



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO.**

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS.

**“CARACTERIZACIÓN Y SOLDABILIDAD DE UN ACERO AVANZADO
DE ALTA RESISTENCIA MICROALEADO CON BORO.”**

TESIS.

**PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
MAESTRO EN CIENCIAS EN METALURGIA Y
CIENCIA DE LOS MATERIALES.**

**PRESENTA:
ING. NORMA ALATORRE TORRES.**

**ASESOR:
DR. CUAUHEMOC MALDONADO ZEPEDA.**

**COASESOR:
DR. IGNACIO MEJÍA GRANADOS.**

MORELIA. MICHOACÁN, MÉXICO. FEBRERO 2010.



Índice general.

RESUMEN.	¡Error! Marcador no definido.
Objetivo general.	¡Error! Marcador no definido.
Objetivos particulares.	¡Error! Marcador no definido.
Hipótesis.	¡Error! Marcador no definido.
INTRODUCCIÓN.	¡Error! Marcador no definido.
Justificación.	¡Error! Marcador no definido.
Capítulo I.	¡Error! Marcador no definido.
REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.	¡Error! Marcador no definido.
1.1 Definición del AHSS microaleado.	¡Error! Marcador no definido.
1.1.1 Evolución histórica.	¡Error! Marcador no definido.
1.1.2 Acontecimientos que favorecieron la evolución de los AHSS.	¡Error! Marcador no definido.
1.1.3 Clasificación y aplicación de los aceros AHSS.	¡Error! Marcador no definido.
1.1.4 Influencia de los elementos de aleación.	¡Error! Marcador no definido.
1.2 Metalurgia física de los aceros AHSS.	¡Error! Marcador no definido.
1.2.1 Relación entre microestructura y propiedades mecánicas. ...	¡Error! Marcador no definido.
1.2.2 Mecanismos de endurecimiento	¡Error! Marcador no definido.
1.2.3 Endurecimiento por solución sólida.	¡Error! Marcador no definido.
1.2.4 Endurecimiento por precipitación.	¡Error! Marcador no definido.
1.2.5 Endurecimiento por deformación.	¡Error! Marcador no definido.
1.3 Tenacidad de los aceros.	¡Error! Marcador no definido.
1.3.1 Fractura frágil	¡Error! Marcador no definido.
1.3.2 Fractura dúctil.	¡Error! Marcador no definido.
1.3.3 Transición dúctil-frágil	¡Error! Marcador no definido.
1.4 Soldabilidad de acero avanzado de alta resistencia microaleado con boro.	¡Error! Marcador no definido.
1.4.1 Generalidades.	¡Error! Marcador no definido.
1.4.2 Influencia de los elementos de aleación en la soldabilidad del acero. ..	¡Error! Marcador no definido.
1.5 Particularidad del agrietamiento en la unión soldada.	¡Error! Marcador no definido.

1.5.1	Agrietamiento en el cordón.	¡Error! Marcador no definido.
1.5.2	Agrietamiento en la ZAT.....	¡Error! Marcador no definido.
1.5.2.1	Métodos para evitar el agrietamiento en frío.	¡Error! Marcador no definido.
1.6	Proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW).	¡Error! Marcador no definido.
1.6.1	Generalidades.	¡Error! Marcador no definido.
1.6.2	Selección de la corriente de soldadura.	¡Error! Marcador no definido.
1.6.3	Selección de la intensidad de corriente (I_s)	¡Error! Marcador no definido.
1.6.4	Determinación del voltaje de arco (V_a).	¡Error! Marcador no definido.
1.6.5	Determinación de la velocidad de soldadura (V_s).	¡Error! Marcador no definido.
Capítulo II		¡Error! Marcador no definido.
DESARROLLO EXPERIMENTAL		¡Error! Marcador no definido.
2.1	Fabricación del acero.....	¡Error! Marcador no definido.
2.1.1	Composición química del acero.	¡Error! Marcador no definido.
2.1.2	Cálculo de carga.	¡Error! Marcador no definido.
2.1.3	Preparativos de la colada.	¡Error! Marcador no definido.
2.1.4	Desarrollo de la colada.	¡Error! Marcador no definido.
2.1.5	Acondicionamiento y preparación del acero. .	¡Error! Marcador no definido.
2.2	Caracterización del acero en condición de colada.....	¡Error! Marcador no definido.
2.2.1	Caracterización mediante microscopía óptica.	¡Error! Marcador no definido.
2.2.2	Caracterización de la propiedad mecánica de dureza.	¡Error! Marcador no definido.
2.3	Tratamientos térmicos de referencia para AHSS y AHSS-B. ...	¡Error! Marcador no definido.
2.3.1	Caracterización estructural del acero tratado térmicamente.....	¡Error! Marcador no definido.
2.3.1.1	Caracterización mediante microscopía óptica.	¡Error! Marcador no definido.
2.3.1.2	Caracterización mediante microscopia electrónica de barrido.	¡Error! Marcador no definido.
2.3.1.3	Caracterización de la propiedad mecánica de dureza. .	¡Error! Marcador no definido.
2.4	Deformación plástica del acero.	¡Error! Marcador no definido.

2.4.1	Tratamiento termo-mecánico.....	¡Error! Marcador no definido.
2.4.2	Caracterización estructural del acero con tratamiento termo-mecánico.	¡Error! Marcador no definido.
2.4.2.1	Caracterización estructural mediante microscopía óptica.....	¡Error! Marcador no definido.
2.4.2.2	Tamaño de grano austenítico:	¡Error! Marcador no definido.
2.4.2.3	Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido.	¡Error! Marcador no definido.
2.4.2.4	Caracterización de las propiedades mecánicas.	¡Error! Marcador no definido.
2.5	Ensayo de soldabilidad.	¡Error! Marcador no definido.
2.5.1	Materiales.	¡Error! Marcador no definido.
2.5.2	Ensayo de soldabilidad severidad térmica controlada (CTS).	¡Error! Marcador no definido.
2.5.3	Ejecución del ensayo de soldabilidad severidad térmica controlada (CTS)	¡Error! Marcador no definido.
2.5.4	Caracterización del ensayo de soldabilidad severidad térmica controlada (CTS).	¡Error! Marcador no definido.
		¡Error! Marcador no definido.
Capítulo III.		¡Error! Marcador no definido.
ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS.....		¡Error! Marcador no definido.
3.1	Composición química.	¡Error! Marcador no definido.
3.2	Caracterización estructural del acero en condición de colada.	¡Error! Marcador no definido.
3.3	Tratamientos térmicos de referencia.....	¡Error! Marcador no definido.
3.3.1	Efecto del temple sobre la microestructura	¡Error! Marcador no definido.
3.3.2	Efecto del revenido sobre la microestructura .	¡Error! Marcador no definido.
3.3.3	Efecto del normalizado sobre la microestructura.	¡Error! Marcador no definido.
3.3.4	Efecto del recocido sobre la microestructura. .	¡Error! Marcador no definido.
3.3.5	Ensayo de dureza de los tratamientos térmicos de referencia.	¡Error! Marcador no definido.
3.4	Tratamiento termo-mecánico (laminado en caliente+temple).	¡Error! Marcador no definido.
3.4.1	Diagramas TTT/CCT.....	¡Error! Marcador no definido.

3.4.2	Caracterización de los aceros AHSS y AHSS-B en condiciones de tratamiento termo-mecánico.	¡Error! Marcador no definido.
3.4.2.1	Metalografía óptica y electrónica de barrido.	¡Error! Marcador no definido.
3.4.2.2	Propiedades mecánicas del acero con tratamiento termo-mecánico..	¡Error! Marcador no definido.
3.5	Ensayo de soldabilidad.	¡Error! Marcador no definido.
3.5.1	Cálculos de soldabilidad.	¡Error! Marcador no definido.
3.5.2	Caracterización estructural del ensayo de soldabilidad CTS.....	¡Error! Marcador no definido.
3.5.3	Caracterización de la propiedad mecánica de dureza del ensayo de soldabilidad.....	¡Error! Marcador no definido.
Capítulo IV		¡Error! Marcador no definido.
CONCLUSIONES		¡Error! Marcador no definido.
Recomendaciones		¡Error! Marcador no definido.
Bibliografía		¡Error! Marcador no definido.
Anexo I. Cálculo de carga		¡Error! Marcador no definido.
Anexo II. Cálculo de las temperaturas críticas		¡Error! Marcador no definido.
Anexo III. Cálculo del carbono equivalente		¡Error! Marcador no definido.

Índice de figuras.

Figura 1.1. Zonas de Soldabilidad para un acero.....	24
Figura 1.2. Soldadura de arco con electrodo revestido (SMAW).....	26
Figura 2.1 Diagrama esquemático del desarrollo experimental.....	30
Figura 2.2 Lingotera utilizada para la fabricación de lingotes de acero.....	35
Figura 2.3 Mazarota.....	36
Figura 2.4 Porción del lingote utilizado en el tratamiento termo-mecánico.....	39
Figura 2.5 Placas obtenidas en el tratamiento termo-mecánico.....	39
Figura 2.6 Localización de probetas para el ensayo de tracción en sentido longitudinal.....	41
Figura 2.7. Dimensiones y forma de probeta para el ensayo de tensión.....	41
Figura 2.8 Localización de las Probetas para el ensayo de impacto.....	42
Figura 2.9 Probeta para el ensayo de impacto Charpy V.....	42
Figura 2.10 Diferentes etapas del desarrollo experimental en la aplicación del ensayo CTS.....	45
Figura 3.1 Micrografía óptica de los aceros experimentales en condición de colada: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	49
Figura 3.2 Micrografías ópticas de los aceros templados con T_{γ} de 900°C, t_p de 30 min., y temple en agua: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	50
Figura 3.3 Acero AHSS-B en condición de temple: a) Micrografía, y b) espectro EDS.....	50
Figura 3.4 Acero AHSS-B en condición de temple: a) mapeo.....	51
Figura 3.5 Acero AHSS-B en condición de temple: a) micrografía y b) espectro EDS y c) espectro de adquisición EDS.....	52
Figura 3.6 Acero AHSS-B en condición de temple: a) mapeo.....	52
Figura 3.7 Acero AHSS-B en condición de temple: a) Micrografía a 750X y b) mapeo.....	53
Figura 3.8 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 200°C: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	53
Figura 3.9 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 350°C: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	54
Figura 3.10 Acero AHSS-B en condición de revenido a 350°C: a) Micrografía y b) espectro EDS.....	54
Figura 3.11 Acero AHSS-B en condición de revenido a 350°C: a) Micrografía y b) mapeo.....	55
Figura 3.12 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 400°C: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.....	55
Figura 3.13 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 450°C: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	56
Figura 3.14 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 500°C: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.....	56
Figura 3.15 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 550°C: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.....	57
Figura 3.16 Acero AHSS-B en condición de revenido a 550°C:	

a) Micrografía a 3000x y b-d) espectro EDS.....	57
Figura 3.17. Micrografías de los aceros en condición de normalizado con T_{γ} de 900°C, t_p de 30 min y enfriamiento en aire: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	58
Figura 3.18 Micrografías de los aceros en condición de recocido con T_{γ} de 900°C, t_p de 30 min y enfriamiento en horno: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	59
Figura 3.19 Diagrama TTT calculado para los aceros AHSS y AHSS-B.....	60
Figura 3.20 Diagrama CCT calculado para los aceros AHSS y AHSS-B.....	61
Figura 3.21 Micrografías del acero experimental después del tratamiento termomecánico: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	62
Figura. 3.22 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo	63
Figura. 3.23 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo	63
Figura 3.24 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo	64
Figura 3.25 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo	64
Figura 3.26. Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo	65
Figura 3.27 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo	65
Figura 3.28 Grafica esfuerzo deformación del acero AHSS y AHSS-B.....	65
Figura 3.29 Clasificación de los aceros según el Instituto Americano del Hierro y del Acero “American Iron And Steel Institute”	66
Figura 3.30 Fractografías de la probeta de impacto Charpy en condición de tratamiento termo-mecánico sentido longitudinal: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	68
Figura 3.31 Fractografías de la probeta de impacto Charpy para el acero en condición de tratamiento termo-mecánico sentido transversal: (a) AHSS (b) AHSS-B.....	68
Figura 3.32 Micrografías que muestran el borde de grano austenítico de los aceros con tratamiento termo-mecánico: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.....	69
Figura 3.33 Macrografías de las secciones transversales de los cordones de soldadura en el ensayo CTS a) AHSS y b) AHSS-B.....	70
Figura 3.34 Micrografías de la zona de fusión de la unión soldada: (a) AHSS y (b) AHSS-B.....	72
Figura 3.35 Micrografías representativas del cordón 1 de la unión soldada del acero AHSS.....	73
Figura 3.36 Micrografías representativas del cordón 1 de la unión soldada del acero AHSS-B.....	74
Figura 3.37 Micrografías representativas del cordón 2 de la unión soldada del acero AHSS.....	75
Figura 3.38 Micrografías representativas del cordón 2 de la unión soldada del acero AHSS-B.....	76
Figura 3.39 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico y aplicación del ensayo CTS: a) mapeo.....	79
Figura 3.40 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico y aplicación	

del ensayo CTS: a) mapeo.....	79
Figura 3.41 Micrografía de la zona de grueso de la ZAT asociada al cordón 2 del AHSS.....	80
Figura 3.42. Micrografía de la zona de grueso de la ZAT asociada al cordón 2 del AHSS-B.....	80
Figura 3.43 Zonas de la unión soldada donde se realizaron las mediciones de dureza.....	81
Figura 3.44 Distribución de dureza en la probeta del ensayo CTS para el acero AHSS: (a) Cordón 1 del acero AHSS y (b) Cordón 1 del AHSS-B.....	83
Figura 3.45 Distribución de dureza en la probeta del ensayo CTS para el acero AHSS-B: (a) Cordón 2 del acero AHSS y (b) Cordón 2 del acero AHSS-B.....	84

Índice de tablas.

Tabla 1.1 Parámetros para la selección del tipo de corriente.....	27
Tabla 2.1 Rango de composición química del Acero (AHSS).....	31
Tabla 2.2. Composición química de las chatarras.....	31
Tabla 2.3 Composición química y presentación de las aleaciones empleadas.....	32
Tabla 2.4 Cálculo del contenido de elementos de aleación en la chatarra.....	33
Tabla 2.5 Composición química promedio de la unión de las chatarras.....	34
Tabla 2.6 Análisis requerido en el Acero Avanzado de Alta Resistencia.....	34
Tabla 2.7 Componentes y cantidades para fabricar mazarotas.....	35
Tabla 2.8 Etapas en la fabricación del acero experimental.....	36
Tabla 2.9 Resumen de los tratamientos térmicos de referencia realizados.....	38
Tabla 2.10 Composición química del acero sin Boro (AHSS) y del acero microaleado con boro (AHSS-B).....	43
Tabla 2.11 Composición química del metal de aporte % en peso.....	44
Tabla 2.12 Ensayos de soldabilidad reconocidos por la AWS.....	44
Tabla 2.13 Variables de soldadura aplicadas.....	44
Tabla 3.1 Composición química de los acero experimentales AHSS y AHSS-B.....	48
Tabla 3.2 Dureza de los aceros AHSS y AHSS-B en condición de colada.....	49
Tabla 3.3 Tratamientos térmicos de referencia aplicados a los aceros experimentales AHSS y AHSS-B.....	49
Tabla 3.4 Dureza de los aceros experimentales en condición de tratamiento térmico de referencia.....	59
Tabla 3.5 Propiedades de resistencia a la tensión de los aceros experimentales en condición de tratamiento termo-mecánico.....	66
Tabla 3.6 Dureza de los aceros experimentales AHSS en condición de tratamiento termo-mecánico.....	67
Tabla 3.7 Energía absorbida al impacto de los aceros en condición de tratamiento termo-mecánico.....	67
Tabla 3.8 Resultados promedios de la medición de grano austenítico del acero experimental en condición de Tratamiento termo-mecánico (laminado en caliente+temple.).....	69
Tabla 3.9 Medición de la ZAT: (a) AHSS y (b) AHSS-B de las secciones.....	71
Tabla 3.10 Tamaño de grano del cordón 2 de la zona de grano grueso de los aceros AHSS y AHSS-B.....	80

RESUMEN.

Los aceros micro-aleados, como es el caso de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS), presentan ventajas en relación a los aceros estructurales al carbón y de baja aleación, respecto al costo y a la mejora en propiedades mecánicas (límites elásticos hasta cuatro veces superiores a los aceros laminados tradicionales), que se obtienen mediante un tratamiento termo-mecánico controlado. Este hecho se ve reflejado en el aumento en la demanda de este acero (entre 10 y 15% del consumo total de AHSS en el mundo), lo que representa incrementar su fabricación de 80 a 120 millones de toneladas por año.

Referente a las aplicaciones de estos aceros, su utilización en la industria automotriz resulta en carrocerías más ligeras con reducciones de peso de hasta 45% (debido al valor del límite elástico del acero), más resistentes y a menor costo.

Por otra parte, la adición de Boro al acero AHSS (AHSS-B) incrementa las resistencias del material a la cedencia y a la tensión. Lo anterior, debido al cambio en la morfología de la ferrita y la generación de una estructura bainítico-martensítica que promueven el endurecimiento del material, aunque el aumento en la resistencia mecánica esté asociado con una disminución en la soldabilidad del material.

Este trabajo de investigación tiene como objetivo estudiar las propiedades mecánicas y soldabilidad de un acero AHSS microaleado con boro (acero AHSS-B). Con la finalidad de comparar los cambios en morfología, microestructura, propiedades mecánicas y soldabilidad. Se fabricaron dos aceros; AHSS y AHSS-B, respectivamente, se les aplicó un tratamiento térmico de austenización para homogeneizar la estructura metalográfica, seguido de un tratamiento termo-mecánico que consiste de laminado en caliente y temple.

Los resultados experimentales muestran que los aceros AHSS-B incrementaron su resistencia al esfuerzo y dureza, en comparación con las mismas propiedades mecánicas del acero AHSS; sin embargo, el acero AHSS-B presenta ciertos problemas de resistencia al impacto.

Por otra parte, la microestructura de los aceros AHSS-B es del tipo bainítico-martensítica, promovida por la segregación del boro a lo largo de los límites de grano de la austenita, retardando la nucleación de la ferrita en los mismos límites de grano.

OBJETIVO GENERAL.

La presente investigación tiene como objeto, investigar los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (Advanced High Strength Steels, AHSS), (C, B, Ni, Cr, V, y Cu), sin adición de boro (AHSS) y microaleado con boro (AHSS-B), fabricar, caracterizar: metalográfica y mecánicamente, y mediante los resultados obtenidos clasificar al acero experimental, además de analizar la influencia del boro en el acero, asimismo determinar teóricamente los diagramas TTT y CCT, siendo uno de los objetivos principales, estudiar el grado de soldabilidad del Acero Avanzado de Alta Resistencia.

OBJETIVOS PARTICULARES.

1. Fabricar un Acero de Alta Resistencia **(C, B, Ni, Cr, V, y Cu)** experimental sin adición de boro (AHSS), y otro microaleado con boro (AHSS-B). Con la finalidad de evidenciar la influencia del boro sobre las propiedades mecánicas.
2. Aplicar al acero AHSS y AHSS-B diferentes tratamientos térmicos convencionales de referencia en condición de colada y, determinar el comportamiento de la dureza y la microestructura.
3. Aplicar un tratamiento termo-mecánico específico (laminado en caliente+temple) a ambos aceros. Medir las propiedades mecánicas de los aceros usando ensayos de tensión, impacto y dureza además de medir el tamaño de grano austenítico después del tratamiento termo-mecánico, para corroborar con esto el efecto refinador de grano atribuido al boro, y considerar si el acero producido se puede clasificar como AHSS.
4. Determinar los diagramas TTT y CCT teóricos correspondientes para cada acero.
5. Aplicar el ensayo de soldabilidad CTS, y caracterizar la soldadura de ambos aceros mediante dureza y microscopía electrónica de barrido (MEB) en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT). Para establecer cuan soldable es el acero objeto de estudio, y que no solamente se pretende obtener un material con excelentes propiedades mecánicas sino también perfectamente soldable una de las propiedades más importantes hoy en día en un material.

HIPÓTESIS.

Este trabajo estudia el efecto del boro sobre las propiedades mecánicas y soldabilidad de un acero avanzado de alta resistencia. Para este tipo de acero no existen investigaciones previas, teóricas o experimentales sobre la influencia del boro en la unión soldada. Planteando así las siguientes hipótesis:

1. El boro en pequeñas cantidades aumenta la resistencia al esfuerzo de los aceros al favorecer una microestructura bainítico-martensítica, cuando el acero es templado inmediatamente después de la laminación.
2. Los ciclos térmicos asociados a la aplicación de un proceso de soldadura de arco eléctrico afectan significativamente los mecanismos de endurecimiento del acero experimental. Produciendo una fuerte alteración en la microestructura bainita/martensita de la matriz y posiblemente exista la precipitación de compuestos de boro.
3. Si el acero de alta resistencia tiene una matriz predominantemente martensítica dentro de la soldadura para estos aceros se espera que la soldabilidad del acero sea baja, y después de aplicar un proceso de soldadura de arco, con una velocidad de enfriamiento rápida se podrían producir grietas en la zona afectada térmicamente (ZAT) asociada a la soldadura. Por tanto, la unión soldada presentará propiedades mecánicas inferiores a las del acero experimental.

INTRODUCCIÓN.

La presente tesis tiene como objeto de investigación los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (Advanced High Strength Steels, AHSS), los cuales presentan ventajosas propiedades mecánicas y económicas sobre otros aceros de alta resistencia actualmente en el mercado.

Durante las últimas cuatro décadas se ha trabajado en el desarrollo de aceros microaleados. En este periodo, estos aceros se han convertido en un tipo de aceros indispensables en el diseño y fabricación de estructuras. Estos aceros presentan ventajas respecto a los aceros estructurales al carbón y los aceros de baja aleación, no sólo por sus propiedades mecánicas superiores, sino también porque éstas se obtienen mediante un tratamiento termomecánico debidamente controlado, sin necesidad de someter al material a tratamientos térmicos de refinamiento de grano, que encarecerían el costo de producción del producto. Los aceros AHSS contienen cantidades no superiores al 0.15% de elementos microaleantes, los cuales generan un refinamiento de grano y endurecimiento por precipitación, con lo cual se consiguen elevados límites elásticos, ahorrándose tratamientos térmicos posteriores de refinamiento de grano ⁽¹⁾.

Debido al conjunto de ventajas de los aceros AHSS respecto a los aceros estructurales al carbón y los aceros de baja aleación, el consumo de los aceros AHSS microaleados en el mercado ha aumentado, estimándose entre 10% y 15% del consumo total de acero en el mundo (de 80 a 120 millones de toneladas por año). Así pues, este avance en el uso de aceros AHSS microaleados supone grandes beneficios económicos, no solo para los fabricantes de acero sino también para los usuarios ⁽²⁾.

Gracias a los avances tecnológicos y a la adaptación a una serie de etapas de reducción de costo, los aceros AHSS presentan una serie de ventajas que los hacen aptos para reemplazar por mucho a los aceros al carbón tradicionales, en áreas como la construcción, transporte y navegación.

En la industria del automóvil, se han hecho importantes aportaciones a la reducción de peso para el diseño de carrocerías de automóviles resistentes y seguros a bajo costo. Para ello, en el área de los materiales, el cambio más importante ha sido la sustitución de aceros al carbono por aceros AHSS, usándose aceros AHSS con resistencias a la cedencia de 270 MPa a 1500 MPa ⁽¹⁾.

Los aceros AHSS presentan límites elásticos 3 a 4 veces superiores a los aceros laminados tradicionales. La reducción de peso alcanzado con estos aceros no solo depende de su valor de límite elástico, sino también del modo de carga a la que la estructura está sometida. Así pues un aumento en el valor del límite elástico puede contribuir en una reducción del peso en un 45% o más dependiendo del caso ⁽²⁾.

Considerando los factores de seguridad pertinentes, la reducción de peso puede ser hasta de un 35%.

Un ejemplo de la reducción de peso y las ventajas económicas que ello implica se detalla a continuación.

Para ello, se compara el acero al carbono con el acero AHSS, como lo reporta la compañía SSAB (Swedish Steel, España) el mayor fabricante de aceros laminados, y uno de los productores líderes mundiales de aceros avanzados de alta resistencia.

Para un acero AHSS y considerando un ahorro en peso del 35%, los costos de producción y beneficios son ⁽²⁾:

	Acero al Carbono	Acero AHSS
Costo de acero base	\$6,475	\$7,678
Costo de elementos microaleantes	0	\$-278
Costos de Producción	\$-5,550	\$-5,550
Beneficio	\$925	\$1,850

Puesto que se da una reducción de peso del 35%, se requieren 0.65 ton., de acero AHSS para sustituir a 1 ton., de acero al carbono, como se muestra a continuación.

Menores costos para el consumidor		
Acero al Carbono	(1 ton. x \$6,475)	\$6,475
Acero AHSS	(0.65 ton. x \$7,678)	\$4,995
Total de ahorro		\$1,480

Observando los beneficios tanto para el productor como para el consumidor: El productor obtiene un beneficio doble por el valor añadido de estos aceros, y el consumidor aparte del menor costo del producto (\$1,480), consigue una serie de ventajas como facilidad de fabricación, mejora de propiedades mecánicas y menores costos de transporte por ahorro de combustible.

En los años 30, el boro fue reconocido como un elemento que incrementa sustancialmente la templabilidad.

En la década de los 50s, el trabajo de, Grossman ⁽³⁾, logran establecer los siguientes efectos del boro en la templabilidad:

- Pequeñas cantidades de boro tienen un poderoso efecto en la templabilidad.
- La influencia en la templabilidad varía sustancialmente con el contenido de carbono.
- Existen otros factores que influyen en la efectividad del boro tales como: la influencia del contenido de nitrógeno, la influencia de desoxidantes y el efecto negativo de la alta temperatura de austenización sobre el efecto del boro en la templabilidad del acero.

Los trabajos de Grossman ⁽³⁾ y algunos otros investigadores ⁽³⁾ fueron esclareciendo el efecto del boro sobre la templabilidad. Así por ejemplo, Grossman ⁽³⁾ estableció que el boro incrementa la templabilidad de los aceros hipoeutectoides al retardar la nucleación de ferrita proeutectoide en los límites de grano austenítico, y en menor extensión, la transformación de la bainita superior (que es nucleada por la ferrita) sin afectar aparentemente la velocidad de crecimiento de éstos compuestos. El boro no retarda la formación de la perlita. Se han propuesto algunos mecanismos para

explicar el efecto del boro en la templabilidad. Mecanismos basados en la solución del boro en la austenita y a la segregación del mismo en los límites de grano durante el enfriamiento. Estableciendo así que se presentaba una disminución de la energía libre que inhibe la formación de la ferrita como lo propone Kapadia ⁽⁴⁾.

Posteriormente en la década de los 70s, Maitrepierre ^(5,6) establece con precisión que el efecto del boro en la templabilidad está asociado a la precipitación en los límites de grano de partículas muy finas de un constituyente identificado como borocarburo $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$. De igual forma, él establece que cuando el precipitado es muy fino, este presenta una interface semicoherente con la austenita y en esta interface se inhibe la formación de ferrita al bajar considerablemente la movilidad atómica y en consecuencia, se propicia la transformación martensítica.

Después Sharma y Purdy ⁽⁷⁾ demuestran que el mecanismo actuante está asociado a una disminución de la energía interfacial en dicha interface en vez de la disminución de energía libre propuesta por Grossman, Masakatsu y Hiroshi ⁽⁸⁾ afirman que este cambio de energía obedece a la precipitación de átomos de boro en los límites de grano puestos en evidencia mediante la técnica de rastreo alfa. En consecuencia ellos descartan el efecto de compuestos de boro con oxígeno, nitrógeno y carbono. Ellos no relacionan los trabajos de Maitrepierre ^(5,6), quien presenta evidencia de estos borocarburos en la transformación de la austenita, obtenida mediante microscopía electrónica de transmisión en películas delgadas. Estas mismas observaciones fueron hechas por Coldren ⁽⁹⁾ quien utilizó espectroscopia electrónica Auger para identificar los borocarburos y quien también, encontró boro atómico, ambos en los límites de grano.

Kapadia ⁽⁴⁾ afirma que en la década de los 70s, Grange ⁽¹⁰⁾ aclaró la influencia del contenido de carbono en el efecto del boro sobre la templabilidad mostrando claramente como el boro tienen un efecto mas marcado en los aceros de bajo carbono menores al 0.4%. Para porcentajes superiores, el efecto del boro decrece, llegando a ser nulo entre 0.8% y 1.2% de carbono. Algunos otros factores, también influyen en el efecto del boro.

- Temperatura de austenización: Kapadia ⁽⁴⁾ reporta que las temperaturas de austenización entre 900-1095°C, producen una marcada disminución de la templabilidad de los aceros al boro, debido a una excesiva precipitación de compuestos en los límites de grano. El efecto es reversible y se logra calentando a una temperatura inferior a 900°C, aunque repetidos calentamientos por encima de 1095°C, producen el efecto conocido como “desaparición del boro”, el cual es irreversible, disminuyendo la templabilidad.
- Tamaño de grano austenítico: Debido a que el papel de los límites de grano de la austenita juegan el papel más importante en la templabilidad de los aceros al boro, tanto a través de la cinética de transformación así como de la distribución del boro en los límites de los granos austeníticos.
- Procesos de obtención del acero: Debido a la afinidad del boro por el oxígeno y el nitrógeno es importante el control de ellos mediante los procesos de desoxidación utilizando silicio o aluminio antes de agregar el boro.

JUSTIFICACIÓN.

El acero sujeto de estudio es un acero experimental, para el cual no existen investigaciones previas, teóricas o experimentales sobre la influencia del boro en la soldadura. Por lo que se desconoce la soldabilidad del acero experimental en particular y la de los aceros AHSS microaleados con boro en lo general. No hay trabajos publicados sobre la soldabilidad de estos aceros.

Los principales problemas de soldabilidad que puede experimentarse durante la soldadura de estos materiales son asociados a la elevada resistencia de los aceros al boro derivada de una microestructura bainítico-martensítico, la cual presenta susceptibilidad de la martensita, conocida como agrietamiento inducido por hidrógeno (AIH). Alterando la microestructura significativamente por la acción del calor localizado de los procesos de soldadura de arco, presentando cambios en la microestructura, manifestándose en bajas propiedades mecánicas especialmente en la dureza en la zona afectada térmicamente (ZAT), principalmente en la zona adyacente al metal fundido, y microestructuras poco deseables como la ferrita proeutectoide y perlita, para disminuir el efecto del (AIH) se deben de considerar los siguientes aspectos como lo plantea Baley N. et al.,⁽¹¹⁾ en donde para evitar el fenómeno, se deben establecer condiciones de soldadura que disminuyan los niveles de hidrógeno en el metal fundido el cual migra desde la zona de fusión hacia la (ZAT), o inhibiendo la formación de martensita no revenida en la (ZAT). Para medir la susceptibilidad al AIH en la soldadura de ambos aceros se evaluó, a través del ensayo estandarizado CTS, (Controlled Thermal Severity, Severidad Térmica Controlada) ⁽¹²⁾ con geometría modificada, y el proceso SMAW, soldadura manual con electrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding,) variando la influencia de la velocidad de enfriamiento de la soldadura.

La modificación del ensayo (CTS) que se propone en este trabajo, se basa en la modificación de la geometría y reubicación de la placa superior en la cual se realizan los cordones de prueba. A través de esta modificación se pretende alcanzar dos características importantes en el ensayo:

- a) Acentuar el efecto de la velocidad de enfriamiento en el concentrador de esfuerzos de la entalla.
- b) Analizar la acción de la entalla como trampa para el hidrógeno atómico con relación a la velocidad de enfriamiento.

Capítulo I.

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

1.1 Definición del AHSS microaleado.

La aplicación y utilidad de un acero están determinadas en muchos casos por su resistencia y su tenacidad, ambas características relacionadas entre sí. Los AHSS pueden definirse como aceros que contienen pequeñas cantidades, generalmente menores del 0.15%, de elementos de aleación formadores de carburos, nitruros y carbonitruros, los cuales controlan directa o indirectamente la resistencia al esfuerzo y otras propiedades de los aceros ⁽²⁾.

Estos elementos de aleación son denominados “microaleantes”, y modifican las propiedades del acero debido a que forman fases precipitadas de carburos y/o nitruros.

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia Microaleados son un grupo de aceros que llegan a alcanzar hasta 1500 MPa., dentro de la clasificación de los aceros AHSS se encuentran los aceros: Aceros de Alta Resistencia y Baja Aleación (HSLA), Aceros Termoendurecidos (BH), Aceros de Doble-Fase (DP), Aceros Libres de Intersticiales (IF), Aceros Con Plasticidad-Inducida-por-Transformación (TRIP), Aceros de Fase-Compleja (CP), Aceros Multifase (MP), Aceros Martensíticos (Mart) y Aceros al boro (BS) ^(1,2):

1.1.1 Evolución histórica.

Los aceros microaleados se generaron en la Gran Bretaña en la década de los 60s, en donde aparecieron los primeros aceros de bajo contenido de carbono que presentaban buena soldabilidad, y un elevado límite elástico.

Antes de su aparición en la industria de la construcción se empleaban dos tipos de aceros: los de baja resistencia (límite superior de 250-400 MPa) obtenidos por laminación en caliente y normalizados y los de alta resistencia (límite elástico superior a los 560 MPa) templados y revenidos. Estos aceros presentaban una soldabilidad, conformabilidad y resistencia a la fractura frágil limitadas ⁽¹³⁾.

Pero fue hasta 1962 cuando surgió el término de acero microaleado, para referirse a los aceros en los que estos elementos de aleación se añadían ⁽¹⁴⁾

1.1.2 Acontecimientos que favorecieron la evolución de los AHSS.

Básicamente el desarrollo de estos aceros se vio favorecido por dos acontecimientos:

Desarrollo de métodos modernos de soldadura.

La soldadura era el método principal de fabricación del siglo pasado, y con la aparición de los nuevos métodos de soldadura, se hizo necesaria una mejora en la

soldabilidad de los aceros. Las formas convencionales para incrementar la resistencia al esfuerzo (aumento del contenido de carbono y elementos de aleación), resulta costosa y poco práctica afectando la soldabilidad del acero. En cambio el desarrollo de aceros microaleados, con bajos contenidos de carbono y elementos de aleación y una buena combinación de propiedades, suponían una alternativa factible y económica a los aceros convencionales.

Crisis del petróleo de 1973

Con la enorme restricción de combustible en el sector industrial, se buscaron vías para reducir el peso de los automóviles y generar un menor consumo de combustible. Así los aceros microaleados fueron empleados en la fabricación de vehículos de transporte ligeros.

1.1.3 Clasificación y aplicación de los aceros AHSS.

Estos materiales proporcionan una combinación de características como son la resistencia al esfuerzo, facilidad en el formado, buena soldabilidad, durabilidad y de dureza. Dentro de la categoría de los AHSS se encuentran los aceros ⁽¹⁵⁾:

Aceros microaleados:

También conocidos como aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), estos se obtienen mediante la adición en pequeñas cantidades, de elementos como vanadio niobio o titanio, los cuales producen carbonitruros que al precipitar aumentan los niveles de resistencia. Por lo general, y debido a su alto límite elástico, se utilizan en la fabricación de piezas, ya que proporcionan un ahorro de peso. Del mismo modo, presentan gran resistencia a la fatiga, y buena resistencia al choque.

Aceros termoendurecidos (BH):

Estos aceros presentan un aumento en su límite elástico respecto a los aceros convencionales, debido al tratamiento térmico a baja temperatura al que estos son sometidos, este termoendurecimiento, conocido como *bake hardening*, proporciona una ganancia en su resistencia a la tensión y en su límite elástico, con lo que se consigue reducir el espesor sin pérdida de resistencia. El balance entre resistencia mecánica, estampado, y límite elástico los hacen propicios para ser utilizados tanto en piezas exteriores, donde se requiere un buen aspecto estético, así como en piezas estructurales.

Aceros de Doble-Fase (DP):

Estos aceros poseen elevadas tasas de endurecimiento en el trabajo, además de una excelente ductilidad, dando a estos aceros una resistencia a la tensión más alta que las de los aceros convencionales. Al ser comparados con acero de alta resistencia con un menor porcentaje de elementos de aleación muestran un mayor endurecimiento por trabajado mecánico. Estos aceros son populares para la aplicación en las estructuras de carrocerías y paneles de las mismas.

Aceros libres de intersticiales (IF):

Estos aceros están diseñados para logran un buen equilibrio entre las características de embutido y la resistencia mecánica. Su endurecimiento se debe a la solución sólida del manganeso, silicio y fósforo en la ferrita. La metalurgia sin elementos intersticiales permite optimizar las características de embutido. Tienen alta resistencia a la fatiga y al impacto, por lo que se utilizan en exteriores o como elementos estructurales, especialmente en elementos para la absorción de impacto.

Aceros Con Plasticidad-Inducida-por-Transformación (TRIP):

Las tasas de endurecimiento por trabajado mecánico de estos aceros son sustancialmente superiores a las de los aceros convencionales, lo cual brinda ventajas únicas en el formado por estiramiento y en el estampado, el endurecimiento por trabajado de estos aceros es superior al de los aceros DP en las aplicaciones que requieren de severas de conformado mecánico. Como resultado los aceros TRIP pueden ser fabricados para que provean una excelente calidad en el formado durante la manufactura de piezas complejas, o para mostrar un elevado endurecimiento en una deformación por colisión, generando con esto una excelente absorción de energía durante un impacto.

Aceros de Fase-Compleja (CP):

Estos aceros combinan fases muy duras en su microestructura, junto con un aumento de la resistencia, debido a un tratamiento térmico a baja temperatura. Estos aceros se utilizan en piezas estructurales y en mecanismos de absorción de impactos.

Aceros multifase (MP):

Este tipo de aceros presentan las mismas propiedades que los aceros de Doble Fase y TRIP, incorporando adicionalmente pequeñas cantidades de niobio, titanio y/o vanadio, que provocan un aumento de la resistencia al esfuerzo. Son aceros que se comportan muy bien ante los impactos, presentando una gran deformabilidad y una alta capacidad de absorción de energía. Por este motivo, se suelen emplear en elementos que requieran alta capacidad de absorción de energía.

