

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ESTUDIO DEL EFECTO DE LA DEFORMACIÓN EN LA RESISTENCIA  
AL IMPACTO DE ACEROS UTILIZADOS PARA LA FABRICACIÓN DE  
COMPONENTES AUTOMOTRICES”.**

POR

**ING. ALDO ROMERO TORRES**

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA  
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

SAN NICOLAS DE LOS GARZA NUEVO, LEON, FEBRERO DEL 2012.

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELECTRICA

DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**“ESTUDIO DEL EFECTO DE LA DEFORMACIÓN EN LA RESISTENCIA  
AL IMPACTO DE ACEROS UTILIZADOS PARA LA FABRICACIÓN DE  
COMPONENTES AUTOMOTRICES”.**

POR

**ING. ALDO ROMERO TORRES**

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA  
MECANICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

SAN NICOLAS DE LOS GARZA NUEVO, LEON, FEBRERO DEL 2012.

# UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

## FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

### DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis, recomendamos que la tesis “**Estudio del efecto de la deformación en la resistencia al impacto de aceros utilizados para la fabricación de componentes automotrices**” realizada por el Ing. Aldo Romero Torres sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

---

Asesor

Dr. Arturo Juárez Hernández.

---

Coasesor

Dr. Edgar O. García Sánchez

---

Coasesor

Dr. Francisco Alfredo García Pastor

---

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Febrero del 2012.

## **AGRADECIMIENTOS.**

- A mis padres y hermanos: el Lic. Francisco Alonso Romero Gastelum, la señora Georgina Torres Molina y los jóvenes Alonso Romero Torres y Edgar Romero Torres, por el apoyo y motivación brindado durante mi formación profesional y humana.
- Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado para la realización de mis estudios de posgrado, y su compromiso con el desarrollo tecnológico y científico del país.
- A la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) por recibirme y brindarme la oportunidad de pertenecer al programa doctoral de Ingeniería y Ciencia de los Materiales dentro de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME).
- A la empresa Pintura Estampado y Montaje S.A.P.I. de C.V. (PEMSA) por brindarme la oportunidad de participar en este proyecto de investigación, así como por su compromiso con el desarrollo e innovación tecnológica, en especial al Ing. Ricardo Morales y al M.C. Ismael Ruiz López por su apoyo y consejos brindados para la realización de la presente investigación.
- Al Dr. Arturo Juárez Hernández, por su compromiso, apoyo, motivación y guía en el desarrollo de la presente investigación.
- Al Dr. Marco A. L. Hernández Rodríguez por su apoyo y consejos brindados para fortalecer la investigación desarrollada.
- Al Dr. Edgar O. García Sánchez por el apoyo brindado, consejos y sugerencias en el desarrollo del presente trabajo de investigación.
- Al M.C. Vicente Herrera Lara por el apoyo brindado en la realización de las actividades realizadas para el desarrollo de la presente investigación.



## **DEDICATORIA.**

**A mis Padres y Hermanos.**

# ÍNDICE.

<b>RESUMEN</b> .....	xi
<b>CAPÍTULO 1 .- INTRODUCCIÓN</b> .....	12
<b>CAPÍTULO 2 .- ANTECEDENTES</b> .....	15
2.1 Aceros al carbono y aceros de baja aleación. ....	15
2.1.1 Microestructuras, procesamiento y propiedades de los aceros. ...	15
2.1.2 Diagrama de fases Hierro-Carbono.....	15
2.1.3 Contenido de Carbono y Propiedades. ....	19
2.1.4 Efecto de elementos aleantes en las aleaciones de acero.....	21
2.1.5 Aceros de alta resistencia y baja aleación.....	25
2.1.6 Clasificación de los aceros HSLA. ....	25
2.1.7 Procesamiento de aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA Steels). ....	26
2.1.8 Aceros estructurales de alta resistencia y aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA Steels). ....	29
2.2 Aceros de doble fase (Dual Phase Steels).....	31
2.3 Propiedades mecánicas de los aceros dual-phase.....	35
2.3.1 Endurecimiento por trabajado y comportamiento de cedencia. ....	35
2.3.2 Resistencia a la cedencia y tensión. ....	36
2.3.3 Ductilidad. ....	37
2.4 Descubrimiento, evolución y desarrollo de la prueba de impacto Charpy.....	39
2.4.1 Introducción: Historia de los fenómenos de fractura y el surgimiento de la prueba de impacto Charpy. ....	39
2.4.2 Evolución y desarrollo de la prueba de impacto Charpy.....	42

2.4.3 Estado del arte de la prueba Impact Tensile Crash Test (ITT) para la ingeniería de manufactura.....	44
2.4.4 Principio y descripción de la prueba Impact Tensile Crash Test (Simulated Crash “ITT”).....	47
2.5 Concepto de la prueba de impacto en tensión y normatividad existente. ....	55
2.6 Caracterización mecánica de materiales a altas velocidades de deformación.....	58
2.5.1 Introducción.....	58
2.5.2 Efectos de las pruebas mecánicas para la caracterización de materiales a altas velocidades de deformación.....	59
2.5.3 Velocidad de deformación.....	60
2.5.4 Factores dinámicos. ....	61
2.5.5 Efectos por propagación de ondas. ....	62
2.6 Modelos constitutivos para la descripción de la resistencia de materiales bajo efectos dinámicos: altas velocidades de deformación.....	64
2.6.1 Introducción.....	64
2.6.2 Caracterización mecánica de aceros avanzados a altas velocidades de deformación.....	65
2.6.3 El modelo de Johnson-Cook (JC).....	67
2.6.4 Desarrollo del modelo de Johnson-Cook (JC).....	67
2.7 Simulación de procesos.....	71
2.7.1 Introducción.....	71
2.7.2 Entrada de datos y condiciones de frontera para la simulación de procesos. ....	71
2.7.3 ANSYS. ....	72
2.7.4 Módulo de simulación explícito dinámico de ANSYS Workbench. ....	73

<b>CAPÍTULO 3 .- METODOLOGÍA EXPERIMENTAL. ....</b>	<b>75</b>
3.1 Introducción.....	75
3.2 Análisis químico a través de espectrometría de emisión óptica (chispa) y determinación de porcentaje de carbono y azufre por combustión.....	77
3.3 Análisis microestructural a través de microscopía óptica.....	78

3.4 Prueba de tensión uniaxial. ....	84
3.5 Pre-deformaciones a partir de la prueba de tensión uniaxial. ....	86
3.6 Proceso de validación estadística de la prueba de impacto en tensión. .....	86
3.6.1 Introducción. ....	86
3.6.2 Gráfico de control de lecturas individuales y rangos móviles (Grafico I & MR). ....	87
3.6.3 Matriz de experimentos para la realización del análisis de varianza de dos factores (ANOVA TwoWay). ....	87
3.7 Experimentación final de los aceros HSLA y Dual-Phase a partir de la prueba de impacto en tensión. ....	89
3.7 Análisis de zonas de fractura a través de microscopía electrónica de barrido. ....	96
3.8 Simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión por el método de elemento finito a partir de ANSYS Workbench Release 12.1. ....	98
3.8.1 Metodología para la simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión en probetas sin pre-deformación. ....	98
3.8.2 Metodología para la simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión en probetas con pre-deformación. ....	105
<b>CAPÍTULO 4 .- RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b> .....	109
4.1 Introducción. ....	109
4.2 Análisis químico a través de espectrometría de emisión óptica (arco o chispa) y determinación de porcentaje de carbono y azufre por combustión. ....	110
4.3 Análisis microestructural a través de microscopía óptica.....	111
4.4 Prueba de tensión uniaxial. ....	115
4.5 Pre-deformaciones a partir de la prueba de tensión uniaxial. ....	118
4.6 Proceso de validación estadística de la prueba de impacto en tensión .....	121
4.6.2 Gráfico de control de lecturas individuales y rangos móviles (Grafico I & MR). ....	121
4.6.3 Análisis de varianza de dos factores (ANOVA TwoWay). ....	123

4.7 Experimentación final de los aceros HSLA y Dual-Phase a partir de la prueba de impacto en tensión. ....	126
4.8 Análisis de zonas de fractura a través de microscopía electrónica de barrido. ....	135
4.8.1 Análisis de Fractura del acero SP-782-440Q @ 1.4 mm (acero HSLA).....	135
4.8.2 Análisis de fractura del acero SP-783-590Q @ 1.4 mm (acero Dual-Phase). ....	150
4.9 Simulación de la prueba de impacto en tensión por el método de elemento finito a partir de ANSYS Workbench Release 12.1. ....	156
<b>CAPÍTULO 5 .- CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES. ....</b>	<b>160</b>
5.1 Conclusiones. ....	160
5.2 Recomendaciones. ....	162
<b>ANEXO A.- PROCESO DE DISEÑO DE COMPONENTES MECÁNICOS PARA LA IMPLEMENTACIÓN DE LA PRUEBA DE IMPACTO EN TENSIÓN. ....</b>	<b>163</b>
A.1 Selección de metodología de prueba de impacto en tensión. ....	163
A.3 Diseño mecánico del adaptador para pruebas de impacto en tensión a partir de un equipo de pruebas de impacto tipo Charpy. ....	164
A.4 Interfaz computacional y diagrama funcional equipo de pruebas de impacto Charpy INSTRON modelo SI-1K3 modalidad prueba de impacto en tensión. ....	171
<b>ANEXO B.- PARTICULARIDADES DE LA TÉCNICA DE MAQUINADO POR DESCARGA ELECTRICA Y ANÁLISIS DE ZONAS DE CORTE DE PROBETAS DE PRUEBA. ....</b>	<b>173</b>
B.1 Maquinado por descarga eléctrica. ....	173
B.2 Profundidad del daño superficial debido al proceso de maquinado por descarga eléctrica.....	174
B.3 Caracterización de zonas de corte de probetas de prueba. ....	175
B.3.1 Descripción y finalidad de las actividades de caracterización....	176
B.3.2 Metodología de las pruebas. ....	176

B.3.3 Resultados de caracterización microestructural a través de microscopía óptica.....	178
B.4. Conclusiones y comentarios. ....	181
 <b>ANEXO C.- TEORÍA DE PARTICULAS, DETERMINACIÓN DE LA VELOCIDAD DE REBOTE DE CABEZAL Y FACTOR DE CORRECCIÓN.</b> .....	182
C.1 Generalidades.....	182
C.2 Momento de una partícula. ....	183
C.3 Principio de conservación de momento lineal. ....	183
C.4 Teoría de impacto de partículas.....	183
C.5 Principio mecánico de la prueba de impacto en tensión y cálculo de la velocidad de rebote del cabezal. ....	185
C.6 Determinación del factor de corrección de energía por rebote del cabezal. ....	188
 <b>REFERENCIAS.</b> .....	192
 <b>ÍNDICE DE FIGURAS</b> .....	200
 <b>ÍNDICE DE TABLAS.</b> .....	211

## **RESUMEN.**

En el presente trabajo se presenta la caracterización mecánica a altas velocidades de deformación de aceros de alta resistencia (HSLA y Dual-Phase) sometidos a distintos rangos de pre-deformación, buscando lograr condiciones similares en el material, como las presentes en elementos estructurales procesados por la técnica de estampado. Dicha caracterización mecánica se llevó a cabo a partir de una prueba mecánica llamada prueba de impacto en tensión, la cual se desarrolló a partir de un equipo de pruebas de impacto Charpy comercial (péndulo Charpy), y de esta forma lograr condiciones de esfuerzo y deformación dinámicas en el rango de velocidades de deformación presentes en un choque automotriz, todo esto con la finalidad de desarrollar una metodología que nos permita caracterizar mecánicamente materiales de interés a nivel laboratorio, generando con ello una herramienta que permita la selección del material con mejor respuesta ante este tipo de eventos y lograr un proceso de diseño de componentes automotrices estructurales más eficiente y confiable.

A su vez se realizó análisis microscópico por las técnicas de microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido para determinar las características microestructurales y fenómenos de fractura presentes en los aceros en estudio, bajo los efectos de altas velocidades de deformación, respectivamente.

Finalmente se llevó a cabo la simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión para establecer la correlación y aproximación entre la metodología experimental y los resultados del empleo de modelos constitutivos que consideran los efectos de altas velocidades de deformación.

# **CAPÍTULO 1 .- INTRODUCCIÓN.**

La mejora continua en seguridad, reducción en el consumo de energía, así como la reducción en la emisión de gases contaminantes se han convertido en los temas de mayor interés para la industria automotriz en los años recientes.

El 75% del consumo de energía está relacionado a la masa total del vehículo, por lo que estructuras automotrices ligeras pueden reducir el consumo de combustible y por consiguiente la emisión de contaminantes.

Excepto por la resistencia aerodinámica, todas las demás resistencias generadas en el desplazamiento de un vehículo están relacionadas a su masa total, tal como la resistencia a rodar de los neumáticos, la resistencia de la gravedad durante la cuesta de una pendiente, la resistencia a la aceleración, etcétera.

Ante este tipo de requerimientos el desarrollo del acero ha sido de suma importancia para lograr los parámetros de interés a partir del desarrollo de distintos grados de aceros utilizados en automóviles o en la fabricación actual tales como: aceros desoxidados por Aluminio (Al-Killed Steels), aceros libres de elementos intersticiales (Interstitial Free Steels), aceros endurecidos por horneado (Bake Hardening Steels), aceros al Carbono-Manganeso (C-Mn Steels), aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA Steels), aceros doble fase (DP steels), aceros martensíticos, etc. Estos son utilizados para la manufactura de componentes estructurales automotrices (cuerpo del vehículo) y los componentes que lo envuelven (puertas, cofre, salpicaderas, etc.), motor, sistema de transmisión, chasis y componentes de suspensión.



A su vez la seguridad de los ocupantes (crashworthiness) es de suma importancia, por lo que la caracterización y comprensión de los fenómenos presentes en condiciones similares a las que se presentan en un evento de colisión automotriz así como el establecimiento de modelos constitutivos que describan dichos fenómenos y la determinación de cada uno de sus parámetros permite un ciclo de diseño más eficiente en el desarrollo de la ingeniería de componentes estructurales, a través de la simulación computacional.

Considerando todos estos aspectos la empresa Pintura Estampado y Montaje S.A.P.I. de C.V. (PEMSA), generó la necesidad de caracterizar mecánicamente a altas velocidades de deformación aceros con distintos grados de pre-deformación de alta resistencia (HSLA y Dual-Phase) utilizados en el proceso de estampado y con ello poder determinar el comportamiento ante eventos de colisiones automotrices así como los fenómenos de fractura y aspectos de energía de absorción presentes en dichos eventos, permitiendo con ello establecer un criterio de selección de materiales para componentes críticos en secciones estructurales de carrocerías automotrices.

### **Hipótesis.**

“La pre-deformación inducida en componentes estructurales automotrices por medio del proceso de estampado genera un cambio en la capacidad de absorción de energía (toughness) de aceros de alta resistencia (HSLA y Dual-Phase) cuando es sometido a altas velocidades de deformación, lo cual es característico de los eventos de colisión automotriz”.

### **Objetivo general.**

Establecer y desarrollar una prueba de ensayos mecánicos que nos permita la caracterización mecánica de aceros de alta resistencia en el rango de altas velocidades de deformación.

### **Objetivos específicos.**

- Diseño e implementación de componentes para la modificación de un equipo de pruebas de impacto (Péndulo Charpy) en la modalidad prueba de impacto en tensión.
  
- Caracterización mecánica de un acero HSLA y Dual-Phase de alta resistencia sometidos a un porcentaje de pre-deformación utilizados en aplicaciones de componentes estructurales automotrices por medio de la prueba de impacto en tensión.
  
- Caracterizar por microscopia óptica para la determinación de las fases presentes en los aceros en estudio y su influencia en las propiedades mecánicas.
  
- Caracterización de zonas de fractura generadas durante el ensayo de aceros HSLA y Dual-Phase por la prueba de impacto en tensión a través de microscopia electrónica de barrido.
  
- Simulación computacional de los aceros caracterizados bajo las condiciones dinámicas presentes en la prueba de impacto en tensión para su correlación con los datos experimentales.
  
- Determinación del comportamiento mecánico de aceros de alta resistencia (HSLA y Dual-Phase) bajo efectos dinámicos a altas velocidades de deformación.

## **CAPÍTULO 2 .- ANTECEDENTES.**

### **2.1 Aceros al carbono y aceros de baja aleación.**

#### **2.1.1 Microestructuras, procesamiento y propiedades de los aceros.**

El desempeño de los aceros depende de las propiedades asociadas con sus microestructuras, esto es, distribución, fracción en volumen, tamaño y morfologías de las distintas fases que constituyen una sección macroscópica de acero con una composición química y condición de procesamiento. Debido a que todas las fases en los aceros son cristalinas, las microestructuras de los aceros están compuestas de diversas estructuras cristalinas, algunas veces de 3 o 4 estructuras distintas, las cuales son mezcladas físicamente por fenómenos de solidificación, cambios de fase en estado sólido, deformación en caliente, deformación en frío y tratamientos térmicos. Cada tipo de microestructura y producto es desarrollado para distintos rangos de propiedades características a través de rutas de procesamiento específicas que controlan y explotan cambios microestructurales. Así, las tecnologías de procesamiento no solo dependen de la microestructura sino que también son utilizadas para lograr la microestructura final. Por ejemplo, la formabilidad de láminas de acero depende de la fase simple de ferrita presente en la microestructura de aceros de bajo carbón rodados en frío y aceros recocidos, mientras que aceros de alta resistencia y resistentes al desgaste se han mejorado desarrollando microestructuras consistentes en carburos finos así como precipitados finos de martensita a partir de granos finos de austenita en aceros de alto contenido de carbón y dureza [1]

#### **2.1.2 Diagrama de fases Hierro-Carbono.**

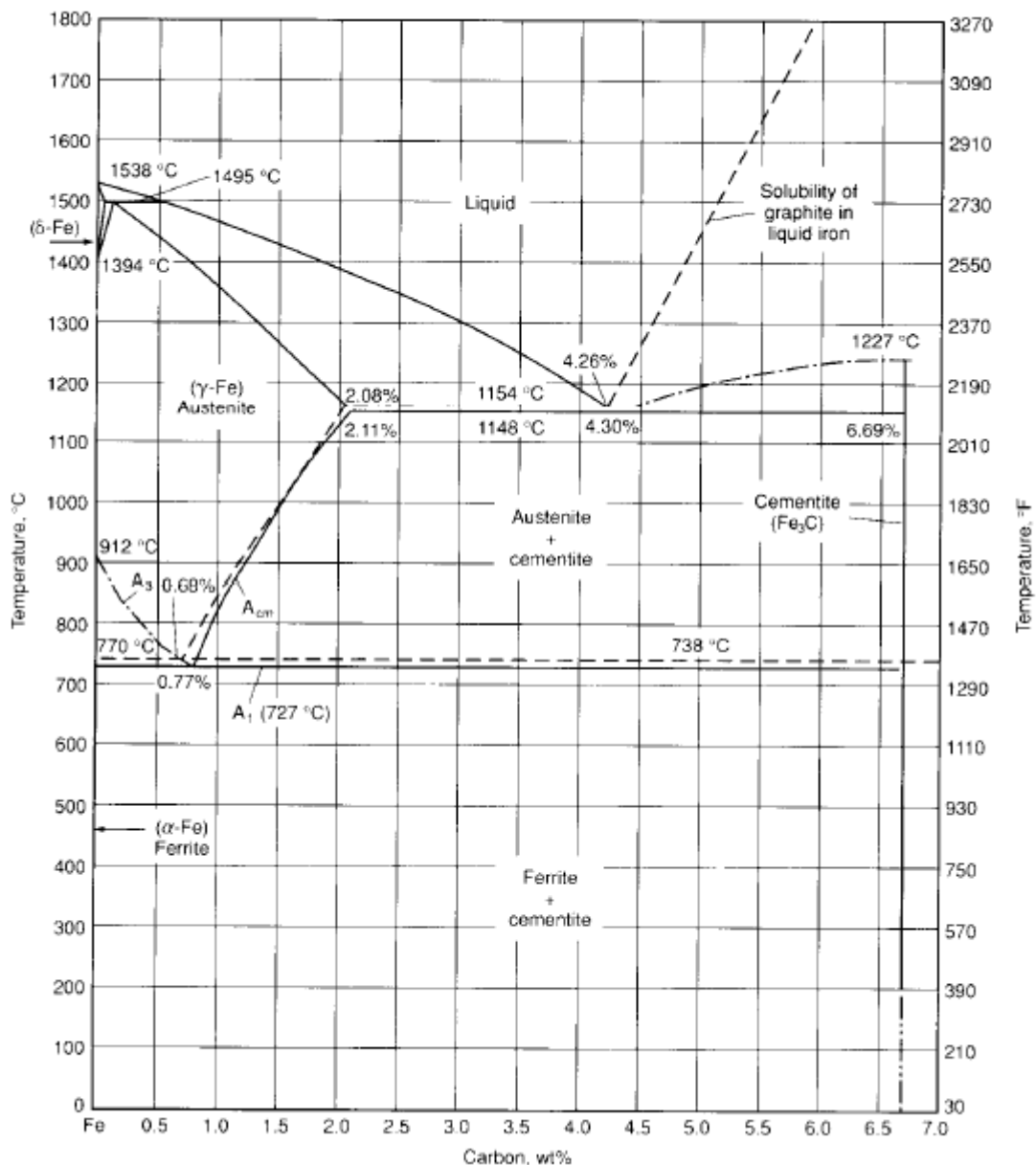
El componente en mayor proporción en los aceros es el hierro, el cual se encuentra presente en dos estructuras cristalinas distintas por debajo de

su punto de fusión. Una de ellas es la estructura cristalina cubica centrada en el cuerpo (BCC-Body Centered Cubic), la cual es estable por debajo de la temperatura ambiente hasta 912°C y de 1394°C hasta el punto de fusión (1530°C). En el primer rango de temperatura citado, el hierro BCC es conocido como ferrita-alfa (ferrita- $\alpha$ ), mientras que en el rango de mayor temperatura es conocido como ferrita-delta (ferrita- $\delta$ ). La otra estructura cristalina, la cual es estable entre 912°C y 1394°C, es la estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC-Face Centered Cubic), conocida como austenita o hierro-gamma (hierro- $\gamma$ ).

