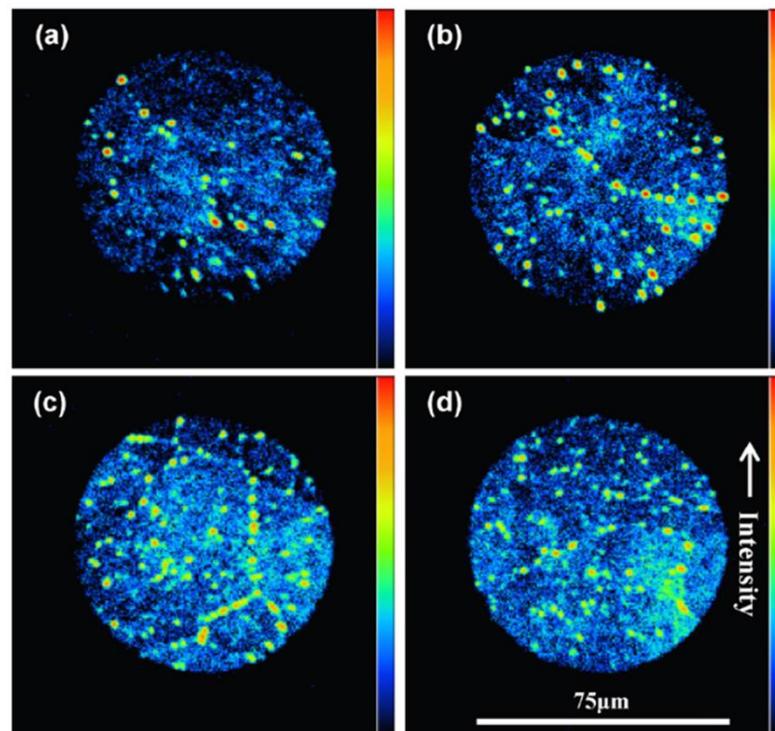
Según un estudio realizado por DONG JUN MUN y colaboradores 2011 **(19)**, encontraron la importancia que tiene el contenido de boro y la velocidad de enfriamiento sobre la dispersión de éste en la matriz de acero, partiendo desde la temperatura de solubilización y considerando para tal efecto la segregación de los átomos en los límites de grano y la precipitación de borocarburos, basándose en el mecanismo segregación de estos fuera equilibrio por acción de la difusión de los compuestos formados por vacancias/átomos de solutos.

Realizaron la comparación entre un acero que contenía boro y uno que no lo contenía, además a la aleación se le agregó Ti, con la finalidad de que este atrapara al nitrógeno evitando su interacción con el boro. Partiendo para el ciclo de enfriamiento continuo de dos distintas temperaturas siendo estas 900° y 1200°C, aplicando varias velocidades de enfriamiento de 1, 5, 10, 20, 40 y 60 °C/s.

Observando mediante la técnica de espectroscopio de masa y ión secundario (secondary ion mass spectroscopy o SIMS por sus siglas en inglés), que al realizar el enfriamiento a velocidades lentas de 1, 5 y 10 °C/s o partiendo de una temperatura de austenización alta como lo fueron los 1200°C, el boro tiende disminuir su efecto por la formación y enriquecimiento por medio de difusión de los

precipitados  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ , presentando ferrita acicular y poligonal como principales microconstituyentes. También confirmaron que a velocidades intermedias de  $20^\circ\text{C/s}$  se continua presentando fases ferrítica como la acicular aunque de una morfología más fina y se incrementa el porcentaje contenido de bainita, como último punto se revisaron las velocidades de enfriamiento más altas de 40 a  $60^\circ\text{C/s}$ , encontrando que el efecto del boro es más marcado para este tipo enfriamiento al presentar estructuras compuestas principalmente por fases bainítico – martensíticas.

Logrando así concluir que el boro adicionado en una aleación y su efecto sobre esta, dependerá de las velocidades de enfriamiento aplicadas a la misma. Y que entre más lentas sean las velocidades aplicadas mayor tiempo se dará al elemento para difundir y alcanzar estados energéticos más estables al reaccionar con átomos de otras especies reduciendo así su efecto inhibitor de fases suaves como la ferrita.



**Figura 2.11** Imagen tomada por medio espectroscopio de masa de ión secundario, distintas velocidades de enfriamiento a)  $1^\circ\text{C/s}$ , b)  $5^\circ\text{C/s}$ , c)  $10^\circ\text{C/s}$ , d)  $20^\circ\text{C/s}$ .

En la figura 2.11 se muestra la distribución de los átomos de boro y su concentración sobre los límites de grano y donde, dependiendo de la velocidad de enfriamiento aplicada es que se puede apreciar el incremento de precipitados.

Para la conformación en caliente de los aceros al boro, se debe de considerar tres condiciones que pueden impactar directamente sobre la efectividad del boro, como primer punto se debe vigilar la cantidad de nitrógeno u otros elementos intersticiales que pudieran interactuar con el boro, recomendando el empleo de elementos como el titanio para un efectivo control sobre el nitrógeno al formar nitruros de titanio.

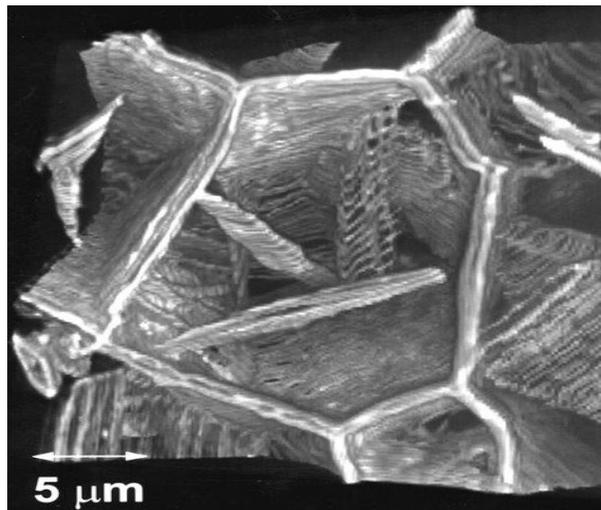
Otra manera en la cual se puede llegar a la pérdida de la efectividad de la adición de boro, puede presentarse de no tener un óptimo control sobre la cantidad adicionada debido a que los precipitados de boro como lo son los borocarburos  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ , pueden precipitar tanto en el interior como en el exterior de los granos austeníticos y al ser finos y dispersos debido al exceso sobre la adición de este elemento producirá un efecto contrario al hacer que estos precipitados crezcan produciéndose así un aumento en lugares preferenciales para la nucleación de las fases suaves como la ferrita. Este efecto puede ser tratado mediante una nueva etapa de solubilización a alta temperatura en la cual los boruros se disuelvan liberando el boro que los compone y este pase de nuevo a su estado de soluto. (15)



**Figura 2.12** Imagen obtenida por la técnica de análisis EPMA por sus siglas en inglés de los precipitados de boro  $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ , obtenidos por la alta temperatura

durante el tratamiento de solubilización y una lenta velocidad de enfriamiento  $1^{\circ}\text{C/s}$ . (13)

El tamaño de grano austenítico también debe ser controlado debido a que este es el que determinara la formación de las siguientes nuevas fases, para la segregación del boro en el grano austenítico este debe ser fino y uniforme no muy grande para que el boro pueda moverse rápidamente a través de la matriz hacia los límites de grano.



**Figura 2.13** Imagen obtenida por medio de reconstrucción tridimensional computarizada de un grano austenítico del cual se parte para la transformación hacia nuevas fases misma en la que se aprecia en los límites de grano una capa delgada de cementita y su relación con la formación de fases al interior del grano.

Los aceros aleados con boro son de alto valor para la aplicación estructural por la facilidad de conformado en caliente que presentan y su alta resistencia una vez que estos son llevados desde una alta temperatura a temperatura ambiente por efecto de algún medio de extracción de calor ya sea agua, aire o aceite, con el cual las propiedades finales mejoran gracias al efecto que este tiene sobre la templabilidad.

## 2.5 Clasificación de los aceros aleados con boro

La clasificación otorgada a este tipo de material según menciona la bibliografía es establecida de diversas maneras, en el caso de estudio de este trabajo se utiliza un acero aleado con boro recubierto con aluminio que cubre las condiciones de la norma WSS-M1A357-A1 de FORD MOTOR COMPANY , en la cual establece que el acero debe tener la siguiente composición química.

**Tabla 2.** Composición química del acero al boro recubierto con aluminio empleado para el caso de estudio, Cortesía Ford Motors Co. WSS-M1A357-A1 **(20)**

Composición química del acero empleado para el proceso de estampado en caliente % e.p. máx.								
C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	B	N
0.025	1.40	0.030	0.015	0.50	0.35	0.35	0.0050	0.009

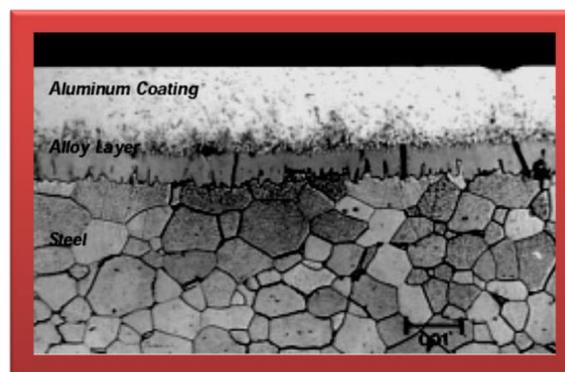
Para este mismo material pero fabricado por la compañía acerera ARCELOMITTAL, lo denomina en dos clasificaciones USIBOR 1500 P y 22MnB5, los cuales alcanza unas excelentes propiedades mecánicas al recibir un tratamiento térmico a 950°C por espacio de 10 minutos seguido de un enfriamiento brusco calculado de 50°C/seg. Consiguiendo así la transformación de fases perlíticas a fases más duras como la martensita la cual será homogénea a todo lo largo de la pieza. **(21)**

Por su parte la compañía acerera AK Steel, también cuenta con su propia línea para este tipo de aceros el cual denomina Ultra Lume, mismo que tiene una resistencia a la tensión inicial de 600MPa y después de recibir el tratamiento de termoformado alcanza 1,400 MPa representando un incremento de dos veces su valor inicial. **(22)**

## 2.6 Recubrimiento del acero con una capa de aleación de aluminio por el método de inmersión en caliente (hot dipping)

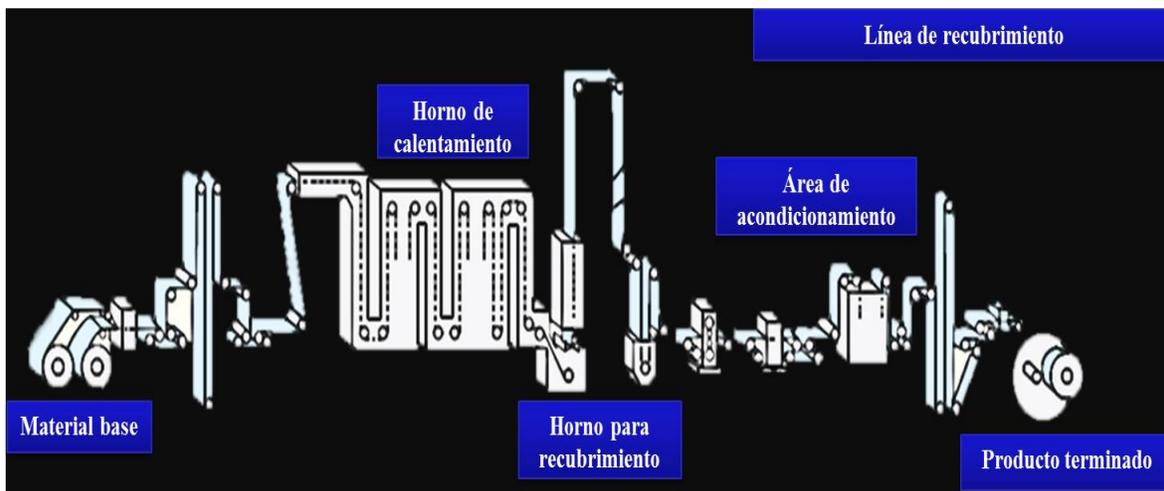
Existen varias metodologías para la realización del proceso de aluminizado siendo algunas de ellas por spray, vaporización - deposición de gases, electrolítico y el de inmersión en caliente, este último es un método de recubrimiento de superficies continuo, planeado en un principio para la elaboración de aceros a los cuales se les requería aumentar su conductividad eléctrica, hoy en día esta es ampliamente empleada en la fabricación de aceros y aquel tipo de piezas que requiera de una protección contra las condiciones ambientales a las que estará expuesta durante su vida útil.

Los elementos más comúnmente aplicados son el Zn y el Al por su alta pasividad, ya que estos presentan una alta resistencia química al ser expuestos a ambientes corrosivos o ante las elevadas temperaturas. La adición de esta capa protectora se realiza en el área de los molinos de laminación en la acería, para realizar la deposición del metal fundido se coloca un horno en el cual se encuentra el aluminio o alguna de sus aleaciones en estado líquido y mismo en el que el acero es sumergido para que por efecto de la capilaridad el líquido pase a formar parte del sustrato como una capa protectora sobre su superficie. **(23)**



**Figura 2.14** Micrografía de un acero, obtenida después de aplicar el proceso de inmersión en caliente, en el cual se aprecia la capa de aluminio, la interface de aleaciones entre aluminio y hierro, por último el sustrato de acero. **(24)**

El material base del que se parte puede ser laminado en frío o en caliente es decir que este pasa directo de la colada a laminación y por ende al tratamiento de inmersión, el cual cuenta con una línea de soldadura la que se encarga de la alimentación continua del rollo de lámina hacia los trenes de laminación, en su recorrido el acero es calentado hasta los 700°C, para posteriormente ser sumergido en el baño de aluminio por un promedio de 20 segundos, donde la aleación de aluminio también se encuentra a la misma temperatura del rollo de acero el cual al pasar por esa estación, queda recubierto y de ahí es inmediatamente pasado a enfriadores de aire forzado esto con la finalidad de que la capa se adhiera en la superficie del sustrato, una vez que esto se consigue la lámina continua su camino hacia hornos de tratamiento térmico en los cuales se garantiza la uniformidad y espesor de capa ya que esta tiende a crecer y volverse resistente por efecto de la inter-difusión inducida por la temperatura del horno donde recibe el tratamiento, posteriormente es enrollada por un rodillo de tensión donde se prepara el producto terminado.



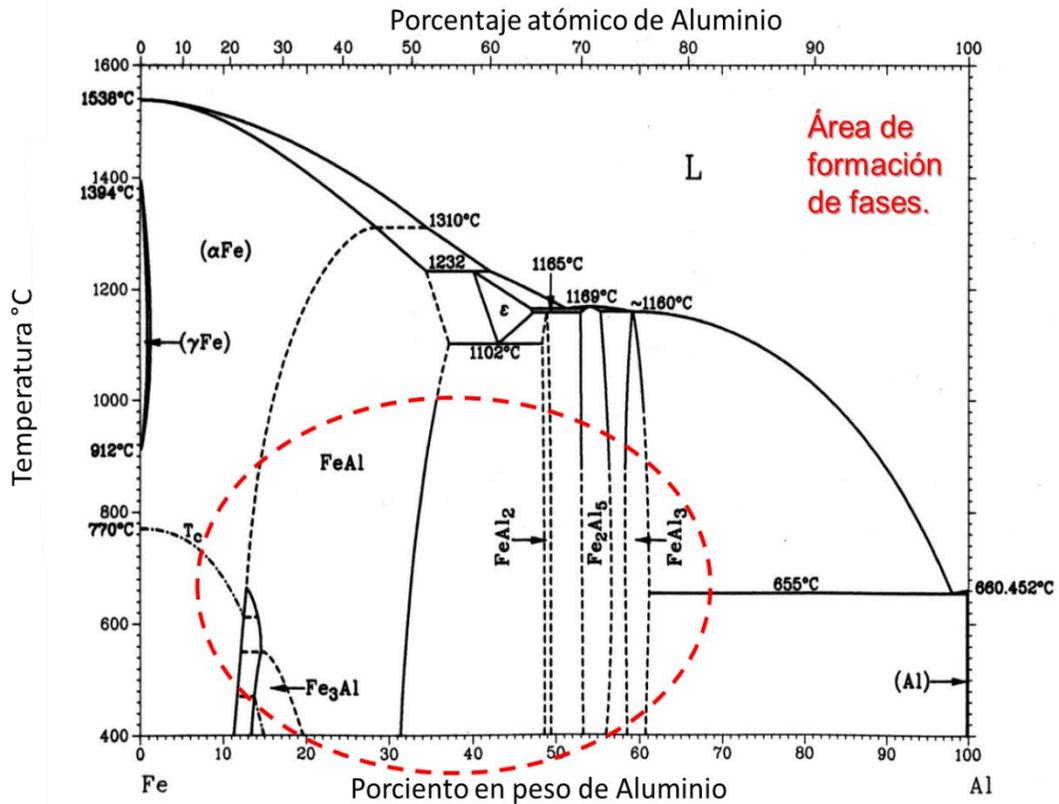
**Figura 2.15** Diagrama de flujo para el proceso de aluminizado empleado en el recubrimiento de aceros. (23)

El proceso de aluminizado involucra fenómenos de capilaridad, mojado, disolución, inter-difusión y la formación de intermetálicos, de no existir la formación de estos últimos sería imposible realizar dicha unión por la limitada solubilidad

entre ambos compuestos, como lo muestra el diagrama binario Fe – Al de la figura 2.16, en el cual se remarca la zona de fases más representativa para el proceso de inmersión en caliente, ya que como se mencionó anteriormente una vez que la capa es deposita sobre el sustrato esta crece y se modifica por medio de difusión y al seguir la interacción atómica y la elevada temperatura se propiciara la formación y combinación de las fases propuestas según el diagrama.

Después de la aplicación de la capa protectora esta se compone principalmente por aluminio, el cual una vez que se encuentra sobre la superficie del acero por efecto de la temperatura comienza a formar fases más complejas, compuestas de aluminatos mismos que continúan creciendo conforme pase el tiempo.

Dentro de la gama de compuestos intermetálicos que pudieran estar presentes en la capa son el  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{FeAl}_2$  o el  $\text{FeAl}$ , predominando la fase  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  la cual es rica en aluminio. La fase épsilon mostrada en una región del diagrama muy difícilmente se puede presentar debido a que el acero solo puede ser calentado máximo hasta los  $1000^\circ\text{C}$  promedio para no perder la efectividad del boro, mas no se descarta su presencia en poca cantidad.