Aceros Martensíticos (Mart):

Los aceros Mart proporcionan las resistencias al esfuerzo más altas. Hasta 1700 MPa en tensión. Estos aceros frecuentemente son sujetos a procesos de templado y post-templado para mejorar la ductilidad y proveer una adecuada formabilidad en formas sencillas, e incluso sujetas a cargas extremadamente altas.

Aceros al boro (BS):

Los aceros al boro son, quizá, el máximo exponente de los nuevos aceros utilizados. Estos pueden llegar a presentar un límite elástico de hasta 1300 MPa. Fundamentalmente, se usan en estructuras expuestas al choque.

Estos aceros hoy en día son utilizados en una gran variedad de formas, que están encaminadas al cumplimiento de requerimientos específicos por la combinación de la microestructura y composición química obtenidas ⁽²⁾.

Vehículos de pasajeros:

El cumplimiento de las demandas medioambientales y las exigencias en materia de seguridad son de gran importancia en la industria de la automoción. El acero de ultra alta resistencia es la solución más efectiva en términos de costos para mejorar la seguridad, el consumo de combustible y el rendimiento en los vehículos de pasajeros. Un ahorro del 1 % en peso conduce a un ahorro del 0,5 % en combustible.

Ferrocarriles:

Los vagones diseñados con componentes contruidos en aceros avanzados de alta resistencia pueden transportar cargas mayores, y son mucho más resistentes al desgaste y al impacto que los vagones fabricados con aceros suaves. Los vagones abiertos para el transporte de chatarra de acero son un ejemplo. En ellos la resistencia al desgaste tiene como resultado un menor costo de mantenimiento.

Contenedores de residuos:

Los camiones de recolección de residuos, así como los contenedores contruidos total o parcialmente en aceros avanzados de ultra resistencia, representan una inversión amortizable a corto plazo. La mejora en resistencia permite reducir peso, aumentar la capacidad de carga y disminuir el número de viajes para una tarea concreta. Mediante la utilización de aceros avanzados de ultra alta resistencia, los ahorros en peso pueden llegar a ser de hasta un 40 %. Para un determinado nivel de carga útil, resulta obvio pensar en una disminución del consumo de combustible en el vehículo aligerado.

Grúas:

Las grúas y equipos de elevación son, desde hace tiempo, una de las aplicaciones más importantes de los aceros avanzados de alta resistencia. Los ahorros de peso conseguidos en las grúas móviles por el uso de aceros de alta resistencia, son particularmente importantes. La reducción de peso en las grúas montadas sobre el camión hasta el mínimo posible, a la vez de aumentar su capacidad portante, resulta de vital importancia. Los brazos de las grúas móviles se construyen a menudo en aceros de extra alta resistencia.

Remolques:

Fuertes razones económicas favorecen el uso de aceros avanzados de alta resistencia en la fabricación de camiones y remolques. Los ahorros en peso incrementan la capacidad de carga y/o el ahorro de combustible. El aumento de coste

del remolque en acero de alta resistencia se recupera rápidamente y, a menudo, el propietario puede esperar un aumento de los ingresos anuales por remolque.

Asientos para trenes y autobuses:

Cada kilo ahorrado en el peso de los vehículos para transporte público es importante económicamente y para la seguridad de los pasajeros. Este es el motivo por el cual, los fabricantes de asientos utilizan aceros avanzados de alta resistencia en sus últimos productos. Los asientos tienen que ser capaces de resistir esfuerzos muy elevados en un eventual accidente.

Tubos y perfiles abiertos:

Los aceros avanzados de alta resistencia ofrecen grandes ventajas en todo tipo de aplicaciones en las que los tubos son partes vitales de las construcciones, o en la que los tubos pueden reemplazar otros métodos de construcción.

Equipos agrícolas:

El equipo para la industria agrícola y ganadera se ve continuamente expuesto a cargas permanentes y a una fuerte abrasión en su contacto con la tierra. Al mismo tiempo, se espera que dure más y que tenga un costo menor, utilizado para piezas estructurales sujetas a altos esfuerzos y tensiones. Los componentes de corte, expuestos a un fuerte desgaste por abrasión. El bajo peso puede ser también de vital importancia en herramientas de labranza y remolques para tractor.

Equipos de elevación:

La capacidad de elevación de los equipos móviles telescópicos depende de la longitud del brazo de grúa, cuya capacidad portante depende, a su vez, del tipo de acero empleado en el brazo. Un acero de alta resistencia representa una clara opción para aumentar tanto la capacidad como el alcance. Otro ejemplo de equipos de elevación en los que se utilizan los aceros de extra alta resistencia son las apiladoras de alcance, empleadas para maniobrar contenedores y remolques en puertos y terminales.

Volquetes:

Rocas, arena y grava pasan una fuerte factura en el fondo y en los laterales de un volquete. El desgaste, la abrasión y la dura manipulación pueden derivar en una corta vida útil de un volquete hecho de acero suave. Esta es la razón por la que el acero de alta resistencia se está convirtiendo en el nuevo standard para fabricantes y operadores de volquetes.

Protección:

Aceros de protección balística con durezas de hasta 500 HV. A pesar de su alta dureza, poseen una buena conformabilidad en frío y buenas propiedades de soldadura, en espesores desde 1.0 mm., hasta 6.0 mm. Apropriados en aplicaciones donde el bajo peso es vital, tales como limusinas, furgones de seguridad y vehículos

policiales. Otras aplicaciones incluyen fachadas de edificios, vallas de seguridad y mostradores bancarios.

Contenedores de carga:

El peso de un contenedor fabricado en acero de alta resistencia es más bajo que el de un contenedor fabricado en un acero tradicional, y, por tanto, su capacidad de carga que puede transportar es mayor. En muchos casos, los costos de mantenimiento también se reducen. Los contenedores, fabricados con aceros de alta resistencia, soportan mejor el desgaste durante su manipulación, por lo que disminuyen los daños y se reducen los costos de mantenimiento.

Aplicaciones en aceros estructurales exteriores:

Las características esenciales para este tipo de aplicaciones serían:

- a) Límite elástico entre 700-1500 MPa.
- b) Buena soldabilidad.
- c) Minimizar la necesidad de precalentamiento en la soldadura.
- d) Alta tenacidad en la zona afectada térmicamente en la soldadura.
- e) Buena tenacidad a la fractura en las temperaturas de operación.

Muchas de estas características se han conseguido a partir de la reducción del contenido de impurezas como azufre, nitrógeno y fósforo. Por otro lado, se debe tener en cuenta la reducción del contenido de carbono equivalente para favorecer la soldabilidad manteniendo la resistencia. Esto se ha conseguido mediante la adición de niobio y tratamientos de enfriamiento acelerado.

1.1.4 Influencia de los elementos de aleación.

La influencia de los elementos de aleación en los aceros AHSS y AHSS-B se manifiestan en:

1. Las propiedades mecánicas.
2. Las propiedades metalúrgicas (templabilidad, soldabilidad, conformabilidad, maquinabilidad, etc.).
3. El crecimiento de grano austenítico.
4. Los diferentes tipos de agrietamiento.
5. La formación de carburos.
6. Controlar la temperatura de inicio de la transformación martensítica.
7. la resistencia a la fatiga del acero.

Por lo cual a continuación se muestra una síntesis de cómo influye cada elemento por separado, y en donde solo se considera: al Carbono, Boro, Níquel, Cromo, Vanadio, y Cobre, (C, B, Ni, Cr, V, Cu.) ^(16,17).

Carbono:

El carbono favorece a la formación de austenita (gammágeno), este elemento, es fundamental para la determinación de las propiedades mecánicas, y metalúrgicas. Con su aumento disminuye la soldabilidad, debido a que aumenta la templabilidad,

ocasionando el surgimiento de tensiones internas y la disminución de las propiedades mecánicas

Boro:

El boro es un elemento de aleación que ha comenzado a emplearse recientemente ya que aumenta la resistencia al a cedencia mediante el proceso de endurecimiento por precipitación, pero disminuye la resistencia a la corrosión. Además se ha observado que cantidades del orden de 0.001-0.006 % mejoran notablemente la templabilidad, siendo este aspecto el más efectivo de los elementos de aleación y el de mayor poder templante. Su eficacia para mejorar la templabilidad es extraordinaria, y para 0.40 % C, puede decirse que su efecto es aproximadamente, unas 50 veces mayor que el del molibdeno, 75 veces mayor que el cromo, unas 150 veces mayor que el manganeso y unas 400 veces mayor que el níquel.

Níquel:

Este elemento en los aceros de alta aleación actúa como elemento estabilizador de la austenita o elemento gammageno, con una influencia marcada en la formación de la austenita, aumentando la templabilidad del acero. La adición del níquel produce una serie de mejoras en las propiedades mecánicas y químicas. Aumenta la resistencia a la corrosión y la resistencia a la cedencia, mejora la ductilidad y la resistencia a la fatiga.

Cromo:

Es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados, usándose indistintamente en los aceros de construcción, en los aceros para herramienta en los aceros inoxidable y en aceros con elevada resistencia en caliente, este se emplea en cantidades diversas que varían de 0.3 a 03 %, las ventajas que el cromo representa en los aceros son:

- Aumento en la resistencia a la cedencia.
- Mejora la templabilidad.
- Impide las deformaciones en el temple.
- Aumenta la resistencia al desgaste.
- Proporciona inoxidable.

Vanadio:

Es muy usado en los aceros estructurales (preferentemente combinado con cromo), el vanadio se caracteriza por ser un gran formador de carburos y nitruros. Se utiliza para el control del tamaño de grano en los aceros en condición de rolado. Su adición en los aceros de baja y mediana aleación afina el grano (aumenta la homogeneidad) y eleva la resistencia a altas temperaturas, la resistencia a la tracción y el límite elástico así como las propiedades en caliente de los aceros.

El uso más importante del vanadio dentro de los aceros microaleados es como un endurecedor por precipitación. Ya que este es relativamente soluble en la austenita, pero menos soluble en la ferrita, ya que este precipita durante la

transformación, el vanadio no impide la formación de ferrita, pero la estabiliza, este promueve estructuras tipo bainíticas las cuales están asociadas con la disminución de la ductilidad.

Cobre:

Mejora la resistencia a la corrosión de los aceros, en un tratamiento termomecánico, este aparece como un fino precipitado de Cu, coherente con la matriz, y clusters esféricos BCC ricos en Cu de orden nanométrico debido a la semejanza en el tamaño de grano de los átomos de Fe y Cu.

1.2 Metalurgia física de los aceros AHSS.

1.2.1 Relación entre microestructura y propiedades mecánicas.

La aplicación y utilidad de un acero se determinan en la mayoría de los casos por su resistencia al esfuerzo y tenacidad. La resistencia (ligada a su comportamiento plástico, que se define por el límite elástico y la capacidad de deformarse plásticamente) y la tenacidad que presenta un acero (dada por la capacidad de relajar tensiones, deformándose plásticamente antes de la fractura), no son variables independientes. Estas propiedades quedan caracterizadas por una serie de variables microscópicas siendo estas insuficientes al no aportar información alguna respecto al material. Es por tanto imprescindible el entendimiento a nivel microestructural que permita definir cuáles son los factores que conducen a niveles de resistencia y tenacidad mayores ^(18,19).

1.2.2 Mecanismos de endurecimiento

Los distintos mecanismos de endurecimiento que tienen lugar en los aceros son básicamente los siguientes:

- Endurecimiento por solución sólida.
- Refinamiento de grano.
- Partículas de segundas fases.
- Transformaciones alotrópicas.
- Endurecimiento por deformación.

1.2.3 Endurecimiento por solución sólida.

Los elementos en solución sólida pueden estar en forma sustitucional, es decir, ocupando los lugares de átomos de hierro en la red o de forma intersticial, en posiciones intermedias en la red.

La presencia de átomos intersticiales en la red crea una distorsión que actúa sobre las dislocaciones. Siendo este hecho el que crea la discontinuidad del límite elástico. En los aceros, los elementos intersticiales por excelencia son el carbono, hidrogeno, oxigeno y el boro que por su tamaño atómico pueden ocupar los intersticios entre los átomos de hierro.

Los elementos presentes por sustitución producen una distorsión simétrica de la red que proporciona un efecto endurecedor no excesivo, requiriendo cantidades

importantes de estos elementos para producir un incremento en el límite elástico, los elementos presentes en forma intersticial generan una distorsión asimétrica siendo mas efectiva en la acción sobre las dislocaciones, del orden de 10 - 100 veces mayor que los elementos sustitucionales. En general la presencia de elementos en solución sólida intersticial produce una disminución en la ductilidad del acero.

1.2.4 Endurecimiento por precipitación.

La precipitación es uno de los mecanismos de endurecimiento más efectivos en el endurecimiento del acero. La presencia de partículas finas y dispersas mejora sustancialmente la resistencia del acero en función del tamaño de los precipitados. Los precipitados pequeños actúan como barreras al movimiento de las dislocaciones, mientras que las de tamaño mayor impiden el crecimiento de grano. Para entender estos efectos es necesario comprender los factores que controlan la disolución de carburos y nitruros que pueden formar los distintos elementos de aleación presentes en el material, y su cinética de precipitación.

Las partículas de precipitados deben ser pequeñas y estar finamente dispersas en la matriz. Si tras la precipitación se mantienen en el material a temperaturas relativamente altas puede ocurrir un crecimiento de dichas partículas, generalmente las más grandes a costa de las pequeñas.

1.2.5 Endurecimiento por deformación.

La introducción en el acero, mediante deformación, de una alta densidad de dislocaciones favorece el aumento en el límite elástico, el cual aumenta conforme la densidad de dislocaciones lo hace, y la rapidez con que tienen lugar el endurecimiento por deformación depende de la velocidad con la que aumenta la densidad de dislocaciones con la deformación. Esto significa que la velocidad de endurecimiento por deformación es dependiente de la forma en que las dislocaciones interactúan entre sí. Algunos factores que afectan son:

1. Tamaño de grano. Granos pequeños dan lugar a velocidades de endurecimiento mayores.
2. La interacción de las dislocaciones con otros factores microestructurales como son la presencia de solutos o precipitados que impiden el movimiento de las dislocaciones.

1.3 Tenacidad de los aceros.

Teniendo en cuenta que la resistencia y la tenacidad de los aceros en los procesos de fractura se alcanzan ciertos niveles de deformación plástica, que requieren se supere el límite elástico, para actuar los mecanismos de fractura. Por lo tanto, todos aquellos factores que contribuyen a la resistencia del material influyen en el control de los niveles de deformación necesarios para producir la fractura. Para aumentar la resistencia de un material existen diferentes mecanismos, pero en más de un caso esto repercute negativamente en la tenacidad del material ^(18,20).

El comportamiento de los aceros en lo referente a la tenacidad varia en gran medida con la temperatura, mientras a altas temperaturas, las fracturas se producen mediante mecanismos dúctiles con gran deformación plástica y absorción de energía, a temperaturas bajas los mecanismos son frágiles, casi sin deformación y controlados por la tensión. Existiendo un rango de temperatura en las que existe una competencia entre la fractura frágil y la fractura dúctil.

1.3.1 Fractura frágil

El inicio de la fractura frágil requiere la nucleación de una microgrieta a partir de la cual se producirá la rotura catastrófica de la pieza. En un principio se atribuyó la nucleación de la microgrieta a un apilamiento de dislocaciones. Estudios posteriores comprobaron que la fractura se iniciaba con la rotura de un carburo, aunque pueden nuclear en fases frágiles, precipitados, o en inclusiones. La nucleación de la microgrieta es indispensable para que se genere.

La mejora de la tenacidad del acero se logrará si se evita la existencia de partículas o precipitados frágiles, o bien desarrollando una microestructura que haga difícil la propagación de la microgrieta. Donde los factores influyen en la activación de los distintos mecanismos de fractura son:

- Partículas no metálicas.
- Microestructura del acero.
- Influencia de la temperatura.

1.3.2 Fractura dúctil

La fractura dúctil se suele asociar a procesos de nucleación, crecimiento y coalescencia en los materiales. Como consecuencia de la deformación plástica actuante en el material se forman cavidades a partir de inclusiones y partículas de segunda fase. Estas cavidades crecen hasta formar una grieta macroscópica que conduce finalmente a rotura. Se trata por tanto de un proceso controlado por la deformación que da lugar a un crecimiento estable de grieta.

1.3.3 Transición dúctil-frágil

Entre ambas situaciones de fragilidad o ductilidad total existe un amplio abanico de posibilidades en las que ambos mecanismos conviven. La diferenciación de estas zonas se puede ver con claridad en las curvas de resiliencia Charpy. Es la forma más común de valorar la tenacidad de los aceros. Con este ensayo se obtienen datos como la energía absorbida a una temperatura dada o la temperatura de transición dúctil-frágil denominada ITT (Impact Transition Temperature).

Cuanto mayor sea la resistencia del acero, menor será la energía de la meseta dúctil. También, aceros con mayor fracción volumétrica de inclusiones se fracturan de manera dúctil con una energía menor. A temperaturas más bajas predominan mecanismos frágiles con una energía de absorción pequeña.

1.4 Soldabilidad de acero avanzado de alta resistencia microaleado con boro.

1.4.1 Generalidades.

En términos simples, la soldabilidad es la capacidad que tiene un metal para ser unido, alcanzándose las propiedades mecánicas deseadas y cumpliéndose el propósito para el cual fue diseñado ⁽²¹⁾.

El término *soldabilidad* según la **AWS**, es la capacidad de un material a ser soldado bajo las condiciones impuestas de fabricación con un desempeño satisfactorio en el servicio ofrecido. Existen muchas variables en el diseño, fabricación y montaje de estructuras reales, las cuales afectan la respuesta metalúrgica a la soldadura.

De acuerdo con la norma ISO 581/80: “Un acero se considera **soldable** en un **grado prefijado** por un **procedimiento determinado** y para una **aplicación específica**, cuando mediante una **técnica adecuada** se pueda conseguir la **continuidad metálica de la unión**, de tal manera que ésta cumpla con las exigencias prescritas con respecto a sus **propiedades locales** y a **su influencia en la construcción** de la cual forma parte integrante”

Otros, definen que en esta propiedad influyen diferentes factores interrelacionados; los cuales se pueden dividir en tres grupos:

1. **Factor material:** Se refiere a la influencia de la composición química método de fusión, existencia de impurezas, grado de desoxidación y las operaciones precedentes (laminado, forja y tratamiento térmico).
2. **Factor constructivo:** se caracteriza por la complejidad de la forma geométrica y la rigidez, las cuales se valoran en dependencia de la concentración de las uniones soldadas, la secuencia de la depositación, el estado tensional de los elementos estructurales antes del montaje, su masa y el espesor.
3. **Factor tecnológico:** Determina la soldabilidad en función del proceso de soldadura, materiales de soldadura, parámetros de régimen, grado de homogeneidad de la unión, desoxidación del metal y de la acción del metal base.

Como resultado del calentamiento local o fusión del metal de la unión surgen procesos físicos-químicos los cuales condicionan la heterogeneidad de la unión soldada respecto al metal base o causan defectos en forma de poros, inclusiones no metálicas y grietas.

El grado de soldabilidad representa una característica cualitativa o cuantitativa, la cual muestra cuanto varían las propiedades del metal al soldar bajo determinadas condiciones. Por ejemplo es posible establecer cuánto varía la resistencia, plasticidad, resiliencia y otras debido a la soldadura. Una de las características más importantes de la soldadura en aceros es la ausencia de grietas como ya se había planteado inicialmente y de esta manera los aceros se pueden considerar de la siguiente manera.

Aceros de buena soldabilidad:

Son todos aquellos cuya soldadura puede ser realizada con una tecnología ordinaria, sin el empleo de técnicas de calentamiento ni de tratamiento térmico, a excepción de que se realice con el objetivo de aliviar tensiones. Se plantea además que la soldadura de éstos se realiza con regímenes en intervalos amplios, a cualquier temperatura del medio ambiente.

Aceros de soldabilidad satisfactoria:

A este grupo pertenecen aquellos, en los cuales, la soldadura bajo condiciones normales de producción, no provoca el surgimiento de grietas. En este grupo se incluyen aceros, los cuales, para prevenir el surgimiento de grietas, hay que aplicarles precalentamiento o tratamiento térmico. Se plantea que estos aceros solo se puedan soldar en regímenes de soldadura de intervalos estrechos de temperatura con fundentes y electrodos especiales para obtener buena calidad y que el tratamiento térmico depende de grado del acero. El precalentamiento es recomendado para los elementos de grandes espesores.

Aceros de soldabilidad limitada:

A este grupo pertenecen los aceros que en condiciones ordinarias, tienen tendencia a la formación de grietas. Para su soldadura, se plantea un tratamiento térmico previo y un calentamiento durante la soldadura. La mayoría de los aceros de este grupo también se someten a un tratamiento térmico posterior. Otros plantean que los regímenes para la soldadura contemplen intervalos estrechos para los parámetros operativos.

Aceros de mala soldabilidad:

Estos llevan con obligación un tratamiento térmico antes de la soldadura, calentamiento durante el proceso de soldadura y tratamiento térmico posterior.

1.4.2 Influencia de los elementos de aleación en la soldabilidad del acero.

Se conoce que la soldabilidad de los aceros, también depende de la relación de impurezas, elementos de aleación y el carbono, por lo cual se plantea como criterio cuantitativo del límite de buena soldabilidad, el contenido de carbono equivalente ($CE_{(equiv)} < 0.45 \%$) sin embargo para la determinación del carbono equivalente, se emplean varias formulas de diferentes autores, algunas de las cuales se presentan posteriormente ^(22,23).

En la soldadura debe obtenerse una unión sana y de igual resistencia que el resto de la pieza. El tipo principal de soldadura es el de fusión, con el cual se deposita un cordón de metal fundido y, por la acción de su temperatura se calienta la zona próxima a la soldadura.

Para la integridad y, por consiguiente, para la resistencia de la unión soldada son peligrosas en primer lugar las grietas, que pueden formarse a causa del gradiente

de temperaturas y las tensiones internas que aparecen como resultado del ciclo térmico. Por esta razón se considera al agrietamiento el factor fundamental que define la soldabilidad de un acero.

Las grietas de soldadura se dividen en dos grandes categorías: grietas en caliente y grietas en frío.

Las grietas en caliente:

Surgen principalmente en la zona fundida durante la solidificación, cuando la aleación se encuentra en estado pastoso y aún tiene poca resistencia. Cuanto más tiempo se encuentre el metal en este estado pastoso, tanto mayor es el peligro de que se formen grietas en caliente por lo que los elementos que ensanchan el intervalo de temperatura entre las líneas de líquido y de sólido, elevan la sensibilidad a las grietas en caliente.

El carbono ejerce influencia desfavorable, ya que se ensancha el intervalo de solidificación y, por lo tanto, facilita la formación de grietas.

Las grietas en frío:

Aparecen como resultado de la transformación martensítica. Por esto los elementos de aleación que favorecen el enfriamiento de la austenita hasta la temperatura de la transformación martensítica, facilitan la formación de grietas en frío. El carbono aumenta el efecto de volumen de la transformación martensítica y por esto, intensifica la tendencia del acero a formar grietas en frío.

La diferencia entre el depósito de soldadura y el metal base no sólo consiste en que la estructura de aquella es fundida y la de éste deformada, sino también en la propia composición del metal. Utilizando diversos revestimientos de los electrodos y alambres se puede controlar la metalurgia del baño fundido y eliminar o controlar los factores desfavorables para garantizar la resistencia de la unión soldada.

1.5 Particularidad del agrietamiento en la unión soldada.

1.5.1 Agrietamiento en el cordón.

En la soldadura o en la zona afectada térmicamente pueden presentarse varios tipos de discontinuidades, tales como: porosidad, inclusiones de escoria o grietas. Sin embargo siendo las grietas las más peligrosas. En cualquier parte de la soldadura existen límites aceptables para las inclusiones de escoria y porosidades, en cambio las grietas nunca serán aceptables. Las grietas en la zona fundida o en la zona afectada térmicamente, indica un problema inadmisible, el que deberá ser resuelto para que la soldadura pueda garantizar las condiciones de servicio.

El agrietamiento presentado en las uniones es el resultado de la solidificación, enfriamiento, y los esfuerzos residuales que se generan por deformaciones en el metal fundido y en el metal base.

El agrietamiento en la zona fundida generalmente se presenta durante la realización del proceso, cuando el metal aun se encuentra a temperaturas elevadas,

por lo que se le conoce como agrietamiento en caliente, y se encuentra relacionado directamente con el fenómeno de solidificación.

La mayoría de los tipos de agrietamiento resulta de los esfuerzos originados por fenómenos de deformación, cuando la soldadura en enfriada. Existen dos fuerzas de oposición: los esfuerzos inducidos por la contracción del metal que enfria, y los esfuerzos producidos por el embridamiento en los alrededores en el metal base. Los esfuerzos de contracción se incrementan como lo hacen los volúmenes de deformación en el metal.

La segregación es otro principal inductor de agrietamiento en caliente y ocurre cuando constituyentes de bajo punto de fusión formados a partir del fósforo, zinc, cobre y de azufre se presentan en los límites de grano durante el proceso de solidificación de la soldadura, dando lugar a grietas en el centro del cordón.

Cuando ocurre la segregación se puede inducir agrietamiento en la línea central longitudinal de la soldadura. Debido a que los elementos contaminantes provienen fundamentalmente del metal base, para controlar este fenómeno, debe limitarse la penetración de la soldadura con el objetivo de reducir la dilución y evitar la presencia de elementos perjudiciales en la zona fundida.

Procesos de bajo aporte térmico como lo es el proceso SMAW, pueden reducir con eficiencia la cantidad de contaminantes incorporados a la zona fundida de la unión soldada ⁽²⁴⁻²⁸⁾.

1.5.2 Agrietamiento en la ZAT.

El agrietamiento en la Zona Afectada Térmicamente (ZAT), ocurre después de que el metal se ha enfriado, aproximadamente por debajo de los 200°C, se le denomina agrietamiento en frío y está asociado con las transformaciones estructurales en esta zona y por el hidrógeno difusible. Por esta razón, este tipo de agrietamiento se conoce también como agrietamiento por hidrógeno.

El agrietamiento en frío puede aparecer mucho tiempo después de haber transcurrido el proceso de soldadura por la presencia del hidrógeno en los límites de grano pero nunca es relacionado con la vida de servicio.

Para que el agrietamiento en la zona afectada térmicamente ocurra, se deben de presentar tres condiciones simultáneamente:

- Debe existir un nivel suficiente de hidrógeno.
- Existir suficiente material sensible involucrado.
- Nivel alto de esfuerzos residuales o aplicados.

La adecuada reducción o eliminación de una de las tres condiciones anteriores elimina por lo general el agrietamiento en la ZAT. En las aplicaciones de soldadura, es recomendable limitar dos de las tres variables, fundamentalmente los niveles de hidrógeno y la sensibilidad del material.

El hidrógeno puede entrar a la pileta de soldadura de diversas fuentes, por ejemplo las mezclas y compuestos orgánicos son los principales agentes suministradores de hidrógeno que están presentes en los consumibles, tales como

electrodos o fundentes. Además, éste puede provenir desde el acero a soldar como de la atmósfera circundante.

El hidrógeno en estado atómico, penetra a la zona fundida por su elevado coeficiente de difusión en el acero a elevada temperatura. No obstante por su baja solubilidad en la austenita, este difunde hasta la zona afectada térmicamente, donde al bajar la temperatura (aproximadamente por debajo de los 200°C), éste se transforma en hidrógeno molecular, con el surgimiento de grandes presiones en los límites de grano y en otros defectos de la red cristalina de los metales.

Por lo tanto para limitar el contenido de hidrógeno, en el depósito de soldadura, se debe de dar un mantenimiento apropiado a los consumibles y la superficie a soldar debe estar limpia y seca. La segunda condición necesaria para el agrietamiento en la zona afectada térmicamente (ZAT) es una estructura sensibilizada, la cual es el resultado de los ciclos térmicos experimentados durante la realización del proceso de soldadura.

Las condiciones que fortalecen el desarrollo del agrietamiento en microestructuras sensibilizadas son los altos niveles de esfuerzo por el endurecimiento del acero cuando se producen velocidades de enfriamiento considerables, lo cual puede ser consecuencia de un bajo aporte térmico de los procesos de soldadura, grandes espesores del metal base, y a temperatura relativamente bajas en el material base. También, los altos niveles de endurecimiento resultan del contenido elevado de carbono u otros elementos de aleación que favorecen la templabilidad del acero.

Para la soldadura manual con arco existen electrodos del tipo básicos con un control del contenido de hidrógeno. Estos electrodos con condiciones óptimas deben garantizar un contenido de hidrógeno en el metal fundido inferior a 15 ml/100g.

El proceso de formación de grietas en frío incluye tres estados: el preparatorio, el de incubación y el de rotura espontánea.

Los primeros dos estados caracterizan el proceso de generación y el tercero el proceso de propagación de la grieta. Las grietas en frío nacen en la frontera del grano austenítico, como resultado de la deformación plástica a elevada temperatura, con estructuras deformadas. Posteriormente aparecen submicrogrietas, que constituyen el resultado del deslizamiento por la frontera de grano y la difusión de las vacancias. El hidrógeno y el azufre disminuyen la energía superficial de la frontera del grano, lo que favorece el crecimiento de cavidades y microgrietas.

Las grietas en frío no siempre salen a la superficie de la pieza soldada, ellas pueden ser internas y tener pequeñas dimensiones. Este tipo de grietas se diferencian generalmente de las grietas en caliente en que tienen menos ramificaciones y aberturas. Las grietas abiertas, en las que penetra el aire aparecen oxidadas y pueden tener color castaño oscuro o azul. El espesor de la película de óxido en estas grietas no es muy grande. Las grietas de este tipo surgen prácticamente siempre en uniones soldadas de aceros de alta resistencia.

Las zonas de los límites de los granos primarios antes del desarrollo de las grietas provocadas por el hidrógeno pueden deteriorarse como resultado de procesos que tienen otros mecanismos y ocurren a elevadas temperaturas. Este proceso puede

ser la dilución de parte de los sulfuros o los carburos y la posterior precipitación de la solución sólida de sulfo-nitruros u otra fase, los que disminuyen la resistencia cohesiva de los límites de grano. También puede ocurrir la segregación de elementos superficialmente activos que elevan la energía en la frontera de granos. Finalmente, de esta relación no se debe excluir la posible influencia dinámica del crecimiento de las agujas martensíticas en la dirección de la frontera de los granos.

La tendencia a la fragilidad de la ZAT, como resultado de las transformaciones estructurales, depende de la composición química del acero y del ciclo térmico de soldadura. El ciclo térmico de la soldadura se puede regular a través de la variación de la técnica de soldadura, de los parámetros del régimen de soldadura (energía lineal) y el empleo de un precalentamiento o un calentamiento posterior; o sea gobernando el régimen térmico de soldadura. A pesar de esto, en diferentes aceros se puede predecir su tendencia a la fragilidad producto de las transformaciones estructurales a partir del carbono equivalente, lo cual se examina a continuación.

Carbono Equivalente:

El carbono equivalente (CE_{EQUIV}) se determina a través de las siguientes fórmulas y procedimientos. IIW en la norma ASTM A1005/A-00 y ASME B16.49-2000 ⁽³⁰⁾

$$CE_{equiv} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{-----}(1.1)$$

En general los aceros con **un CE_{EQUIV} mayor a 0.45 son propensos al agrietamiento en frío durante la soldadura.**

Control de la dureza en la ZAT

Está basado en la suposición de que las fisuras no ocurrirán si la dureza en la ZAT se encuentra por debajo de cierto valor crítico. Ensayos de laboratorio mostraron que dicho valor es de 350 Vickers, cuando se emplean electrodos de alto hidrógeno y 400 Vickers con electrodos de bajo hidrógeno. Para evaluar teóricamente la dureza de la ZAT se hace uso de las ecuaciones propuestas por N. Yurioka y Suzuki ⁽²⁹⁾ para el cálculo de la dureza, considerando la composición química del acero experimental.

Fórmula de Yurioka:

$$HV = 406C + 164CE_I + 183 - (369C - 149CE_I + 100) \arctan hX \text{-----}(1.2)$$

Donde:

$$X = \frac{(\log t_{8/5} - 2.822CE_{II} + 0.262)}{(0.526 - 0.195CE_{II})} \text{-----}(1.2.1)$$

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{5} + 10B \text{-----}(1.2.2)$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + 10B \text{-----}(1.2.3)$$

Fórmula de Suzuki:

$$HV = H + K / [1 + \exp(a(\log t_{8/5} - Y_5))] \text{-----}(1.3)$$

Donde:

$$a = \frac{a_k}{K} \text{-----}(1.3.1).$$

$$H = 884C + 287 - K \text{-----}(1.3.2).$$

$$K = 237 + 1633 C - 1157 P_{CM} \text{-----}(1.3.3).$$

$$a_k = 566 + 5532C - 2880 P_{CM} \text{-----}(1.3.4).$$

$$Y_5 = -0.03 - 6.00C + 7.77P_{CM} \text{-----}(1.3.5).$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{-----}(1.3.6).$$

Otro factor fundamental que influye en la formación de grietas en frío es la existencia de tensiones residuales de luego de finalizar la soldadura. La magnitud de estas tensiones depende del espesor de la unión soldada y sobre todo de la rigidez de la parte a soldar.

Para calcular la resistencia a la tensión TS, esta se evalúa con los resultados obtenidos de la dureza, HV mediante la siguiente fórmula.

$$TS_{(MPa)} = 3.0HV + 22.3 \text{-----}(1.4)$$

1.5.2.1 Métodos para evitar el agrietamiento en frío.

En la actualidad no existen ningún método para predecir las condiciones óptimas para evitar el agrietamiento en frío de las uniones soldadas en todos los casos que es la práctica se pueden presentar. La metodología que aquí se aplica para determinar la temperatura de precalentamiento necesaria con vistas a prevenir este tipo de agrietamiento en aceros al carbón y de baja aleación, provienen del Código AWS D1. 1, y ofrece resultados satisfactorios en la mayoría de los casos ⁽³⁰⁾.

Según esta metodología existen dos métodos para establecer las condiciones de soldadura para evitar el agrietamiento en frío:

- a) El método de control de hidrógeno.
- b) El método de control de la dureza en la zona afectada térmicamente.

El método a emplear se determina de acuerdo a la ubicación en el diagrama de Graville en la figura 1.1 de acuerdo a la composición química de los metales base a utilizar. El cual evalúa la susceptibilidad del acero a la fisuración asistida por hidrógeno, relativo al carbono y el carbono equivalente.

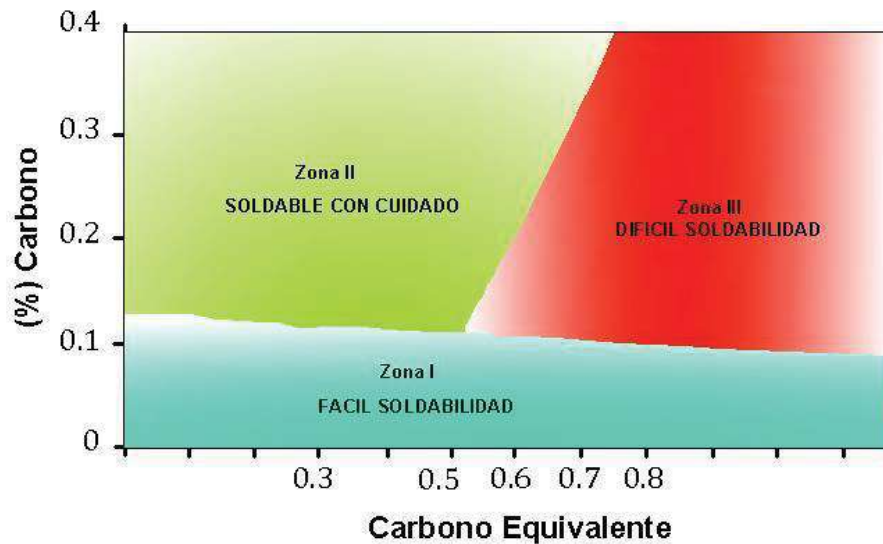


Figura 1.1. Zonas de Soldabilidad para un acero ⁽³⁰⁾.

La ubicación en cada una de las zonas indica lo siguiente:

Zona I. El agrietamiento es improbable, pero puede ocurrir con altos niveles de hidrógeno y elevada restricción. En esta zona se debe emplear el método de control de hidrógeno para determinar la temperatura de precalentamiento de los aceros.

Zona II. En esta zona se debe emplear el método de control de dureza para determinar la entrada mínima necesaria de energía durante la realización de costuras de filete, sin precalentamiento.

Si el método anterior no es práctico o se trata de un cordón de ranura, se debe entonces emplear el método de control de hidrógeno para determinar la temperatura de precalentamiento.

Puede que para aceros de alto carbono, y cordones de filete y ranura, se requiera la aplicación simultánea de ambos métodos para garantizar una energía mínima para controlar la dureza y un precalentamiento para controlar el nivel de hidrógeno.

Zona III. Es la zona más severa y se utiliza el método de control de hidrógeno.

Una de las formas más efectivas para reducir las velocidades de enfriamiento es alcanzar la temperatura de los alrededores de la soldadura en el acero a través de un precalentamiento. Este reduce el gradiente de temperatura, con tasas más lentas

de enfriamiento, y limita la formación de microestructuras sensibilizadas. También el calor aportado por la soldadura tiene un efecto significativo en las tasas de enfriamiento en esta zona. El primer resultado de un efectivo precalentamiento es la creación de una zona afectada térmicamente con propiedades aceptables.

Existen múltiples métodos para determinar la temperatura de precalentamiento sin embargo ninguno es universal. A partir de las siguientes ecuaciones (Itto-Becio) ⁽³¹⁾ ellos analizaron la susceptibilidad a la fisuración en frío en aceros de alta resistencia, utilizando el ensayo CTS.

Considerando los factores que condicionan la fisuración proponen la siguiente expresión:

$$P_w = P_{cm} + \frac{H}{60} + \frac{K}{4000} \text{-----} (1.5).$$

Donde:

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{-----} (1.5.1).$$

P_w = Temperatura de precalentamiento.

H = Hidrógeno difusible (según IIW.)

K = factor de restricción = 66 t

t = Espesor de la chapa (cm.)