Los aceros también contienen cantidades de carbono en un rango bastante pequeño, del orden de 0.005 % en peso en aceros de ultrabajo carbón, laminas de acero desgasificadas en vacio, a un máximo de 2% en peso en los aceros de alto contenido de carbono utilizados para la fabricación de herramientas. El carbono cambia profundamente las relaciones de fase, microestructuras y propiedades de los aceros. Generalmente, el contenido de carbono se mantiene en niveles de porcentaje bajos en aceros que requieren alta ductilidad, alta resistencia al impacto, y buena soldabilidad, y en porcentajes altos en aceros que requieren alta resistencia, alta dureza, resistencia a la fatiga, y resistencia al desgaste.

La Figura 2.1 muestra el diagrama de fases Hierro-Carbono. El carbono es un elemento estabilizador de la austenita y expande el rango de temperaturas en que la austenita es estable. Su solubilidad es mayor en la austenita (un máximo de 2.11 % en peso en equilibrio con la cementita a 1148°C) que en la ferrita (un máximo de 0.0218 % en peso en equilibrio con la cementita a 728°C). La solubilidad del carbono en la ferrita y austenita se encuentra en función de la temperatura; cuando los átomos de carbono no pueden mas ser acomodados en los sitios intersticiales octaédricos entre los átomos de hierro, una nueva fase que puede acomodar más átomos de carbono en su estructura cristalina se formará [2]. Esta fase es designada como cementita o carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) y posee una estructura cristalina ortorrómbica. La formación de cementita, y la dependencia de la solubilidad

del carbono en las fases austenita y ferrita con respecto a la temperatura, controlado por la aleación y procesamiento, proporciona la gran variedad de microestructuras y propiedades en los aceros.



**Figura 2.1 Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono hasta un 6.67% en peso de Carbono. Las líneas sólidas representan el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C; mientras que las líneas punteadas representan el diagrama Hierro-Gráfico [1].**

Las aleaciones de Hierro-Carbono que contienen hasta un 2% en peso de Carbono son clasificadas como aceros, mientras que aquellas que poseen más de 2% en peso de Carbono son clasificadas como Hierros. El grafito es una fase mucho más estable que la cementita; su formación se promueve por una alta concentración de Carbono y la presencia de grandes

cantidades de elementos tales como el Silicio. Por lo tanto, el grafito es una fase importante en hierros fundidos pero es raramente encontrada en aceros. Cuando el grafito es formado, los límites de solubilidad y rangos de temperatura para la estabilidad de fase son ligeramente cambiados, tal como se indica por las líneas punteadas en la Figura 2.1.

El dominio de la fase austenita (Figura 2.1), es la base para el trabajado en caliente y el tratamiento térmico de aceros al carbono. La fase simple de austenita es fácilmente trabajada en caliente; por lo tanto, secciones masivas de acero pueden ser reducidas a secciones de menor tamaño en formas estructurales. La austenita, al enfriarse, se transforma en otras microestructuras. Si es enfriada lentamente bajo condiciones próximas al equilibrio, la austenita presentará cambios a una mezcla de las fases ferrita y cementita; si es enfriada rápidamente, esta fase cambiará a la fase conocida como martensita. Dichas transformaciones proveen las bases para los tratamientos térmicos aplicados en la producción de aceros. Por lo tanto, la estabilidad a altas temperaturas de la austenita en el hierro y aleaciones Hierro-Carbono así como las transformaciones en estado sólido de la austenita al enfriarse crean diversas oportunidades de optimizar la forma, tamaño de sección, microestructura y propiedades para una gran variedad de aplicaciones.

Las temperaturas de procesamiento para la formación y transformación de la austenita son establecidas por las temperaturas críticas que conforman los límites entre los distintos campos de fases del diagrama hierro-carbono (Figura 2.1). Las temperaturas críticas como función del contenido de carbono las cuales inicialmente fueron identificadas por los cambios en las pendientes en las historias térmicas presentes en las curvas de calentamiento enfriamiento, y son designadas por la letra "A" si las condiciones de equilibrio se aplican, las designaciones  $Ae_1$ ,  $Ae_3$  y  $Ae_{cm}$ , o simplemente  $A_1$ ,  $A_3$  y  $A_{cm}$ , son utilizadas para indicar los límites superiores del campo o dominio de las fases ferrita-cementita, el límite entre los campos ferrita-austenita y austenita, y los límites entre los campos de la austenita y austenita-cementita. Si se aplican condiciones de calentamiento (las cuales

superan las temperaturas críticas relativas al equilibrio) entonces las designaciones  $Ac_1$ ,  $Ac_3$  y  $Ac_{cm}$ , son utilizadas para indicar las temperaturas críticas con la letra “c” que se deriva del francés chauffant (calefacción). Mientras que si son aplicadas condiciones de enfriamiento entonces las designaciones  $Ar_1$ ,  $Ar_3$  y  $Ar_{cm}$ , son utilizadas con la letra “r” que se deriva del francés refroidissant (enfriamiento). Existe una histéresis en las temperaturas de transformación (esto es, las temperaturas Ac son mayores que las temperaturas Ae y las temperaturas Ar son menores que las temperaturas Ae) debido a que el calentamiento y enfriamiento continuo permiten el tiempo suficiente para una transformación controlada por difusión a las temperaturas de equilibrio [1].

En adición al hierro y carbono, los aceros contienen diversos elementos más que cambian los límites de los dominios del diagrama hierro-carbono. Elementos como el manganeso y níquel son elementos estabilizadores de la austenita, los cuales disminuyen las temperaturas críticas de transformación de fases. Elementos como el silicio, cromo y molibdeno son elementos estabilizadores de la fase ferrita y elementos formadores de carburos, los cuales incrementan las temperaturas críticas y compactan el campo o dominio de la fase austenita [3]. Otros elementos, como el titanio, niobio, vanadio, forman una dispersión dependiente de la temperatura de nitruros, carburos o carbonitruros en la austenita. Estos efectos deben de ser tomados en cuenta cuando se establecen los rangos de temperatura de procesamiento de aleaciones comerciales.

### **2.1.3 Contenido de Carbono y Propiedades.**

La Figura 2.2 muestra gráficamente la dureza del acero como función del contenido de carbono para distintos tipo de microestructuras presentes en dicha aleación. La dureza es fácilmente medida y generalmente es directamente proporcional a la resistencia e inversamente proporcional a la ductilidad y resistencia a la fractura. A su vez la Figura 2.2 muestra las relaciones entre dureza y contenido de carbono como intersecciones de líneas, de hecho son mejor representadas como bandas debido a que diversos factores pueden causar variaciones en la dureza en una

determinada microestructura. Por ejemplo, la resistencia de microestructuras ferríticas de bajo carbono es demasiado sensible al tamaño de grano, mientras que aquellas microestructuras con grandes cantidades de perlita son demasiado sensibles al espaciamiento interlaminar de la cementita y la ferrita [4].

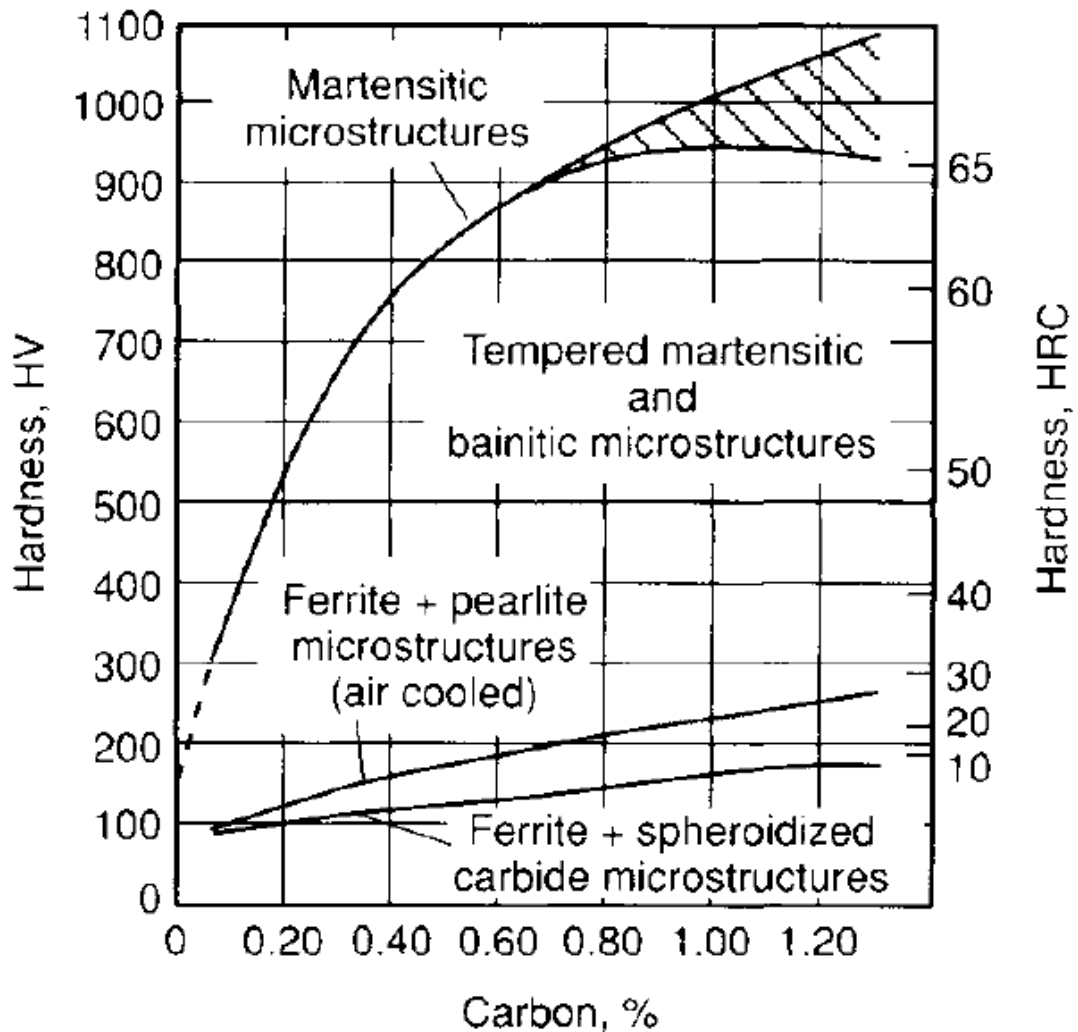


Figura 2.2 Dureza como función del contenido de carbono para diversas microestructuras en aceros. Las áreas que presentan achurado indican el efecto de la austenita retenida en cada una de las fases [4].

Todos los tipos de microestructuras incrementan su resistencia con el contenido de carbono, pero las microestructuras martensíticas presentan los incrementos más dramáticos en dicha propiedad. Debido a la baja solubilidad de carbono en la fase ferrita, el carbono es primariamente concentrado formando carburos. Por lo tanto, la mayoría de los aceros de alta resistencia con medio y bajo contenido de carbono es debido a un



mayor porcentaje en volumen y a una dispersión fina o uniforme de carburos en la fase ferrita. El tamaño de grano de la matriz ferrítica y morfología tienen un efecto significativo en el comportamiento mecánico de los aceros en cualquier nivel de contenido de carbono [1].

La Figura 2.1 muestra que los tipos de microestructuras pueden ser producidos en el acero para un determinado contenido de carbono. Existen, sin embargo, límites prácticos a dicha particularidad. Aceros de bajo carbono no presentan un endurecimiento suficiente para formar la fase martensita, excepto en las secciones de bajo espesor, y por lo tanto es producida principalmente con microestructuras ferríticas, las cuales presentan una excelente ductilidad para operaciones de trabajado en frío y formado. En el otro extremo, aceros de medio y alto carbono aleados con cromo, níquel, y/o molibdeno tendrán alto endurecimiento para la formación de martensita o bainita que otras microestructuras que solo son formadas solo por tratamientos térmicos de recocido.

#### **2.1.4 Efecto de elementos aleantes en las aleaciones de acero.**

Los aceros forman uno de los grupos más complejos de aleaciones de uso común. El efecto sinérgico de los elementos aleantes y los tratamientos térmicos producen una gran variedad de microestructuras y propiedades (características). Los efectos de los distintos elementos aleantes en la fabricación de acero y características del mismo son modificados por la influencia entre cada uno de ellos. Dichas interrelaciones deben de ser consideradas cuando se evalúa un cambio en la composición del acero. Entre los principales elementos aleantes que modifican las propiedades del acero tenemos los siguientes [5]:

- **Carbono.-** Presenta una tendencia moderada a la segregación, fenómeno que es mayormente significativo en este elemento. El carbono, tiene un gran efecto en las propiedades del acero, es el principal elemento que aporta endurecimiento. La resistencia a la tensión en la condición de rolado de aceros incrementa a medida que el contenido de

carbono aumenta (hasta un 0.85% C). La ductilidad y soldabilidad disminuye a medida que el contenido de carbono incrementa.

- **Manganeso.-** Tiene una de las menores tendencias a la macrosegregación que otros elementos aleantes en los aceros. El manganeso es benéfico para la obtención de buena calidad superficial en aceros en todos los rangos de contenido de carbono. A su vez contribuye a la resistencia y dureza, pero en un grado menor que el carbono; la cantidad en que se incrementa es dependiente del contenido de carbono presente en la aleación. El incrementar el contenido de manganeso disminuye la ductilidad y soldabilidad, pero en menor medida que el carbono. El manganeso tiene un fuerte efecto en incrementar la templabilidad de los aceros.
- **Fosforo.-** Segrega, pero en menor medida que el carbono y azufre. El incrementar el contenido de fosforo incrementa la resistencia y dureza y disminuye la ductilidad y resistencia a la fractura (Notch Impact Toughness) en la condición de rolado. La disminución en ductilidad y resistencia a la fractura es mayor en la condición de temple y revenido de aceros de alto contenido de carbono. Altos contenidos de fosforo son especificados en aceros de bajo carbono para incrementar la maquinabilidad de aceros.
- **Azufre.-** El incrementar el contenido de azufre disminuye la ductilidad transversal y resistencia al impacto, pero tiene solo un ligero efecto en las propiedades mecánicas longitudinales, a su vez la soldabilidad disminuye con el incremento de este elemento. Este es perjudicial para la calidad superficial, particularmente en los aceros de bajo contenido de carbono y manganeso
- **Silicio.-** Es uno de los principales elementos desoxidantes utilizados en la fabricación de aceros; por lo tanto, la cantidad de silicio presente es relativa al tipo de acero que se pretende producir. El silicio es en menor medida menos eficaz que el manganeso en el aumento de la resistencia y la dureza, y presenta una ligera tendencia a la segregación.
- **Cobre.-** Tiene una tendencia moderada a la segregación. El cobre en cantidades considerables es perjudicial para las operaciones de

trabajado en caliente. El cobre afecta adversamente la soldabilidad por forja, pero no perjudica seriamente la soldadura por arco eléctrico u oxiacetileno. A su vez es perjudicial a la calidad superficial y eleva la cantidad de defectos superficiales en aceros resulfurizados. El cobre, sin embargo, es benéfico para mejorar la resistencia a la corrosión atmosférica; cuando se presenta en cantidades que exceden un 0.20% son denominados como aceros resistentes al desgaste (Weathering Steels).

- **Plomo.-** Es adicionado en ocasiones a las aleaciones de aceros a través de dispersión mecánica durante el vertido de metal con el propósito de mejorar las propiedades de maquinado de aceros. Estas adiciones se encuentran presentes en el rango de 0.15 a 0.35%.
- **Boro.-** Es adicionado a aceros completamente desoxidados (killed steels) para mejorar su templabilidad. Aceros tratados al boro son producidos con un porcentaje de 0.0005 a 0.003%.
- **Cromo.-** Es generalmente adicionado a los aceros para incrementar su resistencia a la corrosión y oxidación, para incrementar su templabilidad, resistencia a altas temperaturas, o para mejorar la resistencia a la abrasión en composiciones con alto contenido de carbono. Es un elemento altamente formador de carburos. Puede ser utilizado como elemento para mejorar la templabilidad de los aceros, es frecuentemente utilizado con elementos que mejoran la resistencia a la fractura tal como el níquel para obtener propiedades mecánicas superiores. A elevadas temperaturas, el cromo contribuye en el incremento de la resistencia, en donde es utilizado de manera conjunta para estas aplicaciones en conjunto con el molibdeno.
- **Níquel.-** Cuando es utilizado como elemento aleante en aceros de construcción, es un elemento de refuerzo (formador) de la fase ferrita. Debido a que este elemento no forma carburos en el procesamiento del acero, permanece en solución en la fase ferrítica, por lo que refuerza la resistencia a la tensión y fractura de la fase ferrita. Los aceros al níquel son fáciles de tratar térmicamente debido a que el níquel disminuye la tasa de enfriamiento crítica. En combinación con el cromo el níquel produce aleaciones de acero con mejores templabilidades, mayores

resistencias al impacto, y mejores propiedades a la fatiga que las que pueden ser obtenidas en aceros al carbono.

- **Molibdeno.-** Es adicionado en aceros para la construcción en cantidades en el rango de 0.10 a 1.00%. Cuando el molibdeno se encuentra en solución sólida en la austenita previo al temple, el tiempo de reacción para la transformación de fase se vuelve considerablemente lenta comparada con los aceros al carbono. El molibdeno puede inducir endurecimiento secundario durante el revenido de aceros templados e incrementa la resistencia a la termofluencia (creep strength) en aleaciones de baja aleación.
- **Niobio.-** Pequeñas adiciones de niobio incrementan la resistencia a la cedencia, y en menor grado, la resistencia última a la tensión de aceros al carbono. La adición de niobio en el orden de 0.02% puede incrementar la resistencia a la cedencia en aceros de medio carbono de 70 a 100 MPa. Este incremento en la resistencia puede ser acompañado con la afectación de la resistencia a la fractura a menos que se tomen las medidas pertinentes para el refinamiento de tamaño de grano durante el laminado en caliente.
- **Aluminio.-** Es ampliamente utilizado como un elemento desoxidante para el refinamiento de tamaño de grano. Cuando es adicionado a los aceros en cantidades específicas, controla el crecimiento del tamaño de grano de la austenita en aceros recalentados. De todos los elementos aleantes, el aluminio es el más efectivo en el control del crecimiento de grano previo al temple. El titanio, zirconio y vanadio también son efectivos en la inhibición del crecimiento de tamaño de grano; sin embargo para aceros con aplicaciones estructurales en donde son tratados térmicamente (templados y revenidos) estos tres elementos aleantes pueden tener efectos adversos en la templabilidad debido a que sus carburos son demasiado estables y difíciles de disolver en la austenita previo al proceso de temple.