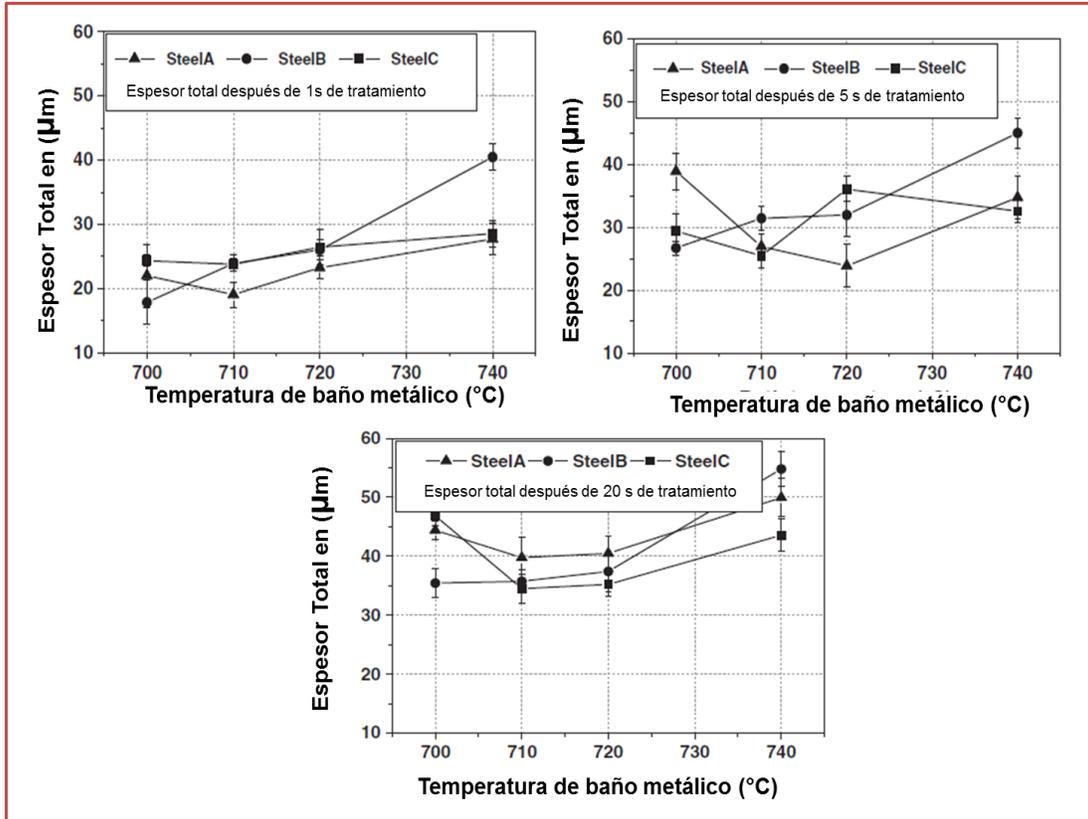


**Figura 2.16** Diagrama Fe- Al, empleado para la predicción de formación de fases.

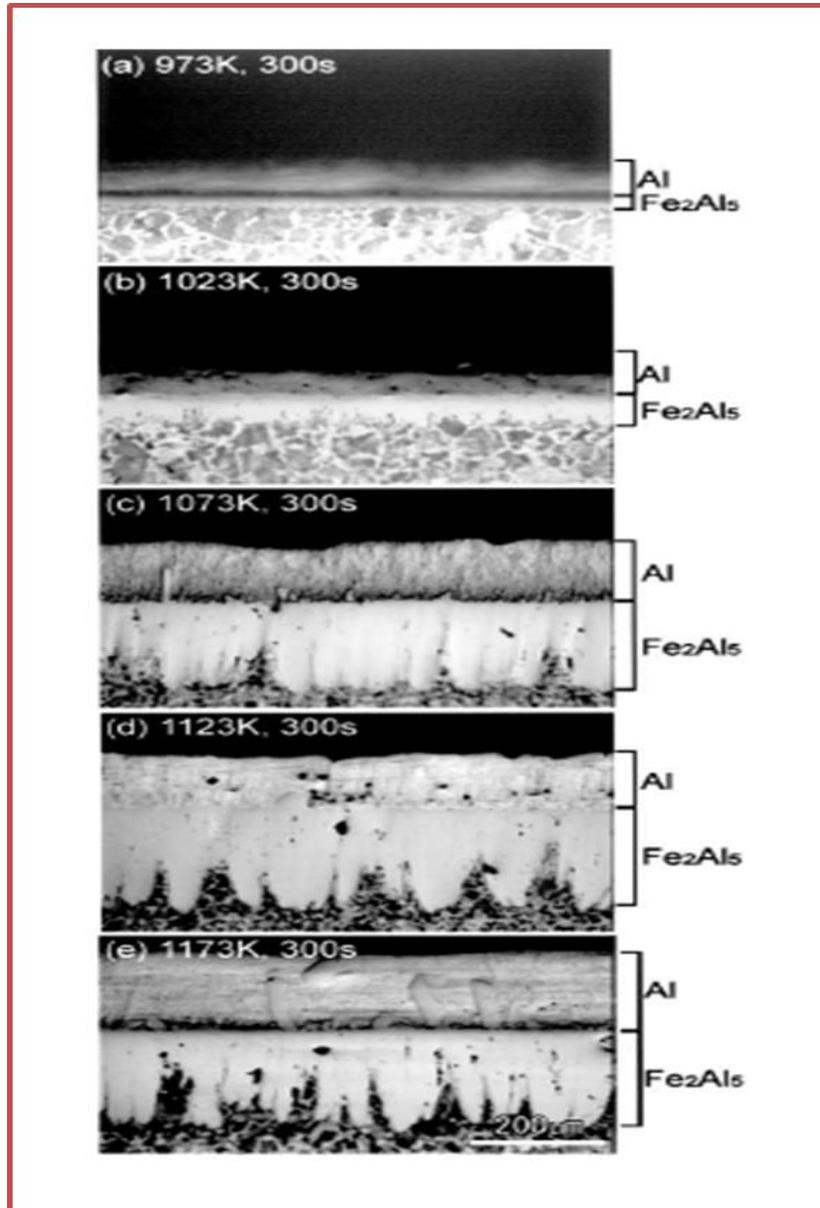
Los espesores de capa para este tratamiento están en función de:

- tiempo de tratamiento: es decir el tiempo que esta el sustrato inmerso en el baño de metal fundido.
- Composición química del acero: según estudios realizados por Sung-Ha Hwang y colaboradores en 2005 (24), determinaron que el espesor de capa puede ser controlado por la acción de disolución del mismo sustrato, el cual entre más rico en carbono, los átomos de este tenderán a difundir entre el sustrato y la capa de intermetálicos reduciendo así el espesor y haciéndola más fina.

- La composición química de la aleación de aluminio si esta cuenta con algún porcentaje en peso de silicio, este tendrá un efecto similar al del carbono reduciendo el espesor de la capa depositada.



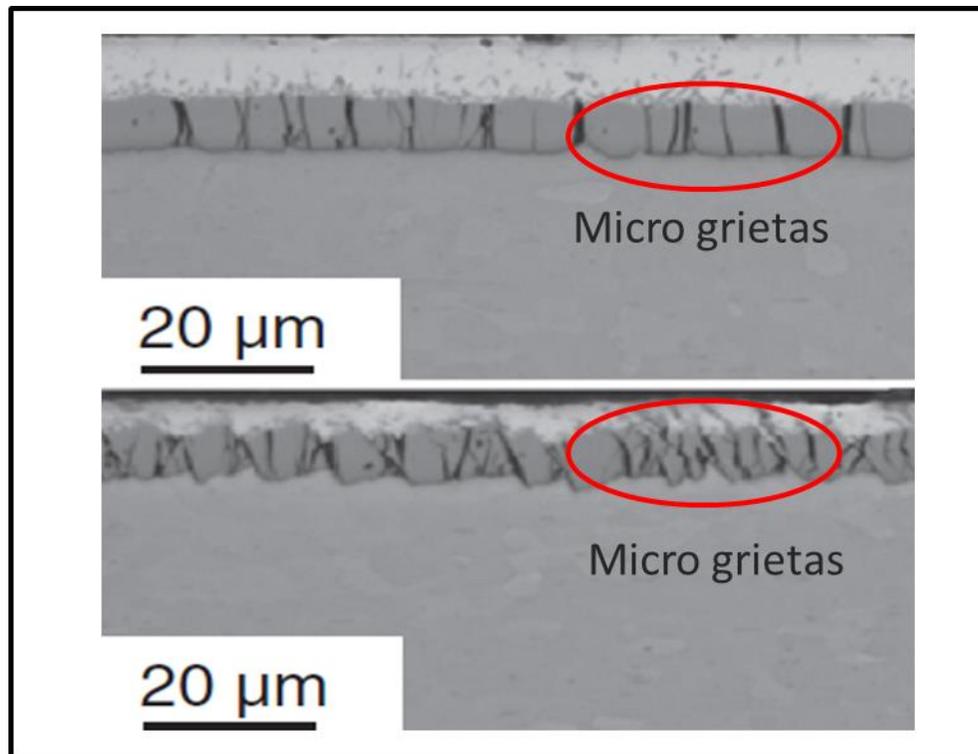
**Figura 2.17** Gráfica de proceso de inmersión a distintos tiempos para aceros de diferentes composiciones y en la que se aprecia como conforme se incrementa el tiempo el espesor en micras de la capa va aumentando. (25)



**Figura 2.18** Evolución de la capa de aluminio en función de la temperatura y tiempo (imagen tomada por microscopía electrónica de barrido). (25)

Las capas al ser compuestos intermetálicos presentan las características típicas de estos materiales como lo son una alta resistencia a la temperatura, resistencia a la abrasión, fragilidad, baja conductividad térmica y alta dureza comparada con cualquiera de las otras fases con las que interactúa, la microdureza reportada en diversos artículos oscilan entre los 600 a los 1000 HV y debido a la diferencia de durezas entre el sustrato y la capa protectora se implica una alta tendencia a la formación de microgrietas explicadas mediante la teoría de

Kinkerdall, la cual hace mención al mecanismo de difusión por vacancias de átomos en una estructura cristalina al interactuar dos materiales con diferencia entre su coeficiente de difusión en donde los átomos migran del de menor coeficiente hacia el de mayor y donde se generan poros que sirven como concentradores de vacancias las cuales aumentan su volumen y se expanden al intentar restaurar su equilibrio (26).



**Figura 2.19** Imagen de microscopía electrónica de barrido en la formación de microgrietas por el efecto Kinkerdall, en la zona de difusión entre aluminio y hierro. (25)

Debido a este efecto la capa protectora puede tener efectos contrarios como la pérdida de la efectividad de protección contra la oxidación o durante la etapa de conformado dejar una escama de óxidos que puede incrustarse sobre la superficie del sustrato volviéndose un generador de inclusiones, convirtiéndose en una posible fuente discontinuidades superficiales y su perder efectividad. El espesor producido puede estar comprendido entre las 5 hasta las 20 micras

dependiendo del tiempo de inmersión así como las temperaturas a las cuales se realizó el proceso y se debe considerar que esta es susceptible de aumentar conforme el material vaya siendo sometido a ciclos de calentamiento.

## 2.7 Estampado en caliente

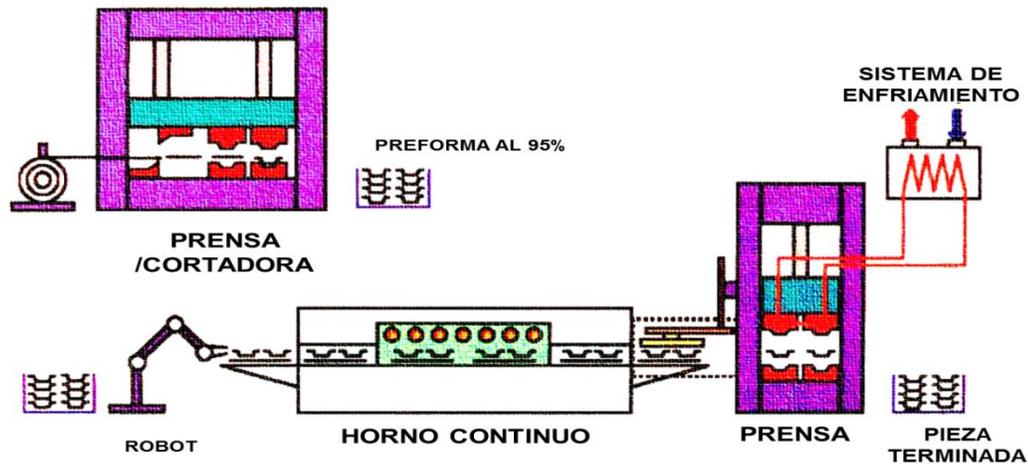
La demanda del sector automotriz por la fabricación de piezas de alta resistencia y propiedades mecánicas predecibles ha permitido el desarrollo de procesos innovadores como lo es el patentado en 1984 por una compañía Suiza (Plannja), dicho proceso fue empleado por primera para el desarrollo de unas piezas empleadas en el automóvil Saab modelo 9000, convirtiéndose así en el primer auto en contar con componentes obtenidos termomecánicamente empleando como material base un acero endurecido por boro. Desde entonces y hasta hoy en día el incremento de este tipo de pieza ha sido exponencial produciéndose actualmente 107 millones de partes por año a nivel mundial. **(33)**

Las piezas obtenidas por este proceso son piezas de seguridad empleadas la mayoría de ellas a todo lo largo de la estructura de los automóviles. El proceso también puede ser definido como un tratamiento termomecánico con una transformación de fases prevista.

Existen dos variantes para el desarrollo del mismo una es denominada de forma indirecta y la otra de forma directa, la principal diferencia entre ambas es que en la indirecta se adiciona un paso de preformado que infiere a la pieza el 90 a 95 % del trabajo de conformado, antes de recibir el tratamiento térmico de austenizado.

**Método indirecto:** Consiste en realizar el 90 a 95% de la deformación prevista para la pieza en la geometría marcada por el molde, de ahí esta es trabajada para dar las dimensiones lo más cercanas al producto final, después es calentada hasta la temperatura de austenización en un horno continuo y por último es templada y conformada en el molde, realizando esta última operación para que

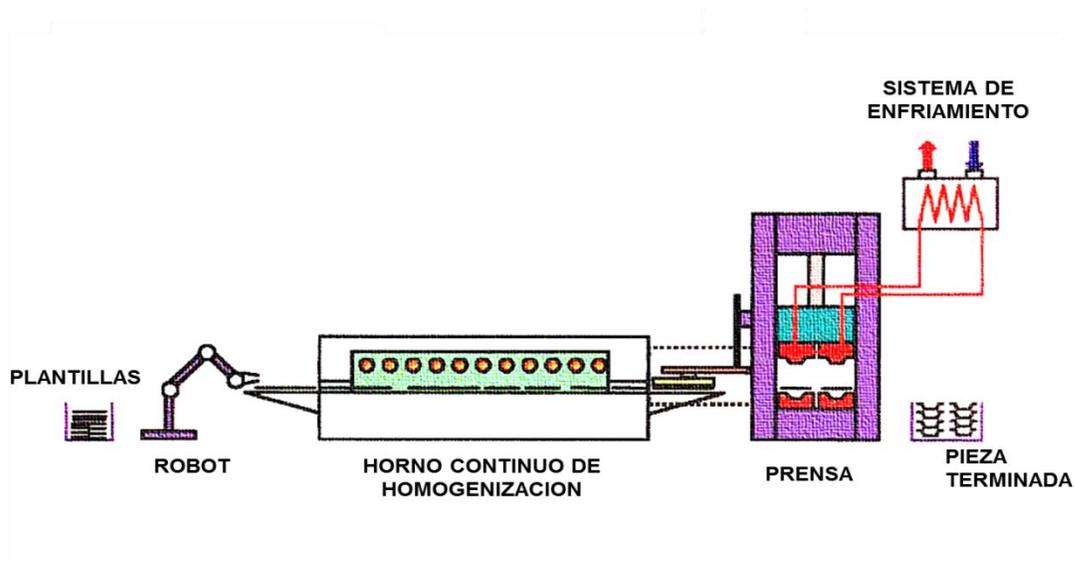
la pieza adopte la geometría requerida aprovechando el incremento de su plasticidad en caliente y templarla para la obtención de las fases de alta dureza.



**Figura 2.20** Representación del proceso de estampado en caliente de forma indirecta. (33)

**Método directo:** Se prepara una plantilla de la pieza a obtener esta se lleva a los entre los 900°C y los 950°C por espacio de 4 a 10 minutos, es decir el tiempo requerido para la correcta homogenización de la fase austenítica, normalmente se emplean hornos de alimentación continua en los que se alcanza la temperatura objetivo casi inmediatamente después de ingresar la pieza.

De ahí, es pasada al molde con la ayuda de robots, para que la plantilla sea estampada obteniendo su geometría final en un solo paso, ésta es enfriada en el mismo molde por medio de circulación de agua misma que le brinda al molde la capacidad de extracción de calor de hasta 50°C/s, provocando así el cambio de estructura austenítica a martensita, que es con la cual se alcanzan los altos niveles de resistencia esperados en la pieza.



**Figura 2.21** Representación esquemática del proceso de estampado de forma directa. (33)

Debido a lo complicado del proceso es que se requiere un acero que pueda ser trabajado en caliente es decir que tenga una alta elasticidad para ser deformado sin sufrir algún desgarre o pérdida de continuidad a través de la superficie de la pieza y que este tenga una alta sensibilidad de temple para que la pieza final alcance una alta resistencia.

Naderi, M., 2007 (27), propone el uso de acero con alta susceptibilidad al temple esto es acero que contengan elemento aleantes como el manganeso, el vanadio, cromo, pero principalmente boro debido a que solo una pequeña cantidad de este elemento en el acero lo vuelve altamente templeable.

**Tabla 3.** Aceros susceptibles al tratamiento por estampado en caliente (27)

Composición química y propiedades mecánicas de los aceros al boro (composición química en % e.p.)

Acero	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
20MnB5	0.04	0.001	0.16	0.23	1.05	–	0.01	0.4	0.034
22MnB5	0.03	0.002	0.23	0.16	1.18	0.005	0.12	0.22	0.04
8MnCrB3	0.05	0.002	0.07	0.37	0.75	0.006	0.01	0.21	0.048
27MnCrB5	0.03	0.002	0.25	0.34	1.24	0.004	0.01	0.21	0.042
37MnB4	0.03	0.001	0.33	0.19	0.81	0.006	0.02	0.31	0.046
				Resistencia a la cedencia		Resistencia a la tensión			
Acero	Temperatura de inicio de la martensita °C	Velocidad de enfriamiento crítica K/s		Proveedor	Estampado en caliente	Proveedor	Estampado en caliente		
20MnB5	450	30		505	967	637	1354		
22MnB5	410	27		457	1010	608	1478		
8MnCrB3	–*	–*		447	751	520	882		
27MnCrB5	400	20		478	1097	638	1611		
37MnB4	350	14		580	1378	810	2040		

–\* indica que no es completamente martensítico.

Las aleaciones propuestas en la anterior investigación no son de uso mandatorio y tampoco se especifican como un método estandarizado, son más bien empleadas como una sugerencia y dependerá de la persona que las emplee o de quien las produzca el asignar la clasificación deseada, considerando que la transformación martensítica comienza a los 425°C y termina a los 280°C.

Una problemática al momento de realizar la selección del material a estampar se presentó cuando este era llevado al ciclo de austenizado ya que al subir la temperatura para el tratamiento de solubilización y entrar este en contacto con la humedad u oxígeno del medio con el cual interactúa se ocasiona la formación de una película de óxidos a todo lo largo de la superficie del metal a estampar y la pérdida de carbono por decarburización del acero al producir CO<sub>2</sub>, si este compuesto es dejado en la superficie del metal ocasionara inclusiones una vez que reciba el estampado deteriorando el aspecto de la pieza obtenida,

además se puede convertir en un concentrador de esfuerzos, reducir la soldabilidad, erosionar los moldes de conformado etc.

Para la solución de lo anterior varias alternativas han sido propuestas, una de ellas estudiada por Borsetto y colaboradores 2009 **(28)**, Es el estudio del efecto de los parámetros para un recubrimiento de aluminio 10 % e. p. de silicio, 3 % e. p. de hierro y 87 % e. p. de aluminio adicionado por la técnica de inmersión en caliente, proceso mediante el cual se genera una capa de aluminio pasivante la cual protege al acero de la exposición con el medio ambiente al formar óxidos complejos. Otra propuesta derivada de sus estudios fue emplear zinc fundido en lugar de aluminio para realizar la protección superficial por la protección catódica que este ofrece.

En investigaciones posteriores Goedicke **(29)**, Paar **(30)**, Mori e Ito **(31)** (2008-2009), basados en procesos para la aplicación de recubrimientos de origen orgánicos como aceites y combinación de agentes protectores por medio del proceso de sol - gel encontraron que se puede evitar y reducir la oxidación.

El objetivo del calentamiento de la lámina de acero, es alcanzar rápidamente la temperatura de austenización comprendida en el rango de los 900 a 950°C, para reducir el incremento de la capa protectora de aluminio la cual debe preferentemente no sobrepasar las 40 micras.

Existen tres formas básicas de aplicar el calentamiento a la hoja de material, y la curva de calentamiento seleccionada es independiente para cada variedad de material.

- Horno de alimentación continua con rodillos.

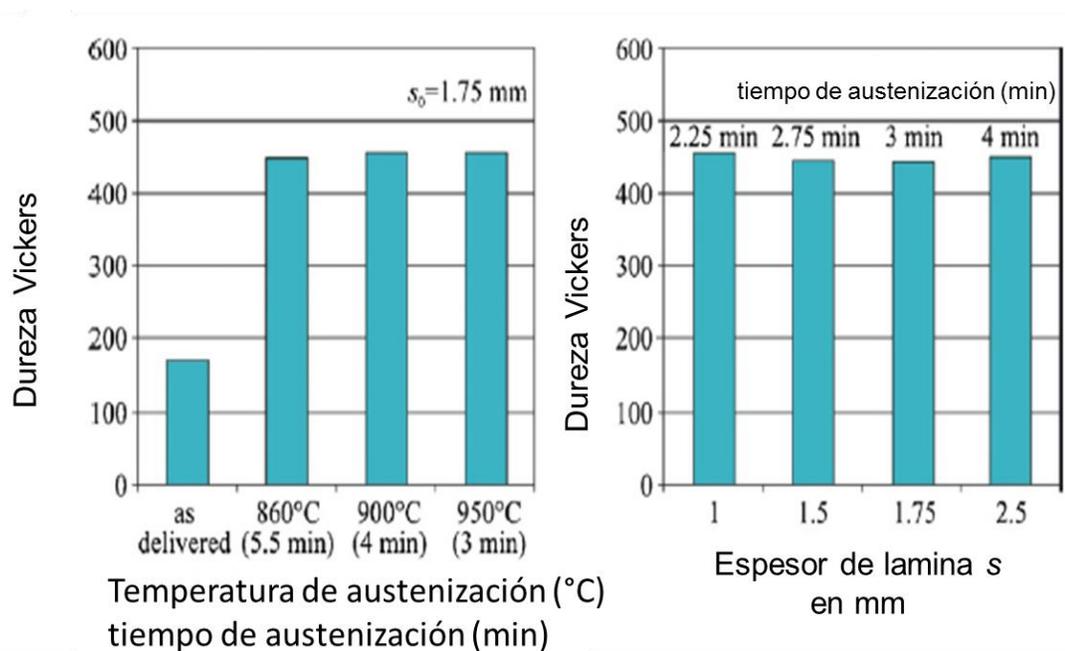
Es un equipo que requiere de altos costos de instalación pues desde el inicio demanda un equipo alterno para la realización de la carga del acero, requiere de un amplio espacio para su instalación ya que llegan a medir hasta 40 metros.