Correlacionando la temperatura de precalentamiento requerida para evitar la fisuración obtienen la siguiente expresión:

$$T_p [^{\circ}C] = 1440P_w - 392 \text{-----} (1.6).$$

Cuando se trata de aceros de alta aleación, se recomienda utilizar temperaturas de precalentamiento según el porcentaje de los elementos de aleación fundamentales. Además del agrietamiento en frío, que se origina fundamentalmente en la zona afectada térmicamente (ZAT) existe otro tipo de agrietamiento que tiene como causa el hidrógeno difusivo, la existencia de tensiones y las estructuras de alta dureza, producen el agrietamiento transversal, debido a que las grietas se localizan en el depósito de forma perpendicular a la dirección de la soldadura.

Este tipo de agrietamiento es menos frecuente, y está asociado generalmente con un metal del depósito de alta resistencia, y un metal base con esa misma característica. La primera diferencia es que el agrietamiento transversal ocurre en el metal depositado como consecuencia de las tensiones residuales longitudinales.

Como el depósito soldado se contrae longitudinalmente, sobre el metal base se ejerce una fuerza que lo comprime. La alta resistencia del metal circundante restringe la contracción requerida del material del depósito. Debido a esta restricción el metal

del depósito desarrolla tensiones longitudinales las cuales facilitan el agrietamiento en la dirección transversal.

Cuando aparece el agrietamiento transversal debe garantizarse la realización del procedimiento con bajo aporte de hidrógeno. Las condiciones de almacenamiento de los electrodos deben ser cuidadosamente revisadas. Si lo anterior constituye un problema, entonces es necesaria una reducción de la resistencia del metal del depósito. Por supuesto, tomando en cuenta los requerimientos de diseño.

El precalentamiento puede aliviar el agrietamiento transversal, ya que este provoca la difusión del hidrógeno. Con el precalentamiento se va a expandir la longitud de la unión soldada permitiendo que el metal del depósito y el de la unión se contraigan al mismo tiempo y se reduzcan las tensiones durante la contracción del depósito.

1.6 Proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW).

1.6.1 Generalidades.

La soldadura de arco con electrodo revestido (Shielded Metal Arc Welding, SMAW) o Manual Metal Arc Welding (MMA). Es también conocida como soldadura de Electrodo Revestido, Soldadura de Varilla o Soldadura de Arco. Es el más antiguo y más versátil de todos los procesos de soldadura de arco ⁽²⁴⁾, figura 1.2.

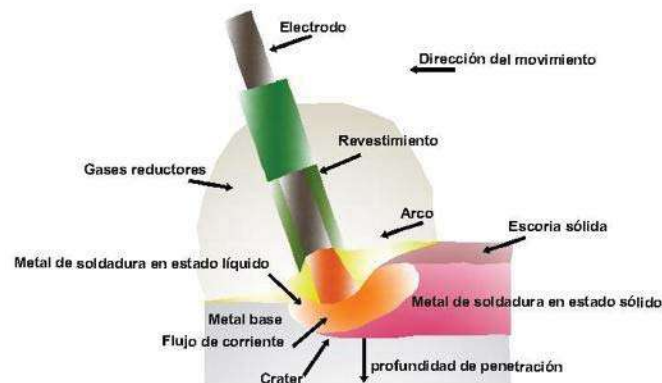


Figura 1.2. Soldadura de arco con electrodo revestido (SMAW).

El arco eléctrico es mantenido entre la punta de un electrodo cubierto (Coated Electrode) y la pieza de trabajo. Las gotas de metal derretido son transferidas a través del arco y son convertidas en un cordón de soldadura, un escudo protector de gases es producido de la descomposición del material fundente que cubre el electrodo además, el fundente también puede proveer algunos complementos a la aleación, la escoria derretida se escurre sobre el cordón de soldadura donde protege el metal soldado aislándolo de la atmósfera durante la solidificación, esta escoria también protege el metal soldado aislándolo de la atmósfera durante la solidificación, esta escoria

también ayuda a darle forma al cordón de soldadura especialmente en soldadura vertical, sobre cabeza. La escoria debe removerse después de cada precalentamiento.

Oscar Kjellberg fue el inventor del electrodo cubierto (1904), y con este la invención de la soldadura de arco con electrodo revestido. Hasta ahora y al pasar del tiempo cientos de diferentes variedades de electrodos son producidos, muchos de ellos para aplicaciones estructurales que requieren, resistencia al esfuerzo y ductilidad en la soldadura. Las labores más ligeras son efectuadas usando corriente alterna por el bajo costo de los transformadores que la producen, el trabajo de alta producción industrial usualmente requieren de fuentes de corriente continua más poderosas a partir de grandes rectificadores, para darle polaridad exacta al proceso. El proceso es mayormente usado para soldar aleaciones ferríticas en trabajos metálicos estructurales, fabricación de barcos e industrias en general. A pesar de lo relativamente lento del proceso, por el recambio de electrodos y la remoción de la escoria, se mantiene como una de las técnicas más flexibles y sus ventajas en áreas de acceso restringido son notables.

La AWS ha establecido una serie de códigos de identificación y a su vez de clasificación para los diferentes productos que las grandes y medianas fábricas de electrodos producen para abastecer el mercado, estos códigos se han convertido en la referencia más comúnmente usada en Latino América por su fácil reconocimiento y manejo y aunque algunos fabricantes nombran sus productos con sus propios nombres comerciales, los usuarios en su mayoría prefieren llamarlos por sus códigos de identificación de la AWS.

Los electrodos, en particular, tienen su propio código en todas las agencias que los clasifican, que los separan de los demás productos y los hace identificables de manera específica. Dos especificaciones AWS ⁽³²⁾ para esto, son la especificación AWS A5.1 para los electrodos de acero al carbono, y la AWS A5.5 para electrodos de acero de baja aleación.

1.6.2 Selección de la corriente de soldadura.

El proceso de soldadura por arco con electrodo revestido puede ser realizado con corriente alterna o con corriente directa. La elección de la corriente a utilizar dependerá de la fuente de energía disponible, del electrodo a utilizar, y de otros factores que se muestran en la siguiente tabla 1.1.

Tabla1.1 Parámetros para la selección del tipo de corriente.

Parámetros	Corriente Directa	Corriente Alterna
Cebado del arco	Más fácil.	Más difícil, en especial con electrodos de diámetro pequeños.
Estabilidad del arco	La corriente directa siempre garantiza un arco más estable y una transferencia del metal a través del arco más uniforme, que la corriente alterna. Esto debido a que la polaridad en corriente directa no cambia constantemente como con la corriente alterna.	Arco menos estable, excepto cuando se emplea electrodos de gran razón de depósito y elevados amperajes.
Tipo de electrodo	Se puede utilizar con cualquier tipo de electrodo. La mayoría de los electrodos recubiertos AC-DC trabajan mejor con corriente directa que con corriente alterna	Posee la desventaja de que no se puede emplear con cualquier tipo de electrodo, solo con aquellos que poseen elementos estabilizadores del arco en su revestimiento
Soldeo son bajas intensidades y pequeños diámetros de electrodo.	Más apropiada.	Menos apropiada.
Posición de soldadura.	Preferida para la soldadura en posiciones fuera de la plana, con bajas intensidades.	Con electrodos adecuados se puede realizar la soldadura en cualquier posición. Los electrodos de alta velocidad de depósito son designados para operar en posición plana, a los mayores amperajes y con corriente alterna, por lo que las mayores velocidades de soldadura para este proceso se obtienen de ésta manera.
Espesor de la pieza.	La corriente directa produce una uniforme dimensión del cordón aun en los menores valores de intensidades de corriente. Por esta razón es particularmente recomendable para la soldadura de secciones delgadas.	Menos recomendable para espesores delgados. Se prefiere para espesores gruesos (y posición plana), ya que con los electrodos de alta razón de depósito y elevados amperajes se logra la mayor productividad.
Soldadura con arco corto, importante sobre todos los electrodos básicos.	Preferida	No preferida, excepto con electrodos de alto rendimiento.
Soplo magnético.	Puede ser un problema cuando se sueldan metales magnéticos con C.D. y altas intensidades.	No se presenta este problema.
Polaridad.	Posibilidad de elección en función del caso particular. La mayoría de los electrodos recubiertos operan mejor con la polaridad invertida (CDEP), aunque algunos son apropiados para trabajar con la polaridad normal (CDEN). La polaridad invertida produce una	No hay polaridades

	mayor penetración, mientras que la polaridad normal produce las mayores razones de depósito. La CDEN se recomienda para la soldadura de chapas delgadas, para la soldadura de uniones con excesivas holguras y para el relleno superficial. Ver especificaciones AWS de electrodos	
Salpicaduras.	Generalmente posee menor tendencia	Mayor tendencia.
Soldeo a gran distancia de la fuente.	No preferida, por la caída de voltaje y la sobrecarga de la fuente.	Se prefiere este tipo de corriente, debido a que la caída de voltaje es menor.

1.6.3 Selección de la intensidad de corriente (I_s)

La intensidad de corriente se selecciona sobre la base de una serie de factores como:

- Tipo de electrodo.
- Diámetro del electrodo.
- Espesor del metal base.
- Geometría de la unión (con o sin respaldo, abertura de raíz, etc.).
- Posición de la soldadura.
- Destreza del soldador.

Las velocidades de depósito se incrementan con la intensidad de corriente. La intensidad de corriente debe ser suficiente para obtener una buena fusión y penetración, garantizando además un adecuado control del baño de soldadura.

No obstante lo anterior siempre que se tenga la recomendación del rango de intensidad de corriente dado, por el fabricante del electrodo en específico que se empleará (proveniente del propio paquete del electrodo o del catálogo de productos del fabricante) la selección debe ser en base a este. Cada fabricante ensaya su electrodo en particular y puede que el rango óptimo tenga alguna ligera variación con respecto al recomendado en la norma.

Usualmente para la soldadura en posición fuera de la plana (excepto la horizontal de filete) se recomienda el empleo de los valores inferiores del rango de corriente, con vistas a facilitar el control del baño de soldadura por parte del soldador.

Durante la soldadura en posición plana se deben utilizar los valores mayores posibles dentro del rango de amperaje recomendado, con vistas a aumentar la productividad del trabajo (siempre que las condiciones del material, tipo de unión, etc., lo permitan), excepto en la pasada de raíz en uniones sin respaldo con costura de ranura; en este último caso se recomienda utilizar bajos amperajes para evitar la perforación y el derrame del metal.

1.6.4 Determinación del voltaje de arco (V_a).

Para este proceso el voltaje de arco generalmente no se reglamenta ya que el soldador no puede previamente preestablecerlo en la máquina. El voltaje de arco

depende de varios factores como el tipo y diámetro de electrodo, corriente de soldadura y longitud de arco.

1.6.5 Determinación de la velocidad de soldadura (V_s).

La velocidad de soldadura es la razón a la cuál el electrodo se mueve a lo largo de la unión. Una apropiada velocidad de soldadura es aquella que produce un cordón de soldadura con un adecuado contorno y apariencia. La velocidad de soldadura es influenciada por el tipo de corriente, amperaje, polaridad, posición de soldadura, razón de depósito del electrodo, espesor del material, tipo de unión, ensamble de la unión, tipo de metal base, etc.

Capítulo II.

DESARROLLO EXPERIMENTAL.

El presente capítulo comprende la descripción del procedimiento experimental utilizado en el presente trabajo. Las diferentes etapas de experimentación se muestran en el diagrama de flujo de la Figura 2.1.

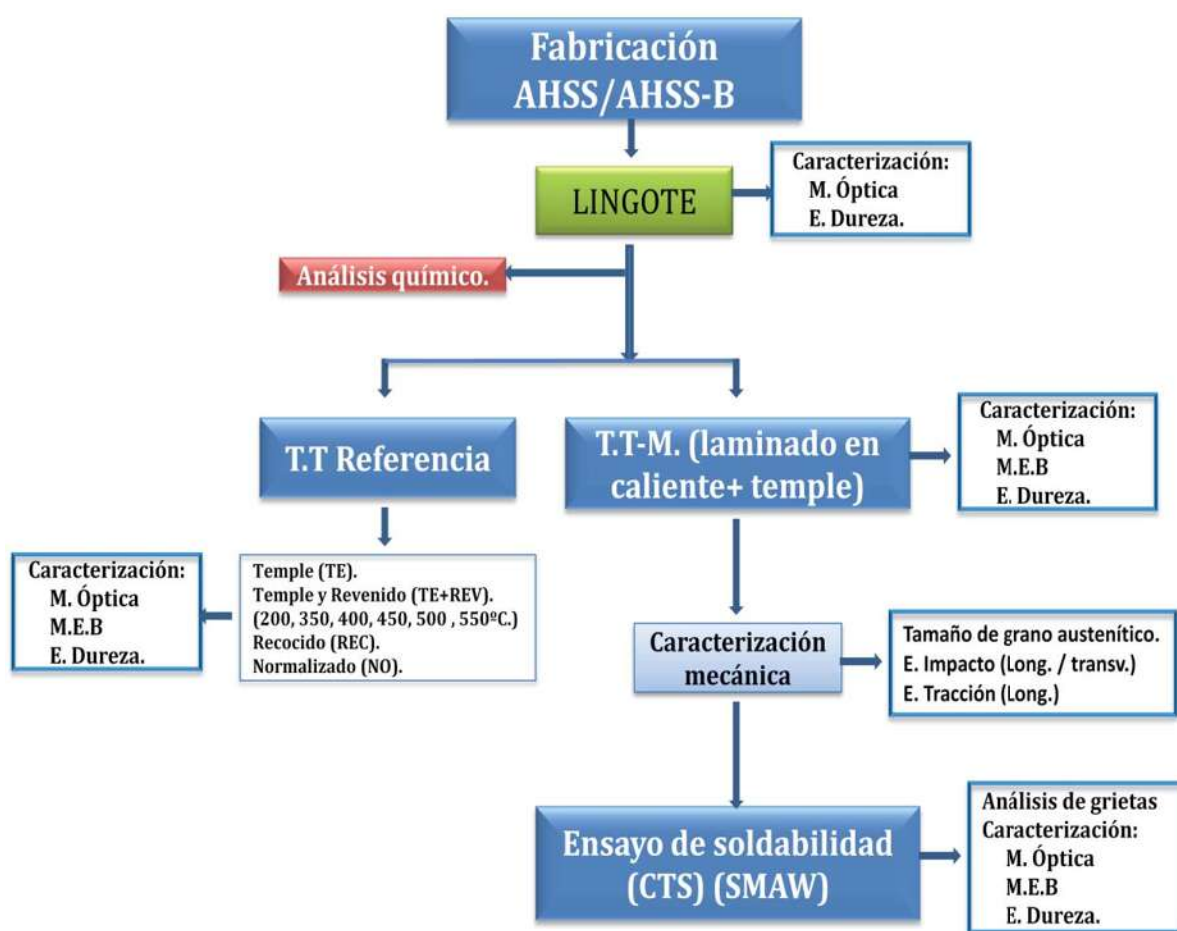


Figura 2.1 Diagrama esquemático del desarrollo experimental.

2.1 Fabricación del acero.

Para la fabricación del acero AHSS, se toman en consideración las especificaciones de composición y tratamiento en uso. Se fabrican dos tipos de aceros a los cuales en lo futuro se denomina como AHSS (sin boro) y AHSS-B (con boro).

2.1.1 Composición química del acero.

Los aceros experimentales se fabricaron considerando la composición química especificada para los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS). La composición química deseada se muestra en la tabla 2.1. La única diferencia entre los dos aceros experimentales fabricados es el contenido de boro. El acero AHSS-B contendrá 0.010% de B, en tanto que la composición química del acero designado como AHSS, es similar a la del AHSS-B pero sin el boro.

Tabla 2.1 Rango de composición química del Acero (AHSS).

ELEMENTO	% Mínimo	% Máximo	% Deseado
Carbono (C)	0.030	0.100	0.050
Silicio (Si)	0.015	0.5	0.300
Manganeso (Mn)	0.300	0.500	0.400
Fósforo (P)	-----	0.035	< 0.011
Azufre (S)	-----	0.040	< 0.016
Vanadio (V)	0.030	0.300	0.200
Cromo (Cr)	1.000	1.200	1.200
Níquel (Ni)	1.500	2.500	2.000
Cobre(Cu)	0.300	0.500	0.400
Boro (B)	0.009	0.015	0.010

2.1.2 Cálculo de carga.

La materia prima utilizada para la fabricación del acero experimental, es chatarra de hierro de bajo carbono (chatarra 1) y billets de acero estructural (chatarra 2). Su composición química se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.2. Composición química de las chatarras.

ELEMENTOS	Chatarra 1	Chatarra 2
Carbono (C)	0.031	0.23
Silicio (Si)	0.037	0.30
Manganeso (Mn)	0.127	0.90
Fósforo (P)	0.008	0.015
Azufre (S)	0.013	0.025-0.030
Vanadio (V)	0.011	-----
Boro (B)	-----	-----

La composición química y presentación de las aleaciones empleadas en la fabricación del acero experimental se proporciona en la tabla 2.3.

Tabla 2.3 Composición química y presentación de las aleaciones empleadas.

FORMA DE ALEACIÓN	COMPOSICIÓN	PRESENTACIÓN
Grafito (Electrodo)	99.9 % C.	Polvo y grano fino.
Manganeso Electrolítico	99.8 % Mn.	Plaqueta.
Aluminio	99.9 % Al.	Granalla.
Silicio	98 % Si.	Grano.
Ferro-Silicio Fe-Si	70 % Si.	Grano.
Ferro-Vanadio Fe-V	66 % V.	Grano.
Boro	100 % B.	Grano.

Cálculos de colada. Para fabricar el acero es necesario realizar un *cálculo de colada* que defina de manera clara la cantidad de chatarra y elementos de aleación necesarios para obtener la composición química deseada en el acero. La fusión fue hecha en un horno de inducción con una capacidad de 250 kg. Las consideraciones, procedimientos y memoria de cálculo se encuentran en el anexo I.

Consideraciones a tener en cuenta para el cálculo de colada.

1. Oxidación parcial del contenido de carbono de la chatarra durante la fusión (70 % de pérdida).
2. Oxidación total del contenido de silicio de la chatarra durante el periodo de fusión (100 % de pérdida).
3. Oxidación parcial del contenido de manganeso de la chatarra durante la fusión (80 % de pérdida).
4. Adición de aluminio como desoxidante, el cual no deberá exceder de 0.025 % en el análisis final.
5. Eficiencia del manganeso electrolítico 96 % (porcentaje de pérdida de 4%).
6. Eficiencia del ferro-silicio 90 % (porcentaje de pérdida de 10%).
7. Eficiencia del ferro-vanadio 75 % (porcentaje de pérdida de 25%).
8. Elementos adicionados en el horno: Manganeso (Mn), Cromo (Cr), Níquel (Ni), Cobre (Cu), Vanadio (Fe-V), Silicio (Fe-Si) y Aluminio (Al).
9. Elemento adicionado en la olla: Boro (B).

La fórmula para calcular la cantidad de elemento de aleación es la siguiente:

$$P_e = \left(\frac{\%e_r}{100} * \frac{P_a}{\eta_e} \right) \text{-----} (2.1).$$

Donde:

P_e = Peso del elemento por adicionar (gr.).

$\%e_r$ = Porcentaje del elemento requerido (%).

P_a = Peso total del acero (gr.).

η_e = Eficiencia del elemento de adición.

Para el caso de las ferroaleaciones, la fórmula modificada es la siguiente:

$$P_{fa} = \left(\frac{(\%er)(P_a)}{100(\eta_{fa})(C_{fa})} \right) \text{-----} (2.2).$$

Donde:

P_{fa} = Peso de la ferroaleación para adicionar (gr.).

$\%er$ = Porcentaje del elemento requerido (%).

P_a = Peso total del acero (gr.).

η_{fa} = Eficiencia de la ferroaleación.

C_{fa} = Contenido del aleante de la ferroaleación.

Para determinar el porcentaje del elemento aleante en la chatarra, luego de que esta funde, es necesario un ajuste que considera la pérdida de elementos de aleación por oxidación. Por tanto, el porcentaje de elemento aleante después de la fusión se calcula con la siguiente fórmula:

$$\%e_f = \%e_i - L \text{-----} (2.3).$$

Donde:

$\%e_f$ = Porcentaje de aleante luego de la fusión de la chatarra.

$\%e_i$ = Porcentaje de aleante inicial en la chatarra.

L = Porcentaje de pérdida.

Finalmente el porcentaje de aleante requerido para ajustar la composición química deseada, esta afectada por el contenido de aleante en la chatarra. El porcentaje de aleante requerido, queda determinado por la siguiente fórmula:

$$\%e_r = \%e_d - \%e_f \text{-----} (2.4)$$

Donde:

$\%e_r$ = Porcentaje de aleante requerido.

$\%e_d$ = Porcentaje de aleante luego de fundir la chatarra.

$\%e_f$ = Porcentaje de aleante deseado en el acero.

El cálculo de la cantidad de elementos de aleación en las chatarras utilizadas que debe considerarse en la fabricación del acero experimental se muestra en la tabla 2.4.

Tabla 2.4 Cálculo del contenido de elementos de aleación en la chatarra.

Chatarra 1			Chatarra 2		
Elemento.	%.	gr.	Elemento.	%	gr.
Carbono (C)	0.031	15.5	Carbono (C)	0.23	230
Silicio (Si)	0.037	18.5	Silicio (Si)	0.30	300
Manganeso (Mn)	0.127	63.5	Manganeso (Mn)	0.90	900
Fósforo (P)	0.008	4.0	Fósforo (P)	0.015	15
Azufre (S)	0.013	6.5	Azufre (S)	0.025	25
Vanadio (V)	0.011	5.5	Vanadio (V)	-----	-----
Base 50 kg.			Base 100 kg.		

La composición química promedio de la unión de las dos chatarras se muestra en la tabla 2.5.

Tabla 2.5 Composición química promedio de la unión de las chatarras.

Chatarra 1		
Elemento.	gr.	%
Carbono (C.)	245.5	0.1636
Silicio (Si.)	318.5	0.2123
Manganeso (Mn.)	963.5	0.6423
Fósforo (P.)	19	0.0126
Azufre (S.)	31.5	0.021
Vanadio (V.)	5.5	0.0036
Base 150 kg.		

La cantidad de elementos de aleación y ferroaleaciones requeridas para la fabricación de 150 kg de acero se muestra en la tabla 2.6.

**Tabla 2.6 Análisis requerido en el Acero Avanzado de Alta Resistencia
Microaleado con Boro**

ELEMENTO	% Deseado	gr.
Carbono (C.)	0.050	75
Silicio (Si.)	0.300	450
Manganeso (Mn.)	0.400	600
Fósforo (P.)	residuales	----
Azufre (S.)	residuales	----
Vanadio (V.)	0.200	300
Cromo (Cr.)	1.200	1800
Níquel (Ni.)	2.000	3000
Cobre (Cu.)	0.400	600
Base 150 kg.		

2.1.3 Preparativos de la colada.

Los preparativos previos en la colada del acero experimental son:

1. Fabricación de lingoteras.
2. Fabricación de mazarotas.
3. Limpieza
4. Pesaje de la materia prima.

1. Fabricación de las lingoteras.

Una lingotera es un molde en el que solidifica el acero. Son de sección cuadrada con el objetivo de facilitar la posterior laminación. Las lingoteras se elaboran de solera de acero estructural de 76 mm x 6.4 mm. La figura 2.2, muestra una lingotera.

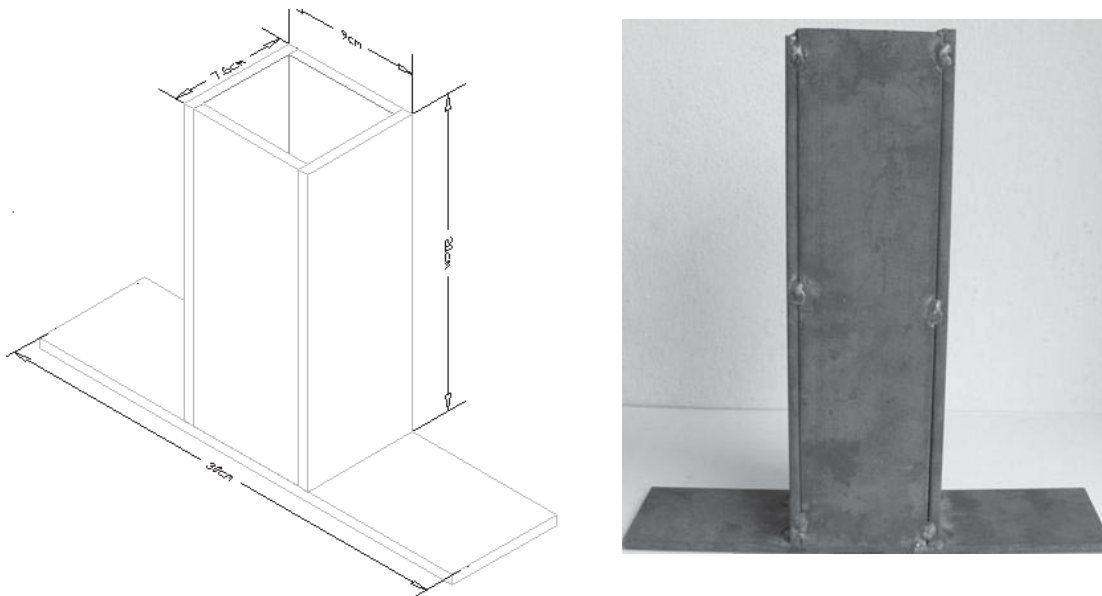


Figura 2.2 Lingotera utilizada para la fabricación de lingotes de acero.

2. Fabricación de las mazarotas.

La mazarota es un elemento auxiliar cuya función es dirigir adecuadamente el chorro del metal líquido dentro de la lingotera durante el vaciado del acero líquido. Los componentes y cantidades para fabricar las mazarotas se muestran en la tabla 2.7.

Tabla 2.7 Componentes y cantidades para fabricar mazarotas.

Componente	Contenido
Arena silica.	10 kg.
Harina de trigo.	250 gr.
Aceite de linaza.	250 gr.
Agua.	250 gr.
Bentonita.	50 gr.

La mazarota es elaborada con un modelo en madera. La mazarota en verde (húmeda) se hornea a una temperatura de 200°C., durante 8 hr. La figura 3.3 muestra una mazarota.

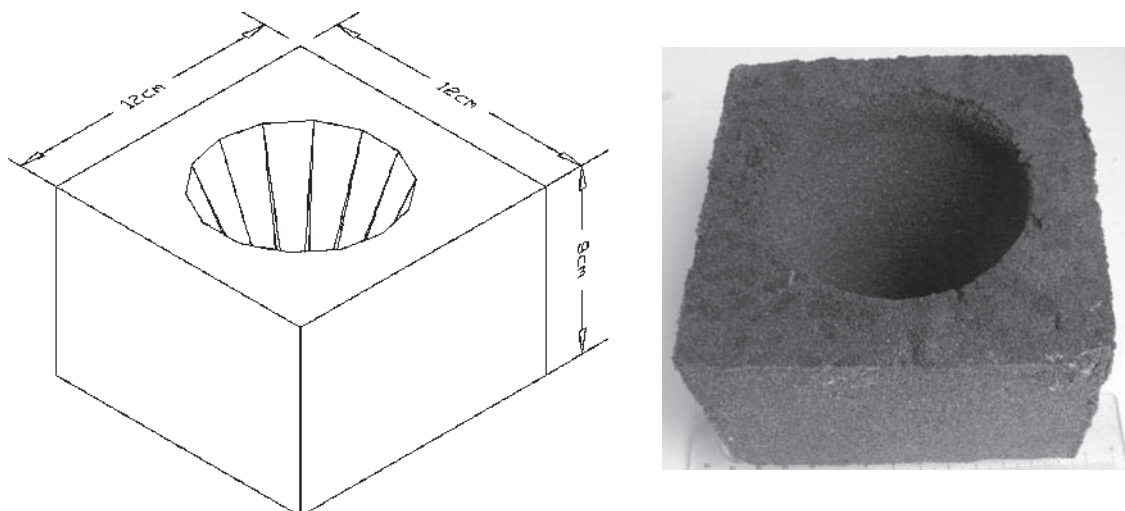


Figura 2.3 Mazarota.

3. Limpieza.

La chatarra se limpia mecánicamente para garantizar una mayor sanidad en el acero obtenido.

4. Pesaje de la materia prima.

A continuación se procede al pesaje de la chatarra y las diferentes formas de aleación empleadas en la fabricación de la aleación.

2.1.4 Desarrollo de la colada.

La fusión del acero experimental se realiza en un horno eléctrico de inducción de 250 kg. Se producen 14 lingoteras de 65 x 53 x 200 mm. El desarrollo de la colada se detalla en la tabla 2.8.

Tabla 2.8 Etapas en la fabricación del acero experimental.

Etapas.	Actividad.	Observaciones.
Carga.	Acomodo de la chatarra	Revisión del refractario y acomodo compacto.
Fusión.	Arranque del horno. Incremento de potencia. Fusión total.	Verificación del sistema de potencia de 40Kw. Potencia de 70 kW., a 90kW. Primeras gotas del metal fundido. Temperatura de 1580-1600°C. potencia de 120-135kW.
Desoxidación	Estabilizar temperatura Verificar temperatura Desoxidación con aluminio.	Temperatura de 1600°C. Potencia de 130 kW. Pirómetro de inmersión y óptico.

Ajuste en el horno	Ferro-Silicio, Manganese, Ferro-Vanadio, Cromo, Níquel, y Cobre.	Adición de los elementos para desoxidación.
Adición en la olla.	Boro	Adición directa en la olla.

2.1.5 Acondicionamiento y preparación del acero.

El acondicionamiento y preparación de los lingotes del acero experimental y consiste en:

- Deslingoteo.
- Inspección visual.
- Esmerilado y corte.

Deslingoteo: Consiste en extraer el lingote solidificado de acero de la lingotera.

Inspección visual: Antes de realizar cualquier corte, se realiza una inspección visual. La porción a laminar debe estar libre de defectos.

Esmerilado y corte por segueta: Los defectos superficiales en la parte baja del lingote son eliminados con esmerilado manual y el rechupe con el corte de la parte superior del lingote.

2.2 Caracterización del acero en condición de colada.

La parte inferior del lingote se usa para la caracterización del AHSS, y AHSS-B en condición de colada, la obtención de probetas para tratamientos térmicos convencionales, y el tratamiento termo-mecánico (laminado en caliente+temple).

2.2.1 Caracterización mediante microscopía óptica.

Para la caracterización microestructural se han seguido los procesos convencionales de corte, mecanizado, desbaste, pulido y ataque de las muestras:

El corte de probetas de 65 x 53 x 10 mm se realizó mediante una Sierra Cinta marca TITANIUM. Las probetas se desbastaron 1 mm con la fresadora en la cara opuesta al corte. Se cortaron doce probetas de los aceros experimentales (AHSS), (AHSS-B) con dimensiones de 20 x 20 x 9mm en una cortadora STRUERS Labotom.

El desbaste grueso se realizó usando papel abrasivo de SiC., de granulometría variable (80, 100, 120, 240, 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 grit) para la etapa de pulido se utilizó una pulidora marca LECO SPECTRUM SYSTEM™ 1000, mediante paños con pasta de diamante de 6, 3 y 1 μm y como lubricante se usó etilenglicol.

Para su examen metalográfico las probetas son atacadas usando Nital al 2% (2 ml de HNO_3 en 98 ml de alcohol etílico). Este reactivo revela la microestructura del acero, ya sea martensítica-bainítica o ferrítico-perlítica. El tiempo del ataque varía de 10-30 segundos.

Las piezas atacadas se examinan con un microscopio NIKON EPIPHOT 300 de luz reflejada óptico en campo claro. El microscopio está dotado de objetivos de 5x, 10x, 20x, 50x y 100x, lo que permite trabajar en un rango entre 50 y 1000 aumentos.

2.2.2 Caracterización de la propiedad mecánica de dureza.

El ensayo de dureza Vickers se realizó con un durómetro de la marca NANOVEA WETZLAR GERMANY, con una carga de 50 kg aplicada durante 15 segundos. Las probetas fueron previamente pulidas y con caras planas y paralelas. Se realizó un barrido de dureza con una distancia entre indentación de 1.5 mm.

2.3 Tratamientos térmicos de referencia para el acero AHSS y AHSS-B.

Probetas de acero de 20 x 20 x 9 mm fueron austenizadas según los tiempos y temperaturas indicadas en la tabla 2.9 en un horno tipo mufla y posteriormente enfriadas. Las temperaturas de austenización se toman de acuerdo a los cálculos del anexo II.

Tabla 2.9: Resumen de los tratamientos térmicos de referencia realizados.

ACERO.		TIPO DE T.T	CONDICIONES.		
			T _(γ) , °C.	T _(REV) , °C.	M _E .
AHSS.	AT1	TEMPLE.	900		AGUA.
	AT2	REVENIDO.	900	200	HORNO.
	AT3		900	350	HORNO.
	AT4		900	400	HORNO.
	AT5		900	450	HORNO.
	AT6		900	500	HORNO.
	AT7		900	550	HORNO.
	AN1	NORMALIZADO.	900	N/A	AIRE.
	AR1	RECOCIDO.	900	N/A	HORNO.
AHSS-B.	HT1	TEMPLE.	900	N/A	AGUA.
	HT2	REVENIDO.	900	200	HORNO.
	HT3		900	350	HORNO.
	HT4		900	400	HORNO.
	HT5		900	450	HORNO.
	HT6		900	500	HORNO.
	HT7		900	550	HORNO.
	HN1	NORMALIZADO.	900	N/A	AIRE.
	HN2	RECOCIDO.	900	N/A	HORNO.

Temperatura s: austenización (T_(γ), °C), revenido (T_(REV), °C), y Medio de enfriamiento (M_E).

2.3.1 Caracterización estructural del acero tratado térmicamente.

2.3.1.1 Caracterización mediante microscopía óptica.

La preparación de las muestras es similar a la señalada en la sección 2.2.1. Pero en este caso las muestra se desbastaron 1 mm para eliminar la capa decarburada de las piezas. Además del uso de Nital también se uso como agente de revelado del grano austenítico al Picral solución saturada, el cual consiste en una solución sobresaturada de ácido pícrico en agua destilada a la que se añade un agente tensoactivo. El ataque se realiza a elevada temperatura (90°C). El tiempo oscila entre 1 y 3 minutos.

2.3.1.2 Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido.

La preparación de la muestra se describe en la sección 3.2.1 aunque en este caso los tiempos de ataque son más largos. Para el estudio de las muestras mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) en el presente trabajo se ha utilizado un equipo de microscopía marca JEOL. Las muestras son atacadas químicamente y limpiadas con un baño ultrasónico marca BRANSON 2510 durante 5 minutos.

2.3.1.3 Caracterización de la propiedad mecánica de dureza.

El ensayo de dureza Vickers se describe en la sección 2.2.2.

2.4 Deformación plástica del acero.

La parte inferior de los lingotes, de los aceros experimentales son sometidas al tratamiento termo-mecánico (laminado en caliente+temple), (ver figura 2.4). La forma final una vez realizada la deformación plástica del acero, condición en la que se caracteriza mecánicamente el acero y se aplica el ensayo de soldabilidad, (ver figura 2.5).

Siendo la deformación plástica del acero la deformación permanente mediante la aplicación de fuerzas mecánicas. El objetivo primario de la deformación plástica es la producción de un elemento estructural de forma específica o tamaño, aunque también se busca el mejoramiento de las propiedades mecánicas. ⁽³³⁾

Durante la laminación, la microestructura del acero cambia, la formación de una estructura fibrosa en el sentido de la laminación es característica. La estructura de grano burdo del lingote cambia a una estructura de grano fino, esto produce un aumento en las propiedades mecánicas del material.

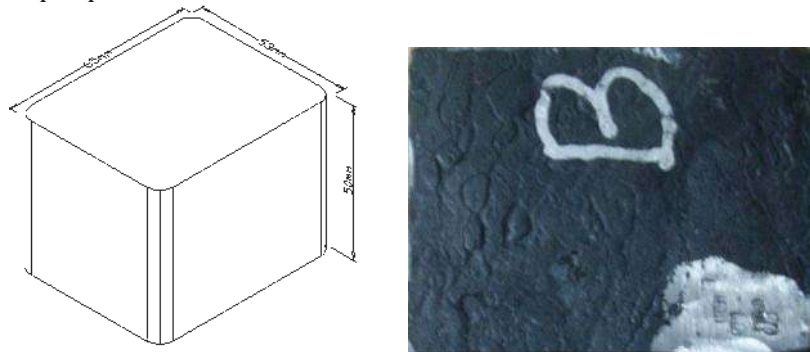


Figura 2.4 Porción del lingote utilizado en el tratamiento termo-mecánico.



Figura 2.5 Placas obtenidas en el tratamiento termo-mecánico.

2.4.1 Tratamiento termo-mecánico.

La temperatura de calentamiento y tiempo de calentamiento son dos aspectos fundamentales en la laminación del acero ⁽³⁴⁾:

Temperaturas de calentamiento.

Cuando el acero se calienta, su resistencia al esfuerzo se reduce, y su plasticidad y ductilidad aumentan. El calentamiento es una de las operaciones principales de laminación.

La temperatura de calentamiento deberá ser aquella que asegure una austenización completa, y está en función de la composición química del material. Así las temperaturas críticas inferior y superior de calentamiento son una función del rango austenítico que presenta el acero.

La temperatura mínima de calentamiento está en función de la temperatura crítica Ac_3 de acuerdo con la siguiente ecuación:

$$T_{\min} = \uparrow Ac_3 \text{ -----} (2.5).$$

Donde:

$T_{\min}$ = Temperatura mínima de calentamiento.

$\uparrow Ac_3$ = Ligeramente arriba de Ac_3 .

Ac_3 Puede obtenerse de la siguiente ecuación ver anexo III. ⁽²⁵⁾

$$Ac_3 = 937.2 - 463.5C + 56Si - 19.7Mn - 16.3Cu - 26.6Ni - 4.9Cr \\ + 38.1Mo + 124.8V + 136.3Ti - 19.1Nb - 198.4Al + 3315B \text{ -----} (2.6).$$

La temperatura real de calentamiento aplicada fue de 1200°C

Tiempo de calentamiento.

El tiempo de calentamiento debe ser el necesario para homogenizar la temperatura del lingote de acero y se calcula con la siguiente fórmula empírica.

$$C = 0.0078(E) \text{ -----} (2.7).$$

Donde:

C = Tiempo de calentamiento (hr).

E = Espesor del material (mm).

Proceso de laminación.