### **2.1.5 Aceros de alta resistencia y baja aleación.**

Los aceros de alta resistencia y baja aleación por sus siglas en inglés (HSLA- High Strength Low Alloy Steels), o aceros microaleados, son designados para proveer mejores propiedades mecánicas y/o mejor resistencia a la corrosión atmosférica que los aceros al carbono convencionales. No son considerados como aceros aleados en el sentido común de la expresión debido a que son diseñados para lograr propiedades mecánicas específicas más que una composición química (los aceros HSLA presentan esfuerzos a la cedencia mayores a los 275 MPa). La composición química de un acero HSLA típico puede variar para diferentes espesores para poder lograr las propiedades mecánicas deseadas. Los aceros HSLA presentan bajos contenidos de carbono (0.05 a 0.25 % C) con la finalidad de producir una adecuada formabilidad y soldabilidad, y tienen contenidos de manganeso hasta un 2%. Pequeñas cantidades de cromo, níquel, molibdeno, cobre, nitrógeno, vanadio, niobio, titanio y zirconio son utilizadas en diversas combinaciones.

Los aceros HSLA son comúnmente suministrados en la condición de rolado o laminado. A su vez son suministrados en una condición de rolado controlado por normalizado y endurecido por precipitación para lograr requerimientos específicos en propiedades mecánicas. Las aplicaciones principales de los aceros HSLA incluyen tuberías de gas y aceite, barcos, estructuras marinas, automóviles y recipientes a presión [6].

### **2.1.6 Clasificación de los aceros HSLA.**

Los aceros HSLA comúnmente utilizados incluyen los siguientes tipos:

- **Aceros resistentes al desgaste (Weathering Steels).**- Diseñados para presentar resistencia a la corrosión atmosférica superiores que los aceros comunes.
- **Aceros controlados por laminación.**- Rolados en caliente acorde a un proceso de rolado predeterminado para obtener una estructura austenítica altamente deformada que se transformará en una estructura ferrítica fina equiaxial durante el enfriamiento.

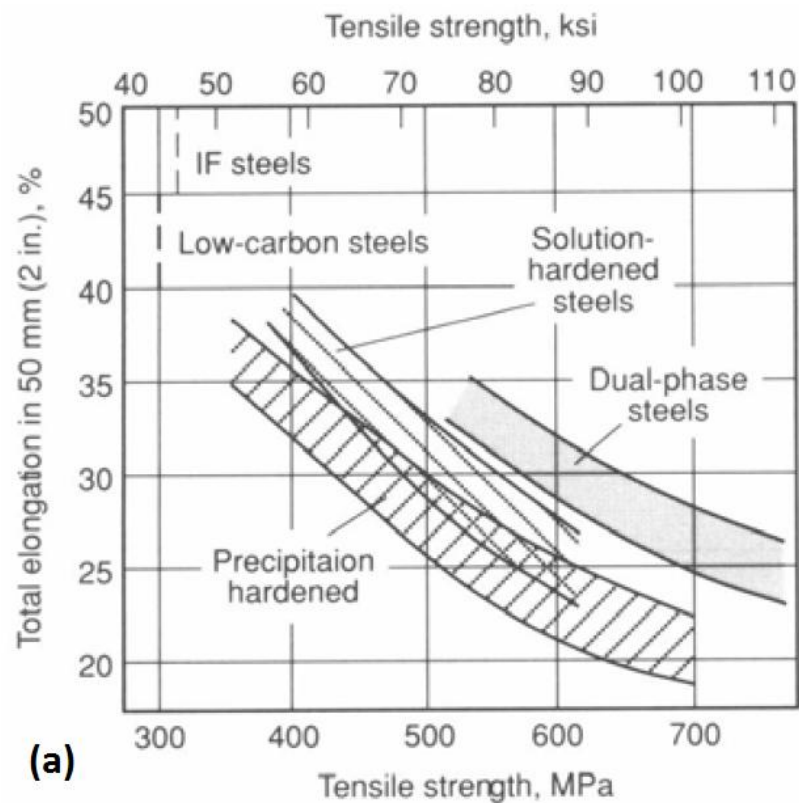
- **Aceros reducidos en perlita.-** Aceros reforzados por granos de ferrita sumamente finos y endurecidos por precipitación pero con bajo contenido de carbono y por lo tanto con muy poca o nula cantidad de la fase perlítica.
- **Aceros microaleados.-** Aceros con pequeñas adiciones (generalmente menor al 0.10% cada uno) de elementos como niobio, vanadio, y/o titanio para el refinamiento de tamaño de grano y/o endurecidos por precipitación.
- **Acero ferrítico acicular.-** Aceros con bajo contenido de carbono con suficiente endurecimiento para transformar durante el enfriamiento a una estructura ferrítica acicular de alta resistencia (bainita de bajo carbono) en lugar de la estructura ferrítica poligonal.
- **Aceros doble fase (Dual Phase Steels).-** Procesados para obtener una microestructura de ferrita con un contenido de pequeñas regiones de martensita con alto contenido de carbono uniformemente distribuidas, obteniendo como resultado un producto con bajo límite de esfuerzo a la cedencia y una alta tasa de endurecimiento por trabajado, para de esta forma proveer un acero de alta resistencia de formabilidad superior.

Los diversos tipos de aceros HSLA puede estar compuestos también por pequeñas adiciones de calcio, elementos de tierras raras o zirconio para el control de la forma de inclusiones de sulfuros [7].

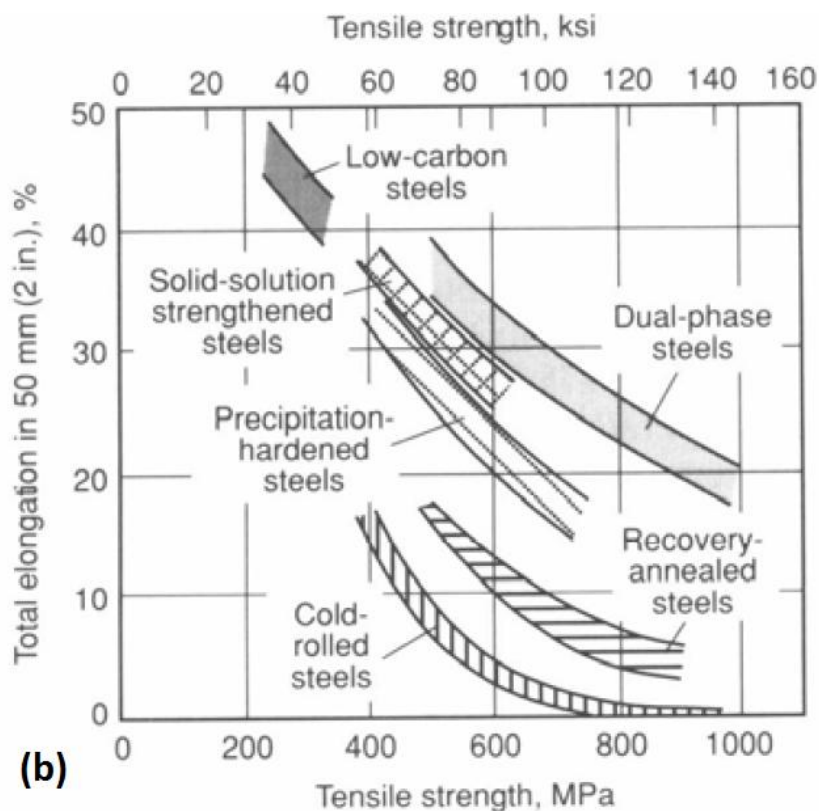
### **2.1.7 Procesamiento de aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA Steels).**

Los aceros HSLA son primeramente laminados en caliente a productos trabajados mecánicamente (láminas, barras, placa y secciones estructurales) y son comúnmente suministrados en la condición de laminado en caliente. Sin embargo, la producción de aceros HSLA laminados en caliente implica un procesamiento de laminado especial que permite mejorar las propiedades mecánicas deseadas. Estas técnicas de procesamiento incluyen las siguientes particularidades:

- **El laminado controlado** de aceros HSLA reforzados por precipitación para obtener granos de austenita fina y/o granos de austenita altamente deformada, la cual durante el enfriamiento transformará en granos de ferrita fina la cual incrementará la resistencia a la fractura así como el límite de cedencia.
- **El enfriamiento rápido**, preferentemente, aceros HSLA laminados de manera controlada para producir granos de ferrita finos durante la transformación de la austenita. Estas tasas de enfriamiento no pueden ser demasiado rápidas como para formar ferrita acicular, ni demasiado lentas como para causar el sobrevejecido de precipitados.
- **El temple o enfriamiento acelerado en agua o aire** de aceros al bajo carbono ( $\leq 0.08\% \text{ C}$ ) que poseen una adecuada templabilidad para transformar en bainita de bajo contenido de carbono (ferrita acicular). Esta microestructura ofrece una excelente combinación de altos límites de cedencia (275 a 690 MPa) excelente soldabilidad y formabilidad, y alta resistencia a la fractura (el laminado controlado es necesario para obtener temperaturas bajas de transición dúctil-frágil).
- **El normalizado** de aceros HSLA con contenidos de vanadio para refinar el tamaño de grano, para de esta forma incrementar la resistencia a la fractura y los límites de cedencia del material.
- **El recocido intercrítico** de aceros HSLA (y también de aceros al manganeso con bajos contenidos de carbono) para obtener una microestructura de doble fase (islas de martensita dispersa en una matriz de ferrita). Esta microestructura presenta límites de cedencia menores, pero debido a su alta capacidad de endurecimiento por trabajado, provee una mejor combinación entre ductilidad y resistencia a la tensión que los aceros HSLA convencionales, así como una formabilidad mejorada (Figura 2.3) [8].



(a)



(b)

Figura 2.3 Propiedades a tensión y de formado de aceros de doble fase y libres de intersticiales, a) relación resistencia-deformación para diversos aceros laminados, b) relación resistencia-deformación para diversos aceros laminados en frío y c) propiedades de estampado profundo de diversos grados hojas (laminas) de acero [9].



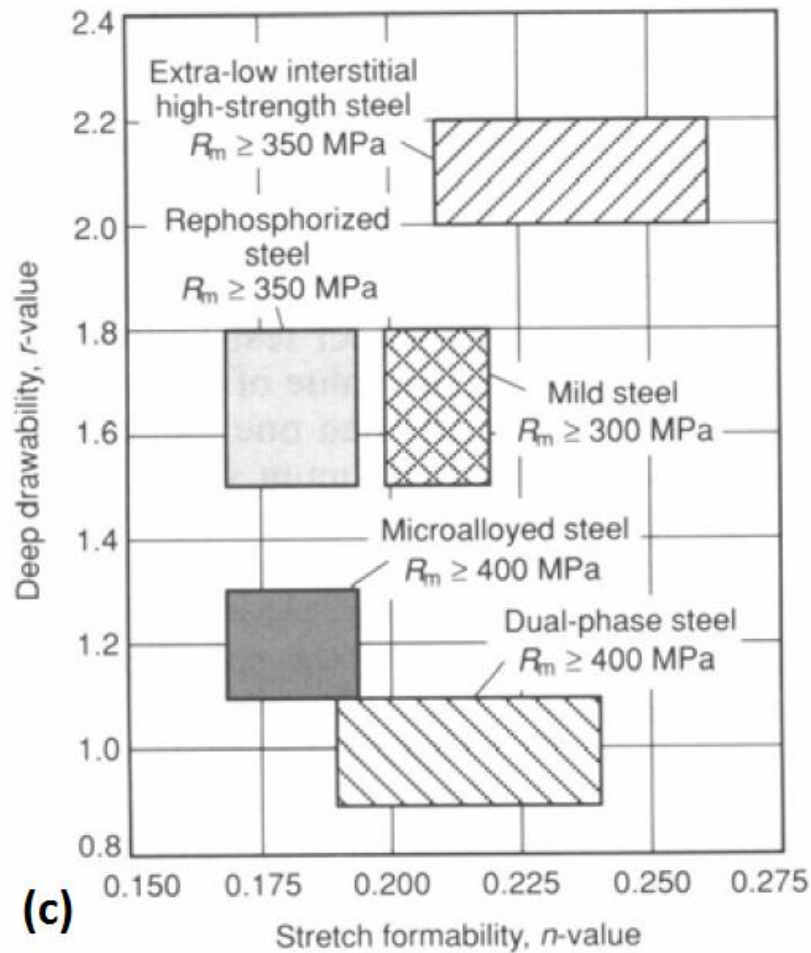


Figura 2.3 Propiedades a tensión y de formado de aceros de doble fase y libres de intersticiales, a) relación resistencia-deformación para diversos aceros laminados, b) relación resistencia-deformación para diversos aceros laminados en frío y c) propiedades de estampado profundo de diversos grados hojas (laminas) de acero [9].

### 2.1.8 Aceros estructurales de alta resistencia y aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA Steels).

Los aceros al carbono de alta resistencia y aceros de alta resistencia y baja aleación estructurales presentan límites de cedencia mayores a 275 MPa y pueden ser divididos en cuatro clasificaciones principales:

- Aceros al carbono-manganeso laminados.
- Aceros laminados de alta resistencia y baja aleación (HSLA Steels) (también conocidos como aceros microaleados).
- Aceros al carbono tratados térmicamente (normalizados o templados y revenidos).
- Aceros de baja aleación tratados térmicamente.

Los aceros de baja aleación tratados térmicamente y los aceros laminados HSLA presentan menor temperatura de transición dúctil-frágil que los aceros al carbono (Figura 2.4) [8].

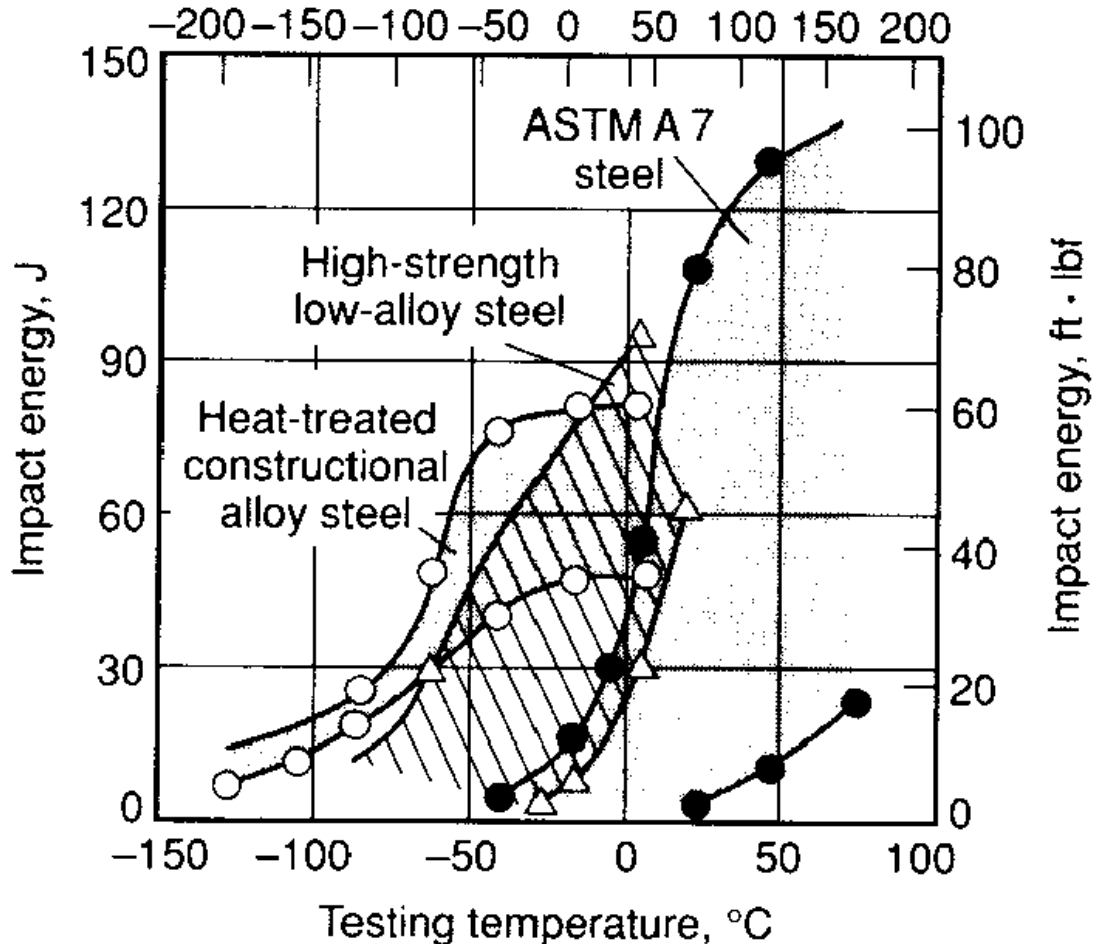


Figura 2.4 Comparación general de la resistencia a la fractura Charpy V- Notched para un acero al carbono dúctil (Mild-Carbon Steel), acero HSLA y un acero para construcción tratado térmicamente [8].

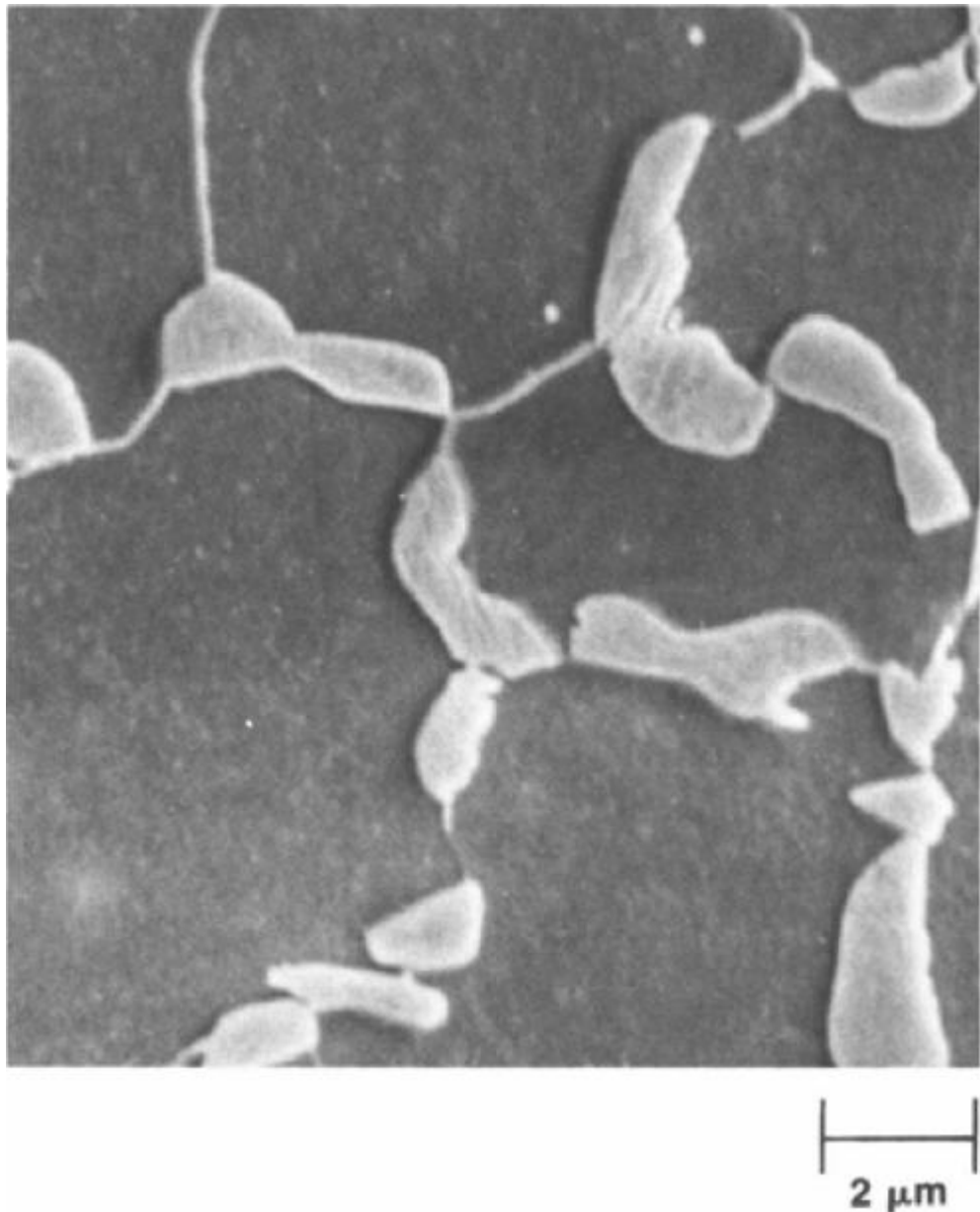
Es común clasificar estos cuatro tipos de aceros como aceros de alta resistencia estructurales, los cuales básicamente se definen de esta manera por tener esfuerzos de cedencia superiores a los 275 MPa. Aunque actualmente los aceros que presentan particular interés son los aceros HSLA, debido a que son una alternativa atractiva debido a su gran relación entre precio y resistencia. Son utilizados para reducir tamaños de secciones para aplicaciones específicas sometidas a cargas, lo cual permite reducir peso. Las reducciones en tamaño de geometrías específicas resultan de igual forma benéficas para la obtención de la resistencia deseada durante

los procesos de producción del acero. Si los aceros son suministrados en la condición de rolado en caliente o en la condición de tratamiento térmico, los niveles de resistencia tienden a disminuir a medida que el tamaño de las secciones obtenidas aumentan. En la condición de laminado en caliente o normalizado de los aceros, se obtienen resultados de microestructuras gruesas (granos grandes y perlita gruesa) que se obtiene de las bajas tasas de enfriamiento en el tren de laminación para las secciones más gruesas. Mientras que en las condiciones de temple y revenido, las bajas resistencias obtenidas son debido a que la temperatura de transformación se incrementa a medida que el espesor de la sección incrementa y la cantidad de martensita disminuye progresivamente.