- Inducción

La geometría del inductor es la que determina la posición del campo magnético en relación a la pieza, lo cual genera que el calentamiento no sea homogéneo al depender de la forma de la pieza, la distancia entre la pieza y el inductor también es una variable a considerar para una correcta propagación de la temperatura, sin embargo es más eficiente que el horno de alimentación continua.

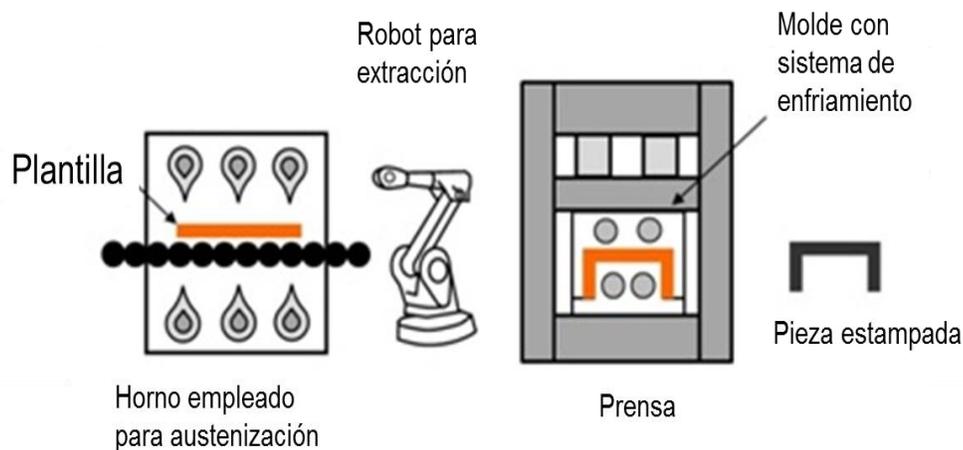
- Conducción

Este método emplea dos electrodos los cuales esta sujetos a la pieza misma que forma parte del circuito por donde se hace pasar una corriente, el calor se genera por la resistencia de la pieza al flujo de la electricidad es decir por la ley de joule. Las piezas entre mayor sean más se oponen al flujo de la corriente en comparación con piezas pequeñas resultando en una ineficiente distribución del calor.



**Figura 2.22** Gráfica de espesor de lámina contra tiempo requerido para alcanzar la temperatura de austenización. (32)

Para la etapa de conformado el metal una vez que es extraído del horno debe ser colocado de inmediato sobre la superficie del molde de la prensa ya que por sus dimensiones este al estar en contacto con el aire se enfría y esto puede afectar la siguiente operación debido a la pérdida de temperatura la cual es muy marcada pues al salir del horno la pieza es extraída a  $950^{\circ}\text{C}$ , teniendo una temperatura de llegada al molde de  $750$  a  $800^{\circ}\text{C}$ , significando esto una pérdida de temperatura de casi  $100^{\circ}\text{C}$  en menos de 9 segundos y de no cuidar la velocidad de transición se tendrá problemas al momento de realizar el estampado. **(33)**

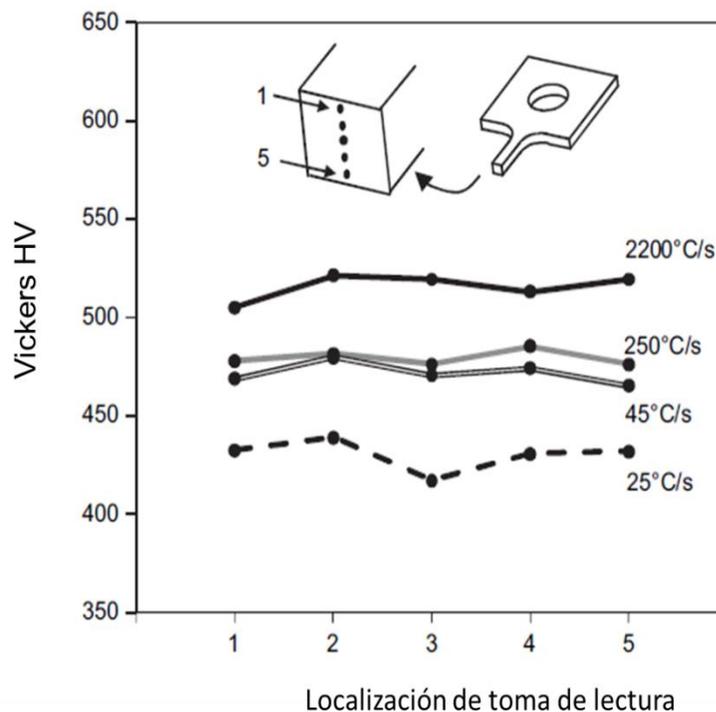


**Figura 2.23** Imagen que muestra el flujo del proceso de estampado en caliente en la cual se remarcan las etapas críticas como la extracción de la plantilla y el ciclo de estampado/enfriamiento. **(34)**

Como ya se mencionó el proceso requiere de un acero con condiciones especiales debido a que este debe presentar una alta deformación en caliente y una sensibilidad de temple lo suficientemente alta para que los sistemas de enfriamiento propuestos en los moldes puedan alcanzar la completa transformación de la fase austenítica a martensítica.

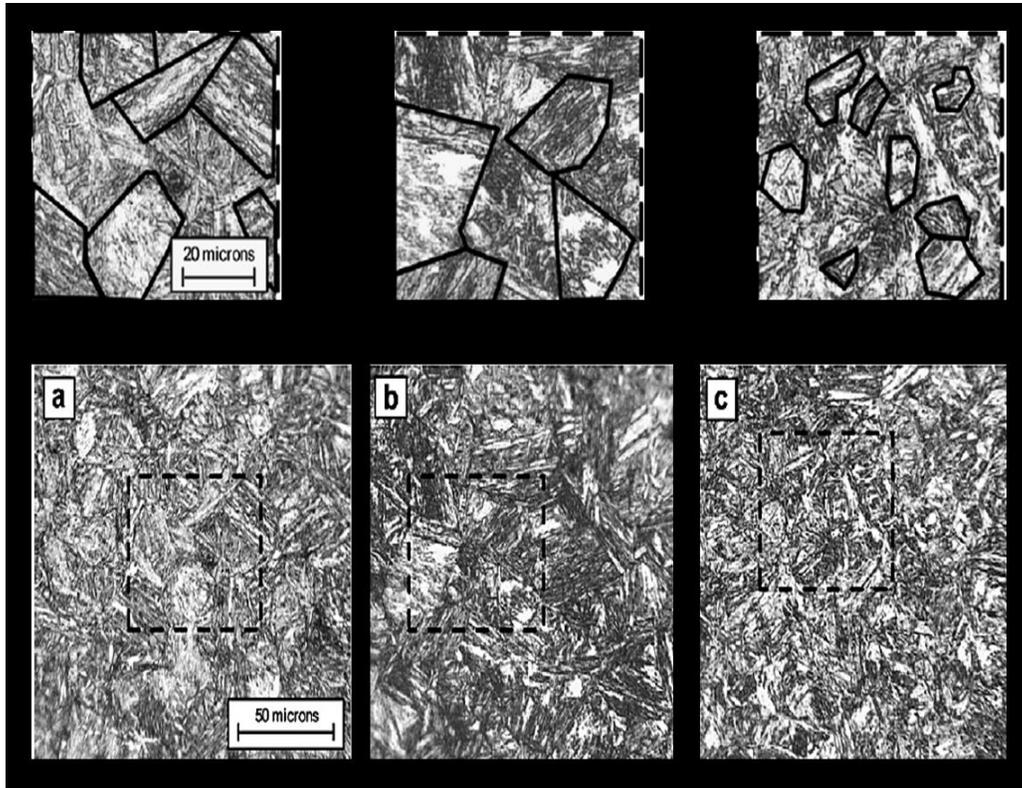
En estudios realizados por Alexander Bardelcik y colaboradores 2009 **(34)**, demuestran como la velocidad de enfriamiento aplicada a la pieza es muy

importante al momento de lograr la transformación martensítica, ya que dependiendo las condiciones de tratamiento el acero puede llegar a transformarse en otras fases de menor dureza como la bainita o la ferrita. Ellos aplicaron cuatro velocidades diferentes de enfriamiento en diferentes medios, siendo estas de 25 °C/s para aire calmo, 45 °C/s aire forzado, 250 °C/s en aceite y 2200 °C/s para un enfriamiento brusco en agua, realizando un perfil de micro dureza para cada uno de los medio de temple utilizados.



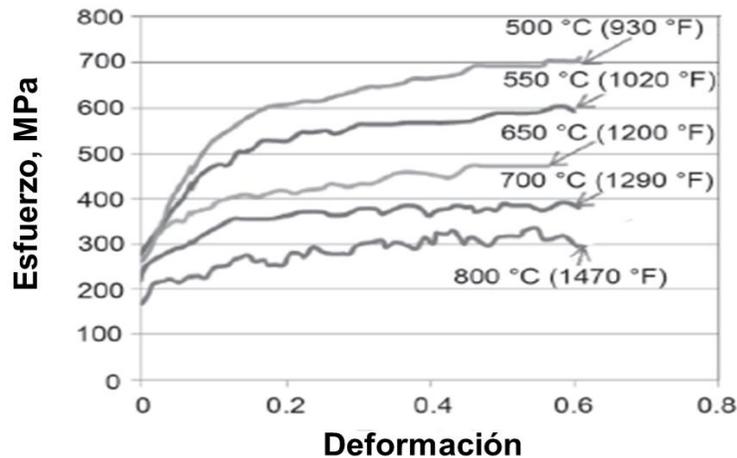
**Figura 2.24** Gráfica de micro durezas realizadas a lo largo de la superficie de la pieza tratada por estampado en caliente templada a diferentes velocidades de enfriamiento. **(34)**

Encontrando que todas las muestras presentaron la transformación martensítica esperada, solo la muestra enfriada más lentamente, presenta una martensita más acomodada y definida que según los perfiles de micro dureza es un poco más suave que la de los especímenes enfriados más bruscamente en donde se aprecia son más erráticos los acomodos de las agujas de la martensita.



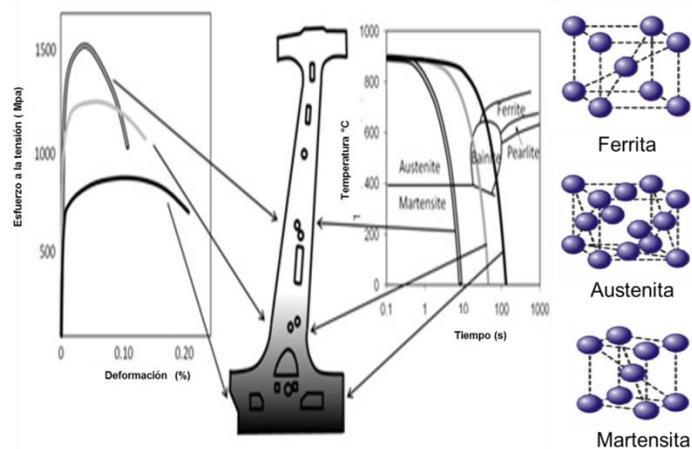
**Figura 2.25** Micrografías tomada mediante microscopio óptico marca Olympus BH60, las cuales corresponden a las distintas velocidades de enfriamiento aplicadas para el estudio siendo a) de  $25^{\circ}\text{C/s}$ , b)  $250^{\circ}\text{C/s}$  y c)  $2200^{\circ}\text{C/s}$ , las más representativas y de las que se determinó al inciso c) como la microestructura más errática. (34)

La aplicación de la carga sobre la pieza a estampar genera esfuerzos entre los microconstituyentes, traduciéndose esto como resistencia al flujo plástico y endurecimiento por deformación, el rolado de la lámina no tiene influencia sobre estas características como lo tiene la temperatura, ya que al incrementar este parámetro, este disminuye ambas variables al inducir recuperación dinámica de los granos balanceando el endurecimiento por deformación reduciendo la pérdida de dimensiones por efecto de la plasticidad del metal.



**Figura 2.26** Gráfica del efecto de la temperatura sobre la ductilidad del acero estampado. (33)

El conformado y templado del metal deja como resultado una pieza con una microestructura muy resistente este efecto puede resultar contrario para las siguientes etapas de maquina o soldadura, por lo cual las últimas tendencias están basándose en la creación de moldes con calentamiento o enfriamiento selectivo, esto con la finalidad de solo inferir a la pieza la resistencia donde realmente la requiera y dejando partes más suaves en su estructura para que esto aumente su maquinabilidad favoreciendo así los procesos siguientes. (34)



**Figura 2.27** Imagen representativa de una transformación selectiva proporcionada por estampado diseñado. (33)

## 2.8 Soldadura por resistencia

El proceso de soldadura por resistencia es ampliamente usado en la industria automotriz debido a que este proceso permite realizar puntos de soldadura muy específicos, con la ventaja a diferencia de procesos donde se involucra un arco eléctrico que los botones producidos para realizar la unión quedan entre los metales a unir haciendo lo tanto estético como funcional.

Dicho proceso funciona bajo el principio de la oposición al flujo o paso de una corriente a través de un medio, el cual es para este caso son los metales a unir y se le conoce como calentamiento Joule o calentamiento Ohmico, el cual puede ser descrito mediante la aplicación de la primera ley de Joule que indica que el calor producido por una corriente conocida es proporcional al cuadrado de esta multiplicado por la resistencia eléctrica del material.

$$Q = I^2 \cdot R$$

Donde Q es el calor que será generado, I es la corriente y R es la resistencia del material del cual además debemos considerar factores como su punto de fusión, calor latente de fusión, calor específico y conductividad térmica para el momento de realizar una soldadura.

El proceso de soldadura por resistencia involucra como parámetros claves la presión que es la fuerza ejercida por los electrodos sobre la pieza unir, el tiempo el cual es el lapso que toma desde que inicia hasta que la unión se realiza y la temperatura o corriente, debido a esto en la fórmula anteriormente descrita se complementa agregando el factor tiempo, expresando lo anterior mediante la ecuación de la ley de Ohm.

$$Q = I^2 \cdot t R$$

Debido a que la corriente que se hace pasar por los electrodos es muy alta comprendida entre los 20kA y los 50kA, el tiempo de aplicación de esta debe ser controlado ya que el alto flujo de corriente generan un gran cantidad de calor en

muy poco tiempo y de no controlarse se puede llegar a alcanzar el punto de fusión e inclusive el de evaporación del material que se pretende unir generando uniones falsas debido al atrapamiento de gases o por la expulsión de metal fundido al ejercer la presión de los electrodos sobre las piezas a unir, una manera eficaz de controlar esta variable es con el uso de corriente alterna.

La presión ejercida por los electrodos no es una presión de sujeción para las piezas a unir solo se encarga de aplicar la fuerza necesaria para que las piezas se unan íntimamente mejorando así el flujo de corriente requerido por el sistema y entre mayor sea la presión ejercida mayor será la demanda de corriente para elaborar la unión por una disminución considerable de la resistencia entre el electrodo y el metal base.

El cobre es el material base para la fabricación de electrodos ya que este cuenta con una excelente conductividad eléctrica y térmica, sin embargo, debido que este mismo tiene la función de ejercer presión sobre las piezas a unir sufre de desgaste mecánico y por consiguiente la pérdida de la geometría, reduciendo así su efectividad para la conducción de electricidad. Por lo anterior la asociación manufacturera de soldadores por resistencia ha clasificado mediante dos grupos los diversos tipos de electrodos, el primero se compone de todos los electrodos en el cual el principal elemento que los compone es el cobre y en el segundo se contempla varias mezclas sinterizadas de refractarios y aleantes de cobre, los cuales además de ser conductores presentan alta resistencia a la abrasión o desgaste.

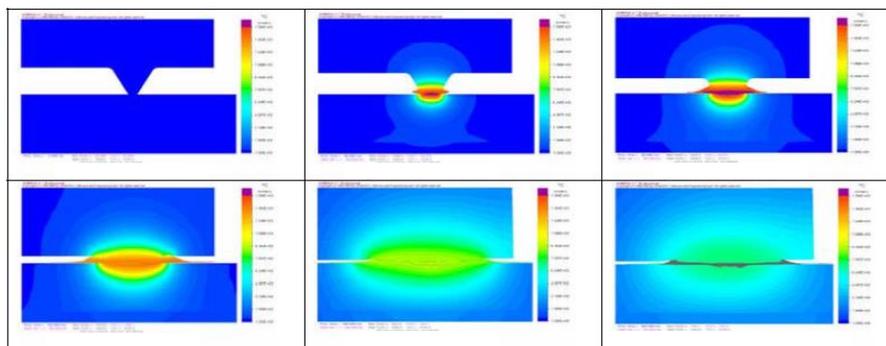
El tamaño del electrodo juega un papel importante en la conducción de la corriente por lo cual este debe seleccionarse de manera adecuada y considerando el tipo de material a unir mediante la siguiente ecuación se ejemplifica la selección de diámetro de electrodo para soldar en acero con bajo contenido de carbono.

$$\textit{diametro del electrodo} = 0.100 \text{ in} + 2T$$

Donde  $T$  es el espesor de la lámina a unir y el diámetro es el diámetro de la superficie del electrodo que estará en contacto con la pieza, considerando que ambas partes cuentan con el mismo espesor y en caso de que el espesor no fuera el mismo se calculara en base a la formula en mención para cada una de las piezas por separado. (35)

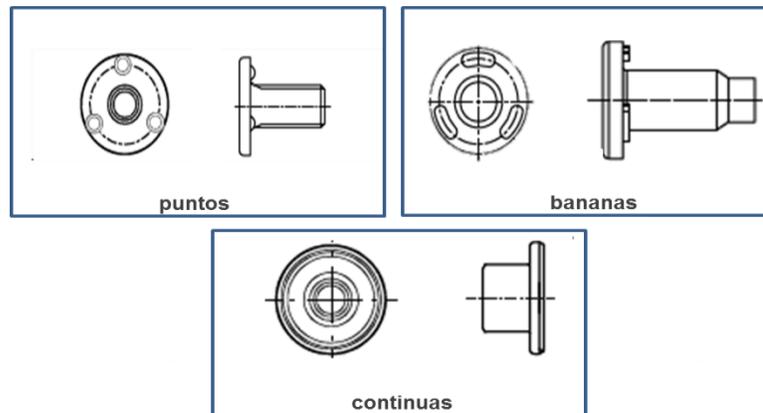
### 2.8.1 Soldadura por proyección o (PW)

Para el caso de la soldadura por proyección o (PW por sus siglas en inglés) esta es una variante de la soldadura por resistencia, en la cual se consideran los mismos tipos de parámetros y variables que en la soldadura por resistencia y del cual su principal diferencia radica en que la soldadura por proyección como su nombre lo indica se vale de una protuberancias forjadas intencionalmente en la superficie de las piezas a unir las cuales comúnmente son tornillería y algunos sujetadores, dichas piezas cuentan en su base con un exceso de material el cual tiene la función de concentrar la corriente que pasa entre el electrodo, la protuberancia y el metal base. Esta concentración de energía favorece la fusión y coalescencia entre el metal base y la pieza generando así la unión con la ayuda de la presión que ejerce el electrodo sobre la misma una vez que el metal se encuentra en estado líquido. En el siguiente esquema se ejemplifica lo anteriormente mencionado.



**Figura 2.28** Secuencia termografía de un proceso de unión por proyección. (20)

El empleo de proyecciones depende de factores como las características del sustrato, la soldabilidad del mismo entre otras, los tipos de proyecciones más empleados son las proyecciones circulares o puntuales, las conocidas comúnmente como de banana y las continuas que abarcan todo el perímetro de la pieza.