El tratamiento termo-mecánico fue hecho en una laminadora de 50 Ton de capacidad considerando una reducción promedio del 80%. Secciones de 65 x 53 x 50 mm del acero en condición de colada se recalentaron en un horno marca, NARBERTHEM a una

temperatura de 1200°C y un tiempo de permanencia de 2 hrs; para después someterlos al tratamiento termo-mecánico, iniciando con una temperatura de 1100°C, con un retardo entre pasadas de 15 segundos, al término de la laminación la temperatura en promedio fue de 900°C, obteniéndose placas con dimensiones de 70 x 200 x 15 mm. Inmediatamente se aplicó un enfriamiento en agua (temple).

2.4.2 Caracterización estructural del acero con tratamiento termo-mecánico.

2.4.2.1 Caracterización estructural mediante microscopía óptica.

La preparación de las muestras es similar a la señalada en la sección 2.2.1.

2.4.2.2 Tamaño de grano austenítico:

Una vez obtenidas las micrografías ópticas revelados los límites de grano austenítico mediante, Picral solución saturada, se procede a la medición de su tamaño, utilizando un analizador de imágenes SIGMA SCAN

2.4.2.3 Caracterización mediante microscopia electrónica de barrido.

La preparación de la muestra se describe en la sección 2.3.1.2.

2.4.2.4 Caracterización de las propiedades mecánicas.

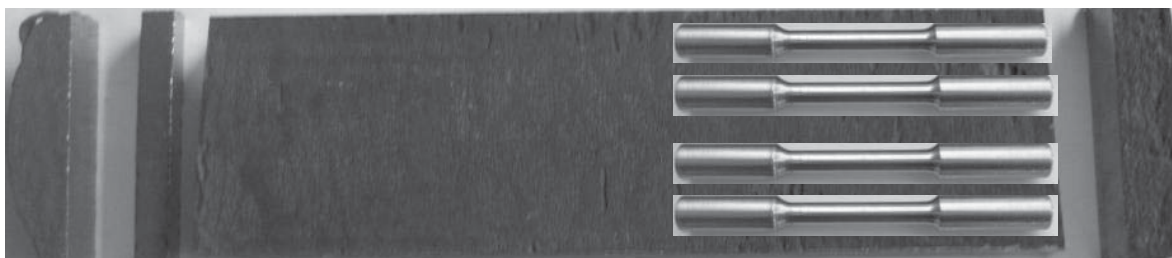
Acondicionamiento

Este consiste básicamente de una serie de operaciones de mecanizado con objetivo de preparar la superficie de las probetas, para tener una superficie lisa y perpendicular.

Ensayo de Tensión:

Extracción de las probetas.

La extracción de probetas para el ensayo de tracción para el material en condición de laminación se muestra en la figura 2.6



**Figura 2.6 Localización de probetas para el ensayo de tracción en sentido longitudinal.
Tipo de probetas.**

La forma y dimensiones de las probetas están de acuerdo con la especificación ASTM A 370 para probetas de tamaño reducido, y se muestra en la figura 2.7

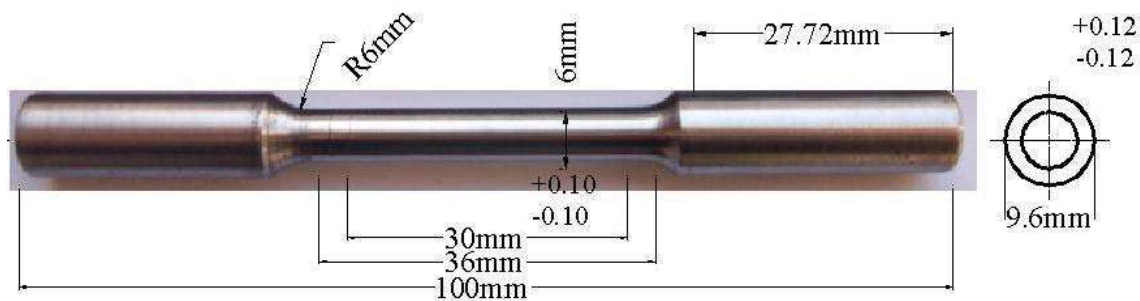


Figura 2.7. Dimensiones y forma de probeta para el ensayo de tensión.

Condiciones de la prueba.

El ensayo de tracción se realizó mediante una máquina de ensayos universales de la marca: INSTRON modelo, HK 2483 con celda de carga de 25 toneladas, y una velocidad de prueba de 5 mm/min.

Una vez ejecutados los ensayos, se midió la sección transversal y longitudinal en la zona de prueba, registrándose las longitudes y áreas finales, para determinar los parámetros de ductilidad (por ciento de reducción de área y elongación).

Ensayo de Impacto:

El ensayo de impacto proporciona información de la resistencia de un material a la fractura repentina donde un concentrador de esfuerzos está presente. Consiste en romper una probeta con una muesca especial mediante la acción del movimiento de un péndulo, o la caída de un peso. La energía requerida para romper la probeta es determinada por un indicador que mide la altura del péndulo después de que la probeta ha sido fracturada ⁽³⁴⁾

El ensayo de impacto utilizado es el Charpy con muesca en V y fue aplicado a los dos aceros experimentales estudiados. Se llevaron a cabo 6 ensayos en cada acero.

Las muestras fueron extraídas en sentido longitudinal (3 probetas) y transversal (3 probetas) tal como se muestra en la figura 2.8



Figura 2.8 Localización de las Probetas para el ensayo de impacto.

Tipo de probetas.

La forma y dimensiones de las probetas están acorde con la especificación ASTM A 370 y se muestran en la figura 2.9.

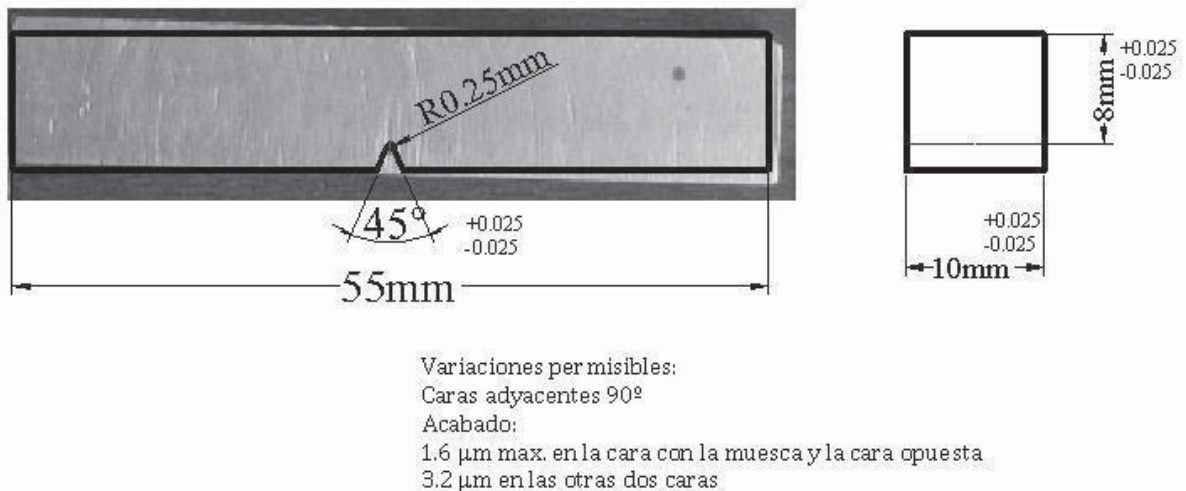


Figura 3.9 Probeta para el ensayo de impacto Charpy V.

Condiciones del ensayo de impacto

El ensayo de impacto se realizó a las 12 probetas a temperatura ambiente, del acero bajo estudio con un péndulo.

Ensayo de dureza.

El ensayo de dureza Vickers se describe en la sección 2.2.2.

2.5 Ensayo de soldabilidad.

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia sin y con microaleación de boro (AHSS) y (AHSS-B), tienen el problema de conservar su microestructura y propiedades cuando se aplica la soldadura. La microestructura de los aceros experimentales consiste de bainita y martensita, fases susceptibles al agrietamiento, por tanto se requiere que el procedimiento de soldadura evite los elevados esfuerzos que conduzcan a la formación de grietas. En este segmento se describe el procedimiento experimental para evaluar la soldabilidad de los aceros experimentales.

2.5.1 Materiales.

Material Base.

En la tabla 2.10, se observa la composición química del acero sin Boro (AHSS) y del acero microaleado con boro (AHSS-B).

Tabla 2.10 composición química del acero sin Boro (AHSS) y del acero microaleado con boro (AHSS-B) en (% en peso).

Denominación.	C.	Si.	Mn.	Cu.	Cr.	Ni.	V.	B.
AHSS.	0.032	0.26	0.367	0.388	1.144	1.93	0.195	0.000
AHSS-B.	0.034	0.215	0.373	0.385	1.13	1.91	0.193	0.0111

Debido a que no se han reportado estudios previos referentes a la soldabilidad de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia Microaleado con Boro (AHSS-B), y a que el grado de soldabilidad del mismo se desconoce, este acero no tiene recomendaciones de materiales de aporte normalizados. Por lo tanto, en este trabajo experimental se evalúa un metal de aporte recomendado para los aceros HSLA (High Strength and Low Alloy Steel).

Material de aporte.

En cuanto a la selección del material de aporte se considera una recomendación general que plantea que si el depósito se va a realizar, es necesario que el metal de aporte produzca un depósito con buenas propiedades de resistencia al esfuerzo y al impacto. Tomando en cuenta lo anterior, se selecciona el material de aporte. E12018-M A5.5 ⁽³²⁾, el cual se recomienda para los aceros aleados baja aleación, aunque la composición química no es la misma, pero en cuanto a las propiedades mecánicas, estas no presentan grandes diferencias. La composición química del material de aporte se puede observar en la tabla 2.11.

Tabla 2.11 Composición química del metal de aport (% en peso).

Proceso.	Aporte.	C.	Mn.	Si _{max}	Cr.	Ni.	Mo.
SMAW.	E12018-M.	0.1	1.3-2.25	0.600	0.300-1.50	1.75-2.50	0.300-0.55

El metal de aporte va a producir un depósito de elevada templabilidad, el cual con un enfriamiento en agua, después de la soldadura puede formar estructuras de alta dureza, debido a la velocidad de enfriamiento. Debe considerarse que la microestructura final de la unión soldada puede variar en un rango amplio, y lo mismo sus propiedades. La microestructura final depende también de la dilución del metal de aporte con el metal base. Tanto en el metal de aporte como en el base, van a existir elementos formadores de carburos, como molibdeno, manganeso, cromo, vanadio, y boro, por lo cual es alta la probabilidad de creación de estos microconstituyentes en el depósito, con lo cual se elevaría la dureza de este.

2.5.2 Ensayo de soldabilidad severidad térmica controlada (CTS).

El ensayo de soldabilidad solo proporciona un índice para comparar diferentes metales, procedimientos y procesos. Sin embargo, el ensayo de soldabilidad puede aportar datos valiosos al comparar procedimientos de soldadura ensayados en determinado acero o aleación.

Entre los ensayos reconocidos por la AWS ⁽¹²⁾ se tienen el ensayo de severidad térmica controlada (CTS), el ensayo de forma cruzada, el ensayo de implante, el ensayo Lehigh de restricción, el ensayo Varestraint, y el ensayo raíz-Y oblicua, los cuales se resumen en la siguiente tabla 2.12.

Tabla 2.12 Ensayos de soldabilidad reconocidos por la AWS.

Ensayo de soldabilidad.	Aplicaciones.
Severidad térmica controlada.	Estima los efectos de la composición química y rangos de enfriamiento sobre la dureza y la susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno.
Forma cruzada.	Estima la susceptibilidad al agrietamiento por hidrógeno en aplicaciones de aporte de soldadura.
Implante.	Mide la susceptibilidad de agrietamiento por hidrógeno en la ZAT de la soldadura.
Lehigh de restricción.	Caracteriza el grado de restricción necesaria para producir agrietamiento en el metal de soldadura.
Varestraint.	Estima la susceptibilidad al agrietamiento en caliente.
Raíz-Y oblicua (TEKKEN)	Estima la susceptibilidad de la soldadura al agrietamiento en la ZAT

El ensayo de soldabilidad seleccionado para este trabajo de investigación, es el de Severidad Térmica Controlada (CTS), el cual por las dimensiones de las placas obtenidas, e instalaciones en el departamento de soldadura, ofrece una gran simplicidad en la aplicación/ejecución e interpretación de resultados.

El ensayo de severidad térmica controlada (CTS) consiste en el montaje de dos placas, una rectangular y otra cuadrada, restringidas físicamente con el uso de un perno y de dos cordones de soldadura, sobre la pieza restringida se aplican los dos cordones de prueba. Después de la aplicación de los cordones de prueba, el sistema es enfriado en agua en calma. En la probeta de soldabilidad se realizan cortes para extraer muestras para examen metalográfico, e inspección en busca de posibles grietas, como se muestra en la Figura 2.10. Este ensayo puede usarse para estimar la susceptibilidad al agrietamiento inducido por hidrógeno en la zona afectada térmicamente (ZAT), o en el cordón de soldadura. Igualmente tiene la ventaja de reproducir bajo control los parámetros de soldadura y usar cordones cortos.

Como desventajas para la fabricación de la probeta de soldabilidad del ensayo CTS están el requerimiento de operaciones de maquinado diversas como son preparación de la entalla y barrenado, desbaste y pulido de las caras en contacto hasta 3 μm y su posterior caracterización metalográfica como lo muestra la figura 2.10.

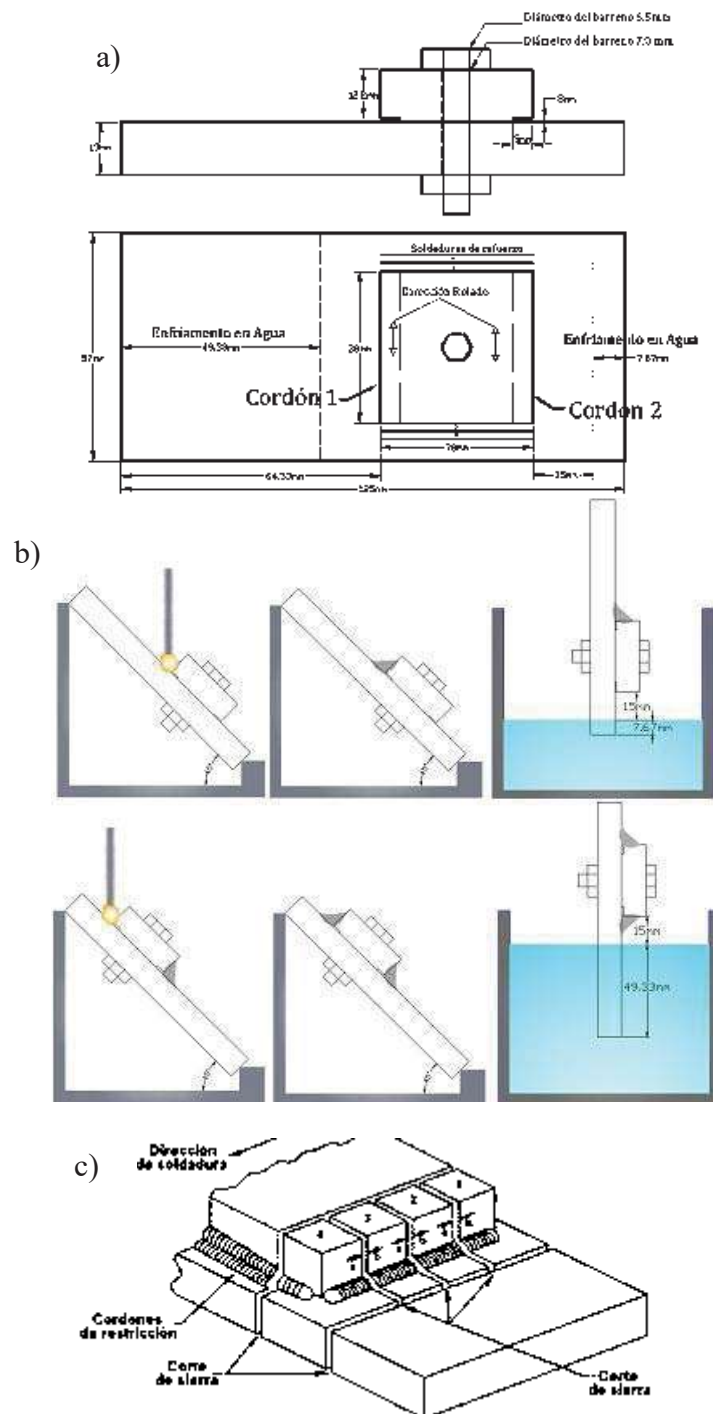


Figura 2.10 Dimensiones del ensayo CTS (a) montaje (b), y cortes para inspección (c).

El ensayo CTS genera altos niveles de severidad en el depósito a causa del elevado grado de embridamiento, que va a imposibilitar la dilatación longitudinal y transversal del cordón, debido a la realización de los cordones de restricción en los

extremos, con un metal de aporte y proceso de soldadura distinto al que va a ser estudiado, aunado a esto un perno extra que aumenta el factor de embridamiento. Lo que provoca un aumento en las solicitaciones en el depósito a estudiar y con ello que se eleve el nivel de tensiones a que va a estar sometido el metal.

Con la realización de los depósitos de restricción en las probetas de ensayo, el perno, y la entalla, la cual se debe de realizar en el sentido de la laminación, por lo tanto, existirá una mayor probabilidad de aparición de grietas que en una pieza real. La no aparición de este defecto en la unión soldada a la hora de la solidificación para un régimen dado, significa que el nivel de tensiones en la unión no supera la resistencia a la tensión del material, pero no puede conocerse en que medida es inferior.

Precalentamiento y post calentamiento.

Luego del estudio teórico de revisión bibliográfica, basada en datos obtenidos mediante fórmulas matemáticas, se determina que por la composición química del acero este no considera temperaturas de precalentamiento y post-calentamiento.

Variables del proceso de soldadura.

Las variables de entrada dentro del proyecto, valores de intensidad de corriente se consideran teniendo en cuenta la información del fabricante del metal de aporte.

En el caso de la velocidad de soldadura se debe tener en cuenta que es muy difícil controlar en el proceso de soldadura SMAW, ya que la velocidad de soldadura depende del entrenamiento del soldador.

2.5.3 Ejecución del ensayo de soldabilidad severidad térmica controlada (CTS).

Como se menciona anteriormente el ensayo CTS se aplico a dos probetas de cada uno de los aceros experimentales sujetos a investigación AHSS y AHSS-B, en condición de tratamiento termo-mecánico, en forma breve, este consistió en colocar el perno de sujeción, aplicar los cordones de restricción con el proceso MIG electrodo de tungsteno 1% torio ER70, diámetro 2.4mm, 100A, 10V, y $v = 6 \text{ mm.s}^{-1}$, gas de protección 100% argón flujo de alimentación del gas, 15 lts.min⁻¹. Los dos cordones, pasada de raíz y soldadura de refuerzo, en cada cordón de restricción. Esto sin precalentamiento alguno pero cuidando mantener el aporte térmico al mínimo posible.

Una vez que las probetas fueron sometidas al proceso de restricción, se soldaron los cordones de evaluación, con las siguientes variables de soldadura tabla 2.13, seguido de la exposición de la probeta de soldabilidad al enfriamiento en agua en calma una vez finalizado cada cordón.

Tabla 2.13. Variables de soldadura aplicadas.

Variables	Máy.	Min.
Velocidad de avance (mm.s^{-1})	2	1.6
Voltaje (V)	24	23
Corriente DC (A)	170	170
Temperatura de precalentamiento	N/A. (AWS D1.1)	

Al final del enfriamiento, se dejan reposar las probetas por un periodo mínimo de cuarenta y ocho horas, permitiendo la posible formación de grietas por hidrógeno, y posteriormente proceder a la caracterización de la probeta de soldabilidad.

2.5.4 Caracterización del ensayo de soldabilidad severidad térmica controlada (CTS).

Caracterización mediante microscopía óptica.

Para determinar la sensibilidad al agrietamiento tanto, longitudinal como transversal para los cordones de prueba depositados, se procede a la caracterización metalográfica la preparación de las muestras es similar a la señalada en la sección 3.2.1. , siguiendo los procesos convencionales de corte, mecanizado, desbaste, pulido y ataque de las muestras, utilizando Nital al 2%, para examinar todas las piezas mediante microscopía óptica en busca de grietas, y determinación el tipo de estructura. Y mediante Picral solución saturado, para medición del tamaño de grano de la zona de grano burdo, y microscopía electrónica de barrido, para el tipo de precipitados en la zona de transición.

Caracterización de la propiedad mecánica de dureza.

La dureza del depósito es una propiedad que depende de la composición química y de su microestructura. Para este caso y debido, a la composición del metal de aporte se producirán depósitos de buena templabilidad, los cuales pueden formar estructuras de alta dureza. La estructura final del depósito puede ser diferente y en consecuencia sus propiedades.

Además de las diferentes estructuras consecuencia de la dilución del metal de aporte con el metal base, que en este caso va a aportar elementos que contribuyen a la formación de estructuras duras.

El ensayo de dureza Vickers se realizó con un microdurómetro LEITZ WETZLAR GERMANY, con una carga de 100 gr., aplicada 15 segundos, sobre las probetas pulidas y con caras planas y paralelas, se realiza un barrido de dureza con una distancia entre indentación de 200 μm sobre el metal base (MB), en la zona afectada térmicamente (ZAT), y en el metal de soldadura (MS). Sobre las probetas también se realiza inspección con la finalidad de detectar la presencia de grietas.

Capítulo III.

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE LOS RESULTADOS.

En este capítulo se muestran y discuten los resultados obtenidos.

3.1 Composición química.

La composición química de los aceros experimentales se realizó en el laboratorio de análisis químico de la compañía DEACERO Acerería-Laminación planta Celaya Gto., los resultados se muestran en la tabla 3.1. Se puede corroborar que la composición química obtenida se encuentra en el rango de composición química deseada mostrada en la tabla 2.1.

Tabla 3.1 Composición química de los acero experimentales AHSS y AHSS-B (%en peso).

	C.	Si.	Mn.	Cu.	Cr.	Ni.	V.	B.
AHSS.	0.032	0.26	0.367	0.388	1.144	1.93	0.195	0000
AHSS-B.	0.034	0.22	0.385	0.385	1.13	1.91	0.193	0.0111

Los aceros AHSS sin boro tiene la composición química deseada. El análisis químico muestra que el acero experimental AHSS-B contiene un porcentaje en peso de 0.0111% lo cual corresponde a 111 ppm. Lo que representa una excelente aproximación a la cantidad de boro deseada (100 ppm). Por tanto, se puede concluir que los cálculos de colada son correctos y es posible fabricar los aceros AHSS-B.

3.2 Caracterización estructural del acero en condición de colada.

La figura 3.1 muestra la microestructura de los aceros AHSS y AHSS-B en condición de colada. Se puede apreciar que la matriz de ambos aceros está compuesta por ferrita alotromorfica, ferrita acicular y bainita. La microestructura del acero AHSS-B contiene una mayor cantidad de ferrita acicular y bainita lo cual se debe atribuir a la presencia del boro.

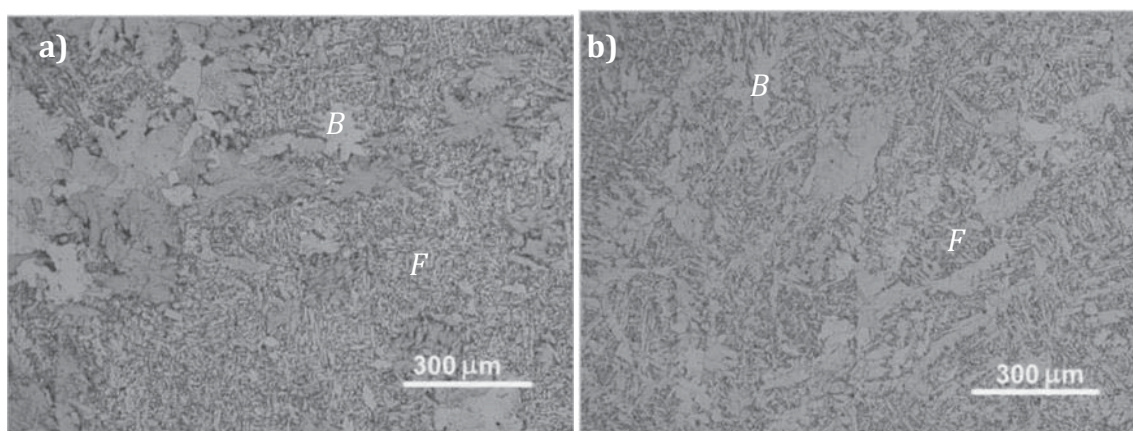


Figura 3.1 Micrografía óptica de los aceros experimentales en condición de colada: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

La diferencia en la microestructura de ambos aceros afecta la dureza de los mismos como se muestra en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Dureza de los aceros AHSS y AHSS-B en condición de colada.

	Dureza (HV).	Desviación estándar.
AHSS.	216.2	4.7
AHSS-B.	261.3	5.4

El acero AHSS-B tiene una dureza un 17% mayor que la del acero sin boro. Este comportamiento se debe a la precipitación de compuestos de boro en los límites de grano austenítico como más adelante se comprueba y a la formación de un mayor porcentaje de ferrita acicular y bainita.

3.3 Tratamientos térmicos de referencia.

Los tratamientos térmicos de referencia tienen como objetivo examinar el efecto del boro en condición de colada. Los parámetros de los tratamientos térmicos de referencia se muestran en la tabla 3.3.

Tabla 3.3 Tratamientos térmicos de referencia aplicados a los aceros experimentales AHSS y AHSS-B.

T.T. Referencia.	AHSS.	AHSS-B.	
	$T_{(\gamma)}$ °C.	t_p min.	M_E .
(TE)	900	30	Agua
(TE+REV.) 200 °C	900	30	Horno
(TE+REV.) 350 °C	900	30	Horno
(TE+REV.) 400 °C	900	30	Horno
(TE+REV.) 450 °C	900	30	Horno
(TE+REV.) 500 °C	900	30	Horno
(TE+REV.) 550 °C	900	30	Horno
(NO.)	900	30	Aire
(REC.)	900	30	Horno

$T_{(\gamma)}$ Temperatura de austenización; t_p Tiempo de permanencia; M_E Medio de enfriamiento

3.3.1 Efecto del temple sobre la microestructura

Los aceros AHSS y AHSS-B se someten a un templeado con una temperatura de austenizado de 900°C y enfriamiento en agua. La micrografía óptica de la figura 3.2 muestra la microestructura de los aceros en condición de templeado.

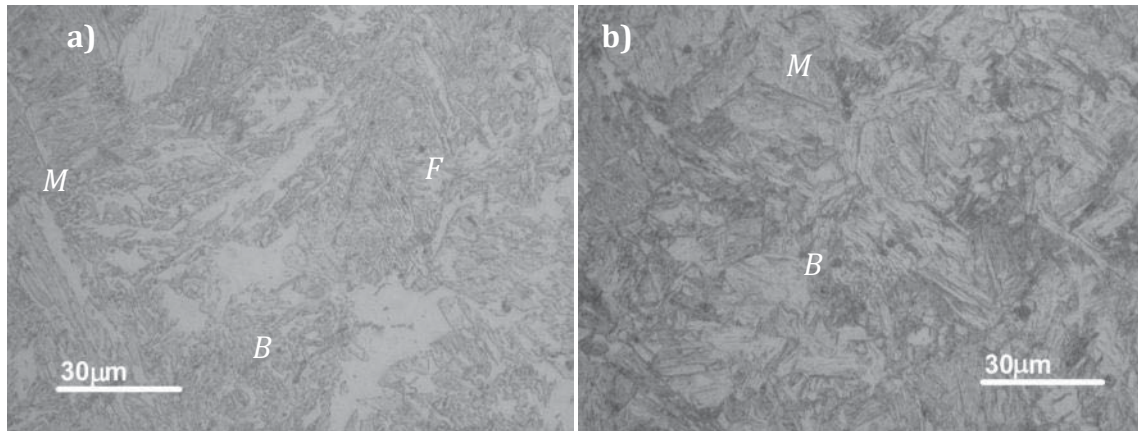


Figura 3.2 Micrografías ópticas de los aceros templados con T_γ de 900°C, t_p de 30 min., y temple en agua: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

Se puede observar que el temple produce en ambos aceros una matriz martensítica, sin embargo en el acero AHSS-B, siendo el porcentaje de martensita mayor, la bainita encontrada esta en forma acicular, en cuanto a la presencia de ferrita en la microestructura no se detecta. Con el objeto de visualizar el efecto del boro sobre la microestructura se realizó microscopía electrónica de barrido y análisis químico a muestras de los aceros AHSS-B. Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.3 a 3.6. En la figura 3.3 se aprecia la microestructura martensítica del acero (fase clara) y bainita (fase oscura) AHSS-B y el espectro correspondiente del acero en el

que no se detecta la presencia de boro. Por lo cual fue necesario el examen de la muestra con una mayor resolución.

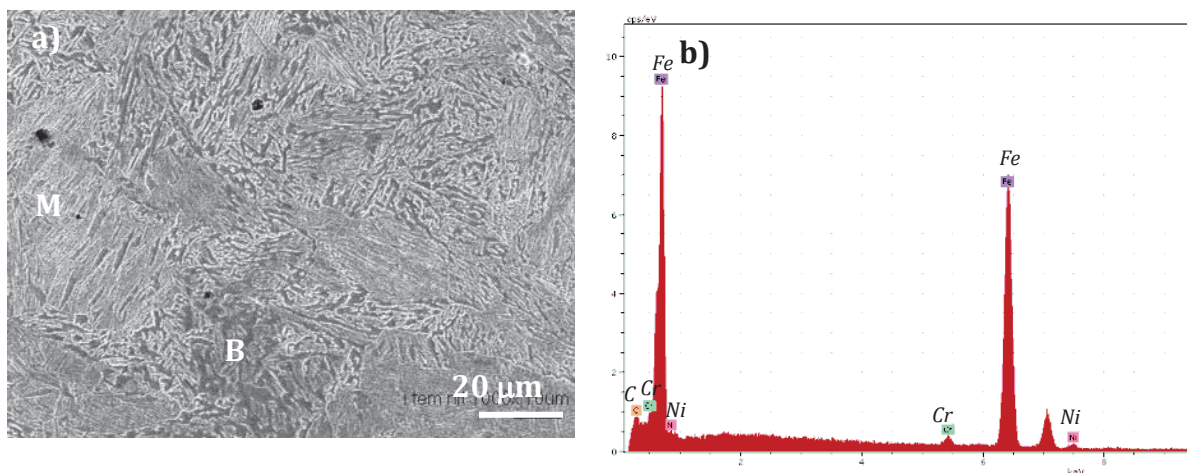


Figura 3.3. Acero AHSS-B en condición de temple: a) Micrografía, y b) espectro EDS.

Las figuras 3.4 a 3.7 muestran la microestructura y distribución de carbono, boro, cromo, y níquel en el acero AHSS-B atacado con nital al 2%.

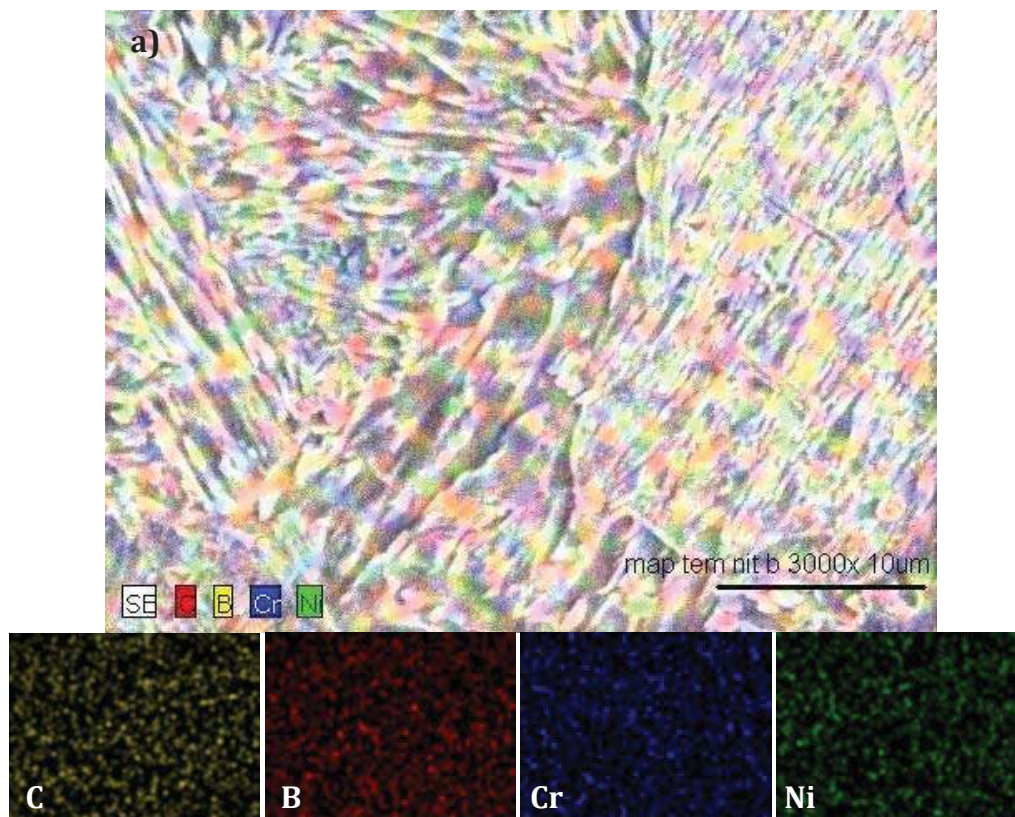
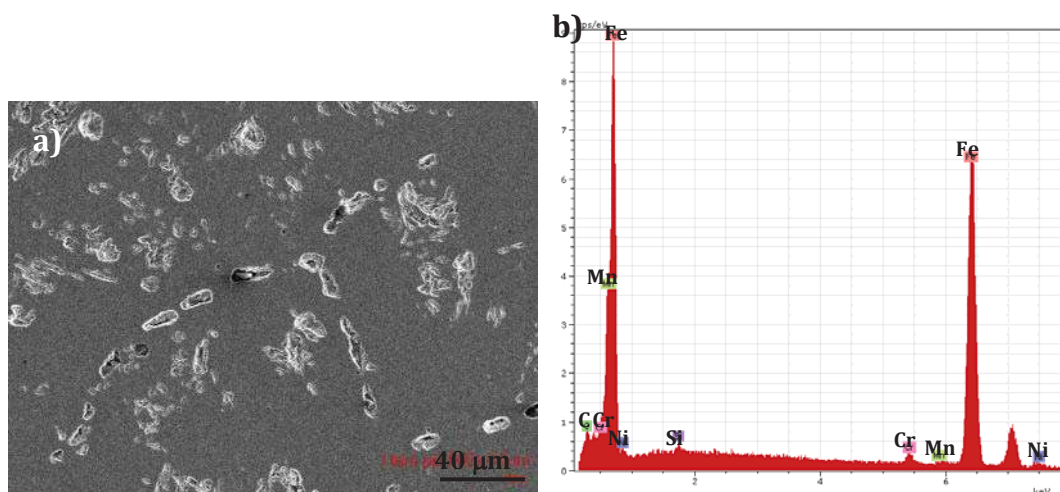


Figura 3.4. Acero AHSS-B en condición de temple: a) mapeo.

El resultado de la figura 3.4 siendo el boro el elemento sujeto de estudio en la matriz martensítica la distribución dentro de la fase, o en los límites de grano austenítico resulta difícil aseverar mediante mapeo, que este se encuentra disperso o segregado dentro de la misma. Por lo cual se hace necesario el ataque de Picral solución saturada para realizar las siguientes metalografías, figura 3.5-3.7.



c)

Espectro: Adquisición					
Elemento	Series (wt. %)	unn. C (wt. %)	norm C (at. %)	Atom. C (%)	Error
Silicio	K-series	0.48	0.48	0.84	0.1
Cromo	K-series	1.37	1.38	1.30	0.1
Manganeso	K-series	0.60	0.60	0.54	0.1
Hierro	K-series	90.89	91.19	80.33	2.7
Carbono	K-series	3.57	3.58	14.67	0.6
Níquel	K-series	2.77	2.78	2.33	0.2
TOTAL		99.67	100.00	100.00	

Figura3.5 Acero AHSS-B en condición de temple: a) micrografía y b) espectro EDS y c) espectro de adquisición EDS.

En la figura 3.5 mediante el espectro de adquisición se observa la presencia de Cromo, Carbono y Manganeso con lo cual podría existir la presencia de carburos dispersos o segregados dentro de la matriz. martensítica.

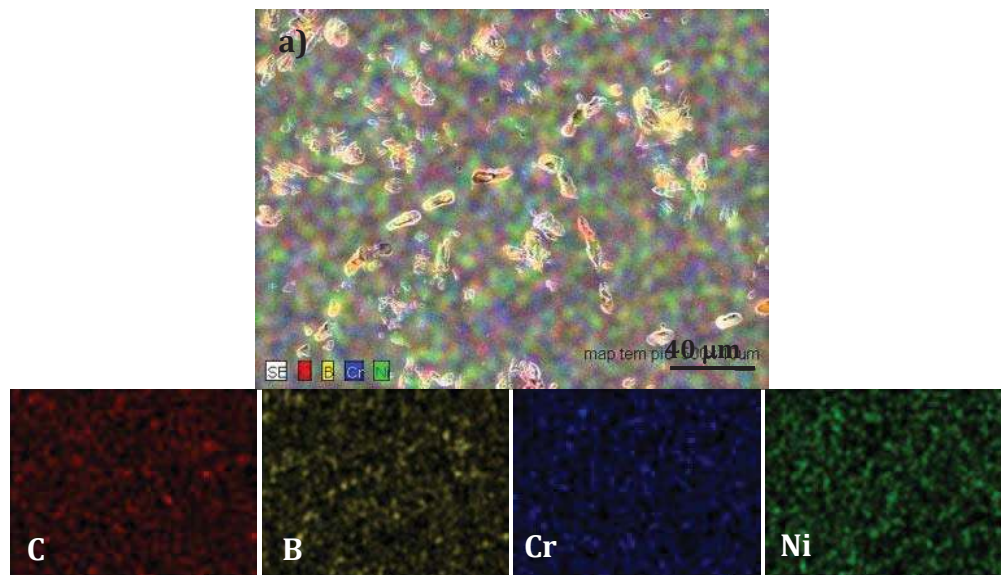


Figura 3.6 Acero AHSS-B en condición de temple: a) mapeo.