## **2.2 Aceros de doble fase (Dual Phase Steels).**

Los aceros doble fase (Dual Phase Steels) son una nueva clase de aceros de alta resistencia baja aleación (HSLA Steels). Esta clase de aceros se caracteriza por presentar valores de resistencia a la cedencia de aproximadamente 550 MPa con una microestructura consistente de 20% de martensita dispersa en una matriz suave (dúctil) de ferrita. El termino doble o dual se refiere a una microestructura predominantemente compuesta por dos fases, ferrita y martensita (Figura 2.5). Sin embargo, pequeñas cantidades de otras fases pueden estar presentes, tales como bainita, perlita o austenita retenida [10].

Además de altos valores de resistencia a la tensión, otras propiedades únicas de estos aceros son que presentan un comportamiento continuo de cedencia, una resistencia a la cedencia paralelo al 0.2% en deformación baja, y un porcentaje de elongación alto comparado con otros aceros HSLA con resistencias similares.



**Figura 2.5 Microestructura ferrita-martensita de un acero dual phase (0.66% C, 1.5% Mn; templado en agua desde una temperatura de 760°C) [10].**

Aunque las investigaciones iniciaron a principios de los años 70 de manera limitada en los aceros dual phase [11], un interés intenso comenzó con trabajos realizados en 1975 y 1976. Un estudio realizado en 1975 demostró que un proceso de recocido continuo en el rango de temperatura intercrítico producía aceros con una microestructura compuesta por ferrita y martensita y una ductilidad superior a aquella presente en aceros reforzados por precipitación o solución sólida en aceros HSLA convencionales (Figura 2.6) [12].

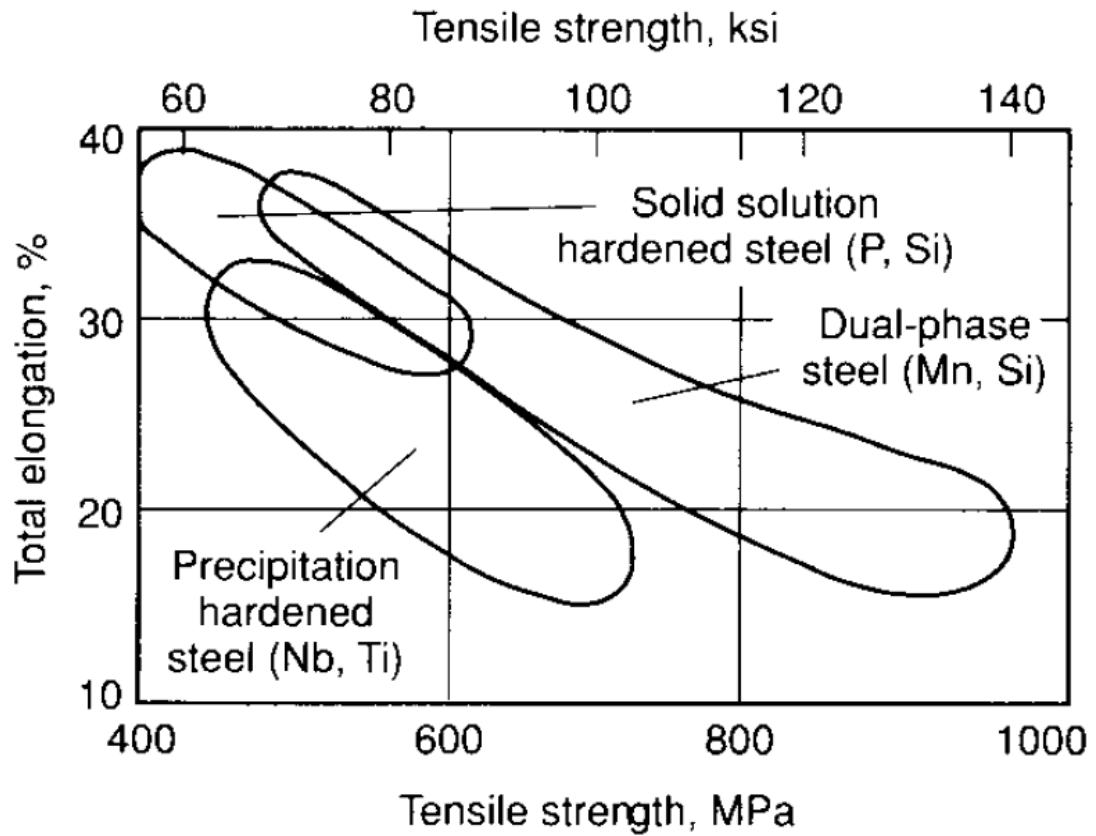


Figura 2.6 Relación entre la resistencia a la tensión y elongación total para diversas hojas (láminas) de aceros HSLA [12].

Un estudio realizado en el año de 1976 demostró que el tratamiento térmico en el rango intercrítico de aceros HSLA al vanadio-nitrógeno genera un incremento en la ductilidad a un nivel de resistencia de 550 MPa (Figura 2.7) [12]. Este estudio demuestra que el incremento de la ductilidad se ve acompañado por un incremento en la formabilidad de piezas automotrices [13].

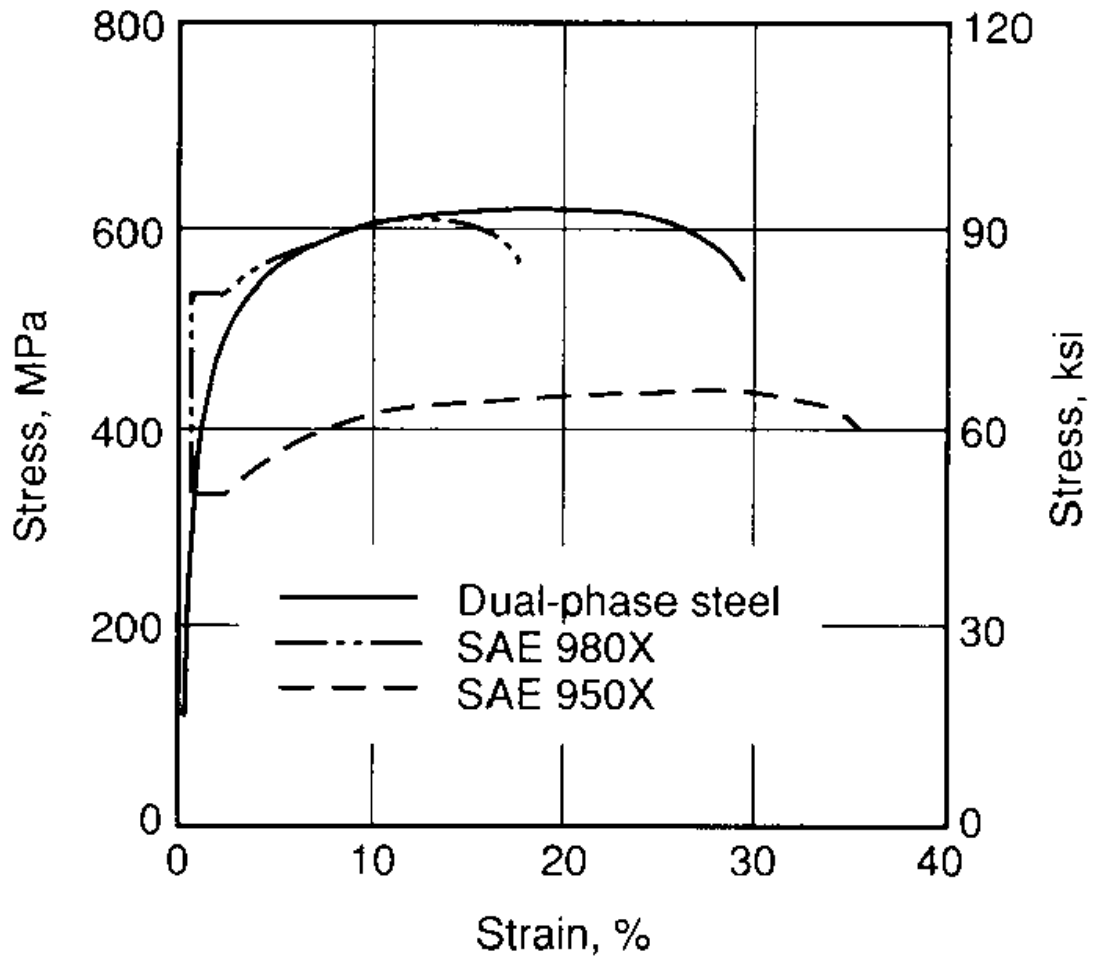


Figura 2.7 Curvas esfuerzo-deformación para laminas de acero HSLA SAE 950X y SAE 980X (con resistencia a la cedencia de 340 a 550 MPa) y láminas de acero dual-phase (con límites de cedencia de 550 MPa) [13].

La Tabla 2.1 muestra composiciones químicas típicas de aceros dual-phase. De manera general, estos aceros, contienen un porcentaje de carbono menor al 0.1%, lo cual garantiza que puedan ser soldados por procesos de spot welding. El contenido de carbono a su vez produce cerca del 20% de la fase martensita en la microestructura después del recocido intercrítico y enfriamiento rápido. El manganeso es adicionado en cantidades de 1 a 1.5% para garantizar suficiente templabilidad en el acero para que de esta forma la martensita sea formada durante un enfriamiento rápido. El cromo y molibdeno se adicionan en cantidades usualmente por debajo del 0.6%. El silicio es adicionado para proveer endurecimiento por solución solida. Pequeñas cantidades de elementos microaleantes tales como el vanadio, niobio y titanio deben de ser añadidas para obtener endurecimiento por precipitación y/o control del tamaño de grano. En nitrógeno debe de ser

adicionado para intensificar los efectos de endurecimiento por precipitación del vanadio [10].

**Tabla 2.1 Composiciones químicas típicas de aceros dual-phase [10]**

Production method	Composition, wt %						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	N
Continuous annealing, hot-rolled gage	0.11	1.43	0.61	0.12	0.08	0.06	0.01
Continuous annealing, cold-rolled gage	0.11	1.20	0.40	...	...	...	...
Box annealing	0.12	2.10	1.40	...	...	...	...
As rolled	0.06	0.90	1.35	0.50	0.35	...	...

## 2.3 Propiedades mecánicas de los aceros dual-phase.

### 2.3.1 Endurecimiento por trabajado y comportamiento de cedencia.

En general, los aceros dual-phase no presentan un límite de cedencia marcado. La combinación de grandes esfuerzos residuales y una alta movilidad de dislocaciones en la ferrita causan que se presente flujo plástico fácilmente a bajas deformaciones plásticas [14]. Como resultado, la cedencia ocurre a través de diversos sitios en la fase ferrita, y el límite de cedencia discontinuo es eliminado (Figura 2.7).

El proceso de endurecimiento por trabajado en los aceros dual-phase puede ser separado en tres etapas [14]. En la primera etapa (0.1 a 0.5% de deformación), el endurecimiento por trabajado toma lugar rápidamente debido a la eliminación de esfuerzos residuales y la presencia de esfuerzos recíprocos debido a la incompatibilidad plástica de ambas fases. En la segunda etapa (0.5 a 4% de deformación), la transformación de la austenita retenida ocurre. Finalmente, en la tercera etapa (4 a 18% de deformación), son formadas células con estructura de dislocaciones, y la deformación adicional en la ferrita es gobernada por recuperación dinámica y deslizamiento interplanar y por una eventual cedencia de la martensita.

El comportamiento de endurecimiento por deformación en los aceros dual-phase es, por lo tanto, bastante complejo, especialmente en las etapas iniciales. Sin embargo, se cree que la alta tasa de endurecido por

deformación inicial contribuye a la buena formabilidad de estos aceros, comparada con los aceros HSLA de resistencias similares [13].

A su vez la ausencia de un límite de cedencia elimina la formación de bandas de Luders y asegura que se obtenga un buen acabado superficial después del formado del material.

### 2.3.2 Resistencia a la cedencia y tensión.

Basado en la teoría de reforzamiento por compuestos, la resistencia de los aceros dual-phase incrementa cuando la fracción en volumen o la resistencia (dureza) de la martensita se incrementa (Figura 2.8) [11].

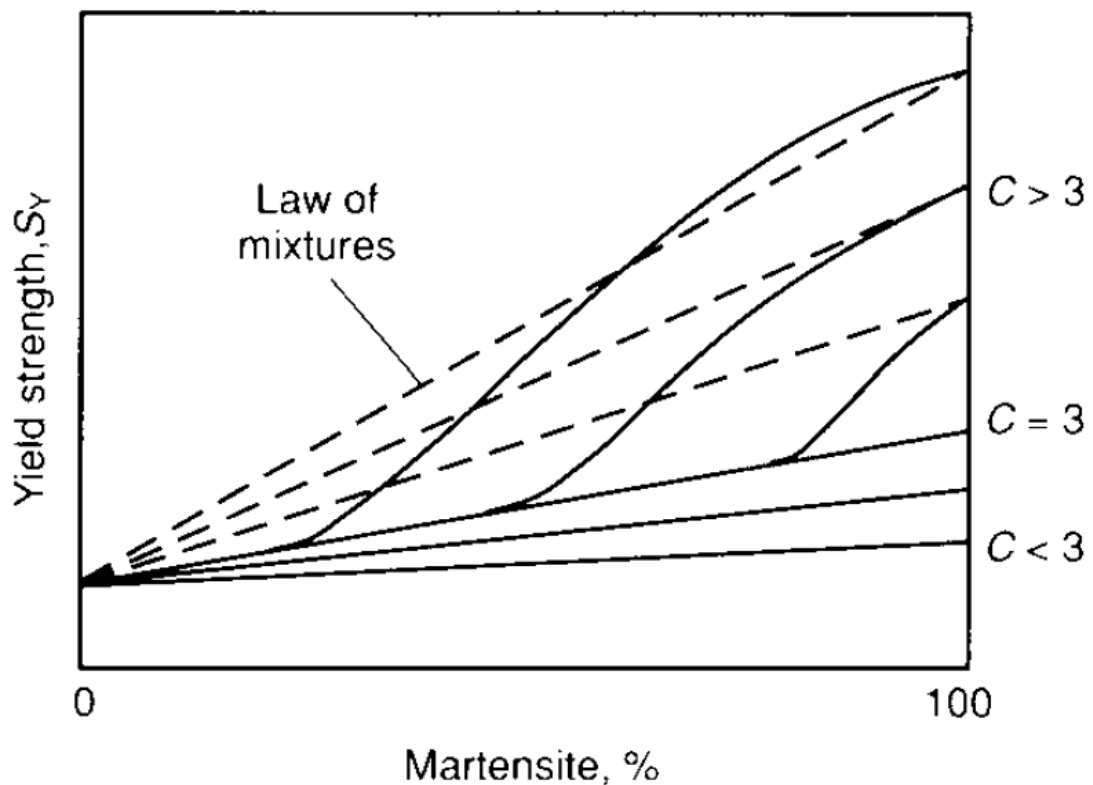
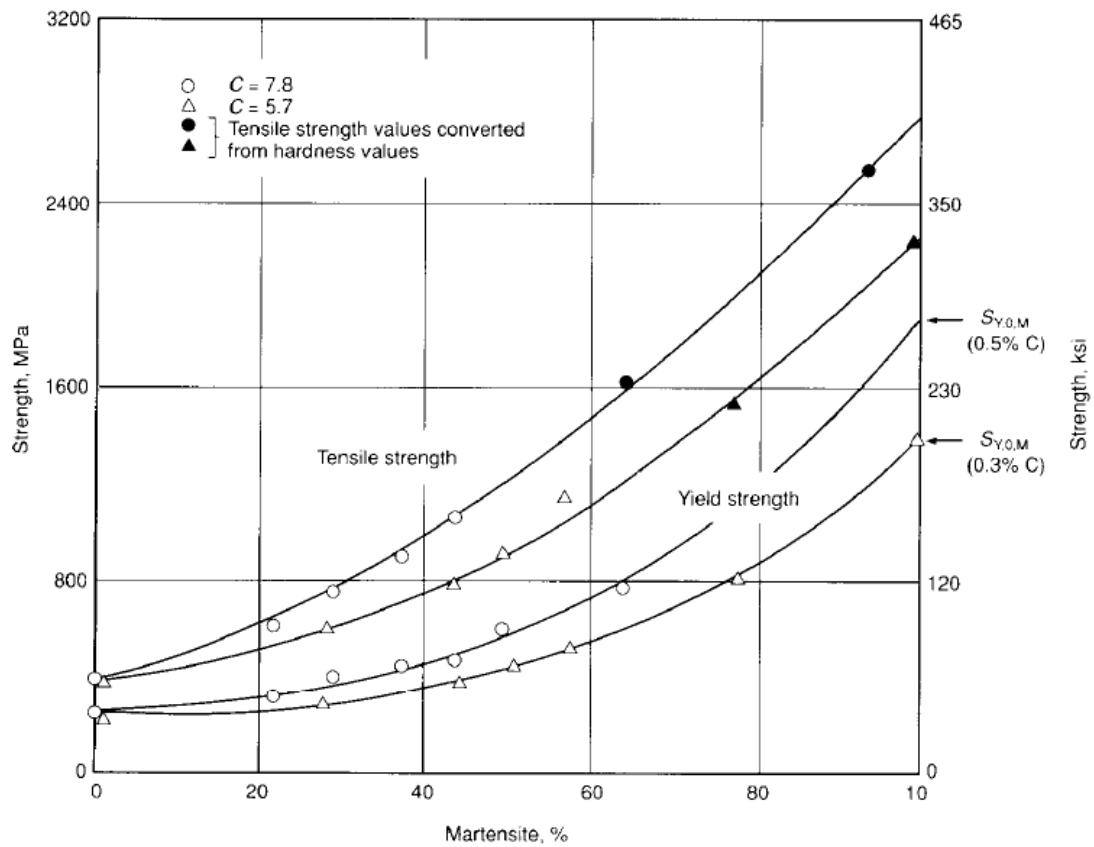


Figura 2.8 Efecto de la proporción de la resistencia a la cedencia de la martensita en la resistencia a la cedencia a la ferrita (definida como C) en la resistencia a la cedencia de la mezcla de fases ferrita-martensita [11].