**Figura 2.29** Representación de algunos tipos de proyecciones. **(20)**

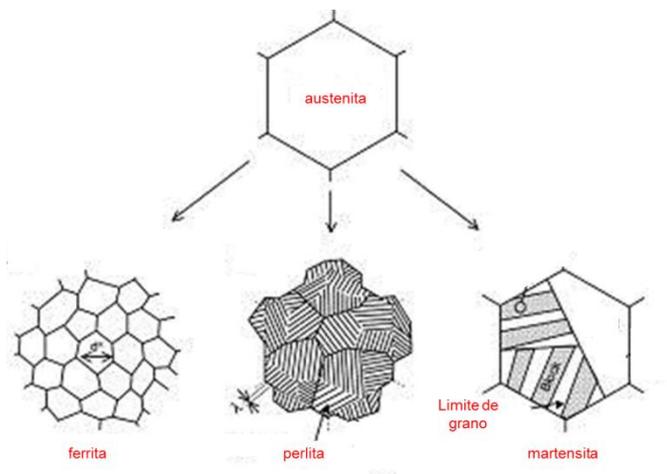
La soldadura por proyecciones genera una coalescencia entre el metal base y las protuberancias del elemento a unir por lo cual la superficie deberá encontrarse preferentemente libre de cualquier elemento que pudiera servir de interferencia en la unión. **(20)**

## **2.9 Compuestos intermetálicos formados por el recubrimiento de aluminio sobre el sustrato de acero aleado con boro**

Como se ha visto en apartados anteriores el proceso de estampado en caliente requiere de aceros especiales para poder crear el efecto deseado sobre la pieza final, mismo que es alcanzado por el boro al actuar como elemento aleante al generar la susceptibilidad al templeado al aplicar el enfriamiento a la pieza en el molde.

Sin embargo para alcanzar la estructura martensítica típica de las piezas estampadas en caliente, hay que llevar el material base a una alta temperatura por arriba de los 900°C, esto con la finalidad de dar paso a la estructura austenítica

misma que es considerada la base de todas las demás estructuras, ya que dependiendo la velocidad de enfriamiento aplicada a dicha fase es que pueden ser obtenidas fases suaves como las ferríticas, esto al dar el tiempo suficiente para que todos los átomos se dispersen hacia su estado de menor energía o en cambio si el enfriamiento fuera brusco esto no permite el escape o libre movimiento de los átomos dejándolos atrapados dentro de la red de hierro distorsionándola y ocasionando la presencia de fases fuera de equilibrio, las cuales pueden migrar a estados de menor energía con la ayuda de un simple golpe o aplicando temperatura para aliviar la tensión de las celdas al dejar salir átomos de carbono principalmente **(8)**.



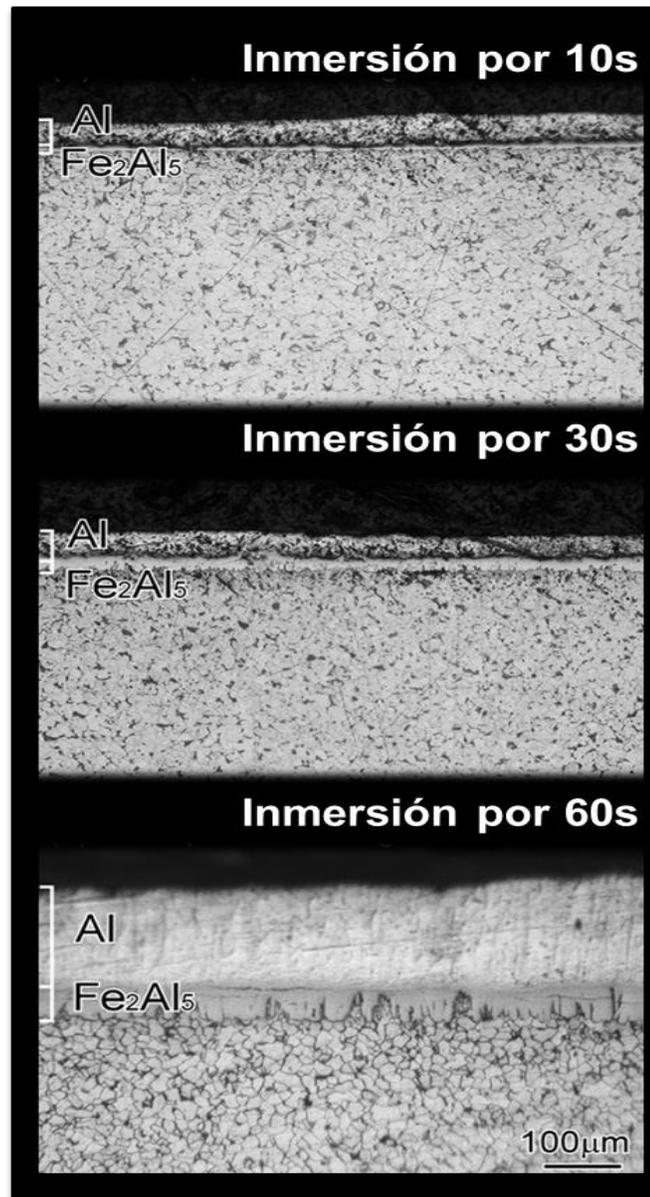
**Figura 2.30** Representación de la fase austenítica la cual es considerada la matriz de las otras fases que puede presentar el acero dependiendo su enfriamiento **(8)**

La aplicación de temperatura no solo transforma el acero, en este caso como el acero al boro fue idealizado para el proceso de estampado en caliente, se tuvo que tener en mente la precaución de agregar una capa de protección contra la oxidación que sufre todo acero al subir su temperatura, una capa de óxidos en la superficie de la lámina es perjudicial tanto para el acero como para el proceso, ya que ésta bajará su calidad y propiedades.

Una vez definida esta problemática lo que se implementó para contrarrestar el efecto nocivo de la oxidación fue el aplicar una capa de algún elemento que

fuera altamente resistente a la corrosión – oxidación es decir que tuviera características pasivantes, siendo los elementos más adecuados a estas condiciones el aluminio y el zinc.

Para lo anterior varios procesos han sido desarrollados tales como el espray, gas aluminizado, recubrimiento electrolítico y el proceso de inmersión en caliente, dicho proceso se detalló anteriormente, dentro de sus características se destaca la capilaridad e ínter-difusión, para lograr la deposición de una capa de aluminio aleado con un máximo de 5 % e. p. de silicio, la unión entre el acero y el aluminio es creada por la formación de una fase intermetálica, compuesta principalmente del aluminato  $Fe_2Al_5$ , la cual es una fase rica en aluminio y se forma entre el sustrato y la capa protectora de aluminio **(36)**.

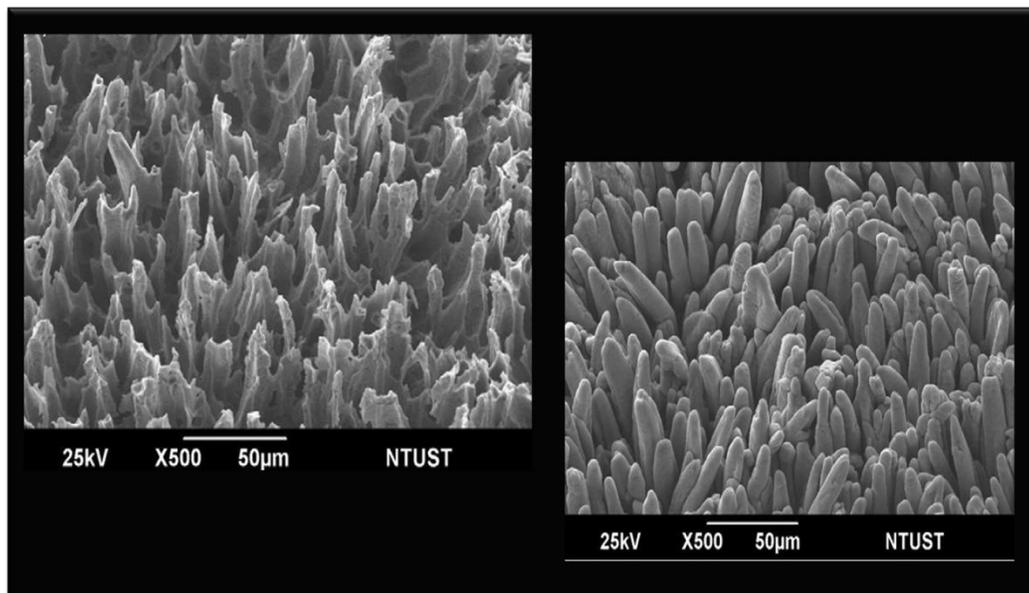


**Figura 2.31** Imagen obtenida por la técnica de microscopía electrónica de barrido en la cual se destaca la evolución con referencia al tiempo de austenitización. **(39)**.

El crecimiento de la capa está asociado al tiempo de permanencia dentro del baño, pues aquí es donde debido al tiempo y al efecto de la temperatura la capa de aluminio hierro comienza a crecer y transformar en diversos compuestos por efecto de la difusión, la morfología propuesta para el crecimiento de estas fases según, Wei-Jen Cheng y colaboradores 2009 **(37)**, al estudiar un acero

laminado y recubierto por una capa de aluminio mediante la técnica de difracción de electrones secundarios o EBSD por sus siglas en inglés, la capa de aluminio se conforma principalmente de  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , esta presenta un crecimiento de granos columnares en forma de lengüetas en dirección del sustrato de acero debido a una alta velocidad de difusión y además también mostraba una ligera agrupación de estos cerca del límite con el acero. Este tipo de estructura puede ser generador de esfuerzos los cuales pueden causar microgrietas y por ende su falla al someterle a temperatura.

La presencia de esta morfología puede estar ligada al límite y tamaño de grano del sustrato o bien esta puede estar ligada a uno de los ejes propios de formación de la micro estructura del compuesto mismo que causa un aumento en la velocidad de difusión, interactuando este efecto en conjunto con la disolución del hierro en el aluminio, provocando así el crecimiento de la capa **(37)**.



**Figura 2.32** Ampliación de interface acero sustrato después de 180 seg de inmersión en el baño de aluminio fundido en donde se aprecia la morfología característica de los compuestos intermetálicos de aluminio **(37)**

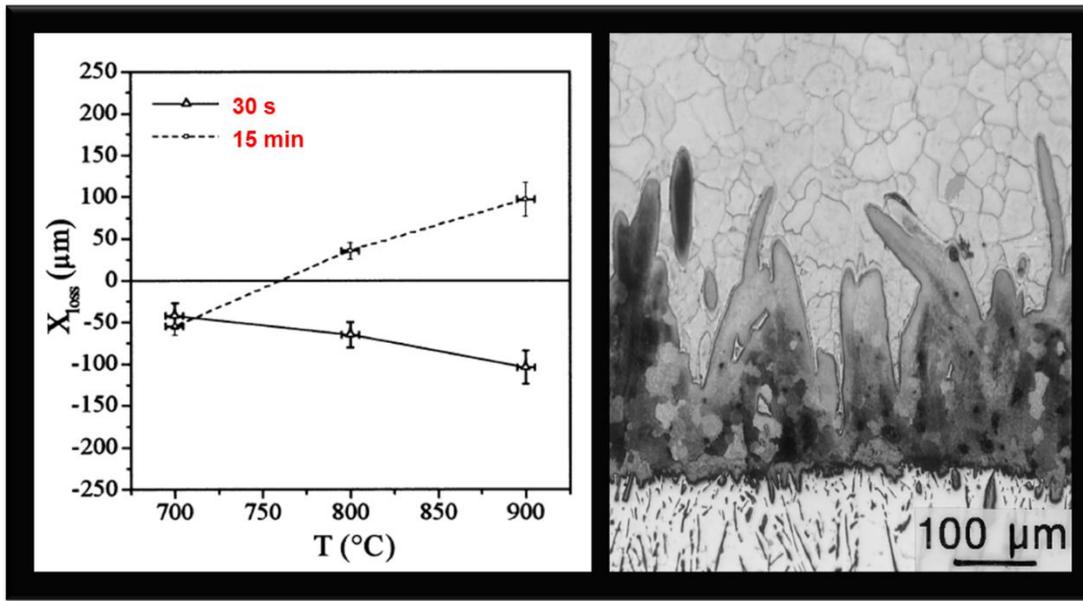
La interacción de metales disimiles propicia la formación de intermetálicos y su principal mecanismo de crecimiento es por medio de difusión K. Bouche 1998,

realizó un estudio acerca de la formación de estos por el proceso de inmersión entre el aluminio líquido y el acero en estado sólido, encontrando que a temperaturas de 900 y 800°C, predominaban las fases  $Fe_2Al_5$  y la  $FeAl_3$ . Y que su crecimiento depende completamente de procesos difusivos, identificando la capa de intermetálicos desde el espesor inicial hasta el final con la variable  $X_{loss}$ , con la finalidad de comprender su crecimiento, misma que al presentar valores positivos indica que la capa ha crecido de la interfase sólido - líquido hacia el sustrato predominado la disolución. En caso contrario cuando el valor es negativo la interfase sólido – líquido, se mueve hacia el líquido lo que corresponde a una expansión del sólido misma que predomina sobre la disolución.

El comportamiento de la variable es completamente dependiente de la temperatura y tiempo, siendo que para tiempos cortos en todos los rangos de temperaturas esta mostró un comportamiento negativo y para tiempos largos con bajas temperaturas de 700°C aproximadamente su tendencia fue negativa caso contrario al aplicar altas temperaturas por largos tiempos los valores encontrados fueron positivos.

Mediante el uso de las constantes de cinética parabólica asociada al crecimiento de la fase por difusión y el desplazamiento de interfases considerando el efecto de la temperatura y el tiempo, realizó los cálculos de la constante de cinética de crecimiento para cada una de las capas pues cada una de ellas cuenta con su propia constante.

De lo anterior se obtuvieron diferentes Gráficas en función del tiempo y de la temperatura para la determinación del espesor de cada capa encontrando, que el comportamiento cumple con la ley de cinética parabólica para un crecimiento de difusión, sin embargo como las condiciones iniciales consideradas para la graficación parten de cero en tiempo y temperatura no se apegan al comportamiento real, al presentar una rápida transición para un crecimiento difusional que es lento **(38)**.



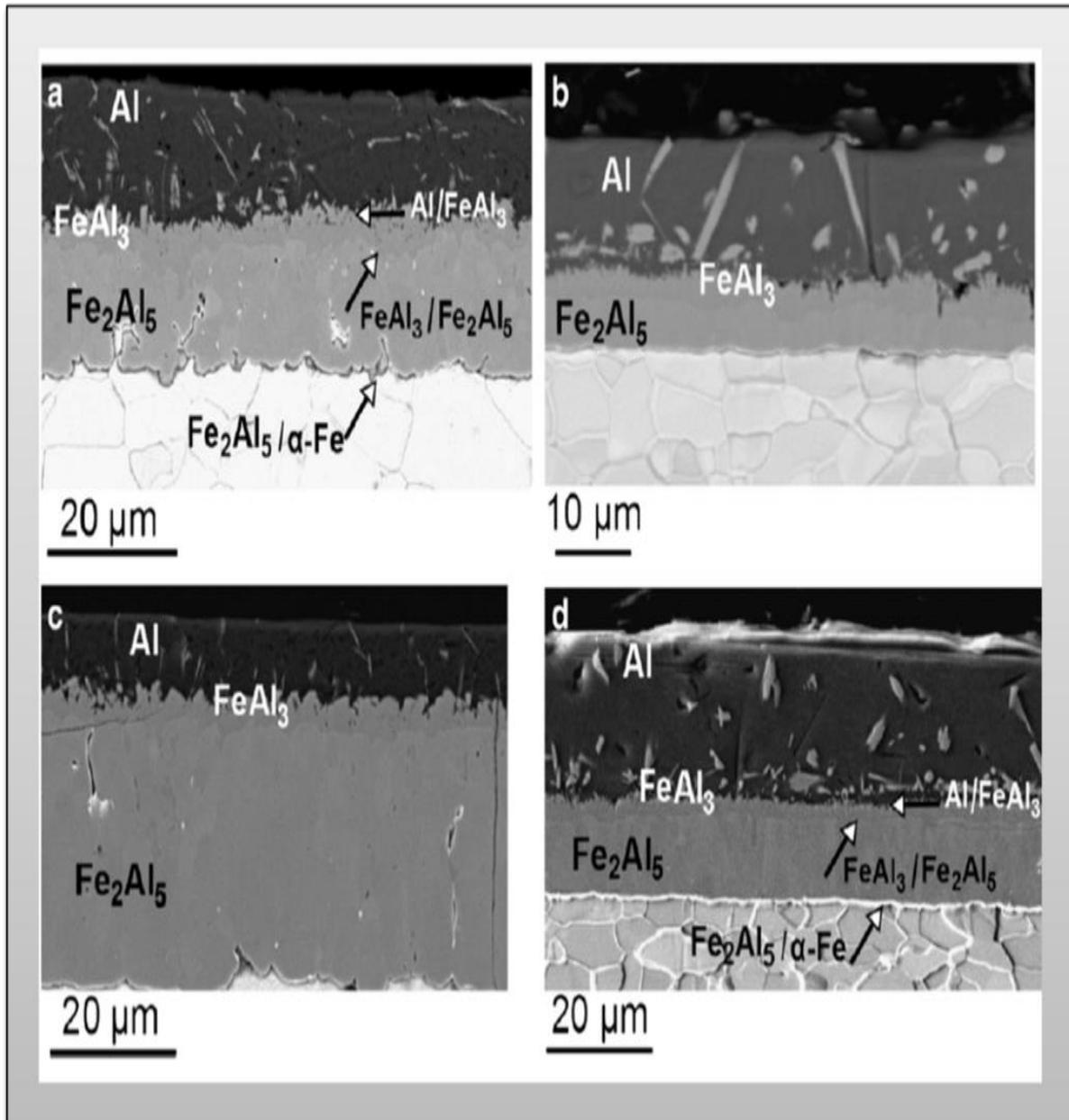
**Figura 2.33** La Gráfica del lado izquierdo representa el incremento del espesor en función de la temperatura para dos diferentes tiempos y en el lado derecho la micrografía de la sección transversal de la lámina de acero que contiene en su superficie la capa de aluminizado (38).

El crecimiento de la capa es definido por el efecto de la difusión, la cual al ser un proceso térmicamente activado depende del tiempo y la temperatura, todas estas variables se puede relacionar mediante la ecuación de la primera ley de Fick.

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

El control de los intermetálicos ricos en aluminio, es importante para la aplicación de técnicas de procesamiento posteriores como la soldadura. La energía de activación para el crecimiento de la capa es de aproximadamente  $155\text{kJ mol}^{-1}$  a  $1040\text{ K}$ , el coeficiente de difusión de los átomos de hierro en aluminio  $53 \times 10^{-4} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$  a  $900\text{ K}$  y el coeficiente de difusión para el aluminio en hierro es de  $1.8 \times 10^{-4} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$  a  $1600\text{ K}$ , siendo el coeficiente del hierro mayor que el del aluminio en hierro. Aun y que los rangos de temperatura de formación sean

bajo estos pueden verse afectados por la presencia de átomos de elementos como el carbono o silicio, los cuales reducen un poco la velocidad de difusión o en el caso de los átomos de silicio que la inhiben por completo.