A partir de los resultados obtenidos en la figura 3.5 en el espectro EDS en el cual se observa la presencia de: manganeso y cromo como lo referencia J. Adamczyk K et al⁽³⁵⁾., dentro de la matriz martensítica, en donde la adición de elementos como: carbono, manganeso, niobio, cromo, molibdeno, y boro, los cuales reducen la velocidad de recrystalización, ya que estos compuestos que segregan en los límites de grano austeníticos aumentan la frecuencia de nucleación y retrasan la velocidad de crecimiento generando con ello un refinamiento de grano como más adelante se corrobora. (Ver figuras 3.6 y 3.7).

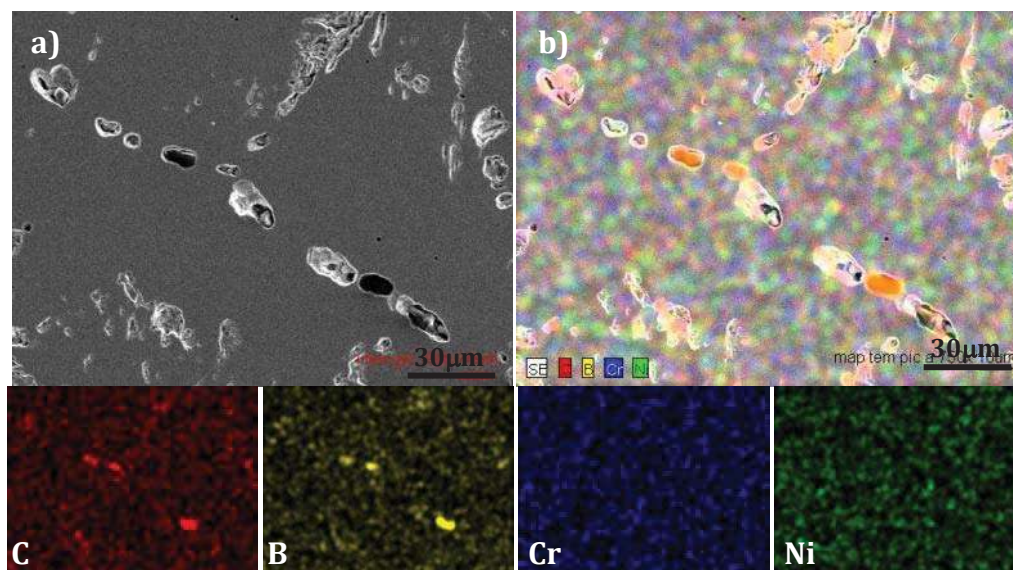


Figura 3.7. Acero AHSS-B en condición de temple: a) Micrografía a 750X y b) mapeo.

Con los resultados de microscopía electrónica de barrido empleando mayor resolución, por la referencia de J. Adamczy K ⁽³⁵⁾ con lo cual se puede inferir que en las muestras existe la presencia de: carburos de cromo, boruros de cromo, carburos de boro, sin embargo en los resultados solo se puede apreciar al carbono y al boro mediante la microscopía electrónica de barrido hasta este punto de la investigación. figuras 3.5-3.7.

3.3.2 Efecto del revenido sobre la microestructura.

Las figuras 3.8 a 3.16., muestran las micrografías de los aceros templados y revenido. El revenido se realizó a temperaturas de 200°C, 350°C, 400°C, 450°C, 500°C y 550°C.

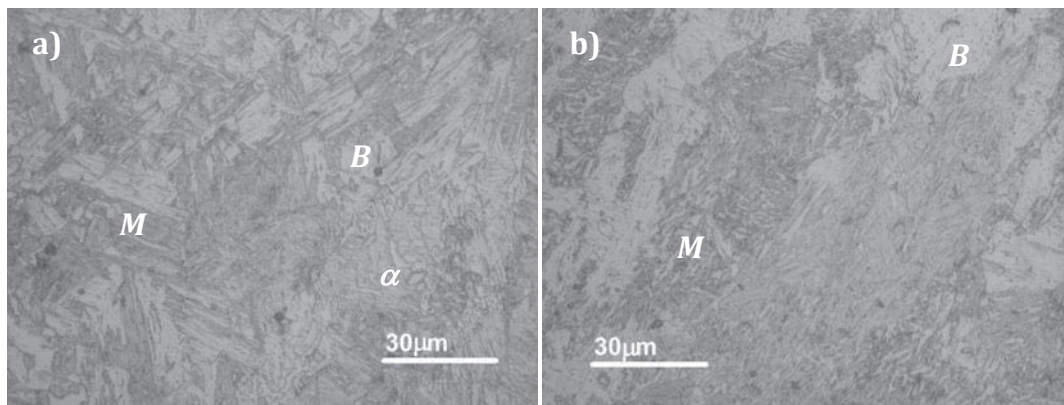


Figura 3.8. Micrografías de los aceros templados y revenidos a 200°C: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

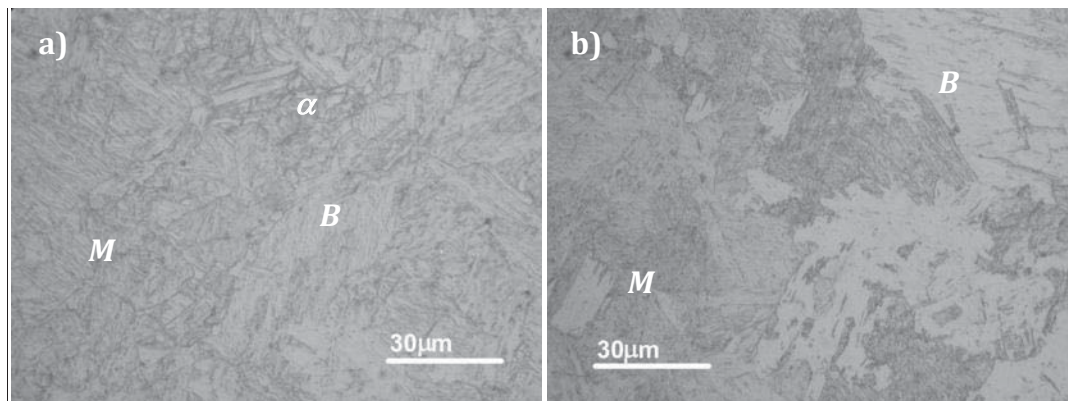


Figura 3.9 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 350°C: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

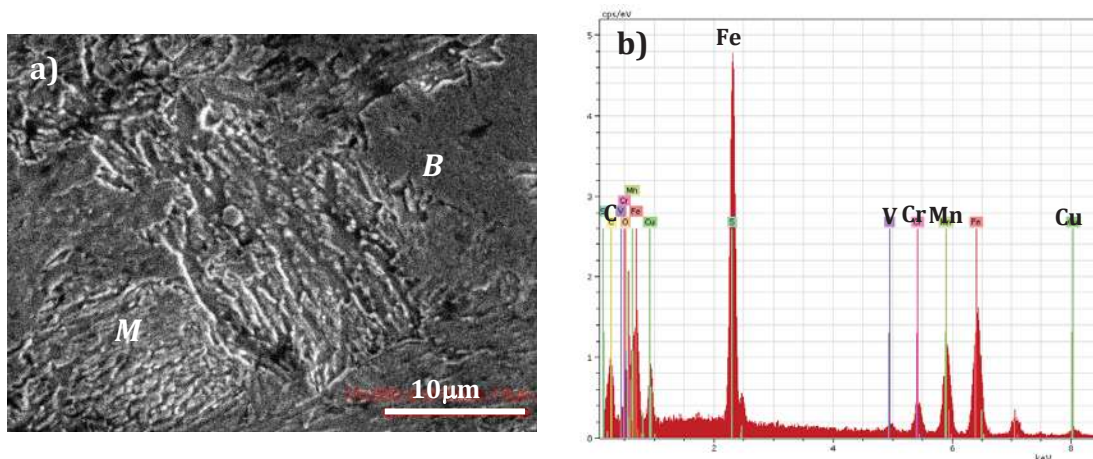


Figura 3.10 Acero AHSS-B en condición de revenido a 350°C: a) Micrografía y b) espectro EDS.

A partir de las microestructuras en condición de revenido y siendo esta la primera etapa a bajas temperaturas, los cuales están asociados a la precipitación de carburos épsilon (ϵ), por lo cual se asume que los porcentajes de carbono y boro en la fase martensítica, disminuyen, y el carburo de hierro cristaliza en el sistema hexagonal, en los límites de los subgranos de la austenita, cambiando la red martensítica de hexagonal a cúbica a medida que aumenta la temperatura, figuras 3.8-3.9.

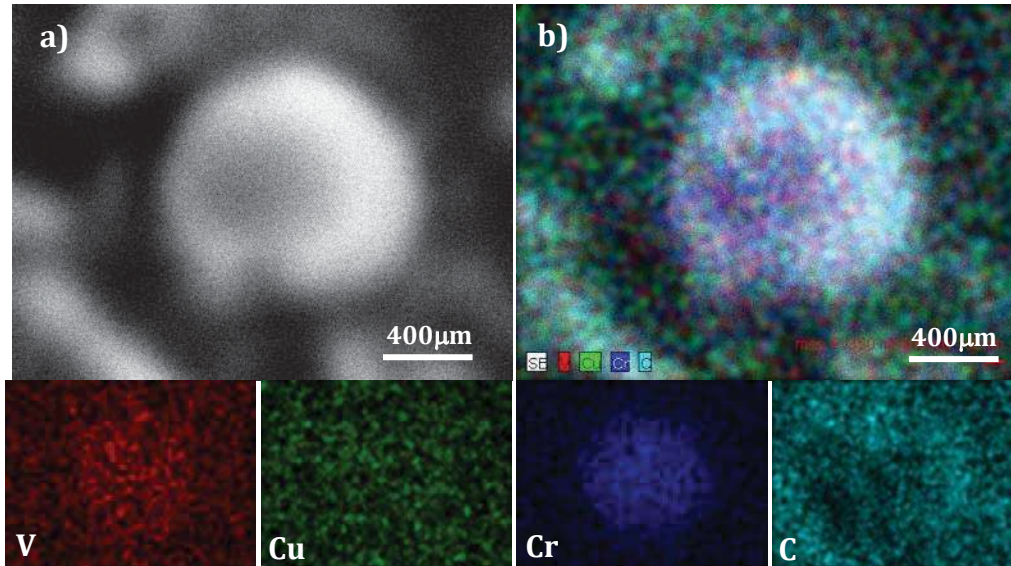


Figura 3.11 Acero AHSS-B en condición de revenido a 350°C: a) Micrografía y b) mapeo.

El resultado del espectro EDS de la figura 3.10 muestra la presencia de cromo y carbono, los cuales ayudan al refinamiento de grano austenítico, como lo reporta J. Adamczyk⁽³⁵⁾, es posible inferir por lo tanto, como lo muestra el mapeo de la figura 3.11 la presencia de carburos de cromo.

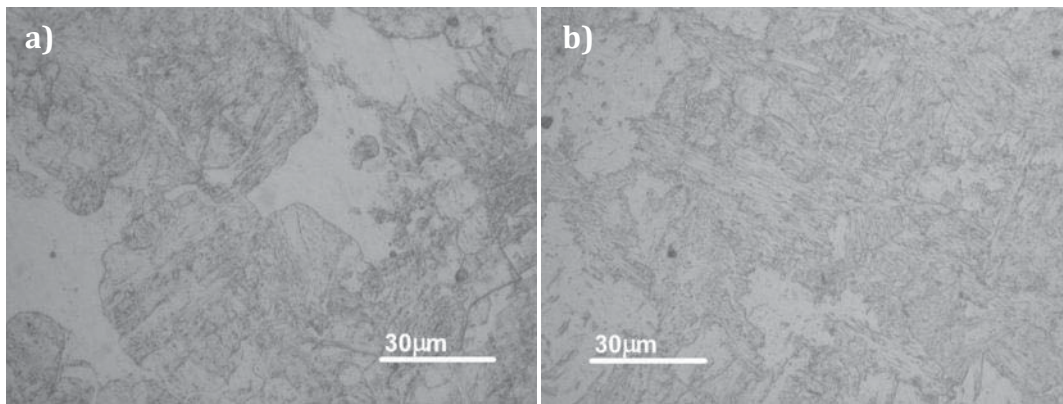


Figura 3.12 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 400°C: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.

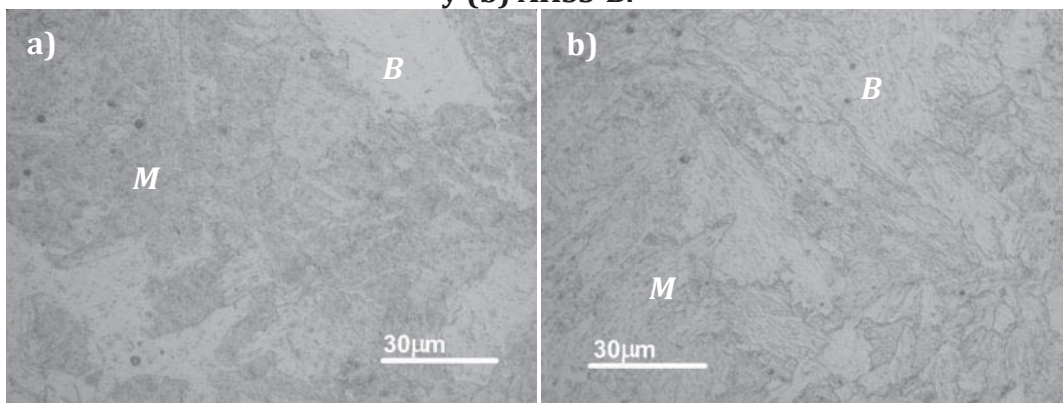


Figura 3.13 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 450°C: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

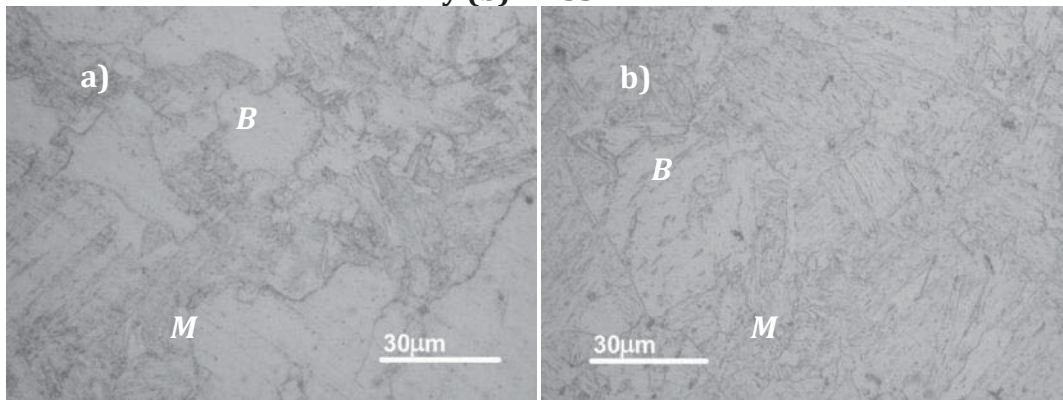


Figura 3.14 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 500°C: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.

Dentro de los resultados del tratamiento térmico de revenido figuras 3.12-3.14, que comprenden la segunda etapa del revenido en donde la austenita retenida en la microestructura del acero la cual se transforma en bainita que al aumentar la temperatura tal como se muestran en las micrografías la bainita a altas temperaturas también precipita en carburos de hierro ferrita y cementita.

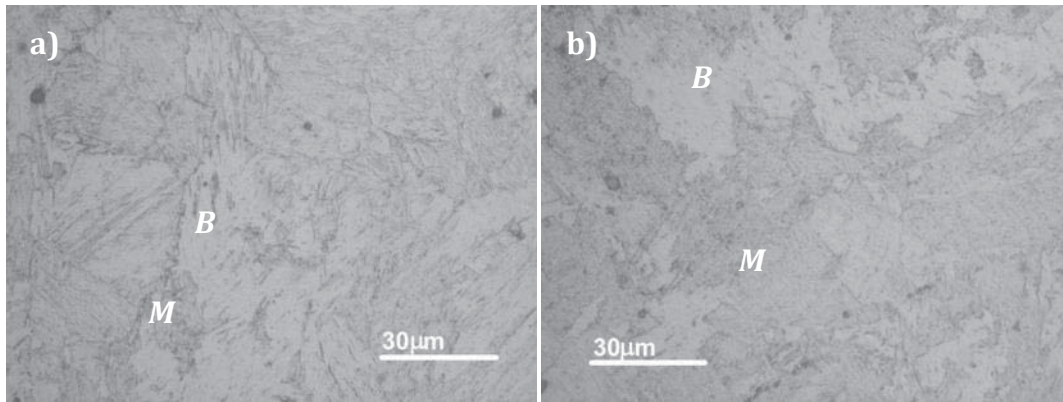


Figura 3.15 Micrografías de los aceros templados y revenidos a 550°C: (a) AHSS, y (b) AHSS-B.

A partir de las micrografías obtenidas en el revenido a los 550°C, y siendo esta la tercera etapa, el carburo de hierro que aparece en la primer etapa del revenido se transforma en cementita al elevar la temperatura formando precipitados de cementita en los límites y en el interior de las agujas de la martensita, la cual al elevar la temperatura, se redisuelve la cementita del interior de las agujas de martensita y se engruesa la cementita del exterior.

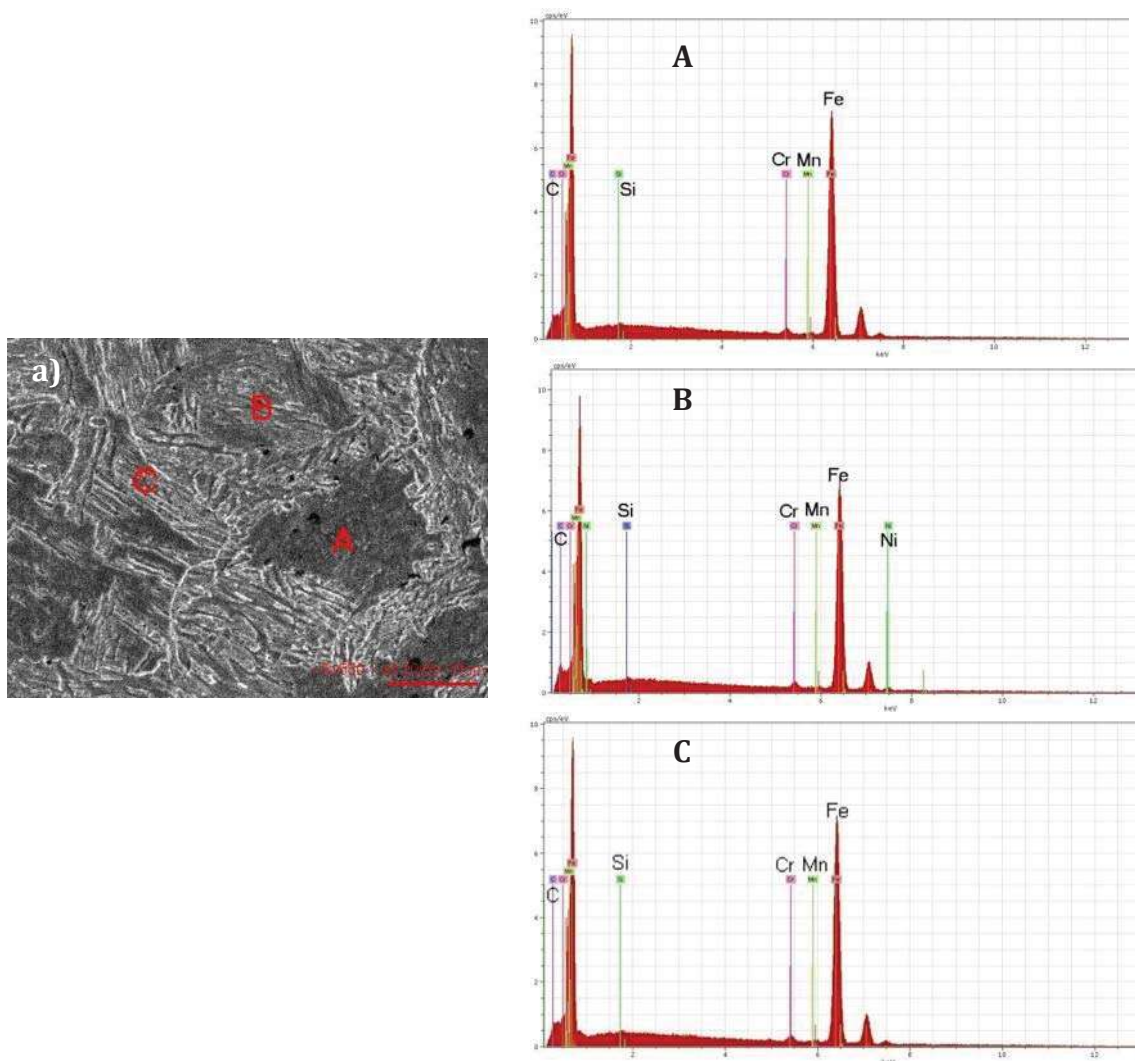


Figura 3.16 Acero AHSS-B en condición de revenido a 550°C: a) Micrografía a 3000x y b-d) espectro EDS.

Las micrografías anteriores muestran la influencia de la temperatura de revenido sobre la martenita, la cual pasa de una morfología acicular con una temperatura de revenido de 200°C a una morfología más fina, similar a la martenita tipo listón (lath martensite) a 550°C. El resultado obtenido concuerda con lo que se conoce sobre el efecto del revenido sobre la microestructura de un acero.

3.3.3 Efecto del normalizado sobre la microestructura.

Normalizado las condiciones del tratamiento térmico son las siguientes, temperatura de austenización $T_\gamma = 900^\circ\text{C}$ el tiempo de permanencia, $t_p = 30\text{min}$, el medio enfriante aire.

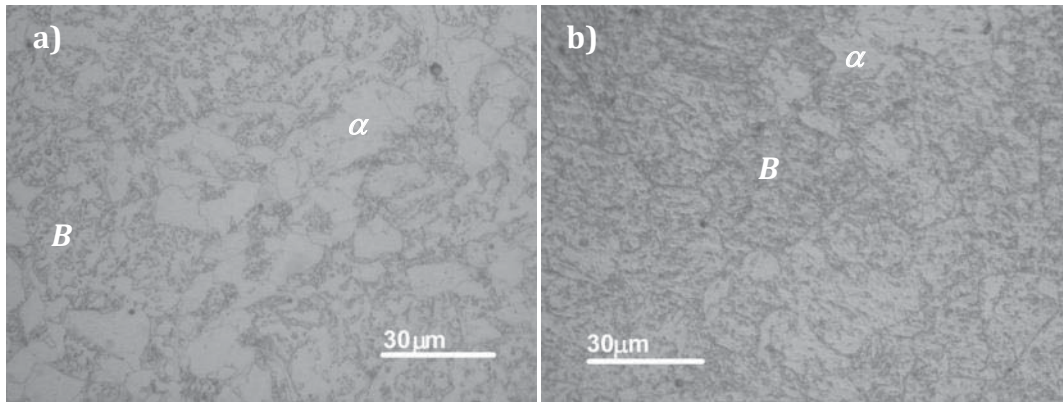


Figura 3.17. Micrografías de los aceros en condición de normalizado con T_γ de 900°C, t_p de 30 min y enfriamiento en aire: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

Las micrografías figura 3.17, muestran la influencia del boro, sobre la microestructura del acero, la cual para el AHSS, consta mayoritariamente de ferrita con islas de bainita, mientras que el AHSS-B, la microestructura mayoritariamente consta de bainita, con pequeñas porciones de ferrita, tal como lo reporta R. Datta et al ⁽³⁶⁾ los cuales establecen que la velocidad de enfriamiento muestran la marcada influencia sobre la microestructura y propiedades mecánicas con la presencia del boro generando una microestructura en su mayoría bainítica, lo cual aumenta el esfuerzo de cedencia pero genera una disminución de la ductilidad, como más adelante se comprueba.

3.3.4 Efecto del recocido sobre la microestructura.

Recocido las condiciones del tratamiento térmico son las siguientes, temperatura de austenización $T_\gamma = 900^\circ\text{C}$ el tiempo de permanencia, $t_p = 30\text{min}$, el medio enfriante horno.

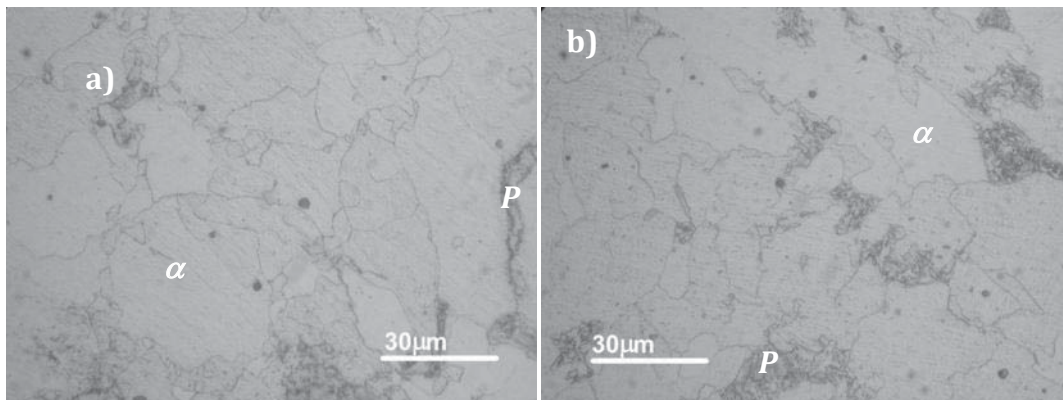


Figura 3.18 Micrografías de los aceros en condición de recocido con T_γ de 900°C, t_p de 30 min y enfriamiento en horno: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

Para el recocido, las micrografías figuras 3.18, muestran la influencia del boro, sobre la microestructura del acero, la cual para el AHSS, se observa ferrita más

pequeñas islas de perlita, mientras que el AHSS-B, la microestructura consta de ferrita y porciones mayores de perlita aleada con cromo, lo cual aumenta la dureza.

3.3.5 Ensayo de dureza de los tratamientos térmicos de referencia.

Los resultados del ensayo de dureza se muestran en la tabla 3.4. Como se puede apreciar, los aceros AHSS-B presentan una dureza superior a los aceros AHSS sin boro, en casi todas las condiciones del tratamiento térmico de referencia. Este resultado confirma el efecto del boro sobre la templabilidad de un acero, ya que al adicionar pequeñas cantidades tal y como lo plantean, R. Vogel, G Tammann ⁽³⁷⁾, B.M. Kapadia, R.L. Woodyatt ⁽³⁸⁾, y J.E. Morral and Cameron ⁽³⁹⁾ en aceros al carbono, produce un incremento en la dureza. Por lo cual es posible sustituir al carbono por boro y obtener valores de dureza que solo se consiguen agregando grandes cantidades de carbono.

Tabla 3.4 Dureza de los aceros experimentales en condición de tratamiento térmico de referencia.

Dureza HV. - Desviación estándar.				
T.T. REFERENCIA.	AHSS.		AHSS-B.	
(TE.)	271	5.9	318.1	6.4
(TE+REV.) 200 °C.	288.2	8.4	316.4	9.2
(TE+REV.) 350 °C.	294	9.4	328.2	8.7
(TE+REV.) 400 °C.	277	6.7	283	6.4
(TE+REV.) 450 °C.	262.5	5.8	264	3.7
(TE+REV.) 500 °C.	227.4	7.2	274	6.2
(TE+REV.) 550 °C.	285.4	9.6	296	7.4
(NO.)	222.4	2.7	230.4	6.3
(REC.)	161.1	1.6	169.3	1.5

3.4 Tratamiento termo-mecánico (laminado en caliente + temple).

3.4.1 Diagramas TTT/CCT

El efecto del boro se puede manifestar en los diagramas TTT y CCT. Para los aceros AHSS y AHSS-B es posible obtener los diagramas correspondientes mediante la aplicación de un software comercial (INGOR GRAPHS). De acuerdo con los resultados obtenidos aplicando el software, la temperatura de inicio de transformación continua para el AHSS es de ~720°C y la del AHSS-B es de ~700°C. Para el cálculo de los diagramas TTT y CCT se considera al boro en solución sólida, estimando que hay un equilibrio termodinámico entre la austenita y el BN a 1200°C. Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.19 y 3.20.

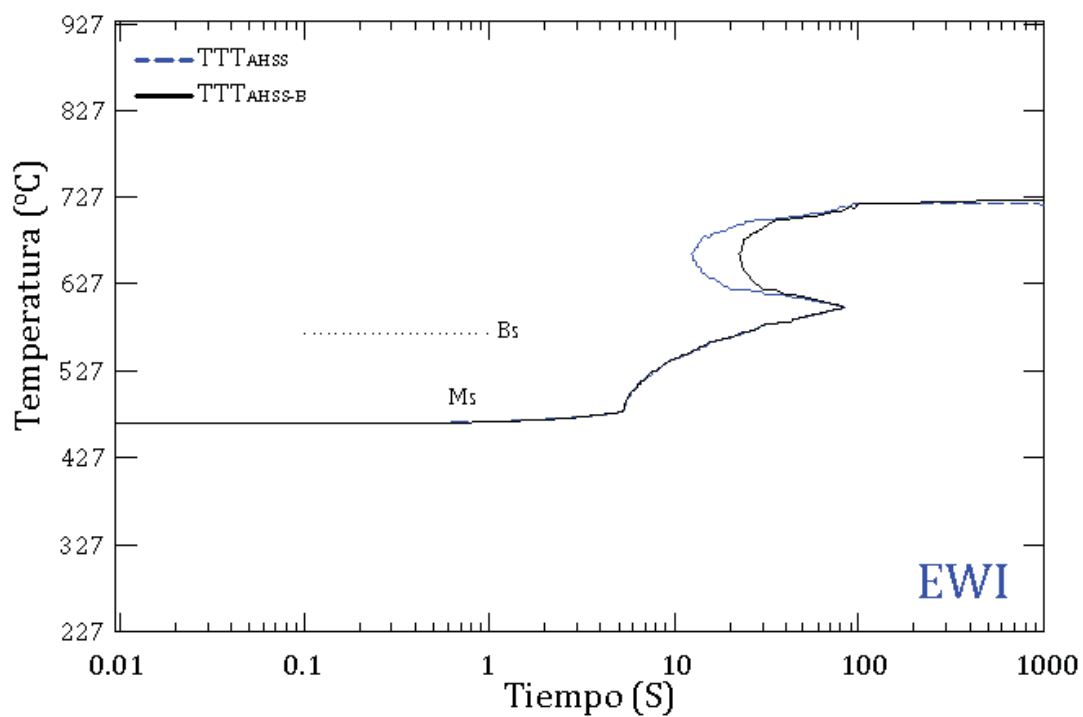


Figura 3.19 Diagrama TTT calculado para los aceros AHSS y AHSS-B.

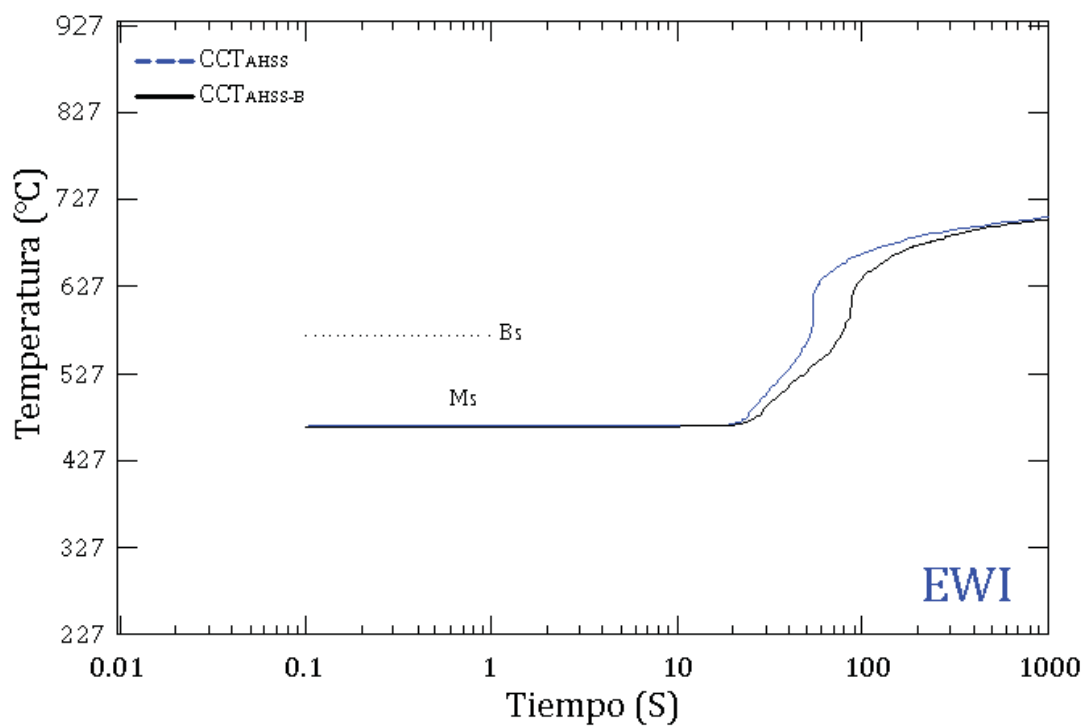


Figura 3.20 Diagrama CCT calculado para los aceros AHSS y AHSS-B.

Los cálculos demuestran que el boro como elemento en el acero AHSS-B retrasa la descomposición cinética austenita- ferrita, el tiempo de inicio para la formación de la ferrita se retrasa hasta el punto en que la descomposición de la austenita se producirá a temperaturas significativamente más bajas. Esto da lugar a grandes porcentajes de bainita y martensita en el acero AHSS-B.

La descomposición cinética de la austenita está influenciada por las concentraciones de varios elementos que conforman el acero experimental Carbono, Níquel, Cromo, Cobre, Vanadio y Boro (C, Ni, Cr, Cu, V, y B). El análisis químico mostró pequeñas diferencias en las concentraciones de C, Mn, Ni y B. Las pequeñas diferencias en las concentraciones de Mn, y Ni no se espera cambien en gran medida la cinética de descomposición tal como lo plantea Bhadeshia ⁽⁴⁰⁾, sin embargo es bien sabido que los pequeños cambios de C y B pueden tener una gran influencia en la descomposición cinética de austenita a ferrita según Pickering ⁽⁴¹⁾. El efecto de los diversos elementos en la descomposición de la austenita a ferrita también se puede deducir de las fórmulas de carbono equivalente tal como lo reporta Yurioka ⁽⁴²⁾ evaluando con los resultados obtenidos de dureza, que involucran el carbono equivalente, es posible calcular la resistencia a la tensión, con la composición química del acero experimental.

Recientemente el modelo original de la curva TTT ha sido modificado por Bhadeshia y Svensson ⁽⁴³⁾. Considera que el efecto del boro en la transformación de la austenita a ferrita alotromorfica la cual es retardada debido a la concentración de boro en solución sólida en la austenita. Mostrando así la importancia del boro como elemento de aleación sobre la microestructura. Aunado a esto, las condiciones de enfriamiento rápido producen estructuras duras: bainita-martensita, incluso en el acero experimental sujeto de estudio que tiene muy bajo contenido de carbono. Estos cambios microestructurales darán lugar a grandes diferencias en las propiedades mecánicas, que más adelante se detallan.

3.4.2 Caracterización de los aceros AHSS y AHSS-B en condiciones de tratamiento termo-mecánico.

3.4.2.1 Metalografía óptica y electrónica de barrido.

En esta etapa del análisis metalográfico se examinan muestras preparadas de los aceros AHSS y AHSS-B, los resultados se muestran en la figura 3.21.

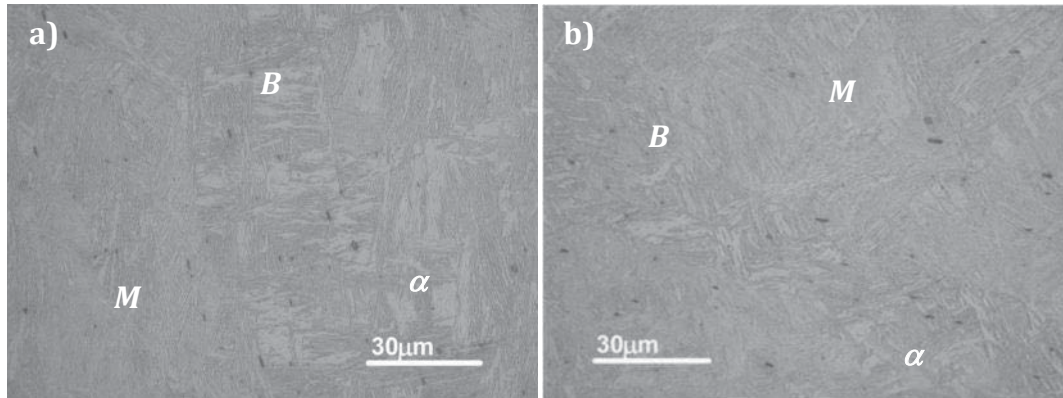


Figura 3.21 Micrografías del acero experimental después del tratamiento termo-mecánico: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

La microestructura de acuerdo con la metalografía por microscopía óptica está compuesta por ferrita acicular, bainita y mayoritariamente martensita (AHSS, de fase compleja CP).

Mediante (SEM) se observa la microestructura de los aceros AHSS-B. El borde de grano es visible y sobre el mismo se detectan una mayor concentración de boro, el cual se encuentra formando carburos. Las figuras 3.22-3.27 muestran la presencia de estos precipitados en el borde de grano de la ferrita acicular, como lo explica Maitrepierre et al.,⁽⁴⁴⁾. La transformación bainítica es promovida por el incremento de la segregación de boro a lo largo de los límites de grano de la austenita antes de la transformación austenita-ferrita. considerando un rango de 0-100ppm de B en el acero, éste puede precipitar como $M_{23}(B,C)_6$, unido al N como NB., pero también puede permanecer soluble como un elemento intersticial y una pequeña cantidad puede estar unida al oxígeno. Pero únicamente el boro soluble puede segregar y precipitar a los límites de grano. O como lo afirma Y. Ohmori y K. Yamanaka,⁽⁴⁵⁾ que los átomos de boro tienden a migrar a los límites de grano de la austenita, lo cual se asocia con las interacciones entre el boro y vacancias. Por su parte D.H. Werner,⁽⁴⁶⁾ establece que los precipitados del boro en el acero son generalmente $Fe(CB)_3$ o $Fe_{23}(CB)_6$, junto con BN, siendo estables termodinámicamente a elevadas temperaturas. ver figuras 3.22- 3.37.