Información actual para aceros con 1.5% de manganeso soportan esta idea, lo cual se muestra en la Figura 2.9, donde los puntos sólidos indican los valores de resistencia a la tensión convertidos de valores de durezas.  $S_{Y, O, M}$  indica el intercepto de la resistencia a la cedencia de la



martensita; C, proporción de la resistencia a la cedencia de la martensita en la resistencia a la cedencia de la ferrita. Adicionalmente, la resistencia de la mezcla de fases incrementa a medida que la resistencia de la fase ferrita o fase de la matriz incrementa [15]. Tal y como ya se dijo, la resistencia de la martensita depende principalmente del contenido de carbono de la fase, y es determinada por las condiciones de recocido intercrítico y el contenido original del acero. Mientras que la resistencia de la ferrita depende del tamaño de grano y la contribución de los elementos aleantes en el endurecimiento por solución sólida.



**Figura 2.9 Resistencia a la cedencia y a la tensión de mezclas de ferrita-martensita en aceros con 1.5% de manganeso. [15].**

### 2.3.3 Ductilidad.

La mejor ductilidad de los aceros dual-phase han sido atribuidas a diversas causas, incluyendo el bajo contenido de carbono de la fase ferrita, la capacidad de deformarse en la zona plástica de la fase martensita, la cantidad de ferrita epitaxial, y la cantidad de austenita retenida. De estos factores, sin embargo, la cantidad de austenita retenida y la forma en que se

transforma con la deformación plástica ha ganado mayor aceptación como explicación de esta mejora en ductilidad. En el caso en donde la cantidad de austenita retenida se ha incrementado controlando el ciclo de recocido, la ductilidad ha presentado un valor máximo (Figura 2.10) [16].

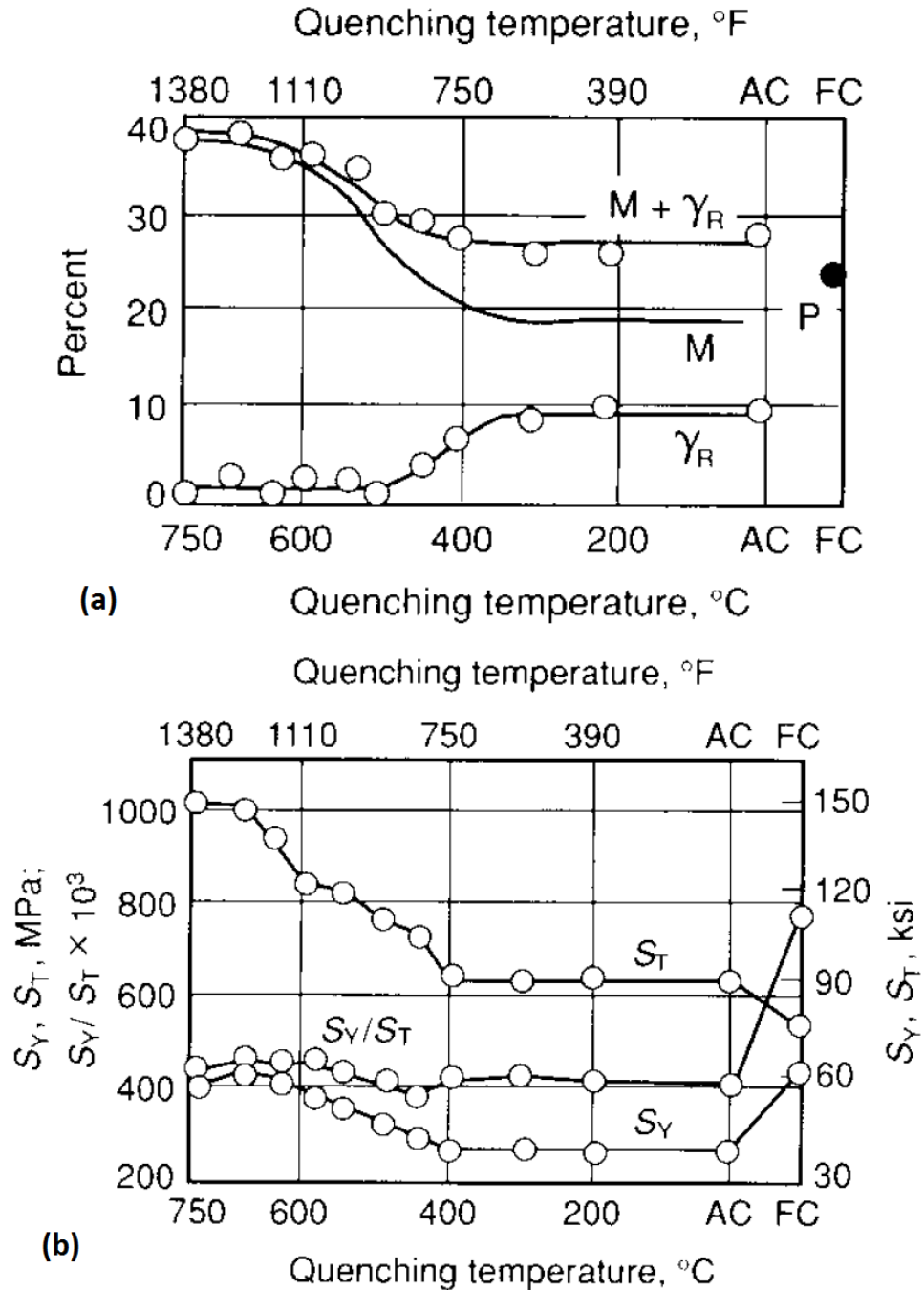


Figura 2.10 Variación en propiedades seleccionadas en un acero 0.1C-0.2Si-2Mn enfriado a distintas temperaturas desde 750°C y templado. AC, air cool; FC, furnace cool. (a) Variación en el contenido de austenita retenida,  $\gamma_R$ ; P, perlita; M, martensita. (b) Variación en el límite de cedencia,  $S_Y$ , y esfuerzo a la tensión,  $S_T$ . (c) variación en la elongación total,  $E_t$ , elongación uniforme  $E_u$ , y deformación por bandas de Luders [16].

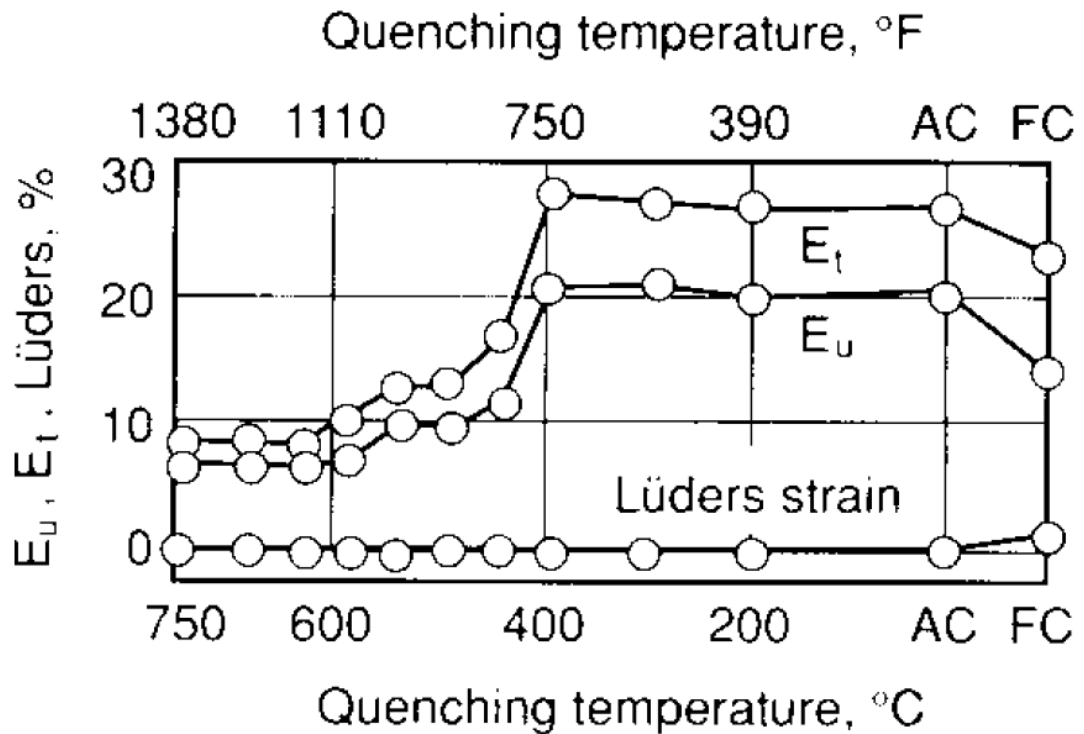


Figura 2.10 Variación en propiedades seleccionadas en un acero 0.1C-0.2Si-2Mn enfriado a distintas temperaturas desde 750°C y templado. AC, air cool; FC, furnace cool. (a) Variación en el contenido de austenita retenida,  $\gamma_R$ ; P, perlita; M, martensita. (b) Variación en el límite de cedencia, SY, y esfuerzo a la tensión, ST. (c) variación en la elongación total, Et, elongación uniforme Eu, y deformación por bandas de Luders [16].

## 2.4 Descubrimiento, evolución y desarrollo de la prueba de impacto Charpy.

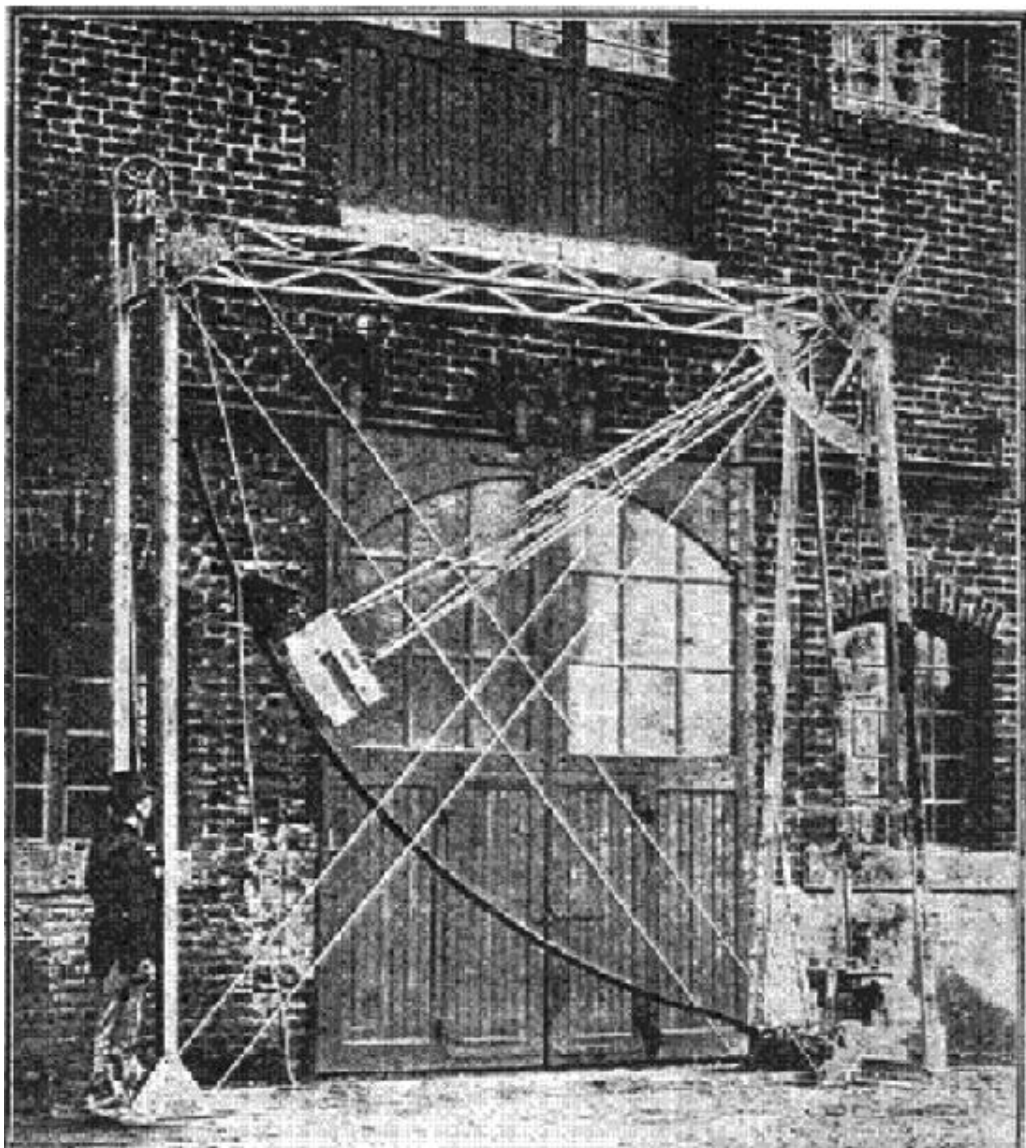
### 2.4.1 Introducción: Historia de los fenómenos de fractura y el surgimiento de la prueba de impacto Charpy.

La historia de los fenómenos de fractura específicamente del tipo frágil se inició con las investigaciones del científico francés Augustin Georges Albert Charpy el cual primeramente inventó y descubrió pruebas de impacto a partir de un péndulo a principios del siglo 20 [17].

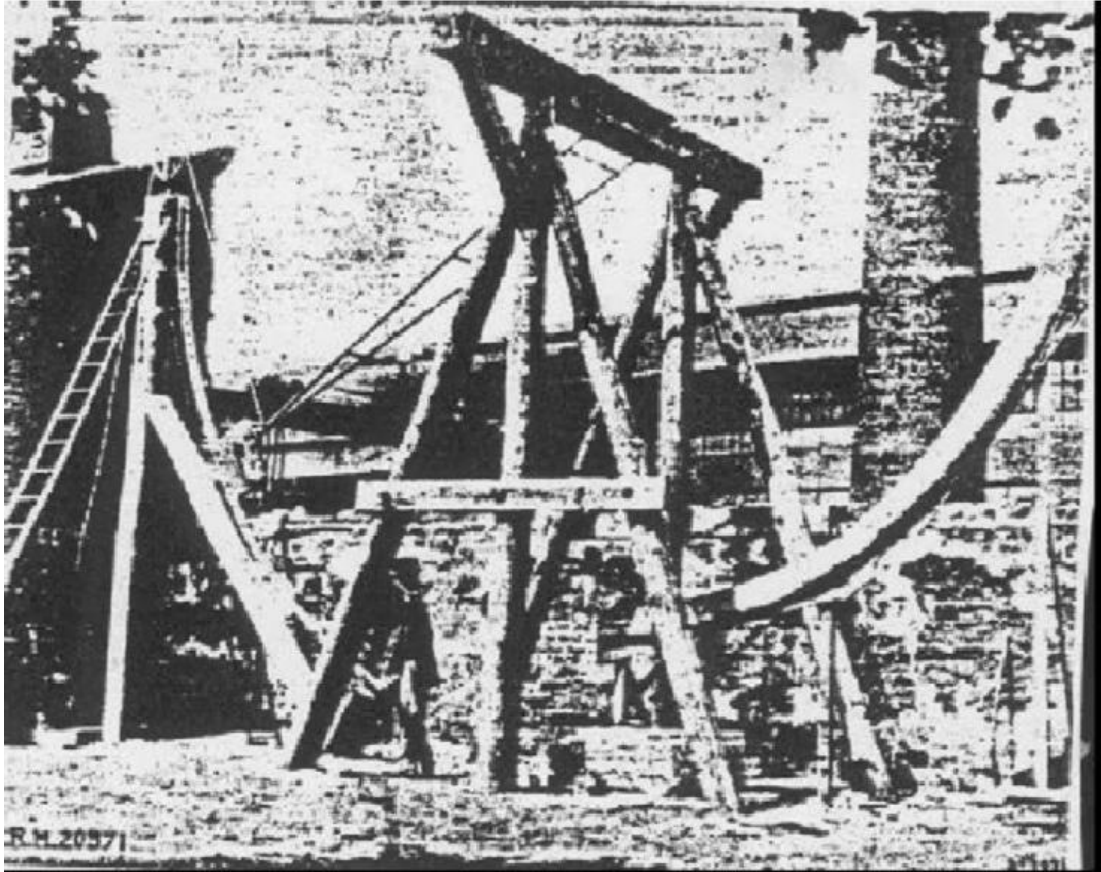
Diversos trabajos de carácter científico de gran utilidad fueron desarrollados por el equipo de trabajo del investigador francés Charpy, en las instalaciones de los laboratorios de Francia, iniciando a partir del año de 1904 con la finalidad de determinar la cantidad de energía absorbida por un

material durante el fenómeno de fractura, la cual es mejor conocida como una propiedad de los materiales denominada resistencia a la fractura (toughness).

En aquellos tiempos el equipo de trabajo de Charpy realizó diferentes tipos de experimentos en los distintos equipos de prueba desarrollados. Primeramente las pruebas de péndulo Charpy fueron llevadas a cabo en un dispositivo de gran escala y pruebas más interesantes fueron desarrolladas en una plataforma con soporte de madera durante el periodo de 1910 como se ilustra en la Figura 2.11 y Figura 2.12 [17].

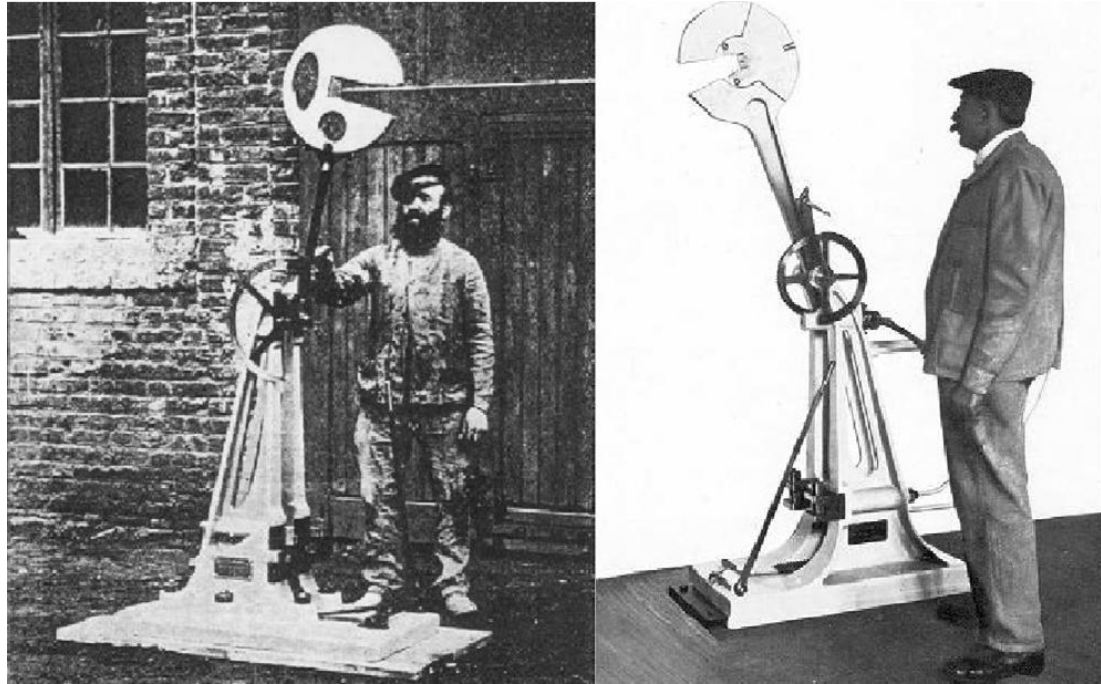


**Figura 2.11 Primera prueba de péndulo Charpy. Intento realizado a gran escala en la escuela de ingeniería de París, en el año de 1910 [17].**



**Figura 2.12 Primera prueba del péndulo Charpy realizado en un soporte de banco de madera, en el año de 1910 [17].**

Principalmente se reunió gran cantidad de evidencia experimental en el periodo de 1920 a 1930 la cual mostraba que altas tasas de deformación aplicadas a temperaturas cercanas a o ligeramente por debajo de la temperatura ambiente en presencia de probetas con muescas resultaban más propicias a fallar por fractura frágil o repentina. Las cuales fueron llevadas a cabo en el primer péndulo para muestras del tipo Charpy V-Notched desarrollado en el periodo de 1910 a 1920 la cual contaba con una capacidad de 300 Joules, utilizable a nivel laboratorio tal como se muestra en la Figura 2.13.



**Figura 2.13 Primer péndulo de pruebas de impacto Charpy V-Notched (1910-1920) con una capacidad de 300 J a escala laboratorio [17].**

Este tipo de problema fue identificado en un gran número de fallas catastróficas en estructuras de aceros ferríticos, y mientras la ciencia de la mecánica de la fractura permite cada vez más una aproximación rigurosa en el diseño de aceros ferríticos para contrarrestar este fenómeno, la prueba Charpy se mantiene como un método reconocido para la especificación de la calidad de aceros [17].