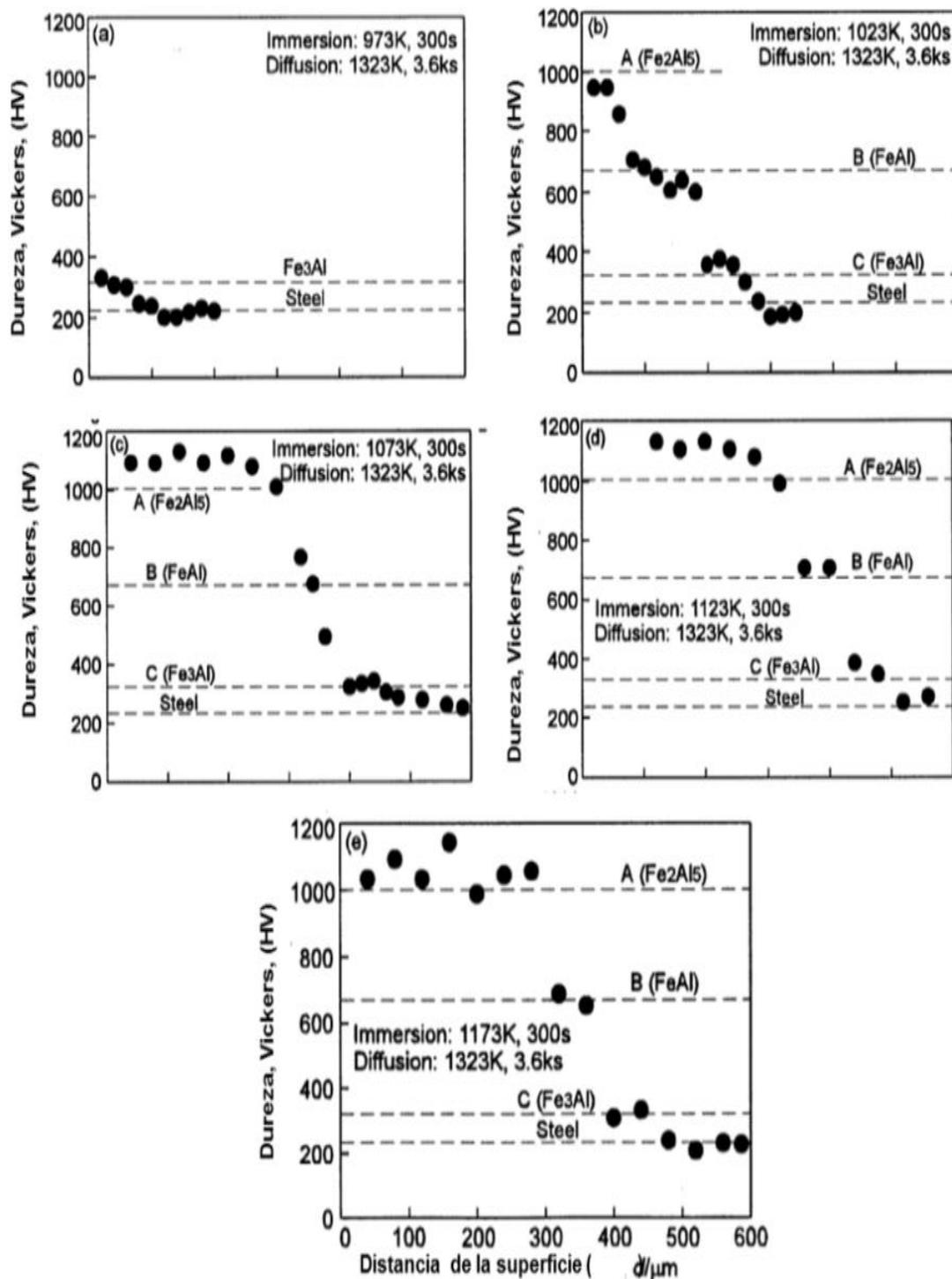


**Figura 2. 34** Representación de la distribución de fases formada por compuestos de aluminio y hierro. (25)

Por efecto de la difusión del hierro en el aluminio, la cual depende de la energía de activación de cada espécimen, la capa compuesta de  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , puede transformarse completamente en compuestos ricos en hierro como el  $\text{FeAl}$  o el  $\text{Fe}_3\text{Al}$ .

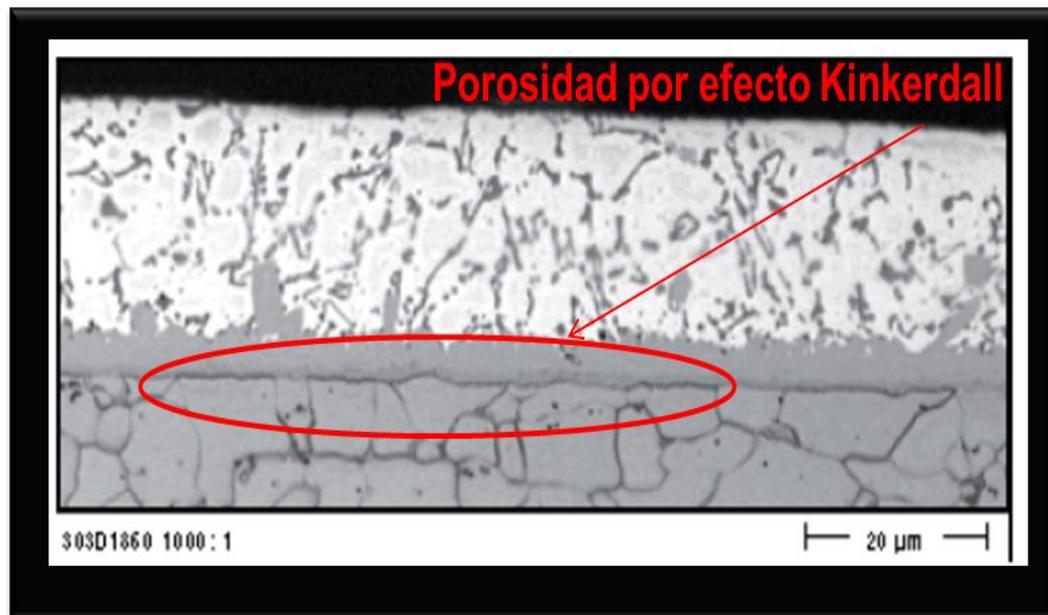
La energía de activación para este tipo de compuestos FeAl es de  $180\text{kJ mol}^{-1}$  por la presencia de impurezas como carburos u óxidos, los cuales la afectan incrementándola a casi más del doble ( $340\text{ kJ mol}^{-1}$ ), o en algunos casos inhibiendo por completo el crecimiento de estas.

Concluyendo que las fases ricas en hierro, son controladas por la difusión de los átomos de hierro hacia el aluminio y que debido a las interacciones con diversas especies atómicas la difusividad entre estos puede ser favorecida o inhibida por completo, según sea el caso, impactando directamente en la cantidad contenida de átomos de hierro dentro de la capa de unión, la cual entre más rica sea en átomos de hierro, menor será la dureza de los intermetálicos que la conforman, volviendo dicha capa más tratable, para posteriores aplicaciones como la soldadura, sin perder la capacidad de proteger de la oxidación la superficie. **(39)**



**Figura 2.35** Perfiles de dureza aplicados a través de la longitud de diferentes muestras las cuales fueron sometidas a diversos tiempos de tratamiento. (39)

Los procesos de difusión entre materiales con distintas velocidades, promueven la formación de grietas o poros los cuales son generados en el interior del material entre la superficie de contacto de ambas especies, donde después de aplicar calor y temperatura estos avanzan hacia la superficie por efecto del proceso difusivo, denominando este efecto como efecto Kinkerdall, el cual describe como son formados los poros internamente al viajar los átomos de un elemento a otro dejando huecos o vacancias en la red del elemento de menor coeficiente de difusión y las cuales al aumentar en cantidad coalescen a todo lo largo de la unión formando huecos o grietas, visibles al emplear técnicas de microscopía óptica. Estas llegan desaparecer si se continúa aplicando temperatura y tiempo.



**Figura 2.36** Micrografía óptica en la que se muestra la coalescencia de poros por efecto Kinkerdall. (40)

La adición de la capa protectora sobre el acero es en muchos de los casos una aleación aluminio - silicio, el efecto del silicio sobre el crecimiento de los intermetálicos como ya se ha mencionado la capa de aluminio una vez que es dispuesta sobre el sustrato comienza su crecimiento a través del eje C con una estructura ortorrómbica, la cual aprovecha algunos defectos cristalinos para su

rápida propagación a lo largo de la dirección cristalográfica [001], por su eje de crecimiento la estructura resultante no es uniforme y presenta la morfología típica de lengüeta, el silicio tiene la función de dificultar la difusión a través del eje C, inhibiendo la morfología de las lengüetas y propiciando una aglomeración o formación de coágulos, siendo la adición de silicio una forma de controlar tanto la morfología como crecimiento de las fases que componen la capa protectora, al penetrar en las vacancias dejadas por los procesos difusivos entre el hierro y el aluminio, estrechando la red y dificultando el libre movimiento de los átomos, incrementando la energía de activación e incrementando la entropía de activación por la reducción de vacancias. **(41)**

**Tabla 4** Efecto del contenido de silicio sobre la energía de activación de la fase  $Fe_2Al_5$  y el factor de crecimiento  $K_0$ . **(41)**

% e. p. de Si	$Q/(kJ \cdot mol^{-1})$	$k_0/(m^2 \cdot s^{-1})$
0	207	0.55
0.5	186	$3.21 \times 10^{-2}$
1	169	$1.84 \times 10^{-3}$
1.5	168	$1.56 \times 10^{-3}$
2	167	$0.73 \times 10^{-3}$
3	172	$0.69 \times 10^{-3}$

## 2.10 Soldabilidad de aceros recubiertos

Los procesos de soldadura ya sea de arco o por resistencia involucran un proceso de coalescencia de metal fundido entre ambas partes a unir, dando como resultado uniones de mejores características.

Para la unión de aceros recubiertos es importante considerar que la capa protectora de aluminio será una variable muy importante ya que está a pesar de tener un espesor máximo de 80 micras, esta actúa como una impureza al momento de realizar la unión, por su alta dureza, su alta resistencia a la

temperatura y su fragilidad, convirtiendo estas capas en un sustrato de baja soldabilidad.

Y por lo tanto para realizar la soldadura se tendrá que variar la corriente aplicada y preferentemente eliminar la presencia de esta capa. Ya que al realizar la unión estos residuos no permiten la fusión del metal ni la coalescencia entre el sustrato y las piezas a unir, mezclando todos los compuestos de aluminio con la proyecciones generando solo una deposición de material sobre la superficie mismo que es rico en fases ferríticas, además de presentar la formación de algunos compuestos de aluminio hierro d alta dureza. Convirtiéndolos en puntos concentradores de esfuerzo al quedar como un residuo entre los metales a unir, como lo representa la siguiente figura. (42)



**Figura 2.37** Imagen obtenida por medio de microscopia electrónica de barrido representativa de una unión en la cual se aprecia como la fase de aluminio queda atrapada como un residuo afectando la coalescencia de los metales base. (42)

## **CAPÍTULO III: ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE BIBLIOGRAFÍA**

La recopilación de artículos científicos referentes al tema desarrollado, permitieron esclarecer de una manera satisfactoria la comprensión de los fenómenos involucrados en un proceso aparentemente trivial y de poco valor tecnológico.

Sin embargo una vez que se ha profundizado en dicho caso se pudo constatar que el tema abarca diversas líneas de investigación que requieren de una gran cantidad de experimentos para lograr así la completa determinación de lo que ocurre a nivel atómico al realizar el proceso de manufactura.

Se analizaron artículos siguiendo la secuencia de fabricación desde la comprensión de la conformación de los aceros avanzados de ultra alta resistencia, hasta la realización de la unión sobre estos por medio del proceso de soldadura por proyecciones, todo esto enfocado al medio automotriz.

Los aceros de alta resistencia, aleados con boro y recubiertos con una fina capa de aluminio, son ampliamente empleados en el sector antes mencionado, debido a que al trabajarlos a altas temperaturas se aumenta el rango elástico de éstos, lo que permite la fabricación de geometrías complejas de espesores bajos sin llegar a la ruptura o desgarre del material.

El procesamiento de estos aceros es llevado a cabo a alta temperatura o temperatura de austenizado, esto con el propósito de homogenizar la fase austenítica la cual posee las características de ser más fácil de deformar por su estructura cubica centrada en las caras y con la cual se aumenta el número de planos de deslizamiento, también es la fase matriz de la cual se parte para la obtención en este caso de la fase martensítica.

La temperatura en la cual la ferrita es transformada a austenita es de 860°C para el caso del acero de ultra alta resistencia, aleado con boro y recubierto con aluminio, este es llevado hasta los 960°C por espacio de 10 minutos, lo anterior debido a que si el acero llega a la temperatura de 1095°C, el boro contenido en su estructura el cual no supera las 500 partes por millón, pierde su efectividad por completo reduciendo la capacidad de temple y por ende no logrando la completa transformación martensítica de las microestructura, otra limitante del rango de temperatura propuesto para estos materiales es la capa de aluminio la cual tiende a crecer por efectos difusivos incrementando la posibilidad de falla en las uniones debido a la generación de un óxido protector adicionado con la finalidad de evitar la escamación del acero provocada durante la etapa de solubilización.

Una vez que el acero se encuentra en su etapa austenítica es llevado a prensas de alto tonelaje, en donde se encuentra contenido un molde con la forma de la pieza a estampar, a este proceso termomecánico se le conoce como estampado en caliente, del cual su mayor desventaja es el requerimiento de elevar la temperatura del acero, produciendo en su superficie oxidación por efecto de la interacción con el medio ambiente.

En dicho proceso se cuenta con un sistema de refrigeración del molde, capaz de producir la velocidad de enfriamiento requerida para la transformación martensítica, la cual permite al acero alcanzar los 1600 MPa de resistencia.

El boro adicionado a estos aceros tiene dos funciones principales según lo encontrado en la bibliografía, al adicionarse en unas cuantas partes por millón éste aumenta la susceptibilidad de temple del acero que lo contenga, por efecto de su

dispersión como átomos solutos, dentro de la matriz ferrítica y en donde por acción de su alta capacidad de difusión, misma que es afectada por las altas velocidades de enfriamiento, este tiende a migrar hacia los límites de grano de la fase austenítica, donde reduce la energía libre del mismo al encapsularlo, propiciando así la formación intragranular de las agujas martensíticas desapareciendo este recubrimiento conforme el sistema alcance su equilibrio.

El otro efecto del boro se aprecia al momento de elevar la temperatura del metal por arriba de los 900°C, ya que los carburos formados por él boro, se disuelven dentro del grano austenítico y los átomos de boro se dispersan a todo lo largo de la red de hierro gama, subsanando algunas de las posibles fallas cristalográficas como las vacancias, mejorando la ductilidad del metal.

Para la manufactura del metal se emplea desde la fusión del acero la adición de la aleación de boro con la cual se consigue aumentar la sensibilidad de templado de este. Posteriormente durante el proceso de laminado el acero es recubierto por una fina capa de aluminio fundido la cual es adicionada al momento de pasarlo por un baño de aluminio líquido en donde por efecto de la capilaridad y procesos difusivos, se lleva a cabo la deposición sobre el sustrato.

Durante dicho proceso, en el recubrimiento se generan capas de compuestos intermetálicos, en los que predominan las fases ricas en aluminio al ser este el elemento más difusivo en comparativa con el hierro que interactúa.

Tanto su presencia como su espesor, dependerán completamente de los factores de temperatura y tiempo en el que el tratamiento se lleve a cabo. Para una mejor comprensión de su formación estas pueden ser comparadas contra el diagrama binario Al – Fe, en algunos de los casos cuando la aleación de aluminio contiene algún porcentaje de silicio se emplea el diagrama ternario Al - Fe – Si, sin embargo aún y que se encuentren los átomos de silicio presentes, la fase encontrada en mayor proporción será la  $Fe_2Al_5$ , debido a su alto coeficiente difusivo.

Este tipo de aluminato, cuenta con un alto índice de dureza en la escala Vickers, reportado hasta en 1000 HV, por lo cual se deduce que cuenta con propiedades mecánicas muy elevadas, lo que convierte a dicha fase en una impureza al momento de pretender la realización de la coalescencia de los metales ya que a pesar de que el espesor de la capa no supere un promedio de las 50 micras, esta queda como un residuo entre las capas de metal fundido, haciendo nula su unión, generando un punto concentrador de esfuerzos por el cual cualquier microgrieta puede propagarse y causar la falla del material.

Llegando a la conclusión de que el aluminio el cual fue adicionado con la finalidad de prevenir la oxidación por el tratamiento de austenización, es afectado por el tiempo de permanencia y temperatura que este proceso involucra. Evolucionando así un compuesto de características distintas a la naturaleza propia de los elementos involucrados inicialmente.

La determinación de la presencia de estas capas según el reporte de varios autores en la bibliografía analizada, puede llevarse a cabo mediante técnicas de microscopia óptica, electrónica de barrido o mediante el desarrollo de un perfil de microdureza, ya que estas capas por ser ricas en aluminio presentan una alta dureza la cual es distintiva a la encontrada en el metal base por lo cual se facilita su identificación.

Como parte de la investigación se encontró, que existen dos maneras posibles de aplicar un control sobre el espesor de la capa de intermetálicos, lo que se traduce en una mejora de la capacidad de soldar en la superficie de acero recubierto. La primer propuesta estudiada, indica que al existir una adición intencional de átomos de silicio, al momento de realizar el proceso de inmersión en la aleación de aluminio, esta especie atómica reducirá drásticamente la difusividad de los átomos de hierro hacia el aluminio, al ocupar las vacancias generadas por efecto de la difusión y actuando como una barrera entre los átomos de hierro y aluminio. El otro mecanismo, consiste en prolongar el tiempo o temperaturas de difusión durante la etapa de solubilización, esto con la finalidad

de incrementar el flujo de los átomos de hierro hacia el aluminio, de tal manera que estos enriquezcan las capas reduciendo su

# CAPÍTULO IV: CASO DE ESTUDIO

## 4.1 Metodología

La presente investigación fue acotada al examinar la bibliografía, destacando que para el desarrollo de la misma solo se pretendería, determinar la presencia, espesor, microdureza y composición química de los compuestos localizados en la superficie del material antes y después de tratarlo termomecánicamente, así como una minuciosa examinación de la zona de unión realizada sobre este. Con el apoyo de técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y análisis de micro dureza.

## 4.2 Caracterización de materiales

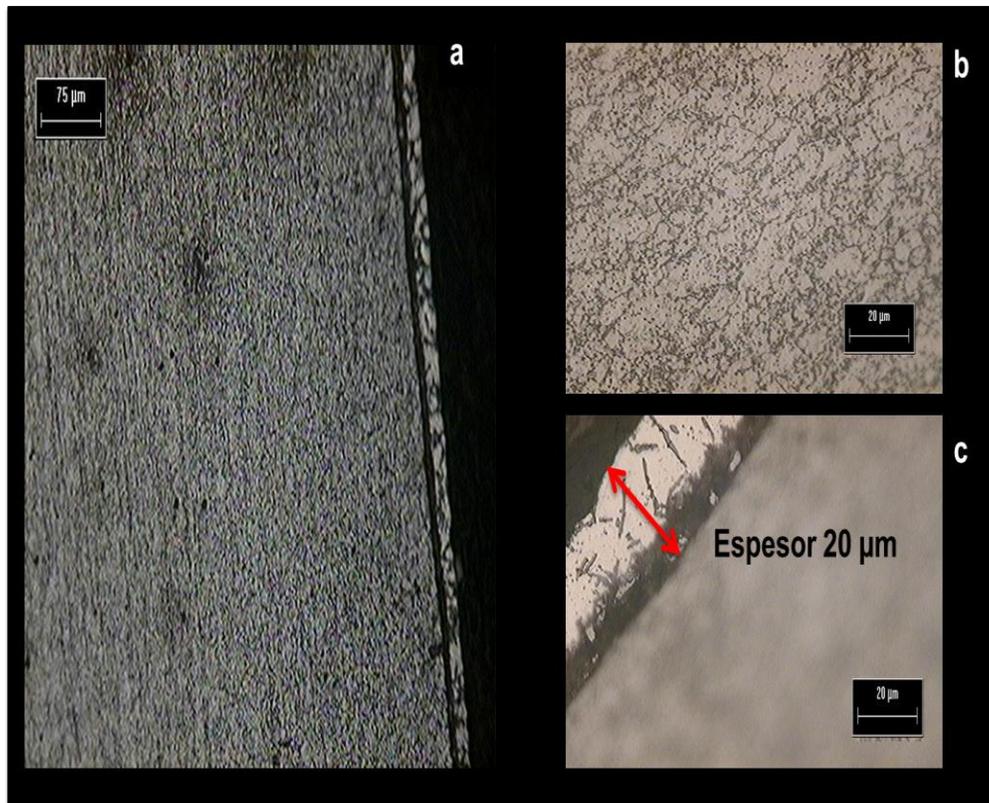
El material base presenta la siguiente composición química de acuerdo a especificaciones proporcionadas por el usuario y mismas que son establecidas por la compañía armadora Ford Motors Co, mediante su documento de especificación de materiales en el que indica que el tipo de aceros a emplear para el proceso de estampado en caliente y en el que entre otras características menciona debe ser un acero calmado o completamente desoxidado, de grano fino, tratado con boro y recubierto con aluminio cumpliendo con la siguiente composición química.

**Tabla 5.** Composición química del acero empleado para el estampado en caliente de acuerdo a la normativa de Ford Motors Co.

Composición química del acero empleado para el proceso de estampado en caliente % e.p.								
C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	B	N
0.025 máx.	1.40 máx.	0.030 máx.	0.015 máx.	0.50 máx.	0.35 máx.	0.35 máx.	0.0050 máx.	0.009 máx.