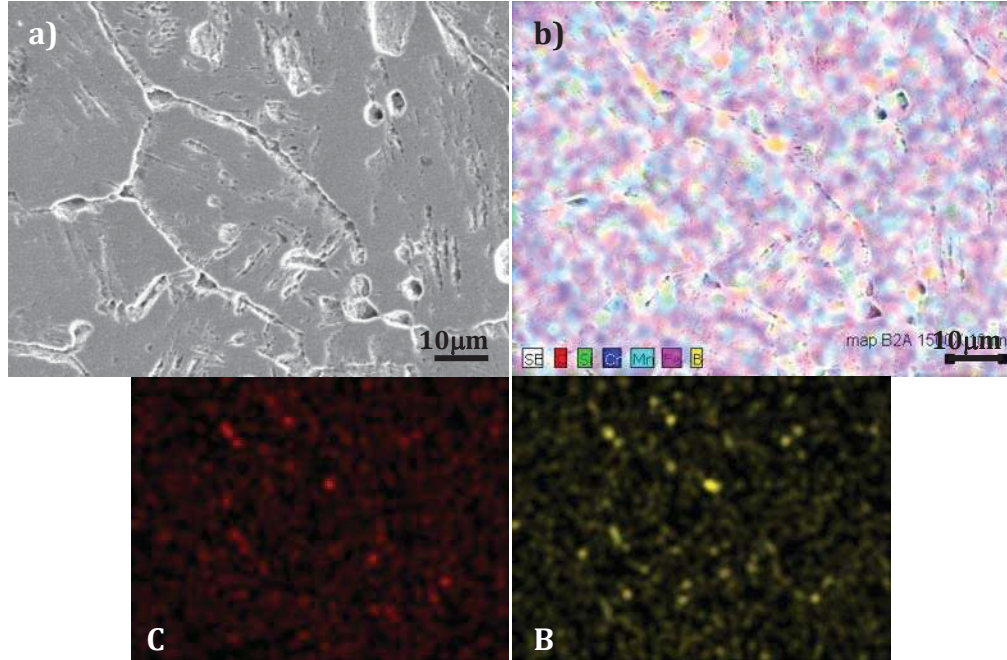


Figura. 3.22 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termo-mecánico: a) Micrografía y b) mapeo.

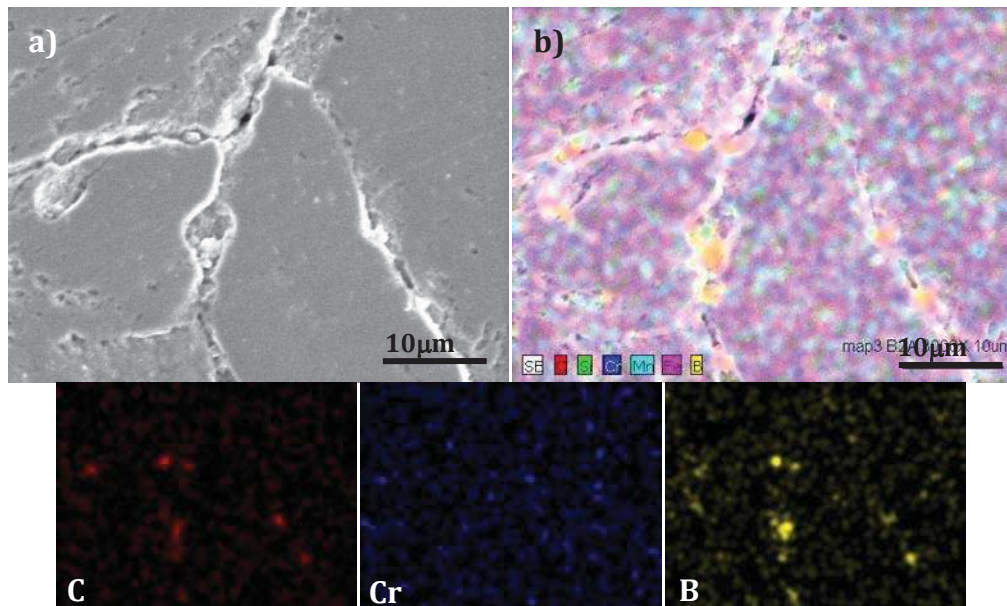


Figura 3.23 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo.

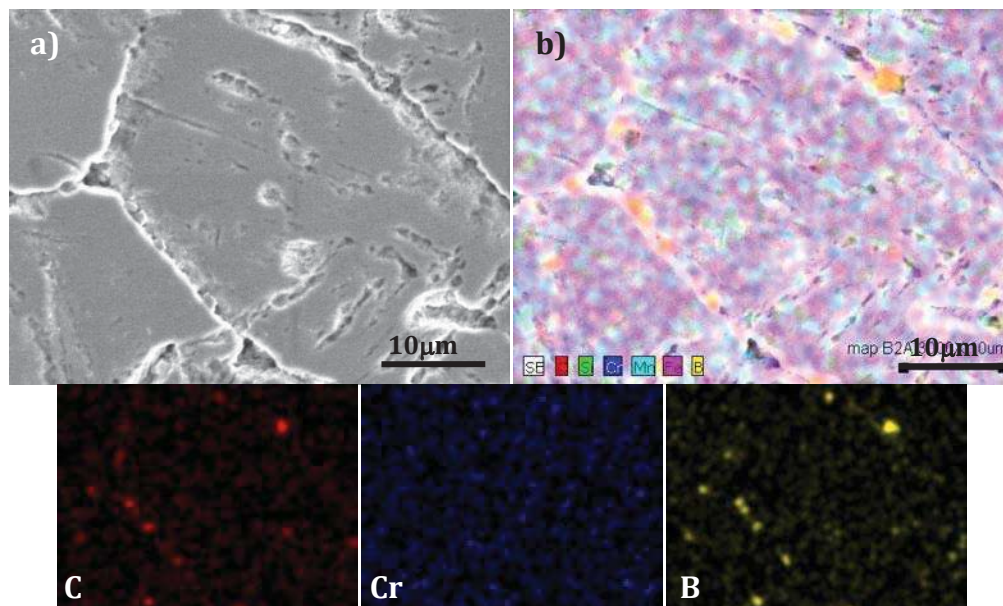


Figura 3.24 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo.

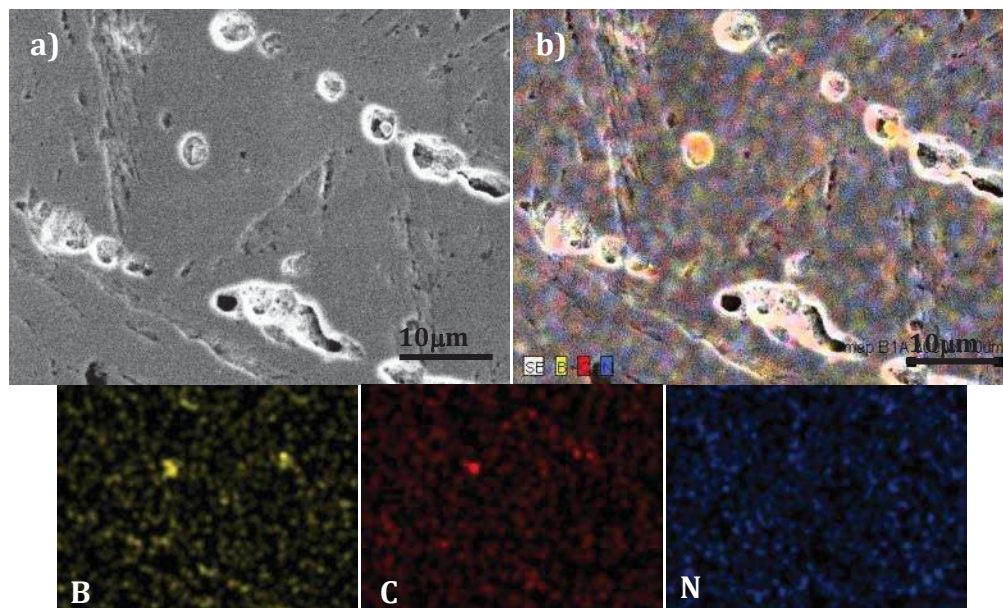


Figura 3.25 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo.

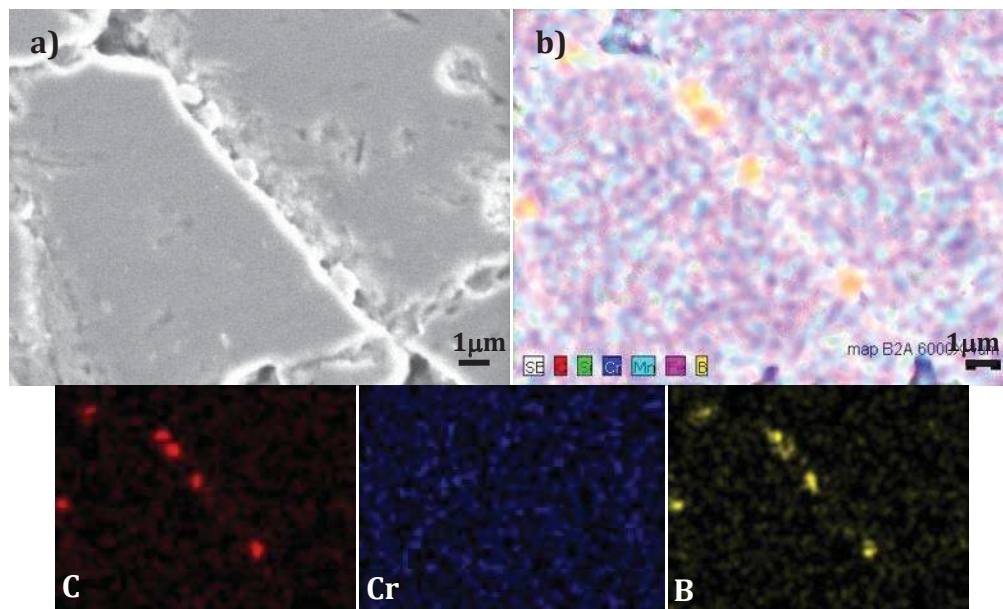


Figura 3.26. Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo.

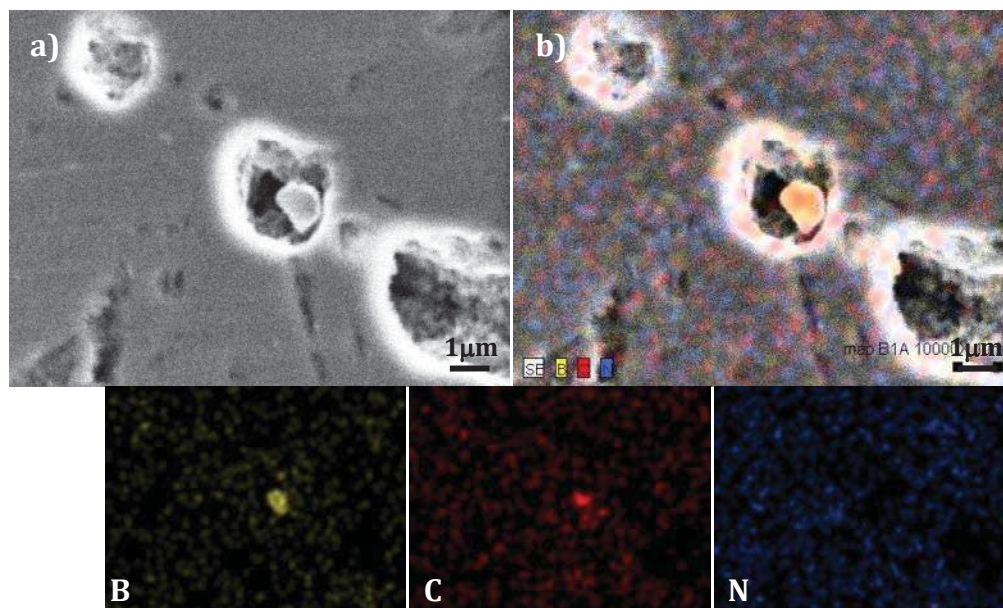


Figura 3.27 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico: a) Micrografía y b) mapeo.

3.4.2.2 Propiedades mecánicas del acero con tratamiento termo-mecánico.

Ensayo de tensión

Los resultados obtenidos del ensayo de tensión para los aceros AHSS y AHSS-B se muestran en la tabla 3.5 y en la figura 3.28.

Tabla 3.5 Propiedades de resistencia a la tensión de los aceros experimentales en condición de tratamiento termo-mecánico.

ACERO	Sentido Longitudinal		
	$\sigma_{\text{máx.}}$	σ_0	% El
AHSS	893	726.67	16.8
AHSS-B	953	801.1	15.8

$\sigma_{\text{máx.}}$: Esfuerzo máximo,
 σ_0 : Esfuerzo a la cedencia
 % El: alargamiento

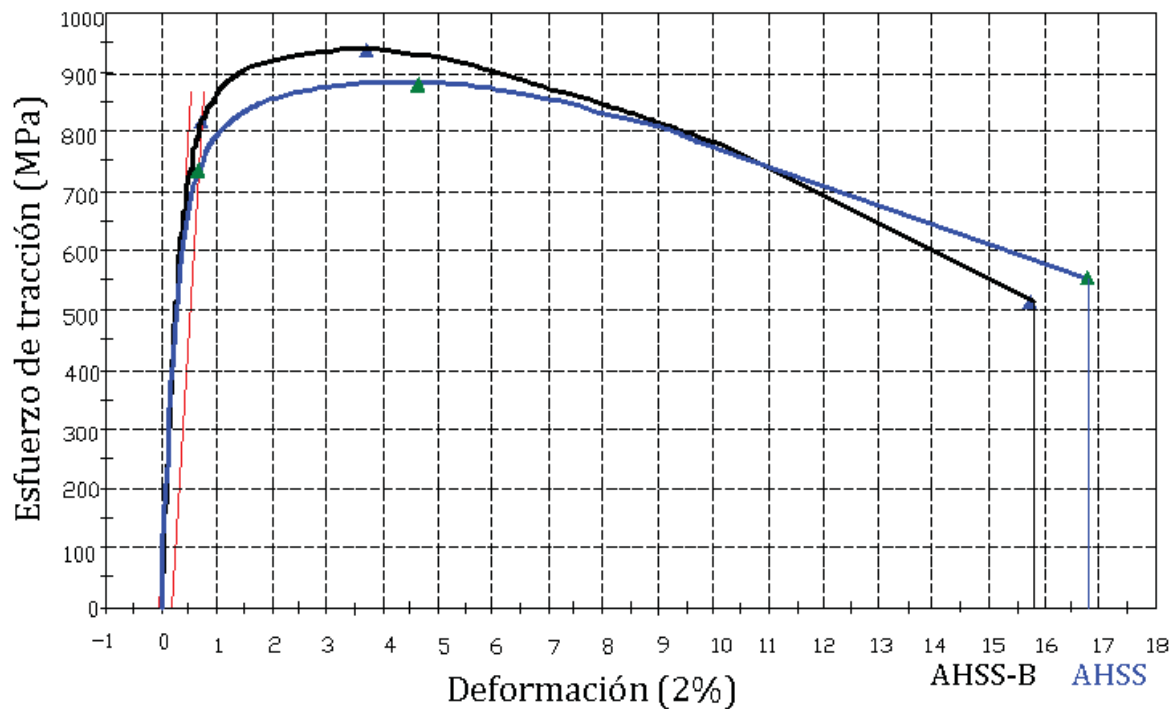


Figura 3.28 Grafica esfuerzo-deformación de acero AHSS y AHSS-B

En la tabla 3.5 y en la figura 3.28 se observa que el boro produce un aumento aproximado del 7% en la resistencia a la cedencia y la resistencia a la tensión. El resultado anterior, se puede asociar a la mayor presencia de martenita en la matriz

del acero AHSS y a los precipitados en los bordes de grano tal como se muestra en las figuras 3.22 a 3.27, Lo que demuestra que el boro tiende a favorecer los mecanismos de endurecimiento por transformación martensítica y endurecimiento por precipitación, ambos mecanismos incrementan la resistencia al esfuerzo. De acuerdo con los resultados obtenidos en el ensayo de tensión los aceros experimentales AHSS y AHSS-B se pueden clasificar como Aceros Avanzados de Ultra Alta Resistencia (UHSS), (ver figura 3.29).

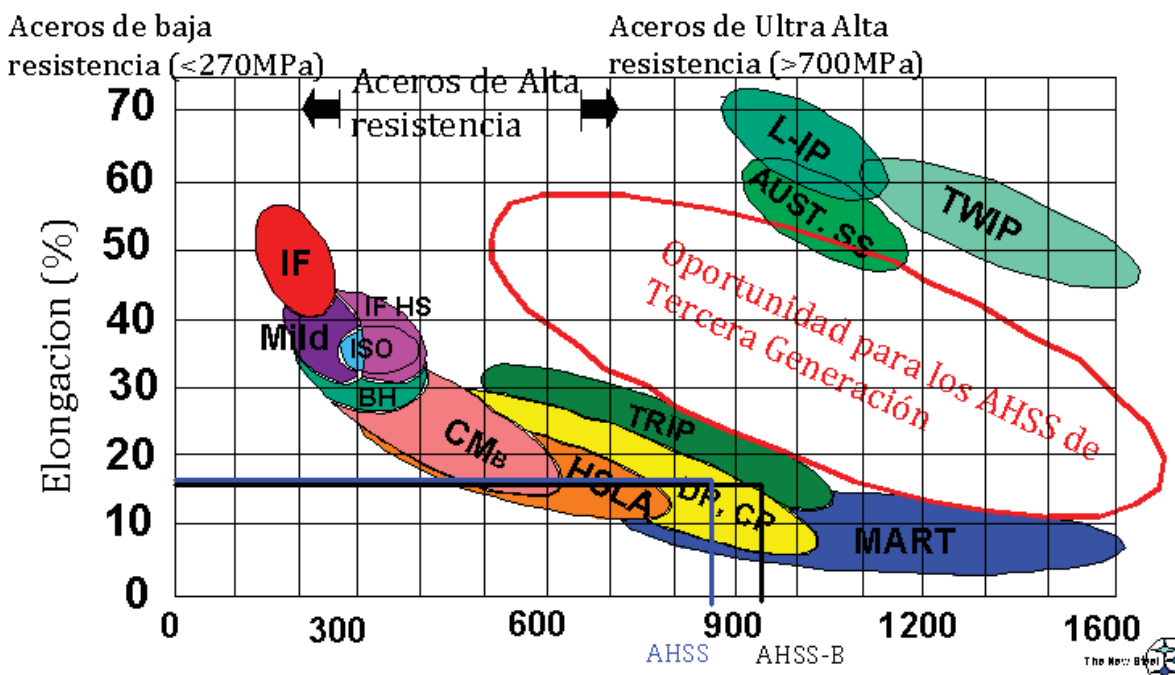


Figura 3.29 Clasificación de los aceros según el Instituto Americano del Hierro y del Acero “American Iron And Steel Institute”.

Ensayo de dureza.

Los resultados de dureza de los aceros experimentales se muestran en la tabla 3.6. Con los resultados obtenidos se demuestra que el boro incrementa la dureza del acero, queda demostrado mediante microscopía electrónica de barrido, tal como lo que plantea Tomaya Roeski et al. ⁽⁴⁷⁾, que la dureza del acero aumenta con la presencia de precipitados de boro, cromo y cobre.

Tabla 3.6 Dureza de los aceros experimentales AHSS en condición de tratamiento termo-mecánico.

ACERO	Sentido de laminación-Desviación estándar.			
	Longitudinal		Transversal	
AHSS	308 HV.	5.7	304 HV.	3.0
AHSS-B	312 HV.	6.4	314 HV.	2.2

Ensayo de impacto

Los resultados promedios obtenidos en ensayo de impacto Charpy-V realizados a una temperatura ambiente de 24°C para tres probetas en sentido longitudinal y tres probetas en sentido transversal se muestran en la tabla 3.7.

Tabla 3.7 Energía absorbida al impacto de los aceros en condición de tratamiento termo-mecánico.

ACERO	Energía absorbida (Joules)	
	Sentido Longitudinal	Sentido Transversal
AHSS	88	66
AHSS-B	43	32

Los resultados del ensayo de impacto muestran que los aceros AHSS-B tienen una energía absorbida por debajo del 50% de la obtenida en los aceros AHSS sin boro. Estos resultados son congruentes con la fractografía de las figuras 3.30 y 3.31, en donde se observa que los aceros AHSS-B poseen una superficie de fractura mayoritariamente frágil comparada con la fractura dúctil observada en los aceros AHSS sin boro. Se puede concluir que la presencia del boro fragiliza el acero, disminuyendo su resistencia a la fractura, como lo reporta Ph. Maitrepierre et al ^(48,49) quien determina que pequeñas adiciones de boro mejoran la resistencia de los aceros pero se produce una disminución en la tenacidad debido a que porcentajes elevados de boro producen una transformación totalmente martensítica.

Coincidiendo con los resultados de J.L. Gu et al ⁽⁵⁰⁾, quienes determinan que la elevada resistencia de estos aceros, involucra una considerable disminución en la tenacidad, siendo este uno de los principales problemas de estos aceros.

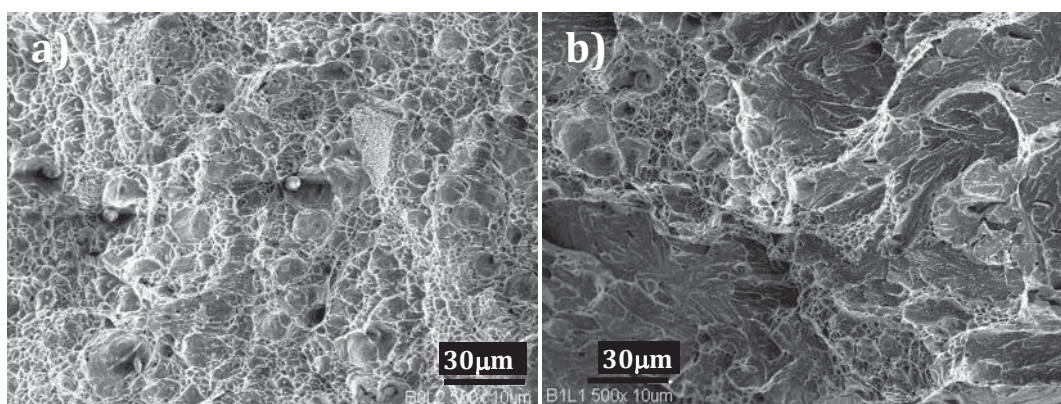


Figura 3.30 Fractografías de la probeta de impacto Charpy en condición de tratamiento termo-mecánico sentido longitudinal: (a) AHSS y (b) AHSS-B.

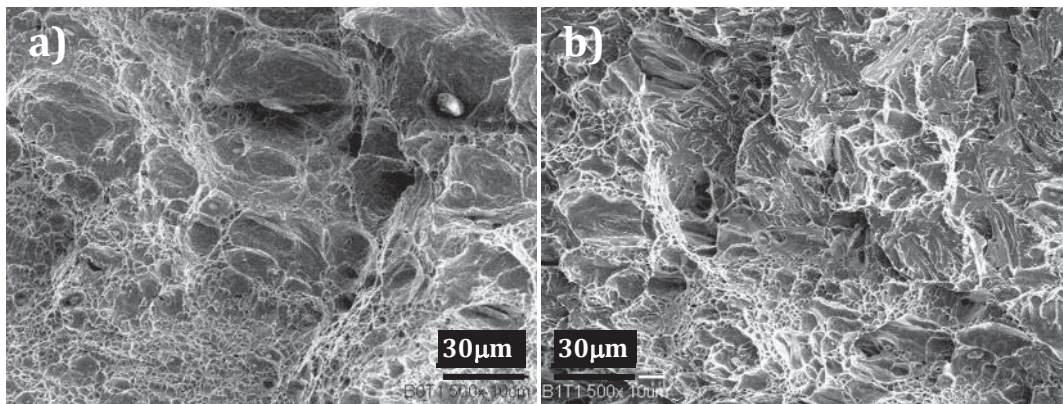


Figura 3.31 Fractografías de la probeta de impacto Charpy para el acero en condición de tratamiento termo-mecánico sentido transversal: (a) AHSS (b) AHSS-B.

Tamaño de grano austenítico.

Las propiedades del acero pueden mejorar con la presencia de vanadio, niobio, aluminio, titanio y boro, estos provocan la aparición de precipitados en la austenita capaces de producir el refinamiento de grano, obteniéndose a su vez aumentos en los valores de algunas de sus propiedades mecánicas (dureza, límite elástico y tenacidad). El tamaño de grano de la austenita tiene una doble influencia en los aceros al boro, al afectar la cinética de transformación y la templabilidad del acero.

La figura 3.32, muestra micrografías de los aceros AHSS y AHSS-B revelando los límites de grano austeníticos, por medio del ataque químico a base de la solución picral solución saturada en agua destilada, a elevada temperatura.

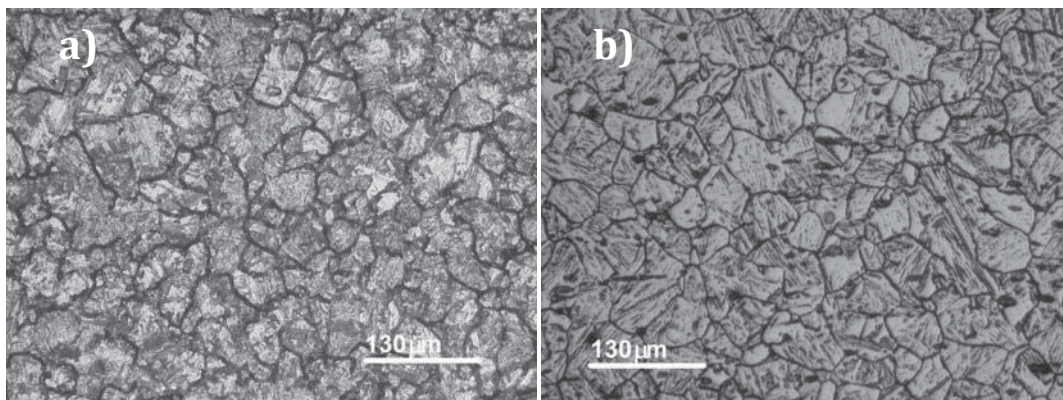


Figura 3.32 Micrografías que muestran el borde de grano austenítico de los aceros con tratamiento termo-mecánico: (a) AHSS, y (b) AHSS-B

La medición del tamaño de grano se realizó mediante un analizador de imágenes Sigma Scan, para poder dilucidar cuantitativamente el efecto del boro como elemento refinador del grano austenítico. Los resultados del tamaño de grano se muestran en la tabla 3.8 ⁽⁵¹⁾

Tabla 3.8 Resultados promedios de la medición de grano austenítico del acero experimental en condición de Tratamiento termo-mecánico (laminado en caliente+temple.)

	Tamaño de grano austenítico	
	ASTM ⁽⁵¹⁾ .	Diámetro promedio μm .
AHSS	5	52
AHSS-B	6	40

Los cambios en el tamaño de grano austenítico y la energía de activación en la deformación plástica dan información acerca del rearrreglo atómico, que involucra mecanismos de velocidad controlada como lo es la recrystalización ⁽⁵²⁾. El valor de la energía de activación para la recrystalización depende del acero y la sensibilidad de estos a los pequeños cambios en la composición química ⁽⁵³⁾. Por lo cual, como lo establecen You-Hwan Lee et al, ⁽⁵⁴⁾ las empresas de acero han optado por adherir boro para aumentar la resistencia, disminuyendo el tamaño de grano austenítico.

3.5 Ensayo de soldabilidad.

3.5.1 Cálculos de soldabilidad.

Antes de realizar el ensayo CTS la soldabilidad de los aceros experimentales se examina usando los procedimientos establecidos por N. Yurioka y Susuki, para corroborar los datos obtenidos matemáticamente con la composición química del acero, para ello, se utiliza el programa HOMEPAGE 3 NIFTY. Mediante este programa solo se analiza el acero AHSS debido a que este, solo considera valores de vanadio inferiores a 0.1% wt, y contenidos de boro <0.003% wt. Este programa considera las variables de entrada en el proceso de soldadura las cuales se aplicaron en el ensayo de soldabilidad y los resultados que arroja el programa son los siguientes:

1. Temperaturas críticas $AC_3=882.4$, $Ac_1=720.1$, y $Ms=438.6$.
2. Carbono equivalente $CE_{(equiv)}= 0.495$
3. Endurecimiento máximo en la zona afectada térmicamente. $Hv-5= 280.7$
4. Volumen de martensita (%)= 58.3
5. Esfuerzo de tensión en el metal de soldadura (MPa) 764.1

Si bien estos resultados no son concluyentes, también dan una idea de la soldabilidad de los aceros experimentales AHSS-B, la presencia del boro puede disminuir la soldabilidad del acero.

3.5.2 Caracterización estructural del ensayo de soldabilidad CTS.

Comportamiento al agrietamiento.

La inspección visual realizada en los dos depósitos de soldadura aplicados en probeta del ensayo CTS no revela la presencia de agrietamiento como se puede apreciar en las macrográficas de la figura 3.33.

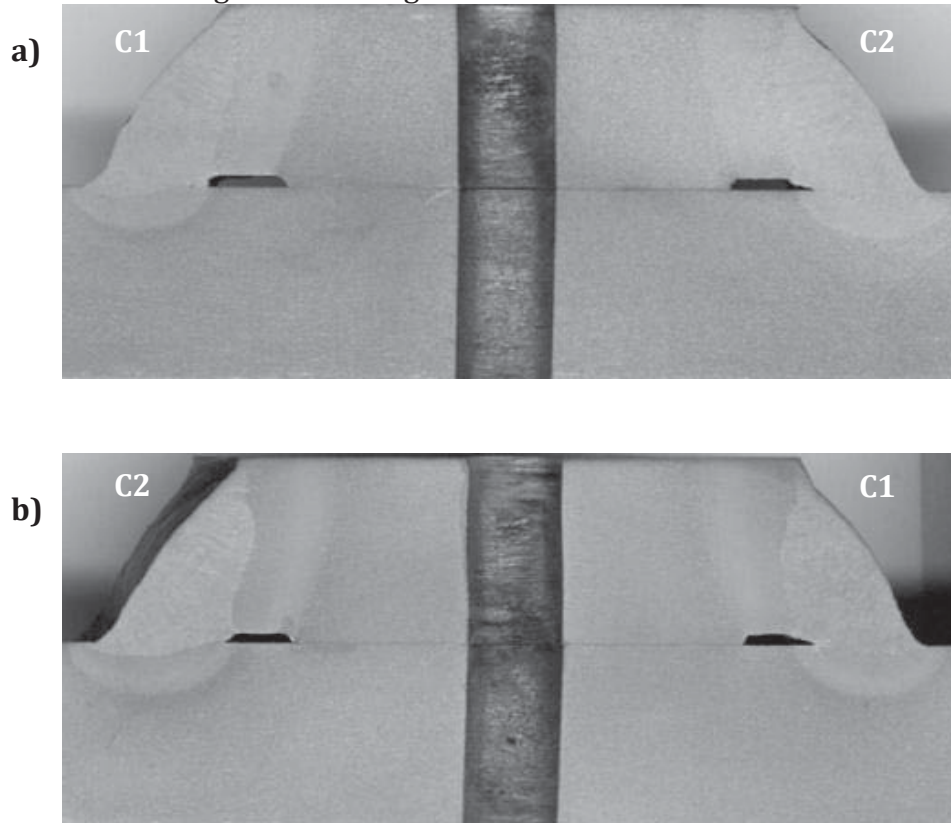


Figura 3.33 Macrográficas de las secciones transversales de los cordones de soldadura en el ensayo CTS. a) AHSS y b) AHSS-B.

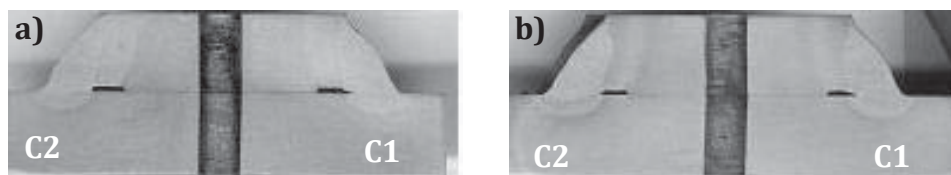
La ausencia de las grietas aún en la zona crítica del ensayo que corresponde a la entalla, para el caso del ensayo CTS mediante la figura 3.33, principalmente, en la zona de la entalla debido a la elevada intensidad y distribución de los esfuerzos en los vértices de la zona entallada, lo cual favorecería la formación de grietas localizadas y que se considera una acumulación de hidrógeno atómico en esta misma zona, se corrobora que no existe agrietamiento alguno, resultados que están directamente relacionados con la dureza, ya que esta no alcanza los 400 HV, como se demuestra más adelante.

Tamaño de la ZAT.

El tamaño de la zona afectada térmicamente (ZAT) fue medida utilizando el software SigmaScan, los resultados obtenidos se muestran en la tabla 3.9 y se discuten en este apartado.

El tamaño de la ZAT para un aporte térmico dado depende de la capacidad de extracción del calor en la probeta de soldabilidad. En el acero AHSS, en el cordón 2 el flujo de calor asociado con el enfriamiento es menor, es decir los alrededores del cordón 2 enfrían más lentamente, por lo cual el tamaño de la ZAT es mayor, con un valor de 35.2 mm². En el caso del cordón 1, al estar asociado con una mayor área para la extracción de calor, el enfriamiento será más rápido y el tamaño de la ZAT más pequeño, para el acero AHSS es de 32.1 mm². El acero AHSS-B, el cordón 2 tiene una ZAT de área a 31.1 mm² y el cordón 1 de 27.1 mm². Se confirma nuevamente, que el cordón 2 al enfriar más lentamente, tiene una ZAT mayor que en el cordón 1. El efecto del boro, se puede apreciar en el ensayo de soldabilidad al producir tamaños de ZAT más pequeños que en el acero AHSS sin boro, tal como se aprecia en la tabla 3.9.

Tabla 3.9 Medición de la ZAT: (a) AHSS y (b) AHSS-B de las secciones transversales de los cordones de soldadura en el ensayo CTS



Cordón	Área (mm ²)	
	1	2
AHSS	32.1	35.2
AHSS-B	27.1	31.1

Microscopía óptica de la ZAT

En la tabla 3.9 las figura 3.9a y 3.9b muestra las micrografías de la ZAT de los aceros AHSS y AHSS-B asociadas al cordón 1 y 2 respectivamente. En las figura 3.34 se observa la zona de fusión o interface entre el metal de aporte y la ZAT. Se puede apreciar que la matriz del metal de aporte está constituida por bainita. En la zona de fusión del acero AHSS-B se observa la presencia de martensita, esta misma zona en el acero AHSS sin boro presenta un mayor contenido de ferrita. En ambos aceros no se detectaron grietas en esta zona.

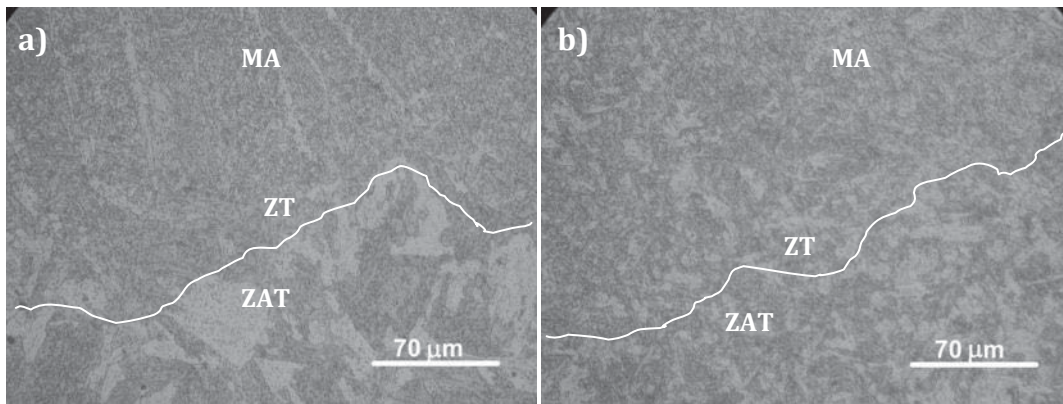


Figura 3.34 Micrografías de la zona de fusión de la unión soldada: (a) AHSS y (b) AHSS-B

La microestructura del AHSS una vez realizada la soldadura del cordón 1 y 2 a manera representativa, de las zonas que comprenden desde el metal de aporte MA (a), zona afectada térmicamente ZAT (b-e) y metal base MB(f) se representan en las figuras 3.35 y 3.38.