#### **2.4.2 Evolución y desarrollo de la prueba de impacto Charpy.**

Después de mediados de los años 1950's diversas técnicas de soldadura fueron mejoradas y la prueba Charpy se volvió una parte esencial en las especificaciones de los aceros. Entre estos aceros, un gran número de ejemplos de fallas por fractura frágil fueron registrados tales como el Liberty Ship en 1943, el Plate Girder Bridge en 1951 y el Post Office Building en 1954 [17]. En la actualidad la literatura muestra tomando desde los inicios el trabajo de desarrollo e investigación del primer equipo de pruebas de impacto Charpy, diversos investigadores han estado interesados en desarrollar equipos capaces de medir tanto la energía requerida para producir la fractura, así como las curvas fuerza-deflexión y energía-deflexión.

Sin embargo, todas estas evoluciones han sido desarrolladas principalmente para los aceros de mayor espesor y ninguna de estas pruebas reemplaza las pruebas de simulación de crash test, además que muestran una gran dispersión a nivel de la zona de transición dúctil/frágil. Sin embargo, las exigencias tecnológicas han impulsado a los científicos a caracterizar la resistencia de las diversas piezas bajo condiciones de operación para un diseño seguro en la ingeniería de manufactura, debido a que los resultados de la prueba Charpy muestran mayor dispersión en la transición dúctil/frágil.

A mediados de los años 1970's, los científicos franceses Marc Grumbach y Germain Sainz imaginaron y describieron completamente el principio de una nueva versión de prueba de choque de impacto en tensión tomando como base el desarrollo y principio de la prueba de impacto Charpy. Ellos cambiaron y adaptaron un nuevo dispositivo de impacto en tensión así como el desarrollo de una nueva geometría de la probeta a analizar. Este fue un descubrimiento muy importante en la mecánica de la fractura de materiales. En su concepción inicial, esta prueba fue diseñada para el análisis de materiales metálicos base con probetas de geometría cilíndrica y en placa cuyo espesor fuera de 5 milímetros.

Esta técnica es realmente utilizada en gran escala para un diseño seguro de metales base. Sin embargo, nuevos materiales industriales, principalmente piezas en forma de lamina muy delgadas (soldadas o no) requieren la prueba para ser caracterizadas lo más cercano posible a las condiciones de trabajo reales, debido a que las piezas que son sometidas a un proceso de manufactura necesitan mayor desarrollo en las técnicas de prueba por razones tecnológicas.

Por ejemplo, fue necesario el desarrollar un nuevo tipo de prueba de simulación de choque para láminas metálicas delgadas y uniones soldables tales como las piezas automotrices producidas a través de la unión de distintos aceros con variación de espesor, proceso conocido como tailored blank.

A mediados de los años 1990's, el equipo de investigación del científico francés Dominique Kaplan, en Paris, desarrolló en gran medida la técnica de Grumbach, y este nuevo método ha sido aplicado de manera exitosa para la prueba de materiales soldados en forma de lámina cuyo espesor varía entre 0.5 y 5 milímetros. Esto fue utilizado tanto para procesos de soldadura continua (soldadura laser, y soldadura de arco por gas de tungsteno por sus siglas en ingles GTAW) como para procesos discontinuos (soldadura por puntos de fricción por sus siglas en ingles RSW). El nivel de energía obtenido a través de esta técnica fue incrementado hasta 450 Joules por Bayraktar y colaboradores en el año 2004. Los trabajos de investigación llevados a cabo por el equipo de trabajo de Dominique Kaplan, llamados en la actualidad prueba de simulado de choque de impacto en tensión (Simulated crash-ITT) permitió desarrollar esta técnica a escala industrial con la finalidad de aproximar a las condiciones reales que se presentan durante una prueba de choque real. Recientemente una maquina a escala industrial instalada en el laboratorio de investigación SOLLAC-ARCELOR Auto permite probar muestras soldadas de bajo espesor con una energía entre 750 y 800 Joules [17].

#### **2.4.3 Estado del arte de la prueba Impact Tensile Crash Test (ITT) para la ingeniería de manufactura.**

El propósito de la prueba de impacto clásica por péndulo Charpy V-Notched es el de determinar la resistencia al impacto de los materiales. Esta hace posible el medir la resistencia al impacto, en relación al desplazamiento de la probeta sometida a flexión, durante una prueba de impacto acorde a la norma ISO-148-1 [18].

Esta norma consiste en fracturar una probeta estándar con muesca utilizando un péndulo en forma de martillo. La muesca puede tomar diversas formas tales como en U, en V, esta última es la mayormente adoptada para este tipo de pruebas. El consumo de energía necesario para fracturar la probeta es medido al establecer la diferencia en energía entre la altura de liberación del martillo y aquella que se logra una vez que la probeta es completamente fracturada.



Si el material de la probeta que se somete al ensayo presentara un comportamiento totalmente frágil, el martillo del péndulo alcanzaría la misma altura a aquella donde fue liberado; y si presentara un comportamiento en el extremo opuesto, es decir, presentara gran resistencia, la probeta no sería fracturada y el martillo del péndulo no alcanzaría altura alguna. En cualquiera de los casos establecidos con anterioridad, la energía a la fractura es llamada resistencia al impacto (impact strength) [17].

En la mayoría de las ocasiones las mediciones son realizadas en diversos rangos de temperatura, siendo de particular interés aquellas pruebas realizadas a bajas temperaturas. Para realizar esto resulta suficiente el sumergir la probeta en un baño termo estable lo suficientemente frío. Otra de las variantes de la prueba es que puede ser instrumentada, siendo de interés la medición de la fuerza aplicada a la probeta en el momento de la fractura, por lo que en ocasiones el péndulo es instrumentado para medir dicha variación, la cual requiere obviamente instrumentación electrónica que presente tiempos de respuesta acordes a la velocidad de la prueba.

Dicha complejidad en la instrumentación del equipo proporciona información adicional en el comportamiento dinámico del material. Por otra parte, si la simple medición de la resistencia al impacto no es compleja en su realización, esta solo proporciona información cualitativa la cual requiere de especial cuidado en su manipulación, en particular cuando se desea transponer esta información a una escala estructural.

La instrumentación en la prueba permite el determinar propiedades de resistencia que son menos dependientes con respecto a la dimensión de la pieza cuando se desea evaluar una pieza de tamaño industrial con respecto a una probeta. Hoy en día, la precisión de los cálculos numéricos del comportamiento en cada punto de la pieza a analizar puede ser llevado a cabo gracias a el uso de software computacionales los cuales nos proporcionan el modelar la prueba Charpy permitiendo obtener mejores interpretaciones de las mediciones obtenidas.

Sin embargo, el modelado de este tipo de fenómeno es naturalmente complejo debido al carácter dinámico de la prueba y a la forma de la probeta utilizada durante la misma. A su vez, las condiciones presentes en este tipo de prueba han sido de particular interés para la industria automotriz, siendo principalmente estudiados elementos de bajo espesor tales como las laminas utilizadas para la fabricación de diversos componentes estructurales que conforman la carrocería de los vehículos [17].

Por lo que conforme las normatividades así como requerimientos de seguridad, consumo de combustible y emisión de contaminantes al medio ambiente, han sido los temas de mayor preocupación dentro de este segmento de la industria, ha sido necesario el realizar mayor desarrollo en este tipo de pruebas para poder determinar de manera rápida a nivel industrial la calidad de los materiales utilizados para este propósito.

Estos dos criterios pueden parecer de cierta manera antagonistas, debido a que la reducción de consumo de combustible es obtenida a través de la reducción de masa de los vehículos, lo cual resulta perjudicial para la resistencia al choque [17].

El uso de aceros de alta resistencia (HSS – High Strength Steels) es una solución efectiva para satisfacer estas necesidades. El substituir aceros suaves rolados en caliente de gran espesor por aceros de alta resistencia sumamente delgados ha logrado una significativa reducción en peso en elementos automotrices tales como brazos de suspensión, soportes para montaje del motor, secciones de chasis, soportes, entre otros.

Por otra parte, los nuevos aceros multifase de mayor resistencia, tales como los doble fase (Dual Phase) y aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity), han sido desarrollados para satisfacer estas necesidades. Estos aceros son adaptados particularmente para secciones estructurales o secciones de seguridad, tales como pilares, vigas, travesaños y estructuras de asientos [19-[30].

#### **2.4.4 Principio y descripción de la prueba Impact Tensile Crash Test (Simulated Crash “ITT”).**

El principio de la prueba Impact Tensile Crash Test (“ITT”) descrita por Grumbach y Sanz (1972) [19]. En su concepción inicial, esta prueba fue diseñada para el ensayo de materiales metálicos. Este dispositivo de prueba de impacto en tensión desarrollado por Grumbach (Figura 2.14), el cual cuenta con un péndulo de doble martillo (doble impactador) con una capacidad de 300 J (Joules), basa su principio de operación en impactar a través de las paredes del martillo del péndulo un adaptador metálico de baja absorción de energía compuesto de dos elementos uno fijo (yunque –anvil-) y uno móvil (cabezal móvil –crosshead-), los cuales en conjunto albergan cada uno la sección de trabajo de la probeta de ensayo (como sucede de manera análoga en una prueba de tensión uniaxial); el cabezal móvil (crosshead) es el encargado de recibir el impacto directo del martillo del péndulo generando un desplazamiento uniaxial a la velocidad de trabajo del péndulo acorde a sus características mecánicas, mientras que el marco (frame) fijo del adaptador genera la sujeción de la contraparte de la probeta hasta llegar a la ruptura de esta, con esto se obtiene la medición de energía a través de la diferencia de desplazamientos angulares del péndulo, tal como se mide en una prueba de impacto Charpy tradicional.

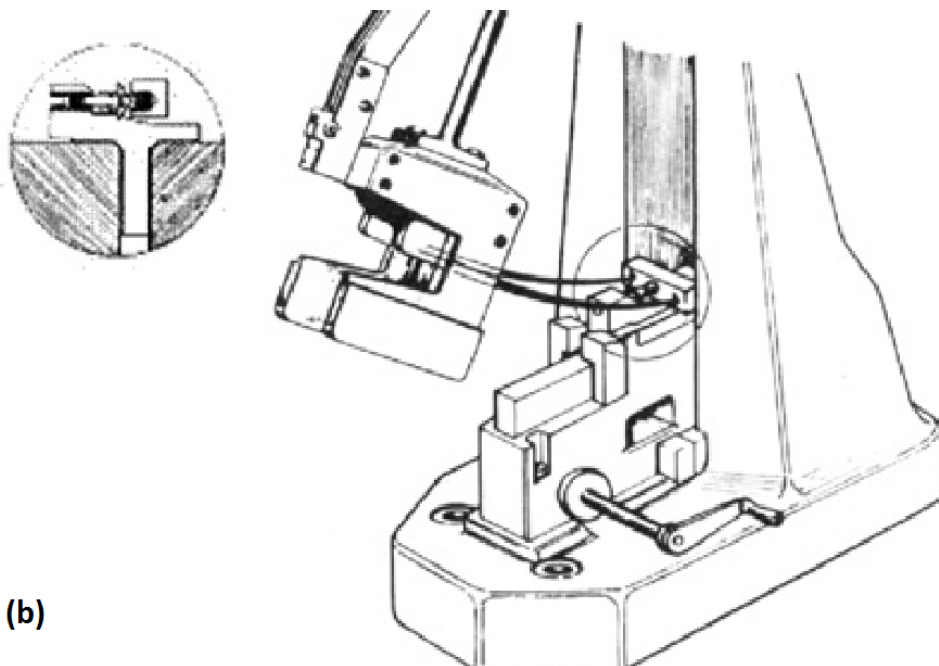
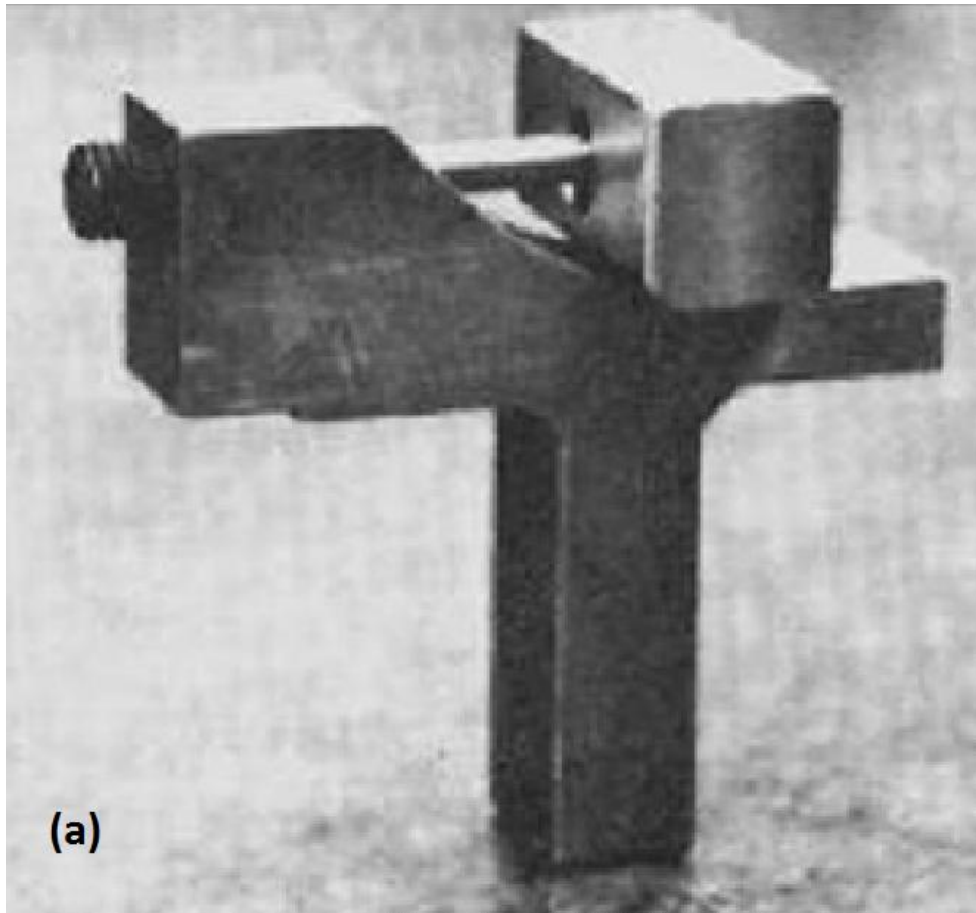
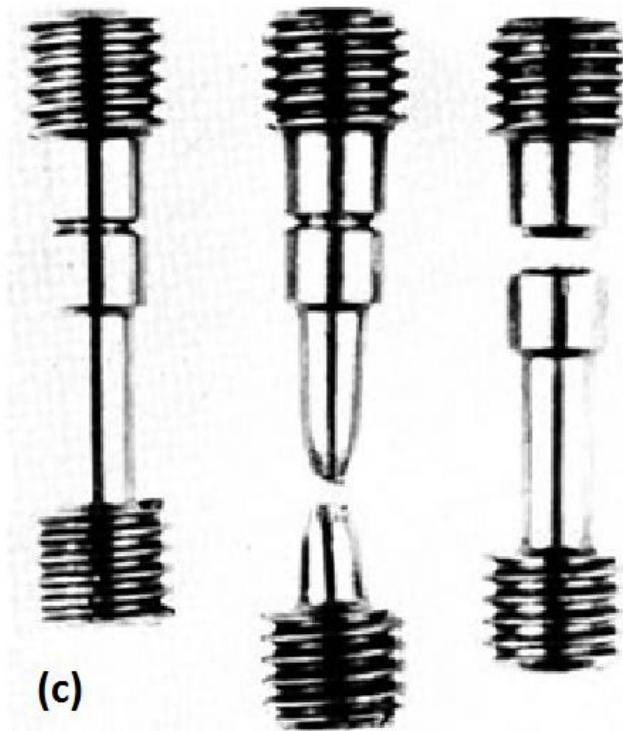


Figura 2.14 Máquina de prueba de impacto en tensión desarrollada por Grumbach (1970) con un péndulo de doble martillo o impactador (striker) con una capacidad de 300 J: a) Dispositivo para el montaje de probetas cilíndricas, b) Esquema general de la máquina de prueba con dispositivo para montaje de probetas de prueba instalado y c) Probetas de prueba cilíndricas [17].



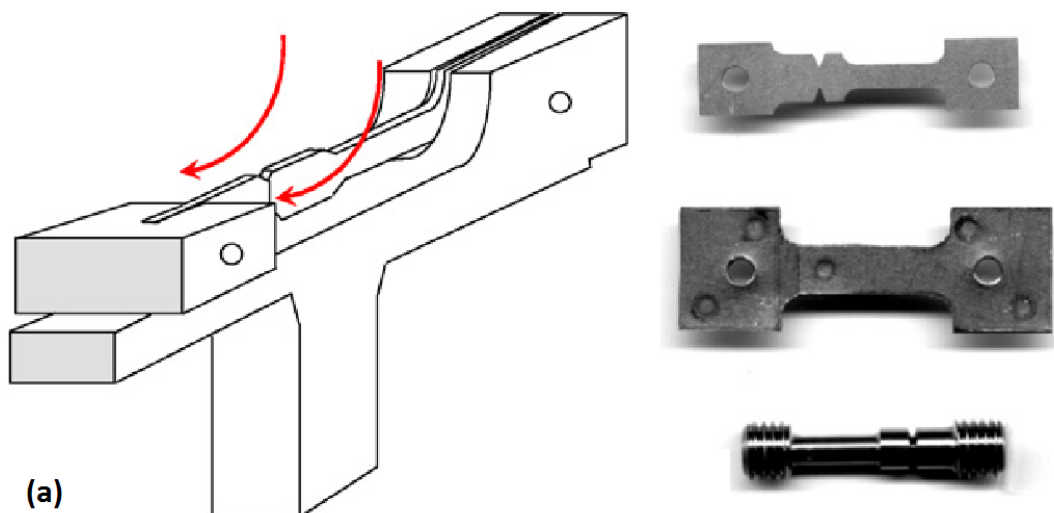
**Figura 2.14 Máquina de prueba de impacto en tensión desarrollada por Grumbach (1970) con un péndulo de doble martillo o impactador (striker) con una capacidad de 300 J: a) Dispositivo para el montaje de probetas cilíndricas, b) Esquema general de la máquina de prueba con dispositivo para montaje de probetas de prueba instalado y c) Probetas de prueba cilíndricas [17].**

Por otra parte, la Figura 2.15 expone la nueva prueba de choque de impacto en tensión (Impact Tensile Crash Device) desarrollada por Kaplan y Bayraktar para las diferentes probetas de prueba desarrolladas a partir de distintos procesos de soldadura así como para placas delgadas diseñadas a partir del proceso de soldadura continua y soldadura por puntos (resistance spot welding) y finalmente para probetas cilíndricas [20].

Esta nueva técnica ha sido aplicada con éxito para evaluar placas de espesor delgado (laminas) soldadas por soldadura laser [20],[21][22][28][29]. El nivel de energía de impacto del dispositivo fue incrementado a 450 J. Las probetas de espesor delgado pueden tener una zona de soldadura continua por debajo de la muesca (Figura 2.15) o simplemente una muesca cuando son probetas elaboradas a partir de un material base. Otro tipo de probetas solo poseen soldadura por puntos (resistance spot welding).

Las probetas de sección cilíndrica también han sido consideradas a partir de material base o soldadas bajo la muesca. De acuerdo con este diseño, la prueba está basada en el uso de una probeta en tensión de dos cuerpos, el cual incluye una sección lisa (suave) y una sección con muesca lo cual conlleva a obtener una sección de alta concentración de esfuerzos.

La probeta se coloca en el dispositivo de montaje de la probeta la cual es llevada a la temperatura de prueba deseada por medio de un sistema de enfriamiento (nitrógeno líquido). Después, el dispositivo de montaje (adaptador y probeta) es rápidamente colocado en el marco de alojamiento del péndulo (en donde dicho marco de alojamiento ha sido diseñado como se ilustra en la Figura 2.14b) y ensayada hasta producir la fractura. Un martillo con doble striker es instrumentado con galgas extensiométricas (strain gages) permitiendo la construcción de la curva “fuerza-desplazamiento” durante la fractura.