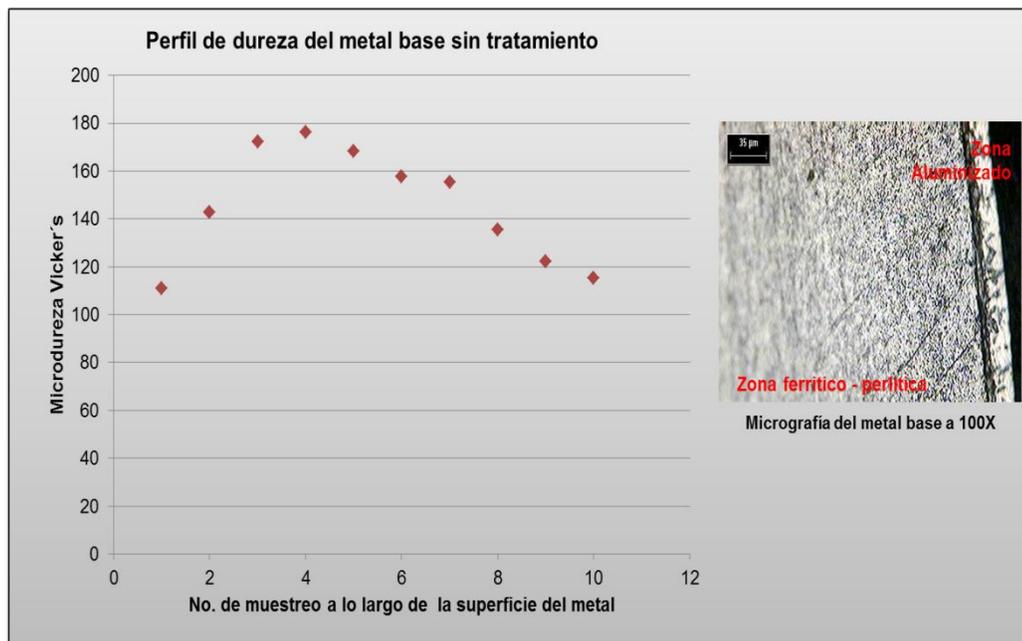
Y mismas que permiten que este acero tenga un porcentaje de carbono equivalente que excede el 0.21 % e. p. de este elemento, considerándolo un acero con un buen nivel de soldabilidad.

De este material se obtienen las plantillas a emplear en el proceso de estampado al cortarlas mediante el empleo de una prensa y una vez que se cuenta con esta preforma, estas son llevadas a un horno continuo de gas o de calentamiento por inducción, la desventaja es que la atmosfera del horno no está debidamente controlada permitiendo la interacción directa del oxígeno con la superficie del metal, produciendo así la oxidación de este.



**Figura 4.1** Micrografía del material base a distintos aumentos a) tomada a 100 X, b) 500 X y c) 500X, en las cuales se aprecian los granos ferríticos definidos orientados según la dirección de laminación y el espesor de la capa de aluminio que es adicionada durante el proceso de inmersión en caliente, misma que tiene un espesor promedio de 20 μm y es compuesta principalmente por la aleación de aluminio con un 5 % e. p. de silicio.

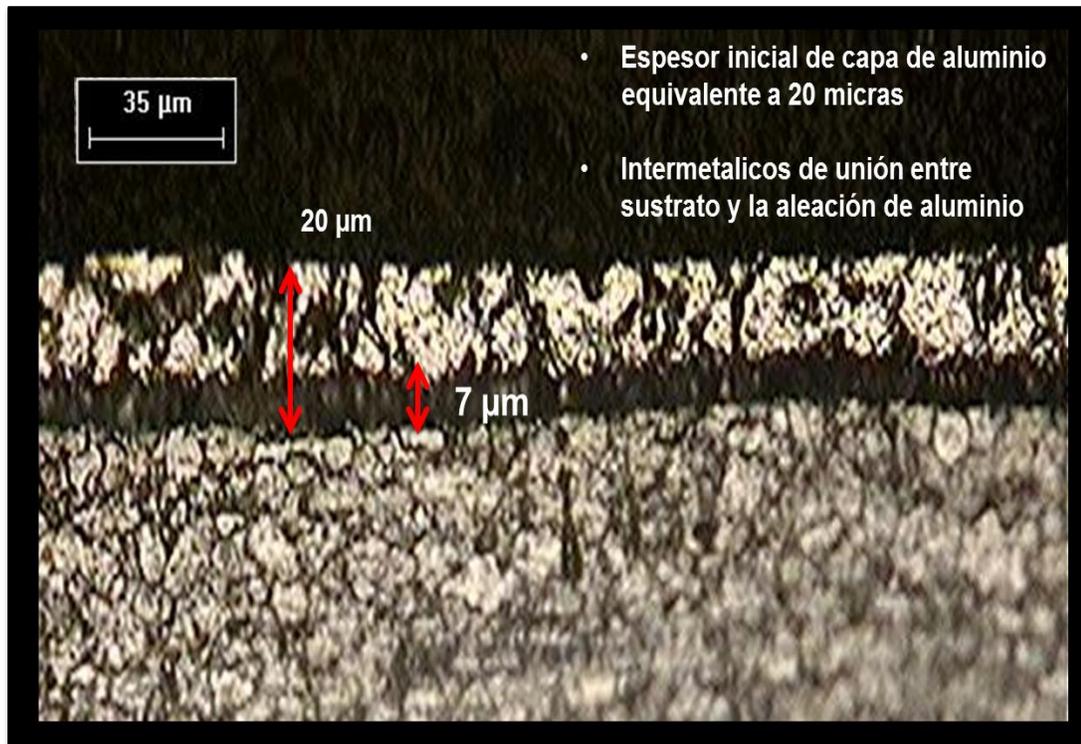
La microdureza obtenida de esta muestra se presenta mediante la imagen  
4.2



**Figura 4.2** Perfil de microdureza del metal base antes de ser tratado termomecánicamente en dicho perfil se observa el sustrato compuesto principalmente por ferrita - perlita y en los bordes con un bajo nivel de dureza se distingue la capa de aluminio que fue adicionada por el tratamiento de inmersión en caliente.

El perfil anterior muestra que el borde del material está compuesto en su mayoría por la aleación Al-Si, la cual se corrobora al aplicar la carga sobre está obteniendo valores de baja resistencia ante el ensayo de dureza.

Sin embargo, la adhesión del aluminio sobre el sustrato se realiza por medio de la capilaridad del aluminio en estado líquido, al realizar una pequeña capa compuesta por intermetálicos ricos en aluminio, que tendrá la función de unir al sustrato con dicha capa, la cual en su superficie está compuesta por aluminio silicio, pudiéndose apreciar la morfología denominada escritura china característica para esta aleación.



**Figura 4.3** Imagen micrográfica de la unión entre el sustrato de acero y la capa de aluminizado, en donde se aprecia una zona de espesor promedio de 7 micras la cual representa la coalescencia entre ambos elementos.

Los equipos empleados para la manufactura de las piezas obtenidas por estampado en caliente, se comprenden básicamente de un horno de alimentación continua el cual es calentado por gas, equipo automatizado de alimentación / extracción, como lo son brazos robóticos, los cuales por la alta velocidad con que extraen la plantilla del horno, reducen la pérdida de temperatura de esta al situarla dentro del molde donde finalmente una prensa de 800 toneladas conforma la pieza, permitiendo así la obtención de geometrías complejas y de alta resistencia debido al enfriamiento in-situ proporcionado por el sistema de refrigeración del molde.

En la tabla 6, se muestran los parámetros más comunes para el proceso de estampado en caliente

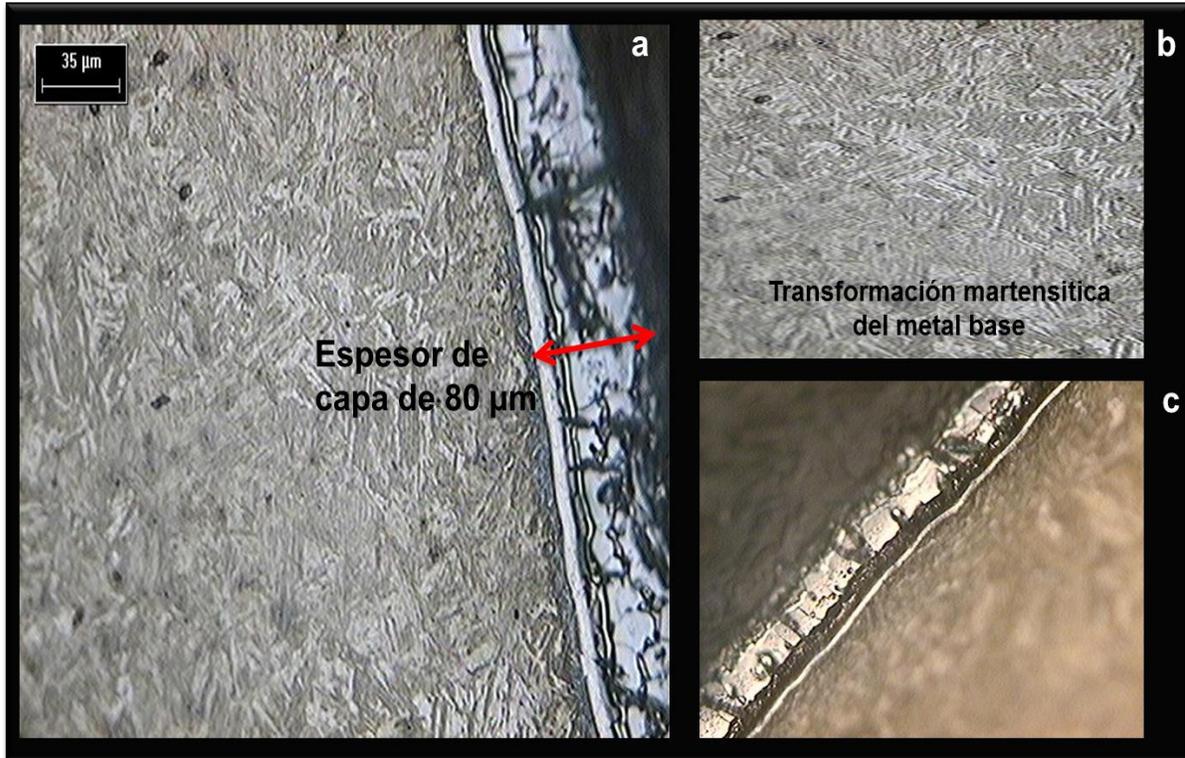
**Tabla 6.** Parámetros para el proceso de estampado en caliente

<b>Parámetros promedio para el proceso de estampado en caliente</b>			
Espesor de la lámina (mm)	<b>0.80</b>	<b>2.00</b>	<b>3.00</b>
Tiempo de calentamiento (min)	<b>3 - 5</b>	<b>5 - 7</b>	<b>7 - 10</b>
Temperatura de austenizado (°C)	<b>930°</b>	<b>930°</b>	<b>930°</b>
Tiempo de extracción del horno (seg)	<b>3.0</b>	<b>3.0</b>	<b>3.0</b>
Perdida de temperatura por extracción (°C)	<b>50</b>	<b>50</b>	<b>50</b>
Tiempo de estampado / enfriamiento in situ (seg)	<b>12</b>	<b>12</b>	<b>12</b>
Velocidad de enfriamiento (C°/seg)	<b>50</b>	<b>50</b>	<b>50</b>

Una vez que es realizado el proceso de estampado en caliente, el acero sufre dos cambios microestructurales de gran relevancia, el primero de ellos ocurre en la matriz ferrítica inicial, la cual después del tratamiento de solubilizado es sometida a un enfriamiento brusco el cual se encarga de generar una estructura martensítica a todo lo largo de la pieza, favoreciendo sus propiedades mecánicas finales.

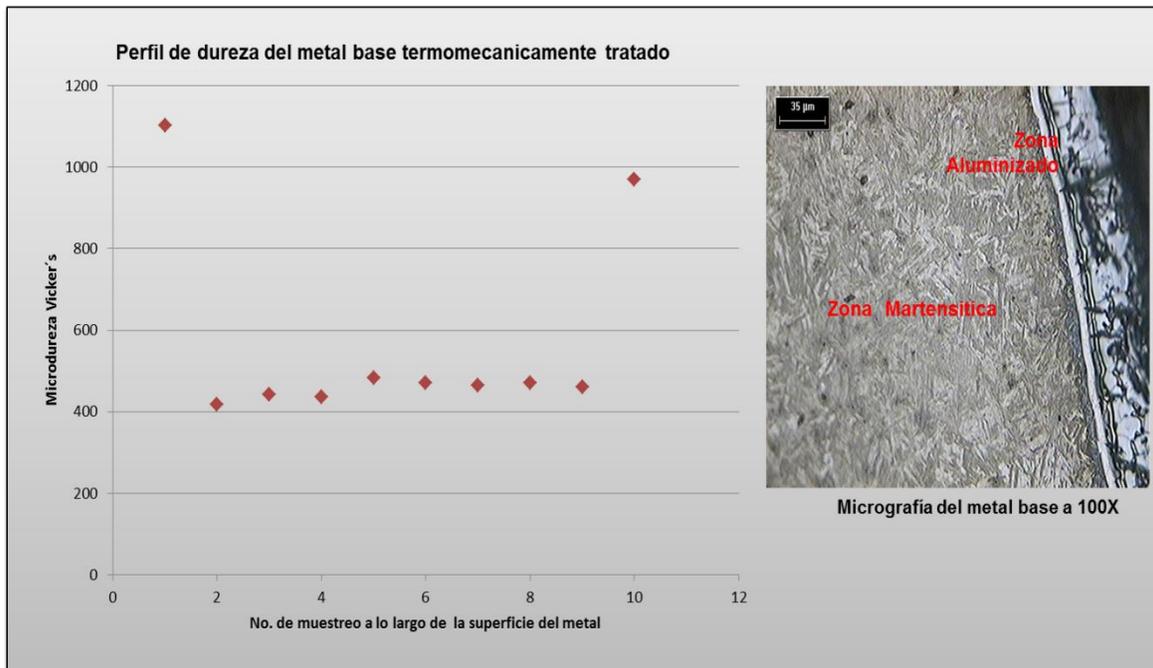
El segundo cambio que sufre este tipo de acero avanzado, se presenta sobre su superficie, es decir sobre la capa de aluminio que lo recubre, ya que de no haber adicionado esta capa al acero en el momento de someterlo a este a la atmosfera oxidante del horno en donde interactúa con el especies atómicas como las de oxígeno e hidrógeno, este tendería a formar una escamación de óxidos sobre la superficie del acero, imposibilitando su uso para el tratamiento de estampado y sus subsecuentes etapas.

La afectación de la temperatura sobre la capa de aluminio una vez transcurrido el proceso de austenizado se denota en el crecimiento del espesor mismo que alcanza hasta las 80  $\mu\text{m}$ . Como se aprecia en la figura 4.4, con la ayuda de las siguientes micrografías.



**Figura 4.4** Micrografías tomadas a 100X, Parte izquierda micrografía (a), muestra como aumento el espesor de capa después del tratamiento de estampado, (b) lado derecho parte superior muestra la completa transformación martensítica que sufrió el metal base anteriormente ferrítico y la micrografía (c) es un acercamiento realizado a la capa de aluminio tratada con la finalidad de apreciar su apariencia.

La microdureza encontrada para el material ya tratado se reporta mediante la figura 4.5.



**Figura 4.5** Perfil de micro dureza correspondiente al material tratado en el cual se aprecia la transformación martensítica a todo lo largo del matriz y la afectación sobre la capa de aluminio en cuanto a su aumento de espesor.

En la gráfica anterior se aprecia como en los bordes de la lámina de acero tratado con capas de aluminizado, la dureza se ha elevado por la presencia de los intermetálicos formados por la difusión del hierro y el aluminio.

La superficie del metal una vez que esta ha sido sometida a altas temperaturas genera la energía requerida para activar los procesos difusivos responsables de la presencia de los intermetalicos y que según con la literatura estos pueden ser como los describe la siguiente tabla 7.

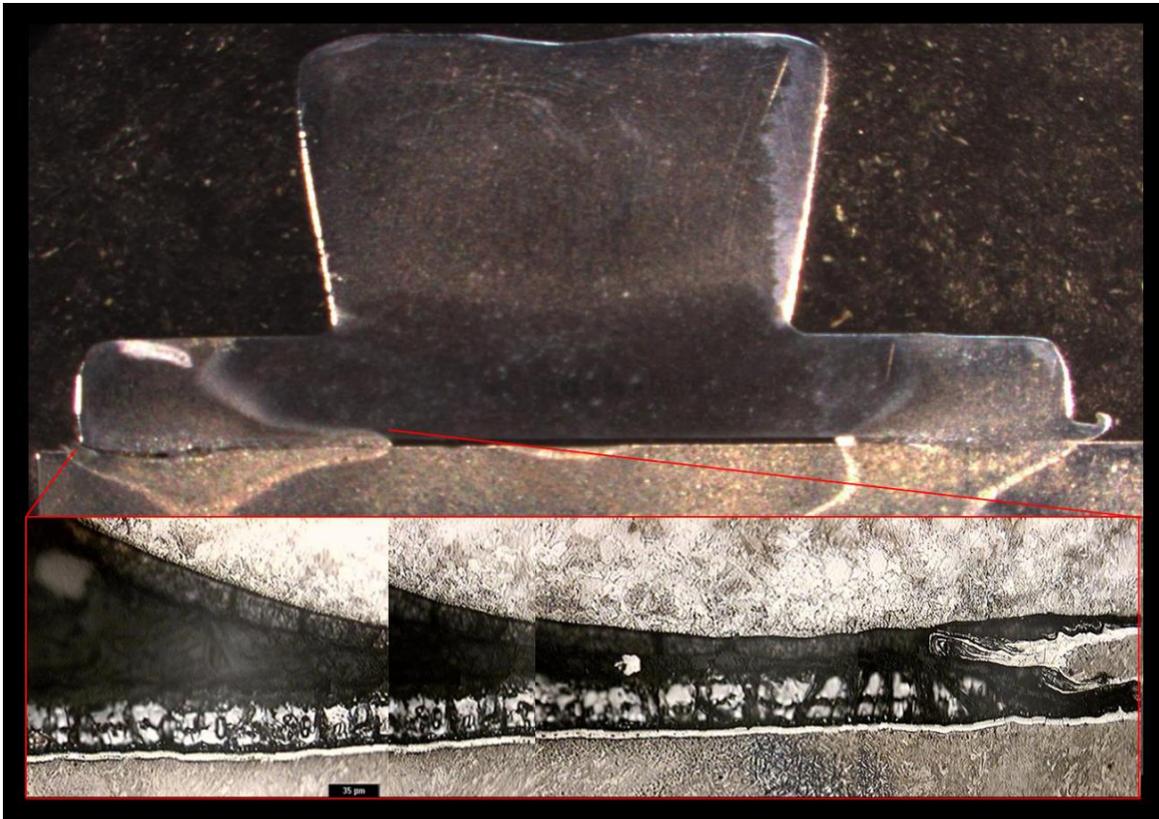
Tabla 7. Características de los compuestos intermetálicos formados por las diferentes reacciones del aluminio con el acero.

Compuesto intermetálico	Estructura cristalina	Rango de estabilidad at. % Al	Temperatura de reacción (°C)	Composición de reacción at. % Al	Tipo de reacción
FeAl <sub>3</sub>	Monoclínica	74.5 - 76.5	1160	72	desconocida
Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	Ortorrómica	70 - 73	1165	70.5	eutéctica
FeAl <sub>2</sub>	triclínica	66 - 66.9	1155	70	peritectoide
FeAl	BCC	23 - 55	1310	45	crítica
Fe <sub>3</sub> Al	Do <sub>3</sub>	23 - 34	23.5	552	crítica
Constantes termodinámicas					
$\Delta H_{298}$ (Jmol <sup>-1</sup> )	$\Delta S_{298}$ (k <sup>-1</sup> mol <sup>-1</sup> )	$\Delta G_{298}$ (Jmol <sup>-1</sup> )	Punto de fusión (°C)	Dureza (HV)	Dureza (RC)
-112560	95.6	-22869	1157	1060	70
-19404	166.7	-19636	1171	1010	68
-81900	73.3	-16999	1164	810	64
-51240	51	-11090	1092	650	53
-57372	28	-4727	563	320	40

La presencia de este tipo de materiales sobre la superficie del acero una vez que ha cumplido su objetivo de inhibir la oxidación del material, puede ser considerada como un residuo dañino, ya que esta capa reduce la soldabilidad del acero al interferir en el proceso de coalescencia entre los metales.

### 4.3 Metodología de experimentación

La realización de las uniones por el método de proyección presenta una gran problemática en referencia a uniones débiles, el estudio se realizó para la soldabilidad de aceros avanzados recubiertos con aluminio y las uniones ensayadas exhibieron una característica notoria desde el punto de vista metalúrgico, en el cual se ven involucrados las condiciones ya mencionadas anteriormente del acero que ha sido termomecánicamente tratado, en los cuales la capa de intermetálicos juega un papel crítico al momento de pretender realizar la unión como lo muestra la imagen 4.6.



**Figura 4.6** Imagen ampliada de la zona de unión realizada por soldadura por proyección en la cual se aprecia como la capa residual rica en compuestos de aluminio no permite la coalescencia de los metales a unir generando así una unión débil.

Los parámetros empleados para la realización de la unión se describen con apoyo de la tabla 8, la cual se apegó a la programación requerida por el robot empleado, para la generación de las proyecciones a nivel de producción.