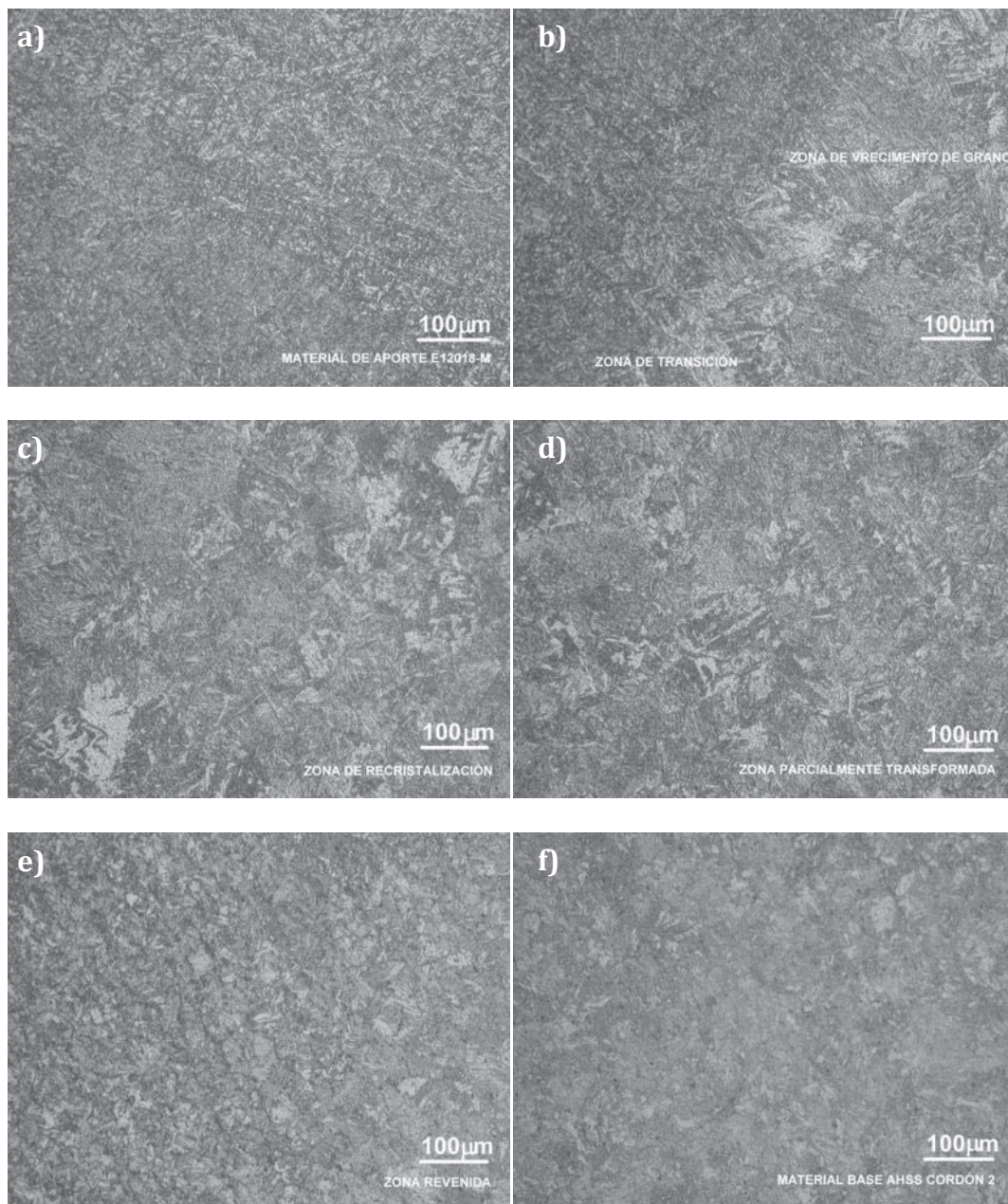


Figura 3.35 Micrografías representativas del cordón 1 de la unión soldada del acero AHSS.

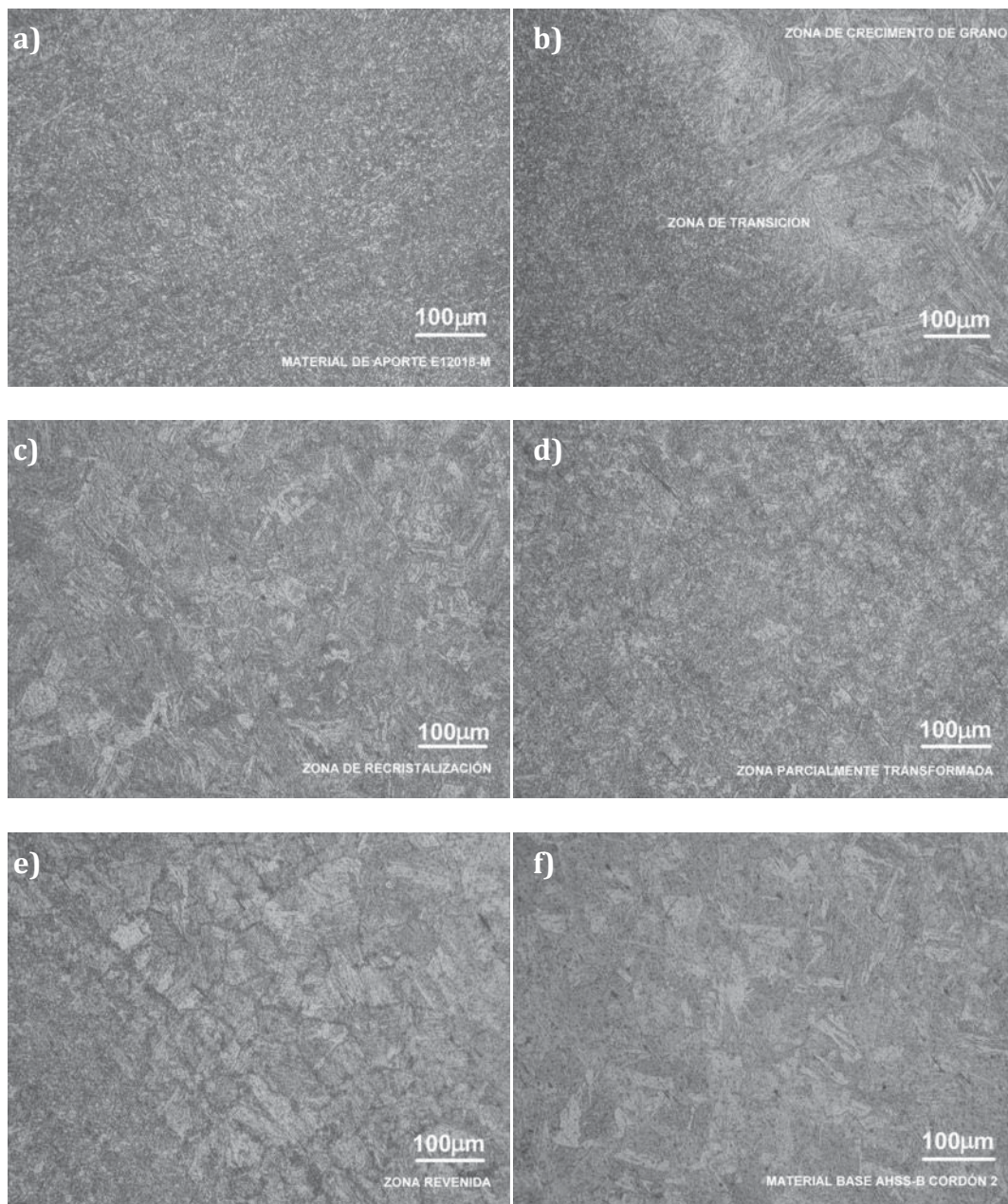


Figura 3.36 Micrografías representativas del cordón 1 de la unión soldada del acero AHSS-B.

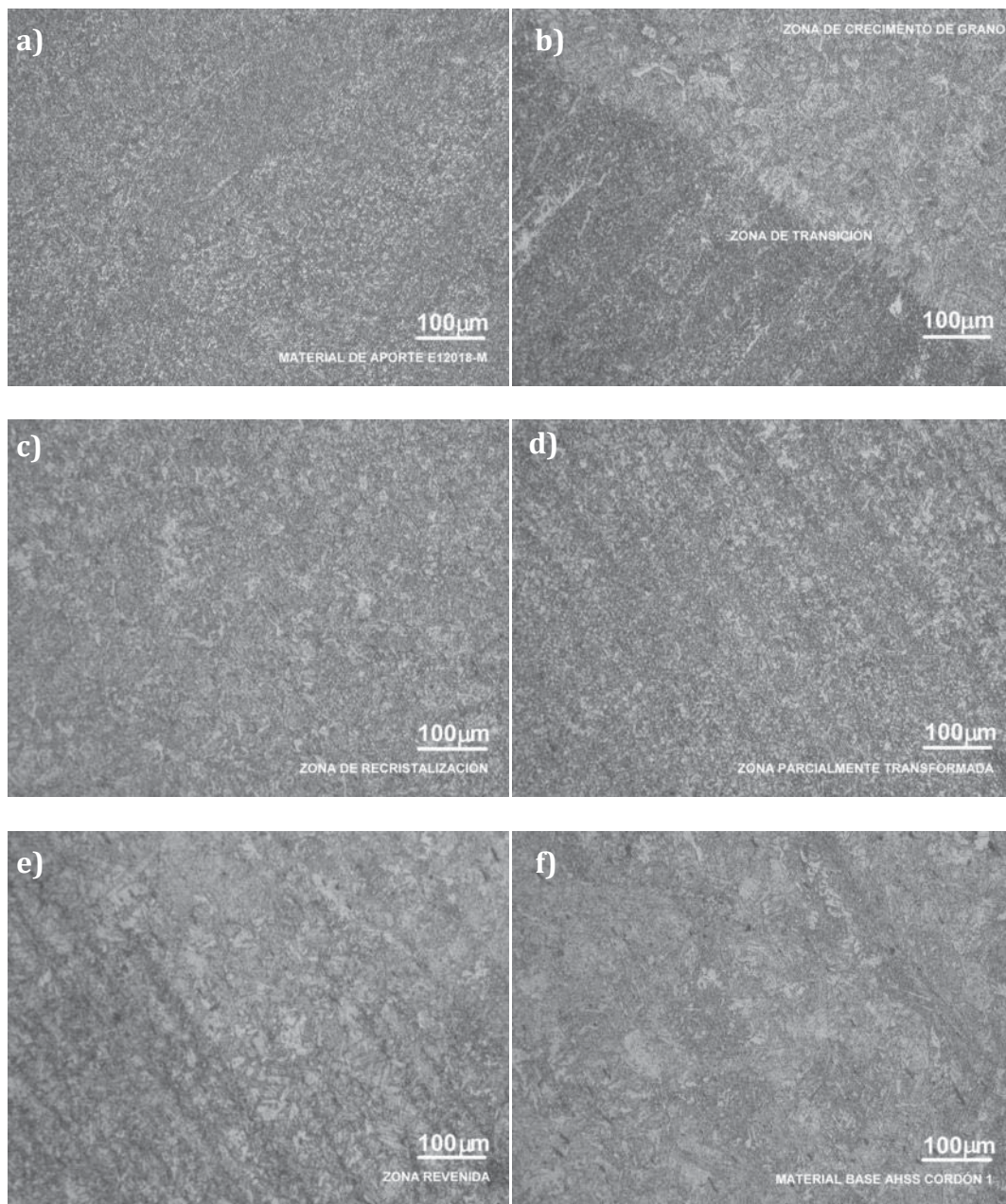


Figura 3.37 Micrografías representativas del cordón 2 de la unión soldada del acero AHSS

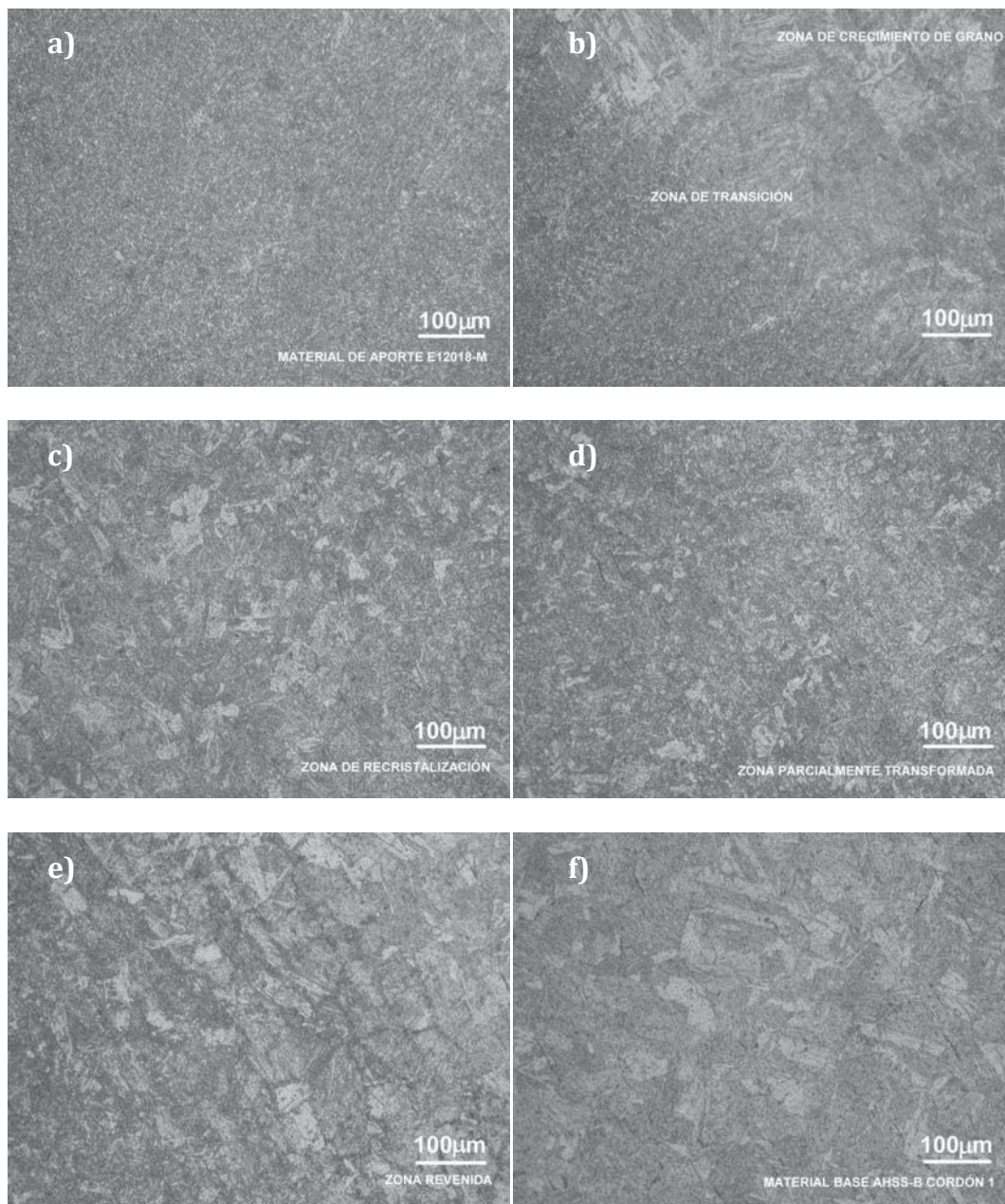


Figura 3.38 Micrografías representativas del cordón 2 de la unión soldada del acero AHSS-B.

La microestructura de la ZAT asociada al cordón C1 del AHSS-B se muestra en las micrografías de la figura 10. La ZAT del acero AHSS-B se dividió en cuatro regiones, de acuerdo con la microestructura producida por el efecto del ciclo térmico aplicado, la zona con crecimiento de grano ZAT-GG, está compuesta básicamente de martensita no revenida, figura 10(b); la zona de recrystalización está compuesta de martensita revenida, figura 10(c); la zona parcialmente transformada, posee fases producto de la austenización parcial durante el ciclo térmico, como son bainita, martensita revenida

y ferrita poligonal, figura 10(d); la zona revenida, está compuesta por fases producto de la transformación sub-crítica, bainita, martensita revenida y ferrita poligonal, dependiendo del valor de la temperatura pico alcanzado durante el mismo, figura 10(e); el material base no afectado por el ciclo térmico se muestra para su comparación en la figura 10(f). En los resultados obtenidos, debe resaltarse la formación de ferrita en la ZAT como resultado de la aplicación del ciclo térmico de soldadura.

En la soldadura por fusión, se forma una unión con una zona de microestructura cambiante, esta zona se denomina zona afectada térmicamente (ZAT), la cual es el resultado del desarrollo de un gradiente de temperatura. Y que como consecuencia del proceso de soldadura, se ha calentado hasta la temperatura del sólido resultando en un cambio de la microestructura del metal base.

Las zonas que comprenden la (ZAT) previamente identificadas figuras 3.35-3.38, en esta última a mayores aumentos para su ubicación, las cuales se enlistan a continuación:

1. Zona adyacente al cordón: 1400-1150°C (Zona de Transición), se localiza junto a la zona de fusión, durante la soldadura sufre una transformación austenítica y crecimiento de grano.
2. Zona de crecimiento de grano: 1150°C, como característica disminuye la ductilidad de la zona, aumenta la susceptibilidad al agrietamiento en frío, la liberación de esfuerzos por agrietamiento y disminuye la resistencia.
3. Zona de recristalización: 950-1150°C, (zona de grano fino) la temperatura en esta zona no debe exceder los 1115°C, durante el calentamiento la austenita no crece y los carburos no se disuelven completamente obteniendo microestructura ferrita más perlita típico de la zona recristalizada, con lo cual en el enfriamiento se obtiene un refinamiento de grano.
4. Zona parcialmente transformada: 750-950°C, en esta zona el acero es calentado entre las temperaturas obteniendo fases como la martensita y bainita superior.
5. Zona revenida: 550-750°C, (zona de carburos esferoidizados), la martensita se ha descompuesto parcialmente en aglomerados de Fe_3C , lo que le da un aspecto de puntos oscuros en la zona, la difusibilidad del carbono en esta zona es alta en este rango de temperaturas.
6. Zona sin afectar: 550°C, (Material base) en esta zona aparentemente no hay cambios en la microestructura.

Microscopía electrónica de barrido.

La figura 3.39-3.40 muestra los resultados de microscopia electrónica de barrido del acero AHSS-B, se comprueba que existe migración del boro al metal de aporte, esto puede ser posible debido a que la solubilidad del boro en el hierro es de 0.0015% a 1174°C, y las temperaturas en la zona adyacente al cordón (Zona de transición L-S) alcanza temperaturas en el rango de 1400°C a 1150°C.

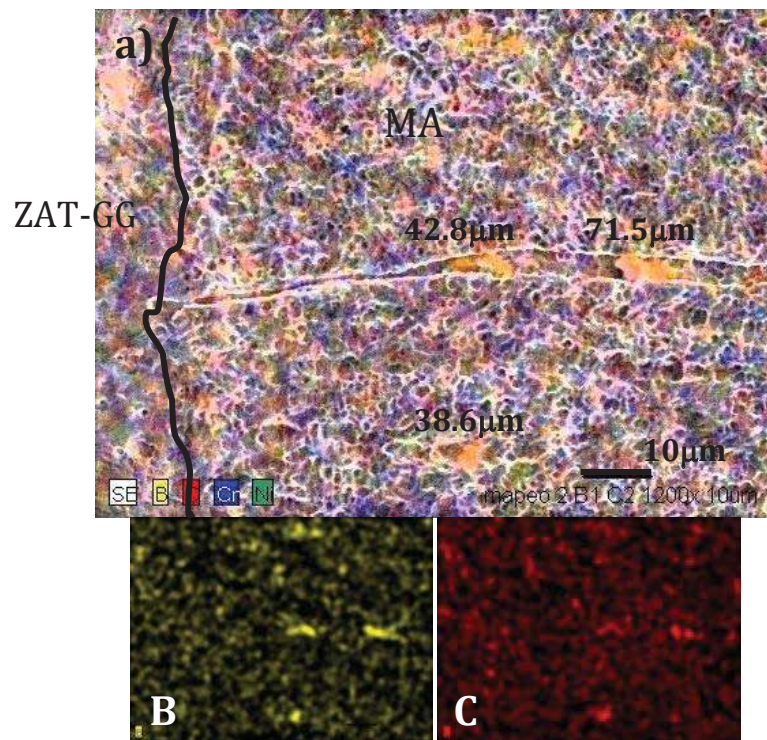


Figura 3.39 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico y aplicación del ensayo CTS: a) mapeo general.

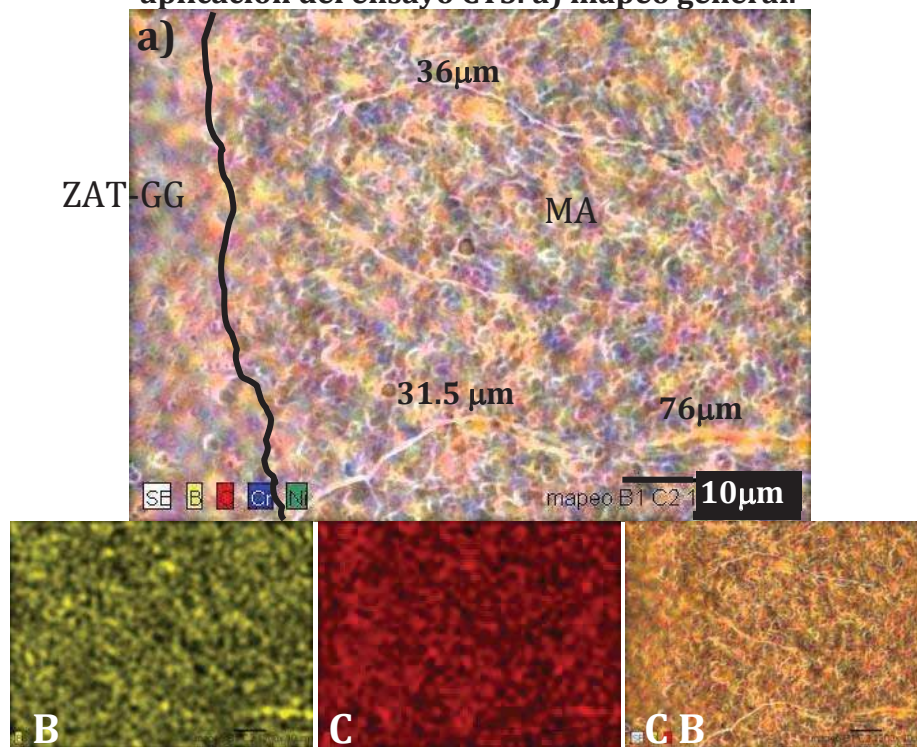


Figura 3.40 Acero AHSS-B en condición de tratamiento termomecánico y aplicación del ensayo CTS: a) mapeo general.

Medición del tamaño de grano austenítico.

El tamaño de grano austenítico en la ZAT-GG contigua al cordón 1 para los aceros AHSS y AHSS-B se muestra en la tabla 3.10. La zona alrededor del cordón 1 fue expuesta a una mayor velocidad de enfriamiento, especialmente en la zona susceptible a la aparición de grietas que en este caso es la zona de grano grueso adyacente a la línea de fusión mediante un analizador de imágenes comercial utilizando las micrografías de las figuras 3.41 y 3.42. De los resultados obtenidos se puede concluir que el boro refina el tamaño de grano del acero, el refinamiento de grano se debe a la segregación de boro en los bordes de grano.

La región adyacente a la zona de transición, además de tener grandes límites de grano debido al crecimiento del grano austenítico previo, y que representan caminos más fáciles para la propagación de grietas, siendo esta la zona más susceptible para el AIH ya que posee alta dureza, una microestructura susceptible para tal fenómeno y es allí donde se concentra el hidrógeno proveniente del metal fundido cuando la templabilidad de este es inferior a la del metal base ⁽¹¹⁾. Todas las grietas se producen dentro de la zona ZAT-GG.

Tabla 3.10 Tamaño de grano austenítico del cordón 1 de la zona de grano grueso de los aceros AHSS y AHSS-B.

Acero.	μm.
AHSS	80
AHSS-B	60

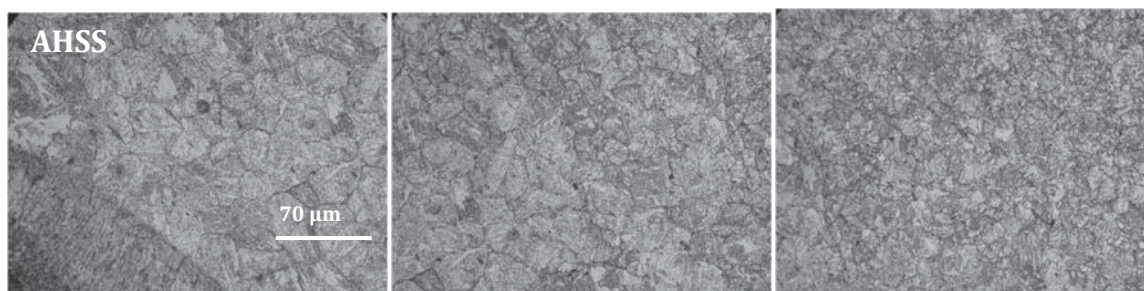


Figura 3.41 Micrografías de la zona de grano grueso de la ZAT asociada al cordón 1 del AHSS.

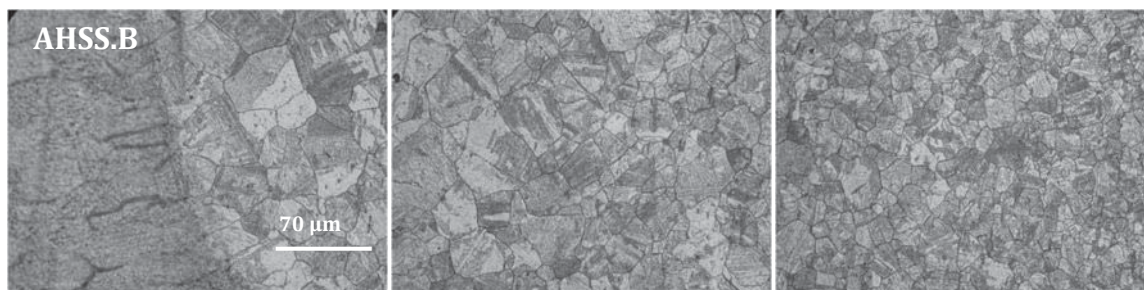


Figura 3.42. Micrografías de la zona de grano grueso de la ZAT asociada al cordón 1 del AHSS-B.

3.5.3 Caracterización de la propiedad mecánica de dureza del ensayo de soldabilidad.

Ensayo de dureza.

La dureza es una propiedad importante ya que proporciona información sobre el efecto de la soldadura. En la unión soldada es necesario que el metal de aporte tenga propiedades similares o superiores a las del metal base que garanticen el buen funcionamiento de la unión.

La dureza del depósito es una propiedad que depende de su composición química y estructura ⁽⁵⁵⁾. Normalmente, metales de aporte con contenidos ricos de aleación van a producir depósitos de elevada templabilidad, el cual con el enfriamiento en agua luego de la soldadura se forman microestructuras de alta dureza, y debido al flujo de calor en cada cordón se producen variaciones significativas en la velocidad de enfriamiento, y por lo tanto, la microestructura final de cada cordón sujeto de estudio puede ser diferente y en consecuencia su dureza.

Se debe tomar en cuenta que las diferentes microestructuras son consecuencia de la dilución del metal de aporte con el metal base, que en este caso proporciona elementos que contribuyen a la formación de fases duras.

El ensayo de dureza, se realizó mediante el barrido de dureza con una distancia entre indentación de 200 μm sobre el metal base (MB), en la zona afectada térmicamente (ZAT), y en el metal de soldadura (MS), como lo muestra la macrografía en la cual se identifican las zonas figura 3.43.

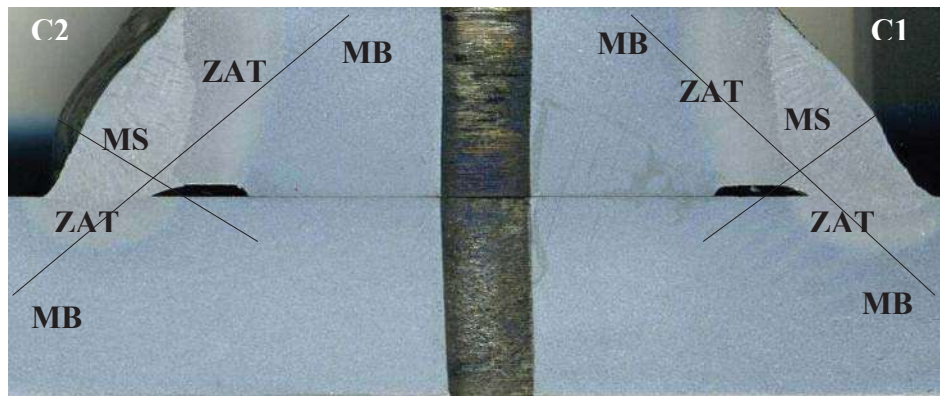


Figura 3.43 Zonas de la unión soldada donde se realizaron las mediciones de dureza.

En las figura 3.44 y 3.45 se aprecia la distribución de dureza en la unión soldada de los aceros AHSS y AHSS-B, donde se puede ver el comportamiento de cada cordón para cada acero. Se observa que en la zona asociada al cordón 2, el acero AHSS

tiene una dureza promedio de 320 HV en tanto que el acero AHSS-B tiene una dureza de 280 HV. Esta disminución de dureza en la ZAT-GG se debe a que el boro migra hacia el interior del metal de aporte, volviendo a la zona de fusión más frágil y aumentando la dureza del cordón en el acero AHSS-B. En el acero AHSS-B, en el cordón 2 se alcanza durezas de hasta 380 HV, lo cual como se sugiere con anterioridad se debe a la migración del boro al interior del cordón 2. La migración del boro se puede observar en la micrografía de la figura 3.39-3.40.

Se puede observar también que las durezas obtenidas coinciden con las que se predicen utilizando las fórmulas de Yurioka y Suzuki ⁽²⁹⁾, anexo III por lo cual estas pueden ser utilizadas para predecir la dureza de los acero AHSS y AHSS-B.

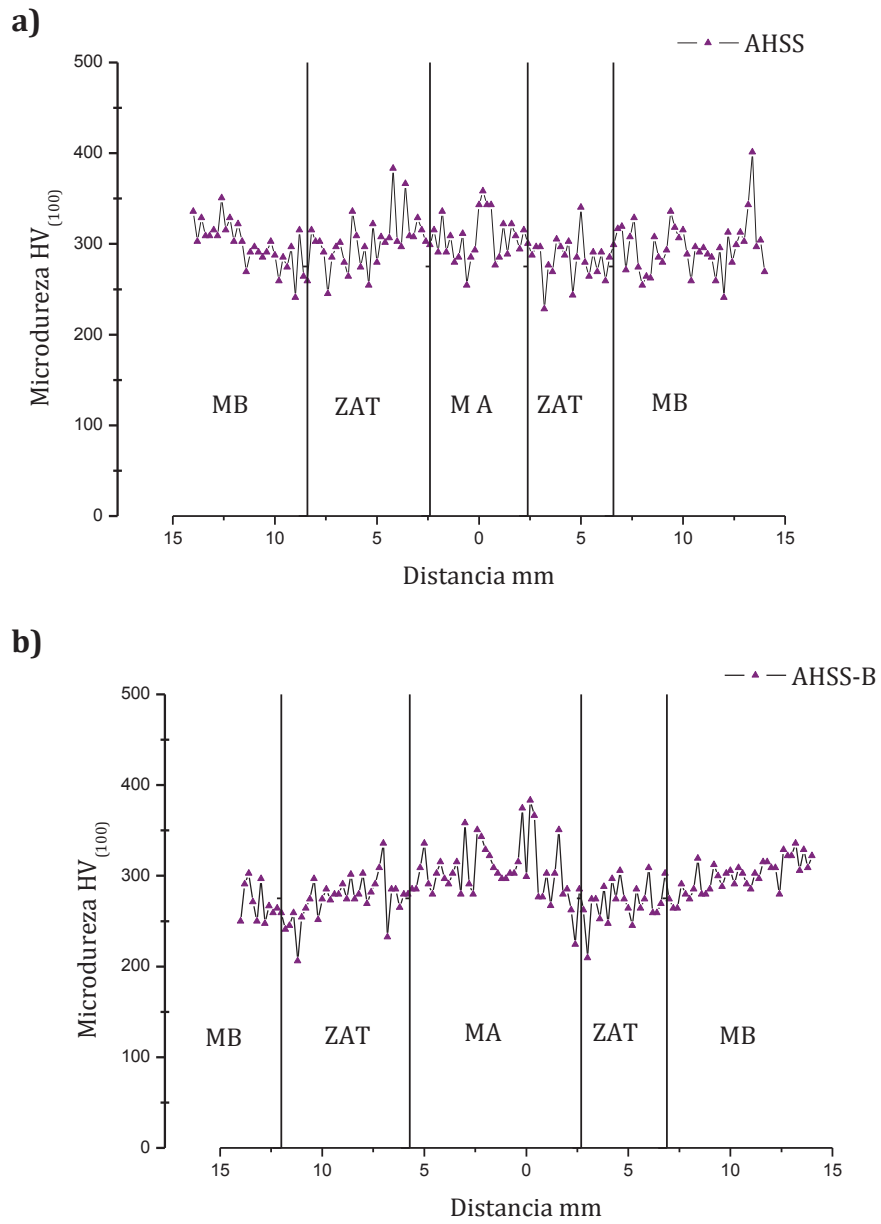
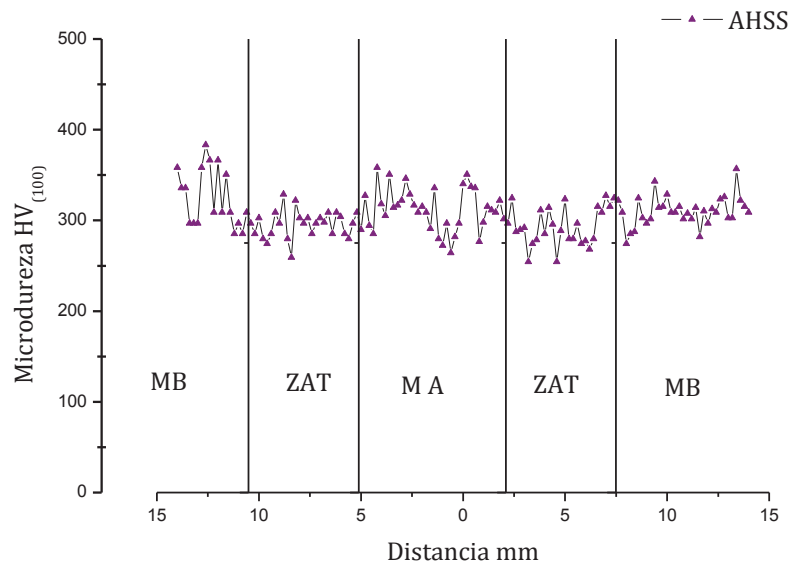


Figura 3.44 Distribución de dureza en la probeta del ensayo CTS para el acero AHSS: (a) Cordón 1 del acero AHSS y (b) Cordón 1 del AHSS-B.

a)



b)

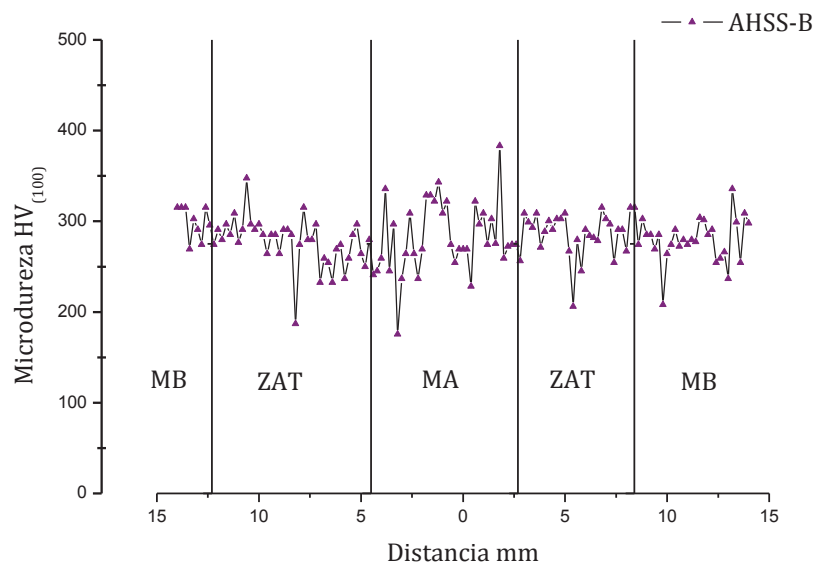


Figura 3.45 Distribución de dureza en la probeta del ensayo CTS para el acero AHSS-B: (a) Cordón 2 del acero AHSS y (b) Cordón 2 del acero AHSS-B.

Capítulo IV.

CONCLUSIONES.

Una vez realizado el análisis de los resultados obtenidos en el presente proyecto de investigación, se puede concluir lo siguiente:

1. El boro ayuda a refinar el grano austenítico del acero previo a la aplicación del proceso de laminación y temple. El acero avanzado de alta resistencia sin boro (AHSS) tiene un tamaño de grano ASTM 5, y el que tiene boro (AHSS-B) tiene un tamaño ASTM 6.
2. El boro permite un incremento en las propiedades de resistencia y dureza. El acero AHSS-B tiene una mayor resistencia al esfuerzo y dureza que el acero sin boro (AHSS). Las propiedades mecánicas de resistencia de los aceros experimentales corresponden a las de un Acero Avanzado de Ultra-Alta resistencia de acuerdo con la clasificación del Instituto Americano del Hierro y del Acero.
3. El boro produce una reducción en la energía absorbida al impacto y elongación del material. El acero AHSS presenta mayores valores de energía absorbida prácticamente el doble de la energía absorbida por el acero con boro. en este caso el boro tiene un efecto fragilizante sobre el acero.
4. Se comprueba que la adición de 110 ppm de boro en un acero de extra-bajo contenido de carbono aumenta eficazmente la templabilidad del acero, y por tanto debe considerársele como un elemento adecuado para este propósito.
5. La adición de 110 ppm de boro en un Acero Avanzado de Alta Resistencia y bajo contenido de carbono, genera una estructura bainítico-martensítica, promovida por el incremento de la segregación de boro a lo largo de los límites de grano de la austenita, retardando la nucleación de la ferrita en los límites de grano de la austenita, lo cual quedo demostrado mediante microscopía electrónica de barrido y la obtención de los diagramas CCT y TTT de los aceros experimentales.
6. Se corroboró mediante el ensayo de severidad térmica controlada (CTS), la ausencia de grietas en la zona afectada térmicamente (ZAT) y una dureza por debajo de 400 HV en la zona adyacente al cordón de soldadura. Por lo cual los aceros AHSS y AHSS-B poseen un buen comportamiento ante proceso de soldadura de alto hidrógeno. Sin embargo el AHSS.B presenta otros problemas

de soldabilidad asociado con la presencia del boro, como la migración del boro de la ZAT-GG al metal de aporte.