**Figura 2.15 Nuevo dispositivo ITT (1995) y geometrías de probetas desarrolladas para la evaluación de diferentes procesos de soldadura a) geometría de probeta y dispositivo de prueba ITT para placas delgadas con soldadura continua o soldadura por punto y b), c) y d) geometría y dimensiones de probeta de prueba y e) dispositivo de prueba para distintas geometrías de probetas [17].**

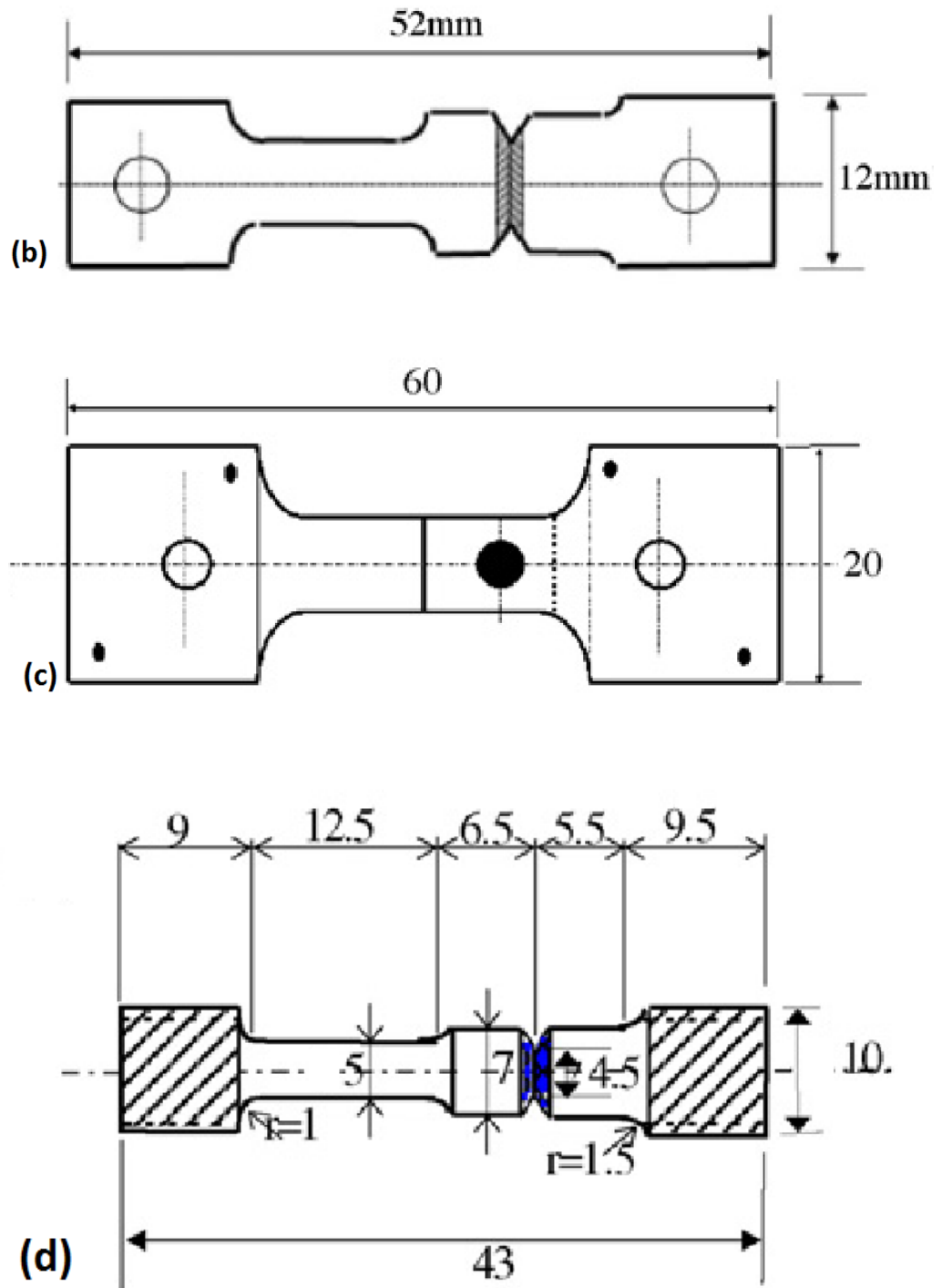
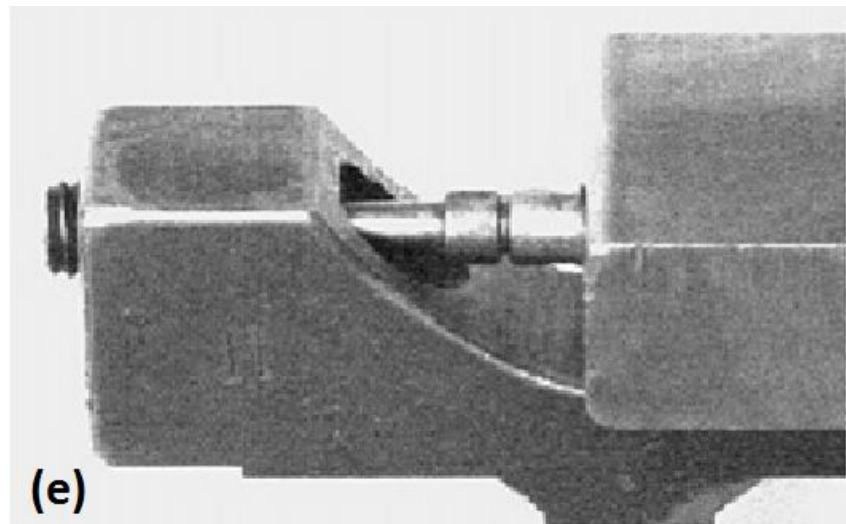
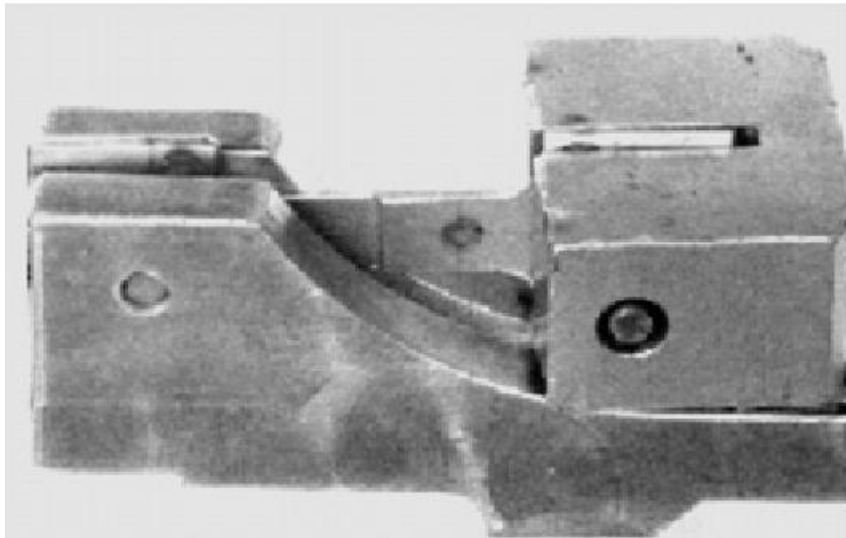
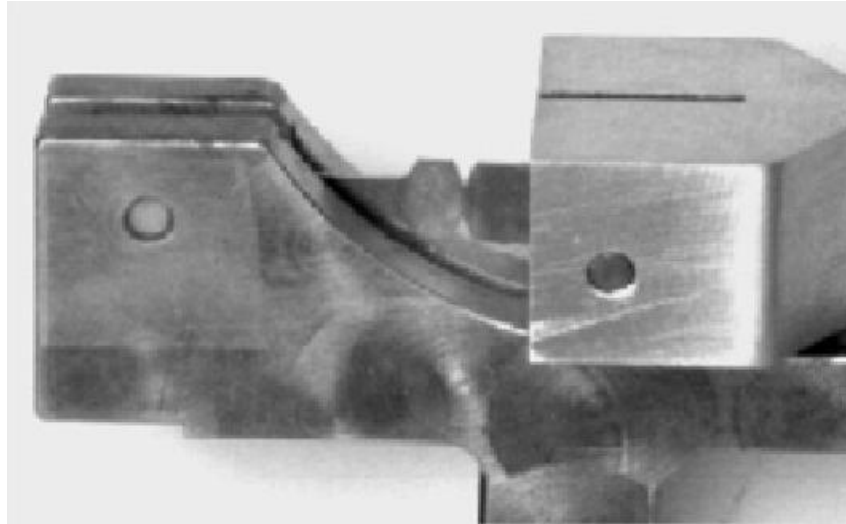


Figura 2.15 Nuevo dispositivo ITT (1995) y geometrías de probetas desarrolladas para la evaluación de diferentes procesos de soldadura a) geometría de probeta y dispositivo de prueba ITT para placas delgadas con soldadura continua o soldadura por punto y b), c) y d) geometría y dimensiones de probeta de prueba y e) dispositivo de prueba para distintas geometrías de probetas [17].



**Figura 2.15** Nuevo dispositivo ITT (1995) y geometrías de probetas desarrolladas para la evaluación de diferentes procesos de soldadura a) geometría de probeta y dispositivo de prueba ITT para placas delgadas con soldadura continua o soldadura por punto y b), c) y d) geometría y dimensiones de probeta de prueba y e) dispositivo de prueba para distintas geometrías de probetas [17].

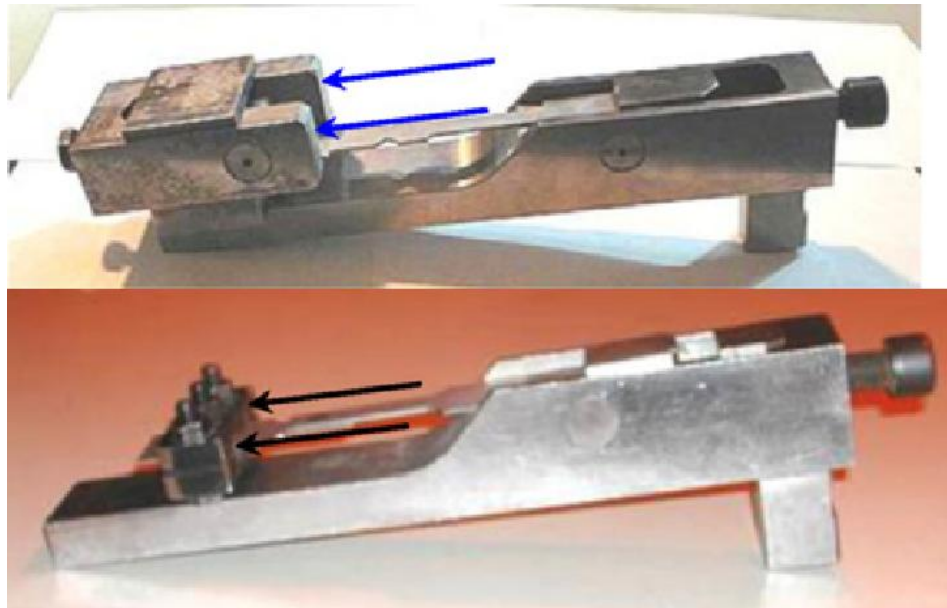


La Figura 2.16 muestra los desarrollos más recientes en la prueba de choque simulada de impacto en tensión permitiendo el ensayo de probetas de mayor dimensión así como la posición de martillo e impactador desarrollado por el grupo de investigación de Bayraktar en colaboración con el grupo de investigación de ARCELOR-Sollac.

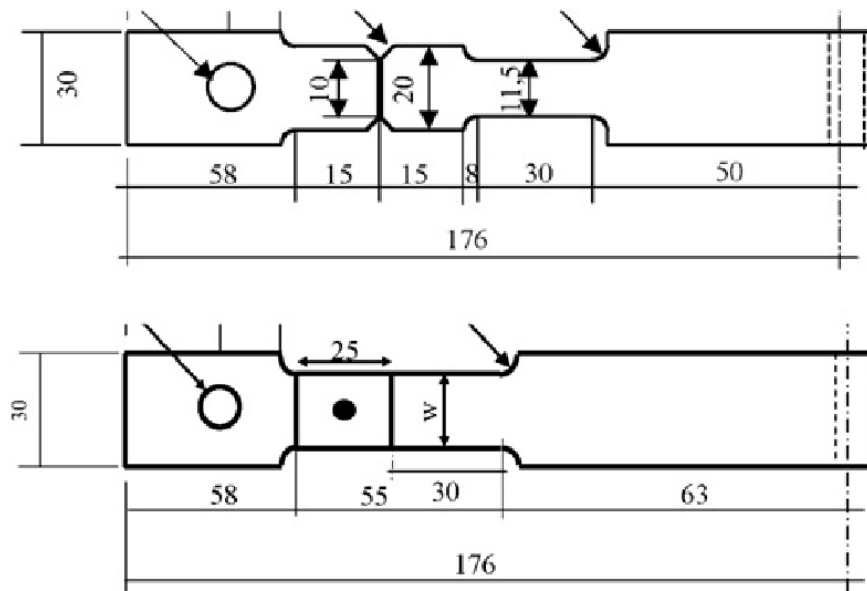


(a)

**Figura 2.16 Progreso en el desarrollo del dispositivo a escala industrial de la prueba de choque simulada de impacto en tensión, diseñada para el ensayo de probetas de grandes dimensiones y posición de strikers, a) equipo de pruebas, b) dispositivo de montaje para sujeción de probetas y dirección de impacto y c) geometrías de probetas para el ensayo en impacto en tensión [17].**



(b)



(c)

**Figura 2.16 Progreso en el desarrollo del dispositivo a escala industrial de la prueba de choque simulada de impacto en tensión, diseñada para el ensayo de probetas de grandes dimensiones y posición de strikers, a) equipo de pruebas, b) dispositivo de montaje para sujeción de probetas y dirección de impacto y c) geometrías de probetas para el ensayo en impacto en tensión [17].**

Esta máquina permite desarrollar esta técnica a escala industrial con la finalidad de lograr aproximaciones a las condiciones presentes en una colisión o choque automotriz. Permite ensayar probetas de bajo espesor soldadas en un nivel de energías de 750 a 800 Joules.

## 2.5 Concepto de la prueba de impacto en tensión y normatividad existente.

Para la prueba mecánica de materiales que cuenten con secciones de bajo espesor en su diseño y para aquellos que exhiben un comportamiento con gran deformación previo a la fractura, la prueba de impacto en tensión es la única variante del péndulo de impacto Charpy que puede ser utilizada para determinar la resistencia al impacto (toughness) de materiales que presenten dichas características. Esta prueba se encuentra ampliamente estandarizada en las normas internacionales ISO 8256 y ASTM D-1822, específicamente para materiales poliméricos y para fines de investigación su principio de funcionamiento puede ser utilizado para planteamientos experimentales.

Existen dos metodologías básicas para la prueba de impacto en tensión: la prueba de impacto tipo cama o banca como se muestra en la Figura 2.17 y la prueba en que la probeta se monta en un adaptador montado al martillo del péndulo ilustrado en la Figura 2.18. Los métodos A y B de la norma ISO 8256 cubren ambas metodologías de manera respectiva.

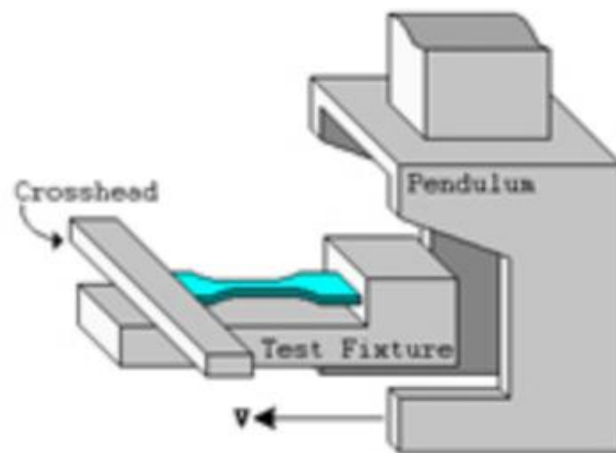


Figura 2.17 Método de prueba A de la prueba de impacto en tensión [31].

Para el método de prueba A la pieza a ser ensayada (probeta de prueba) es sujeta en un soporte instalado en un marco de sujeción (frame) que se encuentra cimentado en el equipo. Un extremo del soporte es montado de manera rígida en el marco del equipo y la otra, conocida como

cabezal (crosshead) es libre de movimiento a lo largo de la estructura del equipo. La probeta de prueba forma de manera característica un puente entre los elementos que componen al soporte del adaptador de pruebas de impacto en tensión.

Ya en marcha la prueba, el péndulo es liberado y en la parte inferior de su oscilación hace contacto con los brazos del cabezal. La energía cinética se transfiere a la probeta de prueba la cual se logra elongar hasta la ruptura, y la energía absorbida es determinada a partir de la altura alcanzada en la oscilación del péndulo. Sin embargo, cierta energía es absorbida al lanzar el cabezal, por lo que ciertas correcciones deben de ser aplicadas para corregir los efectos de este fenómeno. La corrección utilizada para este método de prueba es una constante para un péndulo característico y puede ser determinada a través de la Ecuación 2.1 .

$$E_q = \frac{E_{max} \mu(3 + \mu)}{2(1 + \mu)} \quad \text{Ecuación 2.1}$$

En donde el valor de la variable  $\mu$  esta dado por la Ecuación 2.2.

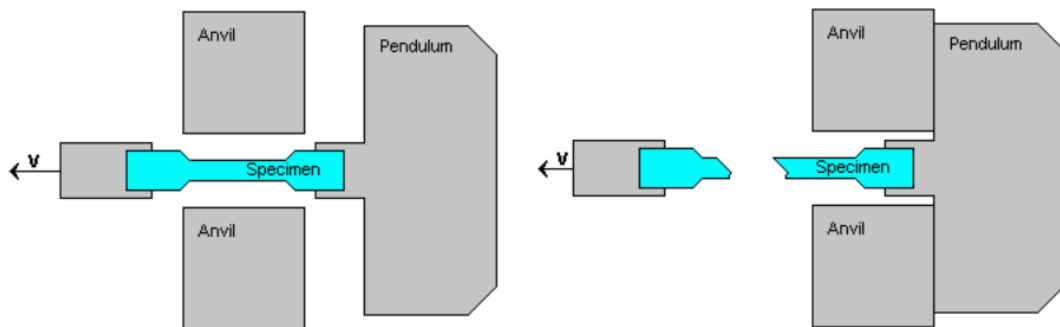
$$\mu = \frac{1}{4} \frac{m_{cr}}{E_{max}} \left( \frac{gT}{\pi} \right) (1 - \cos \alpha) \quad \text{Ecuación 2.2}$$

Donde:

- $E_q$  es la energía de corrección debido a la deformación plástica y la energía cinética del cabezal.
- $E_{max}$  es la energía de impacto máxima del péndulo.
- $m_{cr}$  es la masa del cabezal.
- $g$  es la aceleración debido a la gravedad.
- $T$  es el periodo del péndulo.
- $A$  es el ángulo entre las posiciones máximas y mínimas alcanzadas por el péndulo.

La energía deseada para provocar la fractura de la probeta de prueba es simplemente la diferencia entre la energía leída sin corrección de la oscilación máxima del péndulo después del impacto y la energía corregida de acuerdo a las ecuaciones anteriores.

Para el método de prueba B la probeta de prueba es montada en el componente que va anclado al martillo (denominado head o cabeza) el cual es liberado desde la altura máxima de anclaje o trabado (latched position). A medida que el péndulo alcanza los puntos inferiores de su oscilación este golpea unos soportes rígidos (anvils) en la estructura (frame) del equipo y es detenido. La componente frontal del péndulo continúa con su oscilación, para de esta manera elongar la probeta hasta generar la ruptura.



**Figura 2.18 Método de prueba B de la prueba de impacto en tensión [32].**

Así como para el método A, deben de ser aplicadas correcciones a la energía leída de la oscilación del péndulo para de esta forma compensar la energía absorbida durante el impacto del cabezal. En este caso la corrección es añadida a la lectura debido a que inmediatamente después del impacto las dos mitades del péndulo presentan un movimiento en direcciones opuestas.