Tabla 8. Parámetros empleados en la generación de uniones por el método PW.

MESA	POSICION	pieza a unir	PROG.	Unidades de Presion		presion inicial	Presion durante proceso	Soldadura		IMPULSOS	Enfriamiento	Post calentamiento		Presion
				KN	lbs			KA	ms			KA	ms	
A	1	tuerca	8	6	1348.8	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	2	tuerca	6	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	3	tuerca	22	6.5	1461.2	600	850	21	120	1	65	2	1	500
	4	tuerca	5	6.5	1461.2	600	850	18	120	1	65	2	1	500
	5	PERNO	4	3.5	786.8	600	500	18	50	1	50	6	50	100
	6	tuerca	3	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	7	tuerca	22	6.5	1461.2	600	850	21	120	1	65	2	1	500
	8	tuerca	15	6.5	1461.2	600	850	18	120	1	65	2	1	500
	9	tuerca	15	6.5	1461.2	600	850	18	120	1	65	2	1	500
	10	tuerca	25	6.5	1461.2	600	800	18	120	1	65	2	1	500
	11	tuerca	13	6.5	1461.2	600	850	21	60	1	65	2	1	500
	12	PERNO	4	3.5	786.8	600	500	18	50	1	50	6	50	100
	13	tuerca	11	6.5	1461.2	600	800	18	120	1	65	2	1	500
	14	tuerca	10	6	1348.8	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	15	tuerca	6	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
B	1	tuerca	28	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	2	tuerca	26	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	3	tuerca	30	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	4	tuerca	25	6.5	1461.2	600	800	18	120	1	65	2	1	500
	5	PERNO	24	3.6	809.28	600	800	18	50	1	50	6	50	100
	6	tuerca	26	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	7	tuerca	22	6.5	1461.2	600	850	21	120	1	65	2	1	500
	8	tuerca	35	6.5	1461.2	600	850	18	120	1	65	2	1	500
	9	tuerca	21	6.5	1461.2	600	850	18	120	1	65	2	1	500
	10	tuerca	22	6.5	1461.2	600	850	21	120	1	65	2	1	500
	11	tuerca	23	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	12	PERNO	24	3.6	809.28	600	800	18	50	1	50	6	50	100
	13	tuerca	25	6.5	1461.2	600	800	18	120	1	65	2	1	500
	14	tuerca	26	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500
	15	tuerca	26	6.5	1461.2	600	800	21	60	1	65	2	1	500

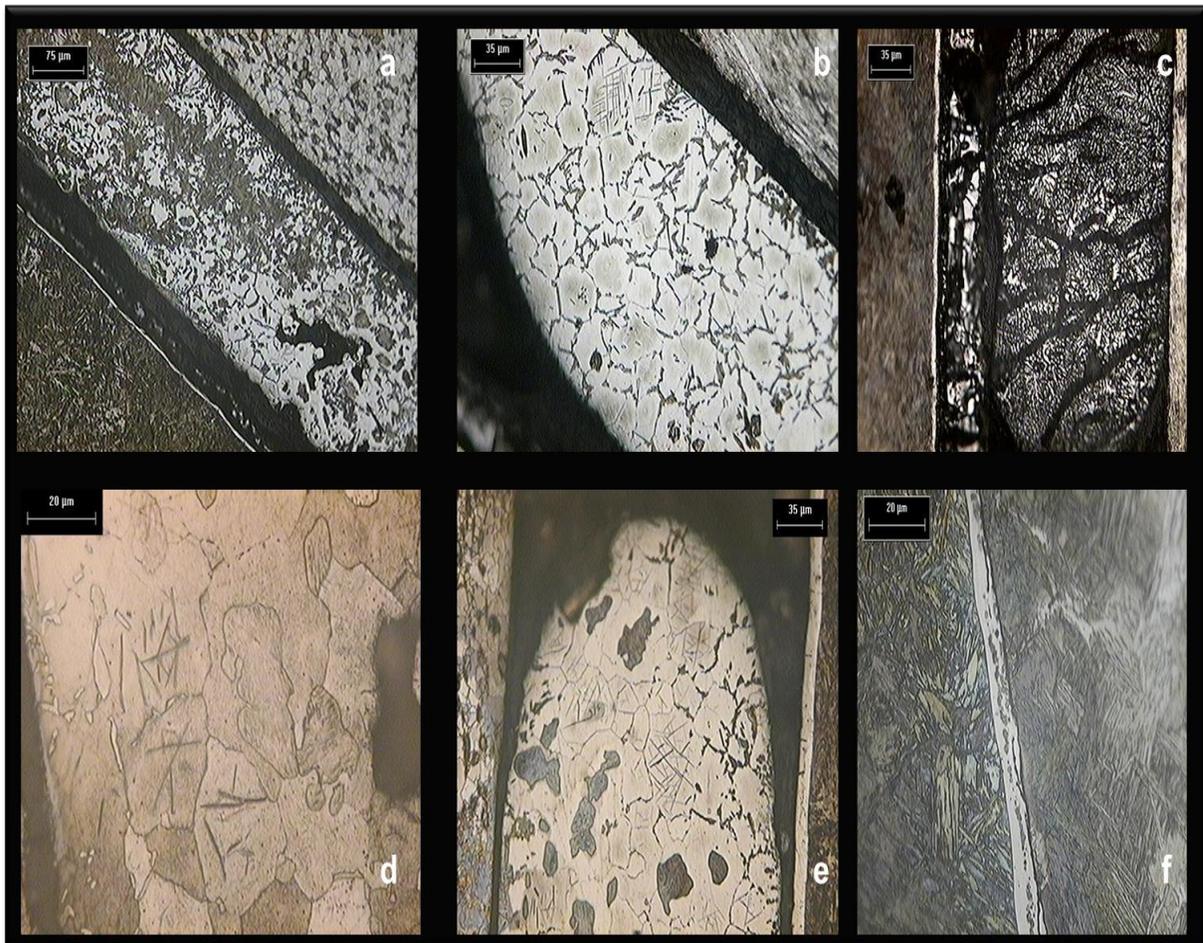
KN, kilonewton
Lbs, libras
Pres QZ, presion aplicada al inicio para intimo contacto entre las piezas
SQZ, presion adicional durante el incremento de corriente para generar la coalecencia de los metales
KA, kiloamperes
ms, tiempo en milisegundos

Dichos parámetros son actualmente empleados para el proceso sin embargo a pesar de la aplicación de una corriente de 21KA por espacio de los 120 milisegundos, no son las condiciones óptimas para la lograr fundir la capa de intermetálicos y así lograr la adhesión de piezas como tuercas.

Los resultados obtenidos del microscopio óptico a distintos aumentos permitieron determinar, que en efecto la capa de compuestos de aluminio no solo permanece, sino que también sufre alteraciones conforme se aplican las diversas etapas de manufactura y que debido a esto y a una falta de optimización de los parámetros empleados, estos compuestos interactúan con el metal proporcionado por las protuberancias o proyecciones de la tuerca a unir y en lugar de favorecer la

fusión y permitir la coalescencia entre ambos metales, esta expulsa una parte en forma de excedente, al aplicar la presión a través de los electrodos del robot. El resto del material a su vez reacciona con los diversos elementos ahí presentes, formando fases de ricas en hierro, con inclusiones de aluminio o intermetálicos de aluminio nutridos en silicio, como lo muestra la figura 4.7.

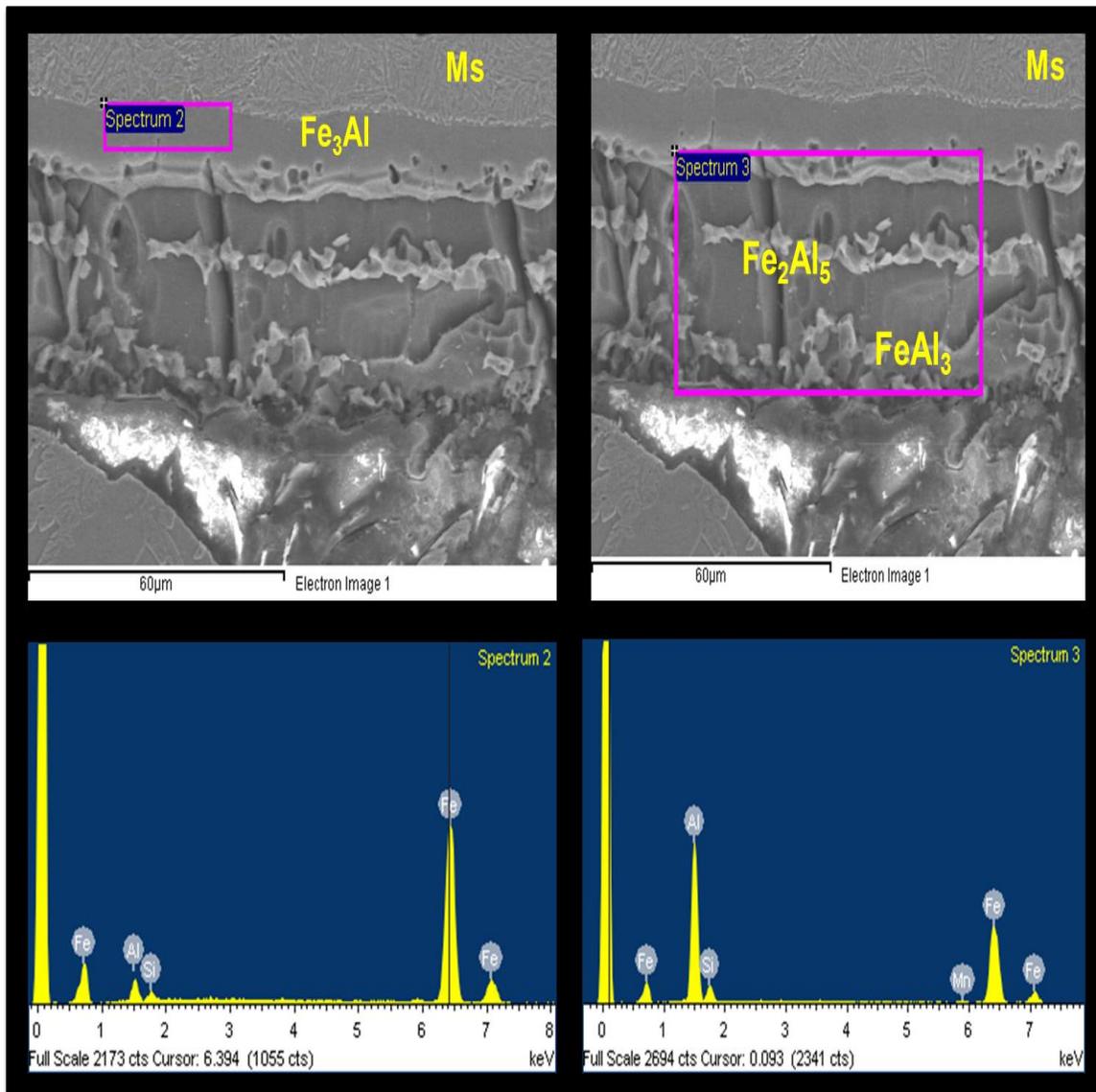
Por todo lo anterior la soldabilidad sobre la superficie de un acero recubierto se vuelve inefectiva, ya que la unión depende únicamente de una sobre - deposición de metal solidificado por encima de la capa de intermetálicos y no de una coalescencia entre la matriz y la pieza a unir, como debería ser, presentando como resultado una unión pobre en propiedades mecánicas.



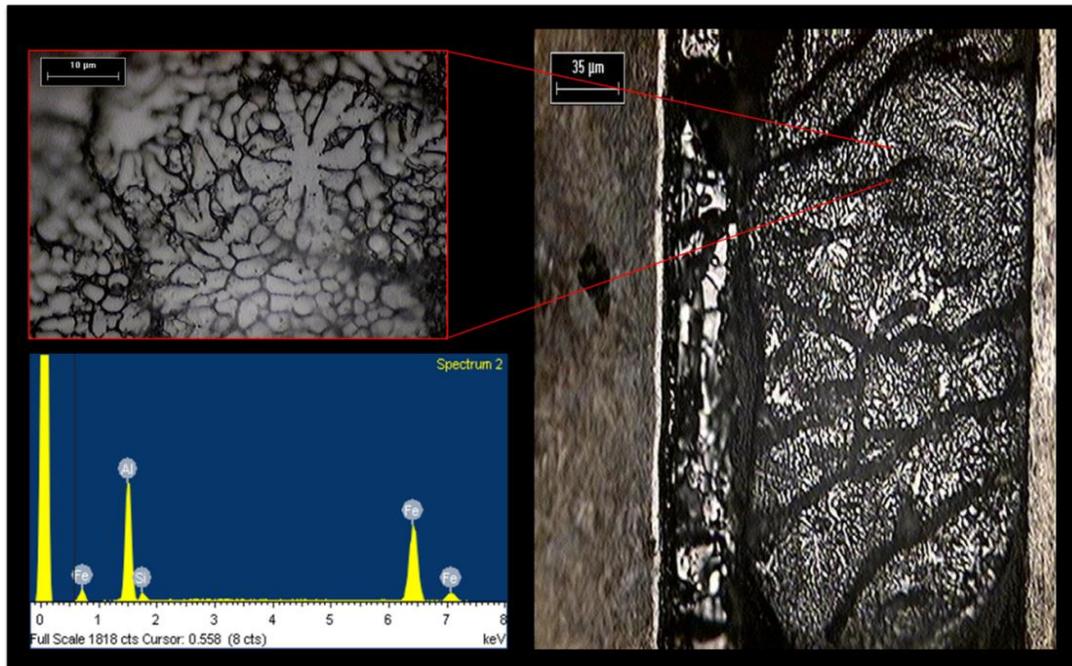
**Figura 4.7** Micrografías obtenidas por microscopía óptica, correspondientes a los diferentes compuestos, formados durante la realización de la unión por proyección

y la interacción de las diversas especies atómicas. a), b) y e) compuestos donde predomina la fase ferrítica, c) es un compuesto rico en aluminio, en la figura d) se aprecian fases aciculares, formadas durante el rápido enfriamiento del aluminio y la figura f) presenta con claridad cómo es que la capa residual interfiere entre los metales a unir.

Los compuestos y la zona de unión anteriores, fueron estudiados mediante microscopia electrónica de barrido, encontrando, que la capa de intermetálicos estaba dividida por zonas intermedias entre cada extremo en donde, la mayoría de los compuestos que estaban cercanos a la zona del sustrato se componían por  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , la cual es una fase rica en hierro y conforme se avanzó hacia la zona del aluminio se encontró la predominancia de los aluminatos  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  y  $\text{FeAl}_3$ , estos últimos dos ricos en aluminio.

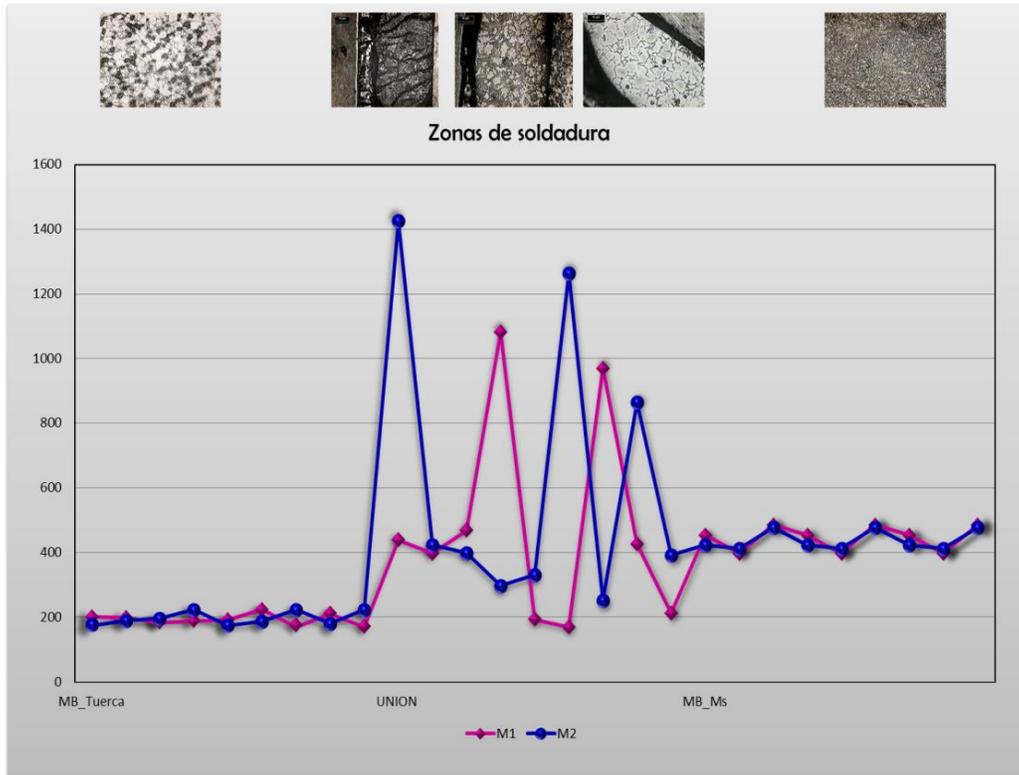


**Figura 4.8** Análisis realizado en una de las uniones mediante técnica de MEB con la que se determina como las fases varían en concentración de elementos por efecto de la difusión entre las especies atómicas.



**Figura 4.9** Imagen de un compuesto rico en aluminio el cual presenta una dureza superior a los 1000 HV.

Como se ha venido discutiendo, al momento de realizar la unión por proyección, sobre la lámina de acero recubierto, sin contar con los parámetros correctos para realizar la fusión de la capa de intermetálicos, esta forma compuestos ricos en aluminio y en hierro al interactuar con las proyecciones y es mediante un perfil de microdurezas, realizado a esta zona que se puede confirmar lo anterior.



**Figura 4.10** Gráfica de perfil de dureza realizada sobre la unión de dos muestras representativas del proceso de proyección, la dureza presentada en la interfase varía según el compuesto ya que como se ha mencionado estos pueden contener en su mayoría aluminio o ferrita factores que determinaran la dureza que estos puedan alcanzar.

#### 4.4 Discusión de resultados

De lo anterior se determina que los compuestos ricos en aluminio al poseer un punto de fusión elevado e interactuar con las proyecciones o protuberancia de la tuerca de acero de bajo carbono (12 % e. p.), generan una unión débil, al carecer de la coalescencia esperada al momento de realizar la proyección.

Determinando también que los parámetros críticos empleados, para la realización de la unión, son insuficientes para lograr el objetivo de realizar la completa fusión y coalescencia entre los metales.

# CAPÍTULO V: CONCLUSIONES & RECOMENDACIONES PARA INVESTIGACIONES POSTERIORES

De la presente investigación se concluye, mediante el caso de estudio sustentado con el acervo bibliográfico que:

- Los aceros avanzados, aleados con hasta un máximo de 400 partes por millón de boro, son altamente susceptibles a la transformación martensítica, por el efecto retardante de los átomos de boro, sobre la formación de fases suaves como la ferrita.
- La capa de aluminio adicionada por el método de inmersión en caliente, es eficaz para la prevención de la oxidación de la superficie del acero.
- Esta capa se compone de intermetálicos de alta dureza y alto punto de fusión, formados por medio de procesos difusivos, de baja energía de activación, por lo cual tienden a predominar aquellos que son ricos en su contenido de aluminio.
- La soldabilidad de los aceros aluminizados, se anula al permanecer la capa de intermetálicos, como un residuo sobre la superficie del acero.
- El espesor de esta capa tiende a aumentar, durante el tratamiento de la austenitización del acero, la cual inicialmente es de 20  $\mu\text{m}$  y después de esta etapa termina en casi las 80  $\mu\text{m}$ .
- Para lograr la eliminación o reducir la afectación de la capa, sobre las propiedades de soldabilidad de los aceros, las propuestas según la bibliografía revisada, son la aplicación de un tratamiento difusivo que permita el enriquecimiento de las capas con átomos de hierro, formando compuestos de menor dureza.

Y la otra vía mencionada, con la cual se pudiera impactar esta problemática directamente, es mediante la adición de átomos de silicio a la aleación de aluminio, en donde estos tendrán la función de obstaculizar la interacción entre los átomos de hierro y aluminio, evitando así, el crecimiento de la capa durante su paso por las diversas etapas de calentamiento.

Debido a la limitante de este trabajo de investigación, para futuras investigaciones se recomienda:

- Profundizar sobre la capacidad de difusión de los átomos de boro, su energía de activación y el impacto que causa el rango de temperaturas en las que el acero es trabajado.
- Del punto anterior, determinar por medio de técnicas microscópicas nucleares, la posición de los átomos de boro y la posible formación de boruros de aluminio, al interactuar con la capa de aluminizado.
- Realizar la experimentación adecuada, para comprobar que los métodos propuestos para el control de la capa de intermetálicos por medio de tratamientos difusivos y de adición de silicio al baño de aluminio fundido, son eficaces para reducir su afectación negativa sobre la soldabilidad.