7. El enfriamiento rápido después de la soldadura en el acero AHSS-B produce una disminución de dureza en la ZAT-GG, lo cual se debe a que el boro migra hacia el interior del metal de aporte, aumentando la dureza del cordón en el acero AHSS-B.
8. Las durezas obtenidas coinciden con las que se predicen utilizando las fórmulas de Yurioka y Suzuki por lo cual estas pueden ser utilizadas para predecir la dureza de los aceros AHSS y AHSS-B.

Recomendaciones.

Finalmente, y gracias a los buenos resultados del Acero Avanzado de Alta Resistencia y bajo contenido de carbono obtenidos en este trabajo con el ensayo CTS modificado, es indispensable adelantar más pruebas para determinar su validez, en relación con el ensayo de CTS tradicional.

1. Se recomienda realizar un conjunto de ensayos en las mismas condiciones pero, ejecutando la inspección metalográfica y mecánica aplicando un procedimiento de soldadura que optimice las propiedades mecánicas de la unión soldada respecto al material base. Mostrando un interés especial en la migración del boro de la ZAT-GG al metal de aporte, y como afecta la migración del mismo de la ZAT
2. Diseñar un procedimiento de soldadura, que sea capaz de mantener las características de resistencia y tenacidad en la unión y ZAT equiparables con las desarrolladas por el acero AHSS, y AHSS-B en la condición de tratamiento térmico previo a la soldadura

Bibliografía.

1. www.autosteel.org.
2. www.ssab.es
3. Siebert, Clarence A., Doane, Douglas V. and Breen, Dale H., The Hardenability of Steels-Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Application. American Society for Metals, Ohio, Metals Park, (1977). p. 218
4. Kapadia, Behram M. Prediction of the Boron Hardenability. Effect in Steel-A Comprehensive Review, Proceeding of Symposium. "Hardenability Concepts with applications to Steel", (1977). pp. 448-480
5. Maitrepierre D. Thivellier and Tricot R. Influence of Boron on the Decomposition of Austenite in Low Carbon Alloyed Steel. En: Metallurgical Transactions. (1975), vol 6, pp. 287-300.
6. Maitrepierre D. Thivellier, Roles- Vernis J., Rousseau, D, and Tricot R.. Microstructure and Hardenability of Low Alloy Boron-Containing Steels. Proceedings of a Symposium "Hardenability Concepts with Applications to Steel" (1977) pp. 422-447. 24-26.
7. Sharma R.C. and Purdy, G.R.. Nucleation limitation and hardenability, Metallurgical Transaction (1973) vol 4. pp. 2303-2311.
8. Masakatsu, Ueno and Ashahi, Hiloshi,. Necessary Conditions for the Maximum Hardenability Effect of Boron and an Experimental Formula for Estimating of the international Conference on Proceedings of the International Conference on Processing. Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels. Pittsburg U.S. (1991) PP 257-270.
9. Coldren, A.P. Joshi, A. and Stein, D.F. Identification of Atomic Boron in Steel by Auger Electron Spectroscopy, Metallurgical Transactions, (1975) vol. 6^a, pp 2304-2305
10. Brown, G.T. and James B.A. the Accurate Measurement, Calculation, and Control of Steel Hardenability En: Metallurgical Transactions, (1973) vol. 4 pp. 2245-2256.
11. Baley N, Coe FR, Gooch TG. Welding Steels without Hydrogen Cracking, 3rd Ed., New York (EE.UU.): ASM International (1984)
12. American Welding Society AWS, Standard Methods for Testing of welds AWS B4.0 (2007)
13. Deardo, A.J. "HSLA Steels: Processing and Applications". Ed Minerals Metals & Materials Society (1992) pp. 21-31
14. Noren, T.M. "Special Report on Niobium as a Micro-alloying Element in Steels and its Effect on Welding Technology" Ship Structure Committee Washington D.C. (1963)
15. Ronald P. K director automotriz en jefe del American Iron and Steel Institute, Dr. Roger A: Heimbuch Director ejecutivo de la sociedad auto/acero (Auto/Steel Partnership) (2005)
16. José A. B, Aceros Especiales, Materiales Metálicos. (2001)

17. Geoffrey Tither and Zhang Shouhua,(1990) HSLA Steels: Processing, Properties and Applications TMS
18. P. J. Whithers, H. K. D. H. Bhadeshia, "Residual Stress Part 1 Measurement Techniques". Journal of Materials Science and Technology, (2001) 355-365
19. L. H. Lee, Y. S. Lee, J. Choi, J. H. Kang, "The Prediction of elastic deformation for cold forging Die" Korea Institute of Machinery and Materials (1980).
20. American Society of materials, "Engineering Properties of Steels". USA 1999
21. D. S  ferian,) "Metalurgia de la soldadura", Ed. Instituto del libro, Cuba(1968. R. D. Scout, "Weldability of Steels"4a ed., Ed Welding research Council, USA. (1978)
22. Alkemale S.J. "The Weld Cracking Susceptibility of High Hardness" Armour Steel, Science and Technology Organization 1996
23. Cuauhtemoc M. Z. "Diplomado de Soldadura." Instituto de Investigaciones Metal  rgicas IIM, UMSNH (2008)
24. T. Kasuya and N. Yurioka: "Determination of necessary preheat temperature to avoid cold cracking under various ambient temperatures", ISIJ International, vol. 35 (1995), No.10, p.1183-1189
25. N. Yurioka: "Perdition of weld metal strength", IIW Doc. IX-2058-03
26. N. Yurioka et al., "Prediciton of HAZ hardness of ferritic steels", Metal Construction, vol19 (1987), p.217R
27. N. Yurioka and T. Kasuya: "A chart method to determine necessary preheat in steel welding" Welding in the World, vol. 35 (1995), p. 327-334
28. N. Yurioka: "Comparison of preheat predictive methods" Welding in the World, vol. 48 (2004), p. 21-27
29. H. Suzuki y N. Yurioka. Soldabilidad de aceros para líneas de construcción y prevención del agrietamiento en las soldaduras en obra. (1988) IIW IIS IX.
30. American Welding Society AWS Structural Welding Code Steel, AWS D.1.1/D1.1M:2004
31. E. P. Asta, H. J. Quesada y M. Zalazar. El Precalentamiento en la Soldadura de Aceros Estructurales, Soldar Conarco, 1998
32. Especificaci  n: American Welding Society AWS A5.5-98. Electrode Covering of Low Alloy Steel, Dic. 1998.
33. United States Steel." The making, Shaping and treating of steel". Chap 22 p. 773.
34. Norman E. D. "Mechanical Behavior or Materials: Engineering Methods For Deformation, Fracture and Fatigue". Printice Hall, Englewood Cliffs, N.J. 1993. p 184-185
35. J. Adamczy K, W. Ozgowicz, R. Wusatowski, E. Kalinowska-Ozgowicz, R. Grzyb: Boron-Treated Microalloyed quenched and Tempered Plates their Structure and Properties, Journal of Materials Processing Technology, 1990.
36. R. Datta, S. Mishra, V. Ramaswamy and A. J. De Ardo. A Low High Strength Steel Containing Titanium and Boron, AIME 1993 p.p. 193-207
37. R.Vogel, G. Tammann: The Ternary system Iron-Boron Carbon, (1922) pp. 225/75.

38. B.M. Kapadia, R.L. Woodyatt: How Manganese and Boron Affect, *Metal Progress* (1974)p. 82/83.
39. J.E. Morral and Cameron : The influence of Nitrogen, Titanium and Zirconium on the Boron Hardenability Effect in Constructional Alloy Steels, *Trans. Met. Soc. AIME*, vol. 242, Aug. 1968, pp. 1689/94.
40. Bhadeshia, H.K.D.H 1982, A thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams, *Metal Science*, 16: 159-165
41. Pickering, F. B. 1978 *Physical Metallurgy and the design of steels*, Applied Science, UK
42. Yurioka, N. 1995, TMCP steels and their welding, *Welding in the World*, 35: 2-17
43. Bhadeshia, H.K.D.H., and Svensson, L.E. 1993, Model For boron effects in steel welds. *Proc. International Conference Proceedings on Modeling and Control of Joining Processes*, ed. T. Zacharia, pp. 153160. American Welding Society.
44. Ph. Maitrepierre, J. Rofes-Vernis and D. Thivellier : Structure-Properties Relationships in Boron Steels, "Boron in Steel ", the Metallurgical Society of AIME, Sep, 18, 1979, PP. 1-18
45. Y. Ohmori and K. Yamanaka : Hardenability of Boron-Treated Low Carbon Low Alloy Steels, "Boron in Steel", The Metallurgical Society of AIME, Sep, 18, 1979, pp. 44-60.
46. D.H. Werner : Boron and Boron Containing Steels, 2nd Edition, Stahl Eisen, Germany, (1995). Chapter 4
47. Tomaya R., K. Amano, M. Tanaka, C. Shiga and S. Ueda. *Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels*, TMS 1993
48. Ph. Maitrepierre et al., Hardenability Concets with Applications to Steel , D. Doane and J.S. Kirkaldy, ed., *AIME*(1978), p. 421.
49. Ph. Maitrepierre et al., *Proceedings of Heat Treatment 76*, Stratford upon, 1976, Metals Society ed., p. 177.
50. J. L. Gu, D.Y. Wei, K.D. Chang, D.Y. Lui, H.S. Fang, B.Z. Bai, Z. G. Yang and W.Z. Zhang. A Novel 1500 MPa Economic High Strength Steel, *Materials Science Forum* 2003 p.p. 1475-1480
51. A.J. De Ardo "Termomechanical Processing of Microalloyed Austenite" *The Metallurgical Society of AIME* 1982
52. S.F. Medina and C.A. Hernandez *Acta Mater.* Vol. 44, No. 1, (1996), p. 137
53. C.M. Sellars and W.J. McG. Tegart: *Mem. Sci. Rev. Met.*, Vol. 63, No. 9, (1966), p 731
54. You-Hwan Lee, Sang-Yooh Lee, and Duk-Laklee, A Study Of Abnormal Behavior of Grain Growth in High-Strength Boron-Added Steel. *Materials Science Forum* 2007.
55. A. Duffus, A.L, "Curso de Agrietamiento en Uniones Soldadas y su Prevención" Instituto de Investigaciones Metalúrgicas, U. M. S. N. H., México (1998)

Anexo I. Cálculo de carga.

A.1 Cálculos de colada.

La determinación de las cantidades, para el cálculo típico en una colada de acero en el horno eléctrico de inducción de 250Kg., en la fabricación de 150Kg., de acero, se detalla a continuación, tomando en consideración las pérdidas dentro del horno de inducción:

- **Cálculo del Manganeso:**

El % de Mn., Luego de fundir la chatarra mediante la aplicación de la fórmula (2.3) se obtiene:

$$\%e_{MnF} = (0.6423) - 0.6423(0.8) = 0.12846$$

Por lo tanto el porcentaje de Mn., requerido mediante la aplicación de la fórmula (2.4) se obtiene:

$$\%e_{MnR} = 0.400 - (0.12846) = 0.27154$$

El peso del manganeso electrolítico para adicionar en el horno mediante la aplicación de la fórmula (2.5) se obtiene:

$$P_{Mne} = \left(\frac{0.27154}{100(0.96)} * \frac{150,000gr.}{(0.99)} \right) = 424.706gr.$$

- **Cálculo del Aluminio:**

El aluminio es adicionado como desoxidante. Este elemento se pierde casi totalmente ya que es altamente reactivo con el oxígeno del baño metálico. Par el cálculo de la primera adición, se considera un % de aluminio requerido de 0.040. Finalmente el contenido de este disminuye a niveles inferiores a 0.025

El peso del aluminio para la adición en el horno mediante la aplicación de la fórmula (2.1) se obtiene:

$$P_{Al} = \left(\frac{0.040}{100} * \frac{150,000gr.}{0.99} \right) = 66.67gr.$$

- ***Cálculo Carbono:***

El % de carbono luego de fundir la chatarra mediante la aplicación de la fórmula (2.3) se obtiene:

$$\%C_F = (0.1636) - 0.1636(0.7) = 0.049$$

Este resultado indica que no es necesario adicionar grafito, puesto que, el baño metálico queda con el contenido de carbono dentro del rango especificado.

- ***Cálculo del Silicio (Fe-Si):***

La pérdida del silicio durante la etapa de fusión es del 100%, por lo tanto, el % de silicio requerido, es el deseado o especificado:

El peso del silicio para la adición en el horno mediante la aplicación de la fórmula (2.2) se obtiene:

$$P_{Fe-Si} = \left(\frac{0.300}{100(0.9)} * \frac{150,000gr.}{0.99} \right) = 505.05gr.$$

- ***Cálculo del Vanadio (Fe-V)***

El peso del vanadio para adicionar en el horno mediante la aplicación de la fórmula (2.2), se obtiene:

$$P_{Fe-V} = \left(\frac{0.200}{100(0.75)} * \frac{150,000gr.}{0.99} \right) = 404.04gr.$$

- ***Cálculo de las adiciones del elemento microaleante.***

El peso del elemento modificador como el elemento objeto de estudio el Boro fue adicionado en la olla directamente, considerando el peso del acero para este caso, base-olla de 30kg mediante la aplicación de la fórmula (2.1), se obtiene:

$$P_B = \left(\frac{0.010}{100} * \frac{30000gr.}{1} \right) = 3.0gr.$$

Anexo II. Cálculo de las temperaturas críticas.

A 2 Cálculos de temperaturas críticas.

El método de determinación de las temperaturas críticas, para la aplicación de los tratamientos térmicos de referencia y el tratamiento térmico especial utilizado en este proyecto de investigación se consideró utilizando las fórmulas establecidas por N. Yurioka, que hoy en día, consideran al boro como elemento modificador en el acero:

Utilizando la formula 5-7⁽²⁵⁾. Fórmulas para la temperatura de transición y la composición química del acero.

$$Ac_3 = 937.2 - 463.5C + 56Si - 19.7Mn - 16.3Cu - 26.6Ni - 4.9Cr + 38.1Mo + 124.8V + 136.3Ti - 19.1Nb - 198.4Al + 3315B - \text{-----} \quad (A2.1)$$

$$Ac_1 = 7508 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 22.9Cu - 23Ni + 24.1Cr + 22.5Mo - 39.7V - 5.7Ti + 2324Nb - 1694Al - 8947B - \text{-----} \quad (A2.2)$$

$$Ms = 521 - 353C - 22Si - 24.3Mn - 7.7Cu - 17.3Ni - 17.7Cr - 25.8Mo - \text{-----} \quad (A2.3)$$

% wt	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	V	B	Mo	Ti	Nb	Al
AHSS	0.032	0.26	0.367	0.388	1.144	1.93	0.195	0.000	0.007	0.001	0.00	0.046
AHSS-B	0.034	0.22	0.385	0.385	1.13	1.91	0.193	0.0111	0.007	0.001	0.00	0.044

Utilizando la composición química del acero obtenemos los siguientes resultados para realizar los tratamientos térmicos del acero experimental.

	Ac ₃ °C	Ac ₁ °C	Ms °C
AHSS	901.2	709.2	438.3
AHSS-B	934.5	698.9	436.6

Anexo III. Cálculo del carbono equivalente.

A 3 Procedimiento AWS D1.1.

1. Carbono equivalente:

Existen diferentes criterios para calcular al carbono equivalente. A continuación se presentan los métodos recomendados por el código AWS-D1.1., en donde se considera el efecto del boro.

Fórmulas de Susuki:

$$C_{Eqv} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{-----} (A3.1)$$

	C_{Eqv}
AHSS	0.188
AHSS-B	0.243

Fórmula de Yurioka:

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{5} + 10B \text{-----} (A3.2)$$

	C_{EI}
AHSS	0.323
AHSS-B	0.430

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + 10B \text{-----} (A3.3)$$

	C_{EII}
AHSS	0.424
AHSS-B	0.531

2. Temperatura de precalentamiento:

Existen diferentes criterios para calcular la temperatura de precalentamiento. A continuación se presenta un método recomendado por el código AWS-D1.1. En donde se realizan diferentes pasos.

1. Cálculo del carbono equivalente.
2. Metodo del control de Hidrógeno

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn+Cu+Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{-----} (A3.4)$$

	P_{CM}
AHSS	0.189
AHSS-B	0.243

Índice de susceptibilidad al agrietamiento: $12P_{CM} + \log H$

Nivel de hidrógeno	H
H1	5ml/100g
H2	10ml/100g
H3	30ml/100g

Considerando H1 según el fabricante tenemos:

AHSS	0.887
AHSS-B	0.942

3. Fórmulas para el cálculo de la dureza.

Fórmulas de Susuki:

$$HV = H + \left[\frac{K}{1 + \exp(a(\log t_{8/5} - Y_5))} \right] \text{-----} (A3.5)$$

Donde:

$$a = \frac{a_K}{K}$$

$$H = 884C + 287 - K$$

$$K = 237 + 1633C - 1157P_{MC}$$

$$a_K = 566 + 5532C - 2880P_{CM}$$

$$Y_5 = -0.03 - 6.00C + 7.77P_{CM}$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

Para las fórmulas de Susuki se considera un enfriamiento ideal $t_{8/5}=7s$.

Los resultados de dureza mediante el método de Susuki son:

Susuki	HVN
AHSS	294.3
AHSS-B	316.7

Fórmula de Yurioka:

$$HV = 406C + 164CE_I + 183 - (369C - 149CE_I - 100)\arctan hX \text{ -----(A3.6)}$$

Donde :

$$X = \frac{(\log t_{\frac{8}{5}} - 2.822CE_{II} + 0.262)}{(0.526 - 0.195CE_{II})}$$

$$CE_I = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} + \frac{Nb}{5} + 10B$$

$$CE_{II} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + 10B.$$

Los resultados de dureza mediante el método de Yurioka son:

Yurioka	HVN
AHSS	299.7
AHSS-B	304.9

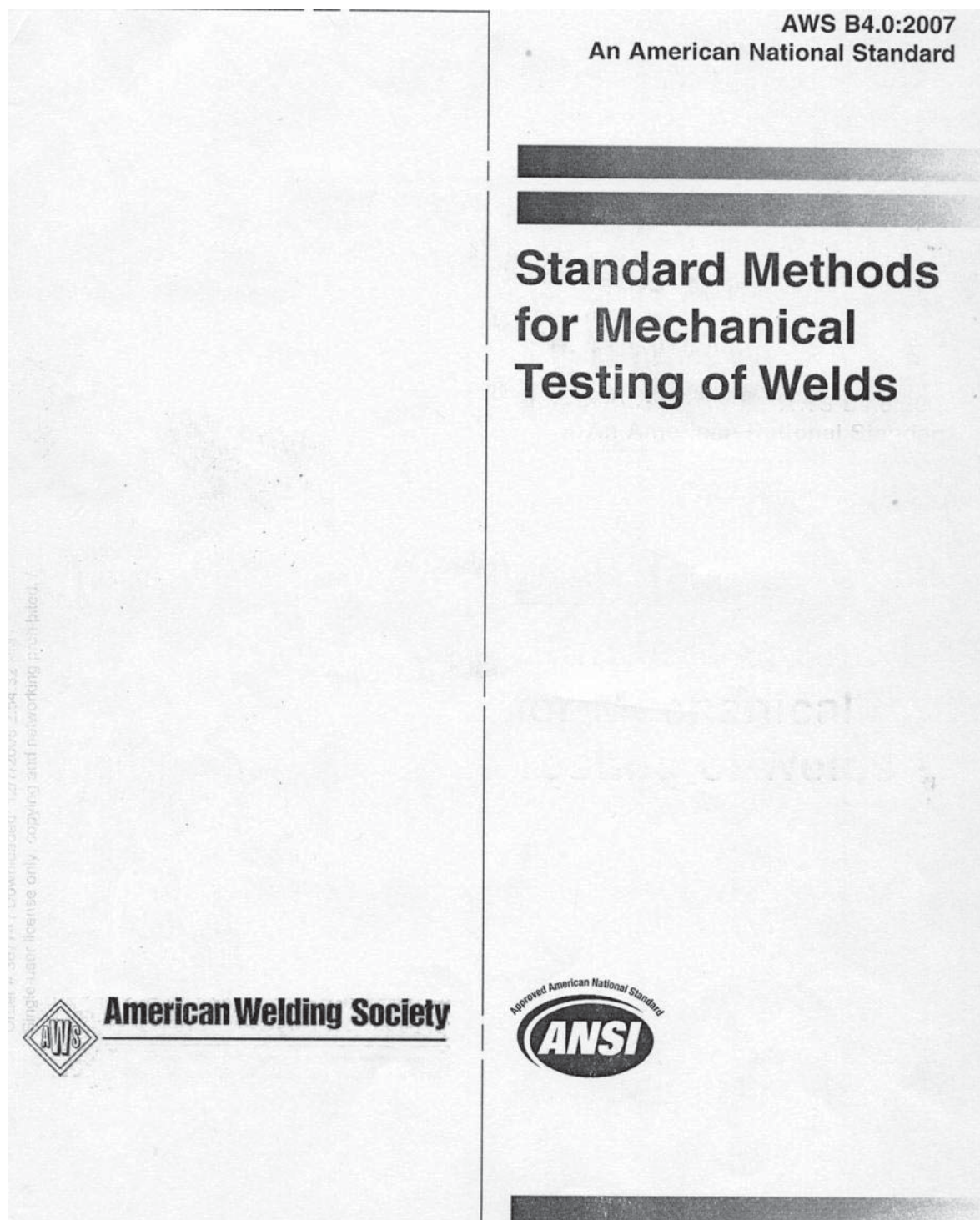
4. Predicción de la resistencia a la tracción de soldadura de metales ⁽²⁵⁾

A continuación, con los valores de dureza HVN, obtenidos mediante el carbono equivalente utilizando los datos arrojados se calcula la resistencia a la tensión en el metal de soldadura, TS.

$$TS_{(MPa)} = 3.0Hv + 22.3 \text{ -----(A3.7)}$$

Susuki	HVN	TS_(MPa)
AHSS	294.3	905.2
AHSS-B	316.7	972.4
Yurioka		
AHSS	299.7	921.4
AHSS-B	304.9	937

Severidad Térmica Controlada.



AWS B4.0:2007
An American National Standard

Approved by the
American National Standards Institute
May 2, 2007

Standard Methods for Mechanical Testing of Welds

7th Edition

Supersedes ANSI/AWS B4.0-98

Prepared by the
American Welding Society (AWS) B4 Committee on Mechanical Testing of Welds
Under the Direction of the
AWS Technical Activities Committee

Approved by the
AWS Board of Directors

Abstract

Mechanical test methods that are applicable to welds and welded joints are described. For each testing method, information is provided concerning applicable American National Standards Institute (ANSI), American Society for Testing and Materials (ASTM), and American Petroleum Institute (API) documents; the required testing apparatus, specimen preparation, procedure to be followed, and report requirements are also described.



American Welding Society

550 N.W. LeJeune Road, Miami, FL 33126

10.1 Controlled Thermal Severity (CTS) Test

10.1.1 Scope

10.1.1.1 The Controlled Thermal Severity (CTS) test is used for measuring the susceptibility of weld metal and heat-affected zone (HAZ) to cracking. Cooling rate is controlled through welding heat input, plate thickness, and the number of thermal paths available. The fixture is shown in Figure 10.1.1.

While the primary application is to evaluate base metal composition, the test may also be used to evaluate the effects of welding consumables, heat input, or preheat and postweld heat treatments as well as other process variables. The test evaluates the effects of HAZ cooling rate rather than external restraint.

10.1.1.2 This test is applicable to the following:

(1) Qualification of materials and welding procedures where specific acceptance criteria have been specified, and

(2) Research and development.

10.1.1.3 This test is restricted to base materials thicker than 1/4 in (6 mm).

10.1.1.4 When this standard is specified, the following information shall be furnished:

- (1) Base metal specification/identification;
- (2) Base metal heat treatment;
- (3) Base metal thickness and/or the Thermal Severity Number(s) (TSN) to be tested;
- (4) Base metal rolling direction, if possible;
- (5) Filler metal specification/identification and diameter;
- (6) Type and flow rate of any shielding gas used;
- (7) All welding parameters necessary to define the procedure and the resulting heat input;
- (8) Any preheat, interpass temperature control, or postweld heat treatment to be used; and
- (9) Report form including the type of data and observations to be made.

10.1.2 Normative References. The following standards contain provisions which, through reference in this text, constitute mandatory provisions of this test. For undated references, the latest edition of the referenced standard shall apply. For dated references, subsequent amendments to, or revisions of, any of these publications do not apply.

ASME Documents:

ASME B46.1, *Surface Texture, Surface Roughness, Waviness and Lay*

10.1.3 Summary of Method

10.1.3.1 The CTS test is based on the theory that HAZ cracking will occur independently of external restraint. Cracking is thought to happen when cooling at the start of the austenite to martensite transformation exceeds a critical rate. The test is designed to provide known degrees of thermal severity approximating those seen in common structural joint design and plate thickness.

10.1.3.2 The thermal severity of a welded joint depends upon the heat input of the weld and the combined cross-sectional area of the paths through which heat can flow away from the joint. Heat flow from a joint in which there is one path through which heat can flow is termed a unithermal flow. Unithermal flow through one section of 1/4 in (6 mm) plate is assigned a Thermal Severity Number (TSN) of 1.

10.1.3.3 The test specimen consists of two plates (one square and one rectangular) bolted together as shown in Figure 10.1.2. All dimensions except plate thickness are fixed. Two anchor welds are made as shown in the figure to provide additional restraint.

10.1.3.4 Two test fillet welds are made in the flat position. The specimen is allowed to cool by placing the specimen in the water bath as shown in Figure 10.1.3.

10.1.3.5 The test welds are sectioned and examined for cracks. Hardness measurements may also be made.

10.1.4 Significance

10.1.4.1 This test is used to evaluate weld metal and HAZ susceptibility to cracking under the most common thermal flow conditions.

10.1.5 Definitions and Symbols

10.1.5.1 Unless otherwise stated the following designations are also used.

t_t = the thickness of the top (square) plate

t_b = the thickness of the bottom (rectangular) plate

10.1.5.4 The thermal severity number is a number used to quantify the thermal severity of the joint tested. The number is determined from the following formula:

$$TSN_{\text{tri-thermal}} = 4(t_t + 2t_b)$$

where

$TSN_{\text{tri-thermal}}$ = thermal severity number for tri-thermal heat flow,

t_t = thickness of the top (square) plate, and

t_b = thickness of the bottom (rectangular) plate.

10.1.6 Apparatus

10.1.6.1 A simple fixture is required to hold the specimen so that the test welds can be made in the flat position. Contact between the specimen and conductive materials must be minimized throughout the test.

10.1.6.2 Metallographic equipment is required for polishing and etching sections of the test weld.

10.1.6.3 Microhardness apparatus is required if hardness tests are specified.

10.1.7 Specimens

10.1.7.1 Test specimen components are shown in Figure 10.1.2.

10.1.7.2 The cooling bath arrangement is shown in Figure 10.1.3.

10.1.7.3 Minimum plate thickness is 1/4 in (6 mm).

10.1.7.4 The mating surfaces of the plates are to be ground to provide intimate contact between these parts.

10.1.7.5 The surfaces of the top plate on which test welds are to be deposited are to be machined.

10.1.7.6 Rolling direction shall be identified if possible.

10.1.7.7 Plates are bolted together as shown in Figure 10.1.2 and anchor welds are deposited. The size of the anchor welds should be as given below:

Plate Thickness in (mm)	Weld Size in. (mm)
<5/8 (16)	1/4 (6)
≥5/8 (16)	1/2 (13)

10.1.8 Procedure

10.1.8.1 Test welds are deposited in the flat position using fixturing that minimizes contact between the specimen and thermally conductive surfaces. Between test welds, the specimen shall be allowed to cool by placing the specimen in the water bath as shown in Figure 10.1.3. The test welds are to be single pass fillet welds extending the full length of the top plate. Actual voltage, current, and travel speed shall be recorded.

10.1.8.2 Any postweld heat treatment shall be accomplished immediately after deposition the test welds.

10.1.8.3 The test welds are sectioned as shown in Figure 10.1.4. These are examined metallographically for cracks.

10.1.8.4 Hardness tests may be measured in the weld metal and the HAZ (optional) as shown in Figure 10.1.5.

10.1.9 Report. An example of a suggested data sheet for CTS test results is shown in Figure 10.1.6.

10.1.10 Commentary. A series of CTS tests may be designed to evaluate the relationships between test parameters such as TSN, heat input, filler metal, or process. Commonly, all test parameters but one are held constant. Examples of test series interpretation are:

- (1) TSN at which cracking occurs for a given base metal, heat input, and welding procedure;
- (2) The heat input at which cracking occurs for a given base metal, welding process, and TSN; and
- (3) Base metal variable (chemistry, heat treatment, etc.) at which cracking occurs for a given TSN, heat input, and welding process.

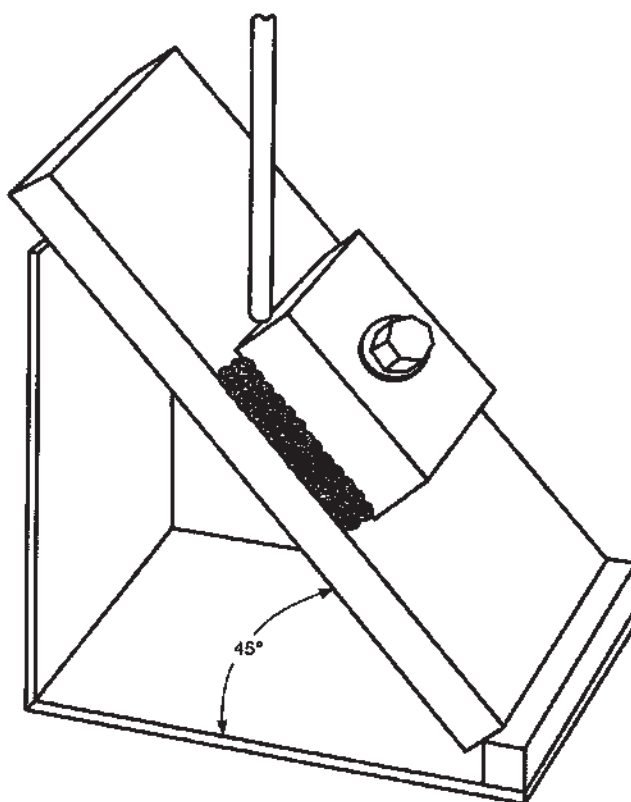
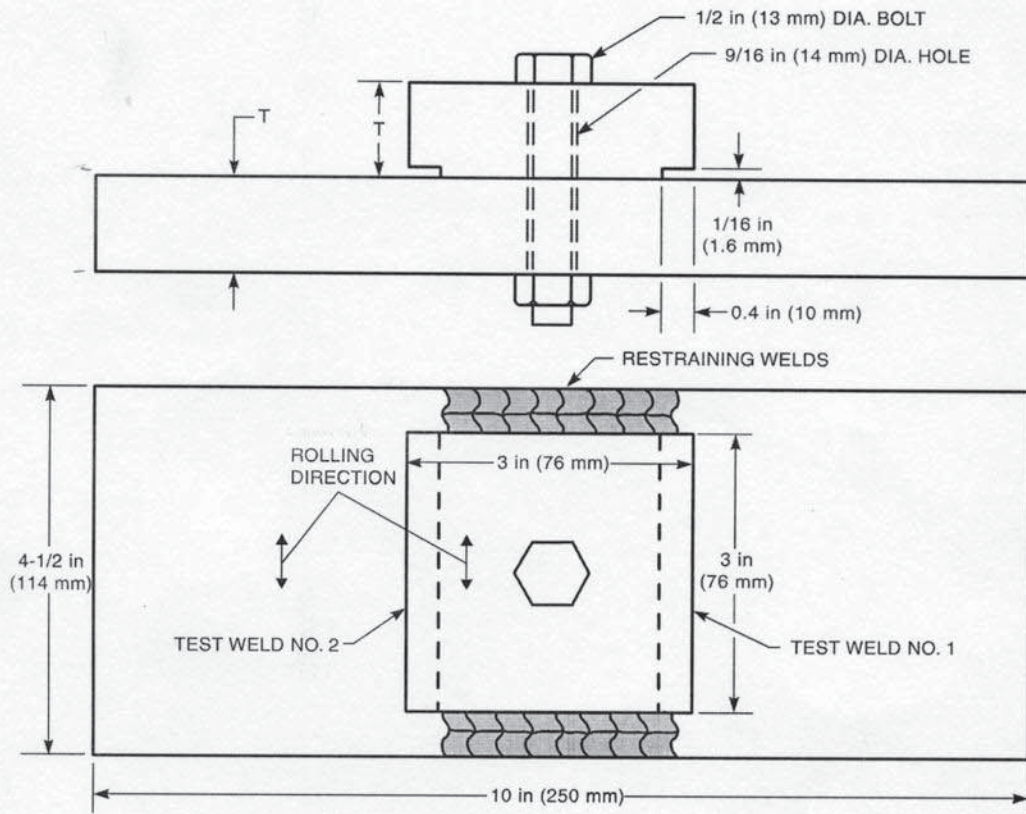


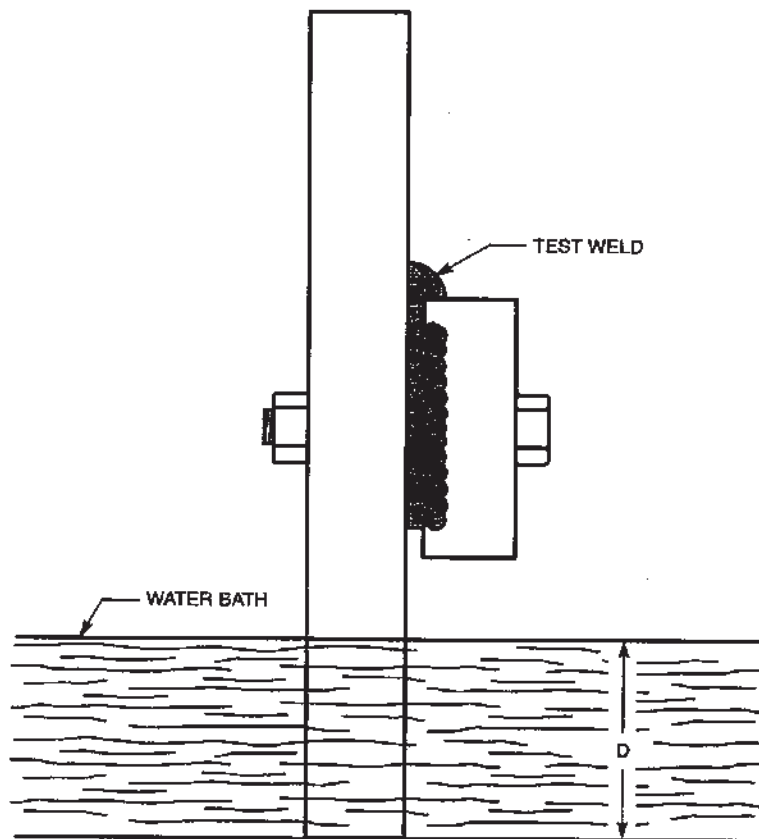
Figure 10.1.1—Fixture Used to Position CTS Specimen for Welding



Notes:

1. Welds are placed on sides opposite cooling bath.
2. Mating surfaces shall be no rougher than 125 microinches (3 micrometers) R_a .

Figure 10.1.2—CTS Test Specimen



Notes:

1. The specimen end that is immersed in the water cooling bath is always opposite to the end containing the test weld being cooled.
2. Water depth (D) should be 2-1/2 in (63 mm).

Figure 10.1.3—Cooling Bath Arrangement for CTS Test

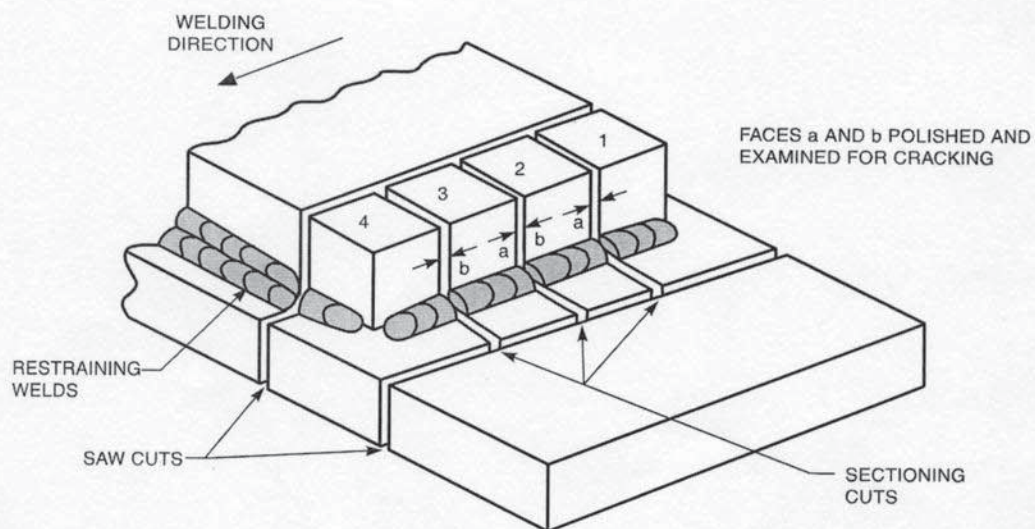


Figure 10.1.4—Sectioning of CTS Specimen

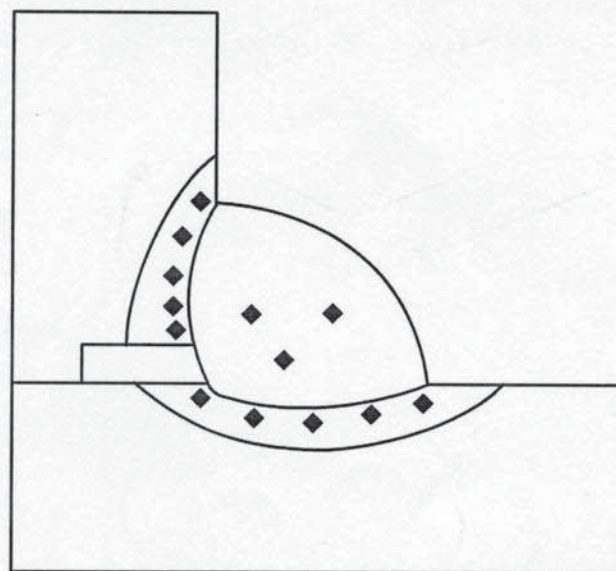


Figure 10.1.5—Typical Location of Microhardness Impressions