La norma ASTM D-1822 es esencialmente la metodología B del estándar ISO 8256. La configuración en donde la probeta se coloca en el péndulo es mayormente utilizada en Norte América, mientras que la probeta montada en la estructura es típicamente utilizada en Europa.

## 2.6 Caracterización mecánica de materiales a altas velocidades de deformación.

### 2.5.1 Introducción.

El ensayo de materiales a altas velocidades de deformación es de suma importancia para diversas aplicaciones estructurales de ingeniería y operaciones de conformado de metales. En aplicaciones estructurales, diversos componentes deben de ser diseñados para operar en un amplio rango de velocidades de deformación y temperaturas. En operaciones de conformado de metales, los materiales son sometidos a grandes cantidades de deformación a diversas temperaturas y velocidades de deformación. El material constituyente debe, por lo tanto, ser caracterizado mecánicamente a las velocidades de deformación y temperaturas en las cuales se pretende emplear en operación. Maquinas servohidráulicas convencionales son generalmente utilizadas para ensayar cuasiestáticamente a velocidades de deformación en el orden de  $1 \text{ S}^{-1}$  o menores (Figura 2.19). Con diseños especiales, es posible obtener velocidades de deformación de mayor magnitud, en el orden de  $100 \text{ S}^{-1}$  con estructuras de carga convencionales.

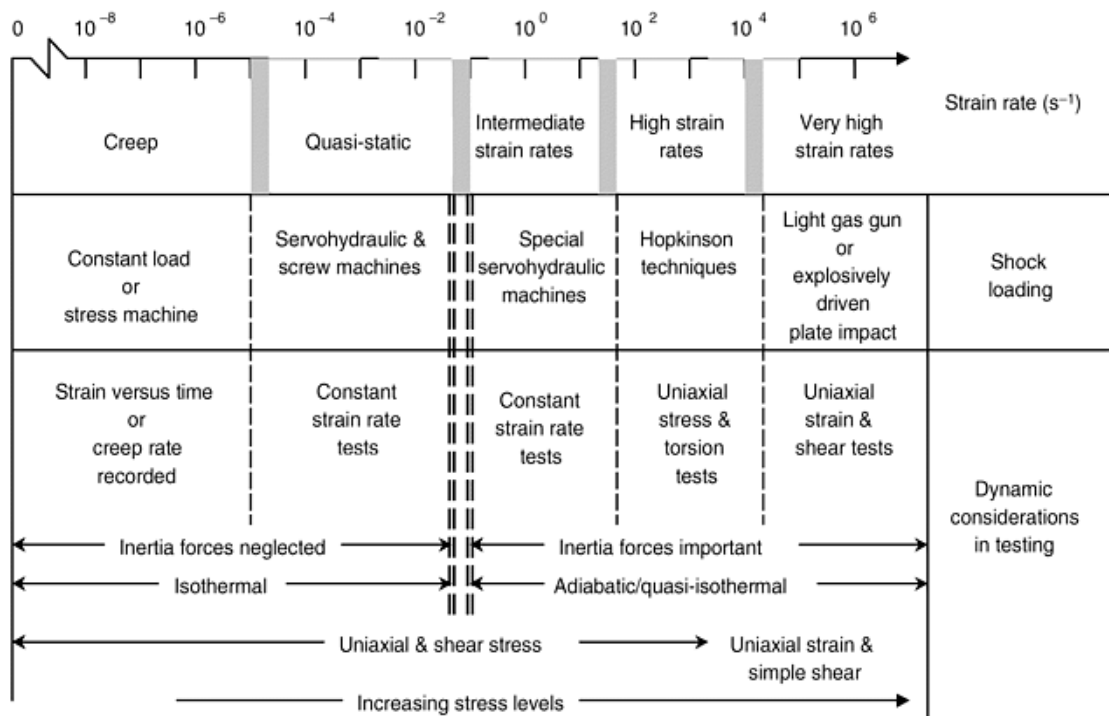


Figura 2.19 Rangos de velocidad de deformación e instrumentos asociados para su medición y condiciones experimentales [33].

Para velocidades de deformación de órdenes mayores, otros métodos de prueba son requeridos. La Tabla 2.2 muestra diversos métodos de prueba en términos del rango de velocidad de deformación que puede lograr [33].

**Tabla 2.2 Métodos experimentales para el ensayo de materiales a altas velocidades de deformación [33].**

<b>Applicable strain rate, s<sup>-1</sup></b>	<b>Testing technique</b>
<b>Compression tests</b>	
<0.1	Conventional load frames
0.1–100	Special servohydraulic frames
0.1–500	Cam plastometer and drop test
200–10 <sup>4</sup>	Hopkinson (Kolsky) bar in compression
10 <sup>3</sup> –10 <sup>5</sup>	Taylor impact test
<b>Tension tests</b>	
<0.1	Conventional load frames
0.1–100	Special servohydraulic frames
100–10 <sup>3</sup>	Hopkinson (Kolsky) bar in tension
10 <sup>4</sup>	Expanding ring
>10 <sup>5</sup>	Flyer plate
<b>Shear and multiaxial tests</b>	
<0.1	Conventional shear tests
0.1–100	Special servohydraulic frames
10–10 <sup>3</sup>	Torsional impact
100–10 <sup>4</sup>	Hopkinson (Kolsky) bar in torsion
10 <sup>3</sup> –10 <sup>4</sup>	Double-notch shear and punch
10 <sup>4</sup> –10 <sup>7</sup>	Pressure-shear plate impact

### **2.5.2 Efectos de las pruebas mecánicas para la caracterización de materiales a altas velocidades de deformación.**

El comportamiento mecánico a altas velocidades de deformación difiere considerablemente del observado a velocidades de deformación cuasiestáticas o en rangos intermedios, diversas aplicaciones de ingeniería requieren la caracterización del comportamiento mecánico bajo condiciones dinámicas. Por ejemplo, velocidades de deformación en el rango de 100 S<sup>-1</sup> a 10<sup>4</sup> S<sup>-1</sup> se presentan en diversos procesos o eventos de gran importancia, tales como daños por objetos extraños, forja explosiva, terremotos, impactos estructurales, pruebas de balística, y técnicas de conformado de metales [34].

### 2.5.3 Velocidad de deformación.

La velocidad de deformación,  $\dot{\epsilon}$  (strain rate), es la razón de cambio de la deformación,  $\epsilon$ , con respecto al tiempo,  $t$ :

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \quad \text{Ecuación 2.3}$$

En donde la deformación ( $\epsilon$ ) puede ser la deformación ingenieril o verdadera. Aunque la deformación en compresión corresponde a cantidades negativas, el signo negativo es con frecuencia omitido cuando se sobreentiende que la prueba corresponde a una prueba de compresión. Para un experimento con velocidad de deformación constante, la velocidad de deformación es simplemente la deformación total dividida por la duración de la prueba:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{t} \quad \text{Ecuación 2.4}$$

Cuando la deformación,  $\epsilon$ , en la Ecuación 2.3 corresponde a la deformación ingenieril, entonces:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{V}{L_0} \quad \text{Ecuación 2.5}$$

Donde  $L$  es la longitud de la probeta de prueba con longitud original  $L_0$ , y  $V$  es la velocidad a la cual la probeta es deformada. Una velocidad constante del cabezal en una maquina de pruebas mecánicas genera una velocidad de deformación ingenieril constante definida por la Ecuación 2.5.

Una prueba mecánica típica (cuasiestática) es desarrollada a una velocidad de deformación típica cercana a  $10^{-3} \text{ S}^{-1}$ , la cual genera una deformación de 0.5 en 500 segundos. El equipo y las técnicas generalmente pueden ser extendidos a velocidades de deformación de  $0.1 \text{ S}^{-1}$  sin dificultad alguna. Pruebas mecánicas a velocidades de deformación mayores pueden requerir otras técnicas experimentales y consideraciones dinámicas adicionales, tales como efectos de inercia, efectos por propagación de ondas, y efectos por choque de ondas (Figura 2.19). Los efectos térmicos y las dificultades en la medición de la deformación son factores adicionales en pruebas de altas velocidades de deformación [34].



#### **2.5.4 Factores dinámicos.**

Una diferencia fundamental entre las pruebas de altas velocidades de deformación y las pruebas mecánicas cuasiestáticas es que la inercia y los efectos por propagación de ondas son más pronunciados a altas velocidades de deformación. Cuando la velocidad de deformación es incrementada a partir de una velocidad de deformación intermedia (Figura 2.19), la medición de la carga es la primera en ser afectada por los esfuerzos generados por propagación de ondas. A medida que la velocidad de deformación incrementa aun mas, la deformación uniforme en la probeta de prueba se vuelve más crítica. A muy altas velocidades de deformación (iniciando cerca de  $10^4$  o  $10^5$   $S^{-1}$ ), la propagación de ondas se vuelve crítica.

Los efectos de la velocidad de deformación en pruebas de tensión uniaxial son determinados por pruebas con celdas de carga convencionales de velocidades de deformación intermedias en rangos de 100 o 200  $S^{-1}$ . Equipos de prueba convencionales con velocidades de avance mejoradas se encuentran disponibles, tales como equipos neumáticos e hidráulicos de alta velocidad. La capacidad de velocidad del equipo es influenciado por diversos factores. La velocidad es una función de la carga que el cabezal intenta aplicar, y la velocidad a una carga cero es mucho mayor que la velocidad a la carga máxima del equipo. La distancia de desplazamiento también afecta la velocidad máxima obtenida. Una maquina con una carrera muy grande puede alcanzar una velocidad dada solamente después de una cantidad significativa de desplazamiento. Dependiendo de la longitud de la probeta de prueba, una deformación considerable de la probeta, puede presentarse antes de la obtención de la velocidad máxima en una prueba de tensión. Finalmente, la habilidad para controlar la velocidad de avance es una función de la capacidad de respuesta de una maquina de control servo-controlada por un sistema cerrado de retroalimentación. Sistemas de control abiertos sin retroalimentación pueden proveer velocidades influenciadas por la resistencia de la probeta de prueba y no pueden reproducir de manera sencilla velocidades de avance o velocidades de deformación predeterminadas en materiales con diferentes esfuerzos de cedencia o comportamientos de endurecido por deformación particulares.

Oscilaciones en las celdas de carga a velocidades de deformación intermedias o medias son insignificantes. Sin embargo, incluso si los efectos por propagación de ondas en la probeta de prueba son insignificantes, la respuesta característica tiempo-fuerza debe de ser revisada constantemente. Vibraciones en las celdas de carga a altas velocidades de deformación son encontradas con frecuencia en equipos de prueba de tensión uniaxial. Generalmente, el tiempo de respuesta de una celda de carga (el cual es el recíproco de su frecuencia natural en hertz) debe ser pequeño en comparación con la duración total de la prueba. Por ejemplo, si una celda de carga tiene una frecuencia natural de 1 kHz, su periodo de vibración es de  $10^{-3}$  s. Esta celda de carga puede ser utilizada solo para experimentos de duración 10 veces mayores a dicho periodo o tiempos de 10  $\mu$ s.

Otra condición que debe de satisfacerse, es la distancia de la celda de carga con respecto al extremo final de la probeta de prueba. Si existe una distancia considerable entre la celda de carga y la probeta de prueba, el tiempo de tránsito finito de la onda elástica puede resultar en una captura de datos de carga que no es coincidente con los datos de deformación. Para prevenir fases de demora que interfieran los datos de la experimentación, el tránsito de la onda de la probeta de prueba a la celda de carga debe de ser sumamente pequeño comparado con la duración de la prueba. De otra forma, los datos de carga obtenidos deberán de ser corregidos para la demora, correcciones que son raramente precisas.

### **2.5.5 Efectos por propagación de ondas.**

A altas velocidades de deformación, la deformación uniforme en la probeta de prueba se convierte en un factor. La inercia se opone inicialmente a la deformación uniforme, y una onda de esfuerzo se transmite y refleja en la probeta de prueba a la velocidad del sonido. Si la deformación es puramente elástica, entonces la velocidad del sonido longitudinal,  $C_{EL}$ , es simplemente:

$$C_{EL} = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

**Ecuación 2.6**

Donde **E**, es el modulo elástico y **ρ** es la densidad. Si el material ha sido deformado en la región plástica, la velocidad de la onda plástica es más apropiada y generalmente puede ser de una magnitud más pequeña que la velocidad de onda elástica. La teoría de propagación de ondas en una dimensión independiente de la velocidad de deformación predice que la onda plástica se propaga a una velocidad **C<sub>PL</sub>**, determinada por:

$$C_{PL} = \sqrt{\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \frac{1}{\rho}} \quad \text{Ecuación 2.7}$$

Donde **dσ/dε** es la pendiente de la zona plástica de la curva de flujo esfuerzo verdadero-deformación verdadera. Para diversos materiales, la tasa de endurecimiento por deformación inicial **dσ/dε** es aproximadamente el 1% del modulo de Young (**E**); por lo tanto, para estos materiales, la velocidad de onda plástica es aproximadamente el 10% de la velocidad de onda elástica.

Sin embargo, evidencia experimental en una gran variedad de materiales metálicos sugiere que el estimado anterior (Ecuación 2.7) es demasiado conservador. Las ondas de esfuerzos generadas por impactos a niveles de esfuerzo muy por encima del esfuerzo de cedencia del material viajan, al menos inicialmente, de manera cercana a la velocidad de onda elástica más que lo establecido en la velocidad de onda plástica (Ecuación 2.7). Esto implica que el comportamiento de propagación de ondas puede ser más complicado que lo descrito en la Ecuación 2.7. La velocidad de la onda plástica es estimado en ocasiones como:

$$C_{PL} = \sqrt{\frac{B}{\rho}} \quad \text{Ecuación 2.8}$$

Donde **B** es el modulo de compresibilidad (Bulk Modulus). La velocidad de propagación de ondas y el tamaño de la probeta de prueba determinan el límite superior de velocidad de deformación para la medición precisa de las curvas de flujo esfuerzo-deformación [35].

## **2.6 Modelos constitutivos para la descripción de la resistencia de materiales bajo efectos dinámicos: altas velocidades de deformación.**

### **2.6.1 Introducción.**

Durante años recientes se ha presentado gran interés y sumado esfuerzos enfocados al cómputo de intensas cargas impulsivas debidas a altas velocidades de impacto y detonación de explosivos. Las capacidades de los códigos computacionales actuales han sido mejoradas hasta el grado en que la limitante en los procesos de simulación es la correcta definición de las características que definen al material en estudio tanto para fenómenos de resistencia como fractura. Una aproximación común es simplemente repetir los cálculos con diferentes características del material hasta obtener una aproximación cercana a los valores obtenidos en la experimentación.

Claramente sería deseable el ser capaz de caracterizar materiales con un limitado número de pruebas de laboratorio, por lo que los cálculos iniciales podrían ser utilizados con mayor confianza. Esto tendría como resultado un ciclo de diseño más eficiente e incrementaría el entendimiento de fenómenos y condiciones presentes en intensas cargas impulsivas [36].

El incremento en la demanda por la eficiencia en consumo de combustible y una mejora en la resistencia al impacto de estructuras automotrices (crashworthiness) ha llevado al desarrollo industrial de aceros avanzados de alta resistencia para incrementar la absorción de energía y generar una reducción en peso. Para estos materiales las propiedades de sensibilidad a la velocidad de deformación son particularmente importantes, así como la definición de modelos constitutivos que describan dicho comportamiento. A su vez la habilidad del uso eficiente de estos materiales depende de la simulación numérica de cargas en impacto para propósitos de diseño, para las cuales las mejoras en los modelos que representan el comportamiento de materiales son importantes. Un amplio rango de láminas de acero de alta resistencia se han convertido en la principal opción para este tipo de aplicaciones [37].

Para aplicaciones de resistencia al impacto automotriz (crashworthiness), materiales de múltiples fases tales como los aceros doble fase (Dual-Phase Steels) y los aceros de plasticidad inducida por transformación, por sus siglas en inglés (TRIP- Transformation Induced Plasticity) han recibido particular interés, ya que exhiben un incremento en la absorción de energía comparada con otros aceros de resistencias similares [38].

La habilidad de los materiales metálicos de absorber energía es función de diversas propiedades mecánicas, que incluyen, su resistencia estática, el endurecimiento por deformación y su respuesta a la velocidad de deformación (strain rate).

Con el interés de mejorar la eficiencia en consumo de combustible, la industria de manufactura automotriz está apostando por producir vehículos más ligeros sin comprometer la seguridad de sus ocupantes así como los estándares que regulan la contaminación ambiental. La reducción en peso de vehículos, puede ser lograda sustituyendo aceros rolados (Mild Steels) en sus estructuras, por aceros de alta resistencia, tales como los aceros de doble fase 600 y 780 (DP-600 y DP-780). Estos aceros de bajo contenido de carbono microaleados pueden alcanzar altos valores de resistencia y mantener valores de ductilidad moderada, convirtiéndolos en materiales ideales para la absorción de energía en choques o colisiones automotrices. Su inherente alta resistencia permite el construir componentes estructurales de menor espesor, permitiendo la obtención de vehículos más ligeros y eficientes energéticamente [39].

### **2.6.2 Caracterización mecánica de aceros avanzados a altas velocidades de deformación.**

El comportamiento mecánico de los aceros doble fase a bajas e intermedias velocidades de deformación ha sido estudiado por un gran número de investigadores. Beynon y colaboradores [40][41] realizaron pruebas de tensión en láminas de acero DP 600 y DP 800 a velocidades de deformación de  $0.001$  y  $100 \text{ s}^{-1}$ . Las aleaciones estudiadas mostraron un

incremento en la resistencia y una ligera disminución en la elongación a la fractura con el incremento de la velocidad de deformación.

Aleaciones DP 600 y DP800 ensayadas mecánicamente por Schael y Bleck [42] en rangos de velocidades de deformación desde niveles cuasiestáticos hasta  $250 \text{ s}^{-1}$  presentaron una sensibilidad a la velocidad de deformación positiva. A velocidades de deformación por encima de  $100 \text{ s}^{-1}$ , se presentó un ligero incremento en sensibilidad a la velocidad de deformación y una ligera pérdida de ductilidad.

Tarigopula y colaboradores [43] llevaron a cabo pruebas Hopkinson en tensión en un acero DP 800 a velocidades máximas de  $444 \text{ s}^{-1}$ . Los resultados obtenidos presentan un acuerdo a lo obtenido por Schael y Bleck [42], pero no se percibió un cambio en la ductilidad del material.

Trabajos desarrollados recientemente por Huh y colaboradores [44] en láminas de acero DP-600 y DP-800 mostraron tanto el esfuerzo de flujo y la ductilidad incrementaron con el aumento de la velocidad de deformación cuando fueron ensayadas en el rango de  $0.003$  a  $200 \text{ s}^{-1}$ .

En general, la formabilidad, la energía de absorción, y la evolución del daño de aceros avanzados de alta resistencia de doble fase (Dual-Phase Steels) en eventos de choque o colisión no se encuentran totalmente entendidos

[39].

Es por ello que el entendimiento del comportamiento de flujo de materiales es necesario para establecer simulaciones computacionales que nos permitan tener predicciones cercanas a las reales, en donde ecuaciones constitutivas son utilizadas como datos de entrada al código para dicha simulación bajo condiciones de carga específicas [45][46]. Por lo tanto, la exactitud de la simulación depende en gran medida de la precisión con que se representa la deformación del material a través del modelo constitutivo seleccionado [47].

Uno de los modelos más utilizados en la actualidad y que se apega al comportamiento dinámico de materiales es el modelo de Johnson Cook, el cual es un modelo del tipo empírico que ha sido utilizado para el estudio de diversos materiales en distintos rangos de temperatura y velocidades de deformación, y que actualmente se encuentra dentro de los modelos de comportamiento plástico de diversos programas computacionales de simulación comerciales [48]

### **2.6.3 El modelo de Johnson-Cook (JC).**

Este modelo constitutivo de tipo empírico fue desarrollado por los científicos- investigadores Gordon R. Johnson (Honeywell Inc., Defense System Division) y William H. Cook (Air Force Arment Laboratory) en el año de 1983, el cual representa el comportamiento de materiales sujetos a grandes deformaciones, altas velocidades de deformación y altas temperaturas. La forma básica del modelo es fácil de implementar en cómputos de software de simulación debido a que utiliza variables tales como deformación, velocidad de deformación y temperatura ( $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$ , y  $T$ ) y que se encuentran disponibles