## Bibliografía

1. International Iron & Steel Institute Committee on automotive applications. ***Advanced high strength steel (AHSS) application guideline version 3.*** septiembre 2006.
2. ***Ultra High Strength Steel:Development of mechanical properties trough controlled cooling.*** R.Kawalla, S.K.Maity and.
3. ***Design of steel structures.*** Kumar, Prof.S.R Satish Kumar and Prof. A.R. Santha.
4. ***Ultra high strength steel sheets for bodies, reinforcement parts and seat frame parts of automobile.*** Mega Tetsuya, Hasegawa Kohei and Kawabe Hidetaka. **No.4, japon : s.n., noviembre 2004.**
5. ***Archives of material science and engineering.*** Engineering, International scientific journal published monthly by the world academy of materials and manufacturing. **2, diciembre 2010, Vol. 46.**
6. ***templabilidad de los aceros .*** Schmoltz and Bickenbach de mexico sa de cv. **mexico : s.n., Vol. 16preh5.**
7. R.Santamarta, E. Cesari and J. Pons. ***Caracterizacion de aleaciones base Ni-Ti producidas por solidifiacion rapida.*** Univeritat de les liiles Balears. palma de mallorca españa : s.n., 2002.
8. ***Martensitic microstructural transformations from the hot stamping, quenching and partitioning process.*** Heping Liua, Xuejun

Jina, Han Dongb, Jie Shib. Shanghai, China : Elsevier Inc. , 5 September 2010, Vols. **M A T E R I A L S C H A R A C T E R I Z A T I O N 6 2 ( 2 0 1 1 ) 2 2 3 – 2 2 7**.

9. ***BOR AND BORON LOW ALLOYED STEELS FOR CARBURISATION AND DIRECT QUENCHING.*** Nadija Haracic, Ph.D., Asiss. professor. Zenica, Bosnia and Herzegovina : s.n., 2002, Vols. 4-6 215 - 226.

10. metal, Key to. ***Key to metals. key to metals.*** [En línea] Diciembre de 2007. <http://www.keytometals.com/>.

11. ***Hot flow behavior of boron microalloyed steels.*** E. L´opez-Chipres a, I. Mejia. Manresa, Spain : Materials Science and Engineering A 480 (2008) 49–55, 25 June 2007.

12. ***On the Nature of Boron Solid Solution in m-Iron.*** P. M. STROCCHI, B. A. MELANDRI and A. TAMBA. Serie decima, Bologna : s.n., 7 Novembre 1966, Vols. VOL. LI B, N. 1.

13. ***High resistance boron treated steels for railway applications.*** A. Bedolla-Jacuinde, J. Zuno-Silva, S. Rojas, I. Mejia and L. Bejar-Gomez. 3, San Nicolas de Hidalgo, Morelia, Michoacan : Institute of Materials, Minerals and Mining Published by Maney on behalf of the Institute, 29 MAYO 2009 , Vol. 25.

14. ***The Distribution of Boron in Austenite.*** W. F. JANDESKA, JR. and J. E. MORRAL. Illinois-Urban : METALLURGICAL TRANSACTIONS, February 21, 1972, Vol. VOLUME 3.

15. Djahazi, Mohammad. ***INFLUENCE OF BORON DISTRIBUTION ON PRECIPITATION AND RECRYSTALLIZATION IN HOT WORKED AUSTENITE***. Montreal, Canada : Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University, August 1989.
16. ***Hot ductility behavior of boron microalloyed steels***. E. Lopez-Chipres, I. Mejía, C. Maldonado, A. Bedolla-Jacuinde, J.M. Cabrera. Manresa, Spain : Materials Science and Engineering , 25 January 2007, Vols. A 460–461 (2007) 464–470.
17. ***Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel (AHSS) microalloyed with boron***. I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, C. Maldonado and J.M. Cabrera. *Issues 13–14*, 25 May 2011, Morelia, Michoacán, México : Elsevier inc, 25 May 2011, Vols. Volume 528, .
18. ***INFLUENCE OF BORON ON THE TRANSFORMATIONS OF STEEL IN TEMPERING***; *Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka*. E. M. Grinberg, G. G. Laricheva and E. S. Miroshnik. No. 9, Tula Polytechnic Institute : Plenum Publishing Corporation, September, 1991. UDC 621.785.796:669.15-194'781.
19. ***Cooling Rate Dependence of Boron Distribution in Low Carbon Steel***. DONG JUN MUN, EUN JOO SHIN, KYUNG CHUL CHO, JAE SANG LEE, and YANG MO KOO. DOI: 10.1007/s11661-011-0997-, Gwangyang, Republic of Korea. : Springerlink.com, November 17, 2011, Vols. VOLUME 43A, MAY 2012—1639.

20. Engineering Especification Ford Motor Co. **Projection Welding of Nuts and Bolts . Mayo,1998 . ESBM5-1N265-AA .**

21. Arcelormittal. **Steels for hot stamping. [En línea]**

22. AK STEEL CO. **Ultra Lume. [En línea] www.aksteel.com.**

23. JFE Steel Corporation, Bangkok Office. **Hot Dip Galvanized Steel Sheet. Bangkok, Thailand : s.n. Vols. Cat.No.B1E-004-07, 0903R(0808) JTR.**

24. I. Infante Danzo, K. Verbeken, Y. Houbaertl. **Microstructure of hot dip coated Fe–Si steels. Gent, Belgium : © 2011 Elsevier B.V. All rights reserved, 24 July 2011. 520 (2011) 1638–1644.**

25. Sung-Ha Hwang, Jin-Hwa Song, Yong-Suk Kim. **Effects of carbon content of carbon steel on its dissolution into a molten aluminum alloy. s.l. : Mater. Sci. Eng, (2005). Vols. A390, P. 437.**

26. Bhadeshia, H. K. D. H. **The Kirkendall effect . Cambridge, U.K. : s.n., 15 July 1985.**

27. Naderi, M. **Hot stamping of ultra high strength steels. 2007. Vols. Doctoral Theses, RWTH.**

28. Borsetto, F., Ghiotti, A., Bruschi, S. **Investigation of the high strength steel Al–Si coating during hot stamping operations. s.l. : Key Engineering Materials, 2009. 410–411,.**

29. ***Wetchemical coating materials for hot sheet forming—anti scaling and corrosion protection.*** Goedicke, S., Sepeur, S., Frenzer,

G., Breyer,. **Kassel, Germany, : 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, 2008.**

**30. *Press-hardened components from kassel - chances and challenges* . Paar, U., Becker, H.H., Alsmann, M. **Kassel,Germany : 1st International Conference on hot sheet metal forming of high-performarncce steel, 2008.****

**31. *Prevention of oxidation in hot stamping of quenchable steelsheet by oxidation preventive oil.* . Mor, K e Ito, D. s.I. : **CIRP Annals—Manufacturing Technology 58, 2009.****

**32. *A review on hot stamping.* H. Karbasian\*, A.E. Tekkaya. nstitute of Forming Technology and Lightweight Construction, Dortmund University of Technology. Dortmund, Germany : s.n., 19 July 2010. **Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 2103–2118.****

**33. *Hot Stamping of Manganese Boron Steel Technology Review and Preliminary Finite Element Simulations.* Naganathan, Ambikapathy. **Ohio : s.n., 2010.****

**34. *Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel.* Alexander Bardelcik\*, Christopher P. Salisbury, Sooky Winkler, Mary A. Wells, Michael J. Worswick. **Ontario, Canada : Elsevier Ltd. , 6 June 2009, Vols. International Journal of Impact Engineering 37 (2010) 694–702.****

**35. Miller Electric Mfg. Co. **Hand book for resistance spot welding** . **Appleton, Wi : s.n., Junio de 2012. 003 335 D .****

**36. Deqing, Wang. Phase evolution of an aluminized steel by oxidation treatment. PR China : s.n., 20 October 2007. 254 (2008) 3026–3032 .**

**37. Wei-Jen Cheng, Chaur-Jeng Wang. Growth of intermetallic layer in the aluminide mild steel during hot-dipping. Taipei, Taiwan : s.n., 2 October 2009. Vols. Surface & Coatings Technology 204 (2009) 824–828.**

**38. K. Bouche, F. Barbier, A. Coulet b. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminum. Marseille, France : s.n., 2 February 1998. Materials Science and Engineering A249 (1998) 167–175.**

**39. Shigeaki Kobayashi, Takao Yakou. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment. Yokohama, Japan : Elsevier Science B.V. All rights reserved, 10 December 2001.**

**40. THYSSEN KRUPP STEEL. Hot dip aluminized sheet fal as. Duisburg : s.n., june 29 .**

**41. Fu-cheng YIN, Man-xiu ZHAO, Yong-xiong LIU, Wei HAN, Zhi LI. Effect of Si on growth kinetics of intermetallic compounds during reaction between solid iron and molten aluminum. Xiangtan, China : s.n., 18 March 2012. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 23(2013) 556–561.**

**42. Hong-Seok Choi, Geun-Hwan Park, Woo-Seung Lim<sup>1</sup> and Byung-min Kim. Evaluation of weldability for resistance spot welded**

**single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets†. Busan, Korea : s.n., March 6, 2011. Journal of Mechanical Science and Technology 25 (6) (2011) 1543~1550.**

**43. Aalberts industries . aalberts company. [En línea] [www.trateriber.es](http://www.trateriber.es).**

**44. Lazaro, Diego Garcia. Tipos de acero en las carrocerias y su reparabilidad. España : s.n., Julio 2009. No.41. [www.centro-zaragoza.com](http://www.centro-zaragoza.com).**

**45. Chang Hee Suh, Won Seok Jang, Sang Kyun Oh, Rac Gyu Lee, Yun-Chul Jung, and Young Suk Kim,. Effect of Cooling Rate During Hot Stamping on Low Cyclic Fatigue of Boron Steel Sheet. Buk-ku Daegu, Korea : s.n., 17 January 2012. Vol. Vol. 18, No. 4 (2012), pp. 559~566.**

## Tabla de figuras

- Figura 2.1 Gráfica esfuerzo Vs deformación, en la cual se puede apreciar la variedad de aceros desarrollados actualmente para la industria automotriz y como son clasificados de acuerdo a sus propiedades mecánicas o por el tipo de constituyente que predomine en su microestructura. (1).....**
- Figura 2.2 Aplicación de los acero en la industria automotriz según su grado de resistencia y propiedades mecánicas para la construcción de un chasis (32) .....**
- Figura 2.3 Gráfica que muestra el comportamiento general para la obtención de un acero de ultra alta resistencia, mediante el conformado en caliente. (1).....**
- Figura 2.4 Representación de la distribución de carburos, en los límites e interior de un grano austenítico. (5).....**
- Figura 2.5 Imagen representativa de un tratamiento de temple y revenido (6).....**
- Figura 2.6 Representación esquemática de la evolución de transformación de la fase martensítica partiendo del interior del grano austenítico. (8) .....19**
- Figura 2.8 Imagen obtenida por la técnica de auto radiografía donde se muestra los átomos de boro dispersos a través de los**

granos austeníticos con una marcada tendencia acumulativa hacia los límites de dicho grano. (14) ..... ¡Error! Marcador no definido.

Figura 2.9 Gráfica donde se representa la ecuación anteriormente descrita la cual describe la influencia del boro sobre la capacidad de endurecimiento en los aceros y como esta decrece después de cierta cantidad agregada. (15) ..... ¡Error! Marcador no definido.

Figura 2.10 Efecto del boro visto a través de un diagrama TTT, en el cual se aprecia cómo es que desplaza la zona ferrítica hacia la derecha ampliando la zona austenítica permitiendo así la fácil obtención de fases como la martensita o bainita a velocidades de enfriamiento de hasta 230 °C /s. (15) .... ¡Error! Marcador no definido.

Figura 2.11 Ejemplo y comparativa de cómo es que el grano de austenita sin boro estaría presentando la formación de fases en su límite de grano y confirmación de la presencia de este elemento mediante un mapeo por SEM-EDS de los átomos de boro y carbón en un grano austenítico deformado a 650°C. (17) ..... ¡Error! Marcador no definido.

Figura 2.12 Distribución de los átomos de boro en un acero aleado Mo-B enfriado de 1200°C a diferentes velocidades: (a) 100 K/s, (b) 40 K/s, (c) 20 K/s, (d) 10 K/s y (e) 1 K/s figura lado izquierdo. Figura lado derecho presenta la distribución de boro en un acero aleado Mo-B enfriado de 1200°C y aplicando un post tratamiento isotérmico 900°C, a 50 K/s:(a) 0 s, (b) 20 s, (c) 30 s, (d) 60 s, (e) 120 s, and (f) 1000 s (19). ..... ¡Error! Marcador no definido.

**Figura 2.13 Distribución de boro en un acero aleado y enfriado a distintas velocidades (a) 1 K/s, (b) 5 K/s, (c) 10 K/s y (d) 20 K/s (19)..... ¡Error! Marcador no definido.**

**Figura 2.14 Micrografía de un acero, obtenida después de aplicar el proceso de inmersión o hot dipping, en el cual se aprecia la capa de aluminio, la interface de aleaciones entre aluminio y hierro, por último el sustrato de acero. (24) .....30**

**Figura 2.15 Diagrama de flujo para el proceso de aluminizado empleado en el recubrimiento de aceros. (23) .....31**

**Figura 2.16 Diagrama Fe- Al, empleado para la predicción de formación de fases.....33**

**Figura 2.17 Gráfica de proceso de inmersión a distintos tiempos para aceros de diferentes composiciones y conforme se incrementa el tiempo el espesor en micras de la capa va aumentando. (25).....34**

**Figura 2.18 Evolución de la capa de aluminio en función de la temperatura y tiempo. (25).....35**

**Figura 2. 19 Imagen de micro grietas formadas por el efecto Kinkerdall, en la zona de difusión entre aluminio y hierro (25).....36**

**Figura 2.20 Representación del proceso de estampado en caliente de forma indirecta. (33) .....38**

**Figura 2. 21 Representación esquemática del proceso de estampado de forma directa. (33).....39**

- Figura 2.22 Gráfica de espesor de lámina contra tiempo requerido para alcanzar la temperatura de austenización. (32) .....42**
- Figura 2.23 Flujo del proceso de estampado en caliente (34).....43**
- Figura 2.24 Micrografías correspondientes a acero con distintos niveles de enfriamiento y modificaciones para aumento de sensibilidad de temple siendo la de la derecha la de menor calidad de temple por lo cual es más definida su estructura. (34) .....45**
- Figura 2.25 Gráfica de micro durezas realizadas a lo largo de la superficie de la pieza tratada por estampado en caliente templada a diferentes velocidades de enfriamiento. (34) .....44**
- Figura 2.26 Gráfica del efecto de la temperatura sobre la ductilidad del acero estampado. (33).....46**
- Figura 2.27 Ecuaciones propuestas por diversos autores para la modelación del estampado en caliente (32) ¡Error! Marcador no definido.**
- Figura 2.28 Imagen representativa de una transformación selectiva proporcionada por estampado diseñado. (33) .....46**
- Figura 2.29 Secuencia termografía de un proceso de unión por proyección. (20).....**
- Figura 2.30 Representación de algunos tipos de proyecciones. (20).....50**

- Figura 2.31 Representación de la fase austenítica la cual es considera la matriz de las otras fases que puede presentar el acero dependiendo su enfriamiento (8).....51**
- Figura 2.32 Evolución con referencia al tiempo de oxidación (39) .....53**
- Figura 2.33 Ampliación de interface acero substrato después de 180 seg de inmersión en el baño de aluminio fundido en donde se aprecia la morfología característica de los compuestos intermetalicos de aluminio (37) .....54**
- Figura 2.34 Las gráficas de la parte superior indican la dependencia de la temperatura para el crecimiento del espesor de capas a 30s y 15 minutos y en la parte inferior la variación en espesores para cada capa de compuesto diferente en referencia a la raíz cuadrada del tiempo (38). .....56**
- Figura 2. 35 Representación de la distribución de fases formada por compuestos de aluminio y hierro. (25).....57**
- Figura 2.36 Perfiles de dureza aplicados a través de la longitud de diferentes muestras las cuales fueron sometidas a diversos tiempos de enfriamientos y temperaturas. (39).....59**
- Figura 2.37 Coalescencia de poros efecto Kinkerdall. (40) .....60**
- Figura 2.38 Micrografía representativa de una unión entre un acero recubierto con aluminio y otro sin cubierta por medio de un proceso de resistencia de puntos en el cual se aprecia como la**

fase de aluminio quedo atrapada entre la unión afectando la coalescencia de los metales base. (42) .....62

Figura 4.1 Micrografía del material base a distintos aumentos a) tomada a 100 X, b) 500 X y c) 500X, en las cuales se aprecian los granos ferriticos definidos orientados según la dirección de laminación y el espesor de la capa de aluminio que es adicionada durante el proceso de hot-dipping, misma que tiene un espesor promedio de 20  $\mu\text{m}$  y es compuesta principalmente por la aleación de aluminio con un 5% e. p. de silicio. ....70

Figura 4.2 Perfil de microdureza del metal base antes de ser tratado termomecánicamente en dicho perfil se observa el sustrato compuesto principalmente por ferrita - perlita y en los bordes con un bajo nivel de dureza se distingue la capa de aluminio que fue adicionada por el tratamiento de hot dipping. ..71

Figura 4.3 Imagen de micrografía de unión entre el sustrato de acero y la capa de aluminizado, en donde se aprecia una zona de espesor promedio de 7 micras la cual funge como la coalescencia entre ambos elementos.....72

Figura 4.4 Micrografías tomadas a 100X, Parte izquierda micrografía (a), muestra como aumento el espesor de capa después del tratamiento de estampado, (b) lado derecho parte superior muestra la completa transformación martensítica que sufrió el metal base anteriormente ferritico y la micrografía (c) es

un acercamiento realizado a la capa de aluminio tratada con la finalidad de apreciar su apariencia. ....74

Figura 4.5 Perfil de micro dureza correspondiente al material tratado en el cual se aprecia la transformación martensítica a todo lo largo del matriz y la afectación sobre la capa de aluminio en cuanto a su aumento de espesor, su morfología característica de los compuestos intermetalicos y confirmando la presencia de estos con los altos valores de dureza registrados durante la realización de la toma de las mismas. ....75

Figura 4.6 Imagen amplificada de la zona de unión realizada por soldadura por proyección en la cual se aprecia como la capa residual rica en compuestos de aluminio no permite la coalescencia de los metales a unir generando así una unión débil. ....77

Figura 4.7 Micrografías correspondientes a los diferentes compuestos formados durante la realización de la unión por proyección y la interacción de las diversas especies atómicas. a, b y e compuestos donde predomina la fase ferrítica, c es un compuesto rico en aluminio, en la figura d se parecían fases aciculares formadas durante el enfriamiento del aluminio y la figura f presenta una capa de interferencia entre los metales a unir. ....79

Figura 4.8 Análisis realizado en una de las uniones mediante técnica de MEB con la que se determina como las fases varían en

**concentración de elementos por efecto de la difusión entre las especies atómicas.....81**

**Figura 4.9 Imagen de un compuesto rico en aluminio el cual presenta una dureza superior a los 1000 HV.....82**

**Figura 4.10 Gráfica de perfil de dureza realizada sobre la unión de dos muestras representativas del proceso de proyección, la dureza presentada en la interfase varía según el compuesto ya que como se ha mencionado estos pueden contener en su mayoría aluminio o ferrita factores que determinaran la dureza que estos puedan alcanzar.....83**

## Índice de tablas

<b>Tabla 1.2 Carburos presentes en algunos aceros de uso comercial y su función. ....</b>	<b>16</b>
<b>Tabla 2. Composición química del acero al boro recubierto con aluminio empleado para el caso de estudio, Cortesía Ford Motors Co. WSS-M1A357-A1 (20).....</b>	<b>29</b>
<b>Tabla 3. Aceros susceptibles al tratamiento por estampado en caliente (27).....</b>	<b>40</b>
<b>Tabla 4 Efecto del contenido de silicio sobre la energía de activación de la fase <math>Fe_2Al_5</math> y el factor de crecimiento <math>K_0</math>. (41) .....</b>	<b>61</b>
<b>Tabla 5. Composición química del acero empleado para el estampado en caliente de acuerdo a la normativa de Ford Motors Co. ....</b>	<b>69</b>
<b>Tabla 6. Parámetros para el proceso de estampado en caliente ..</b>	<b>73</b>
<b>Tabla 7. Características de los compuestos intermetalicos formados por las diferentes reacciones del aluminio con el acero. ....</b>	<b>76</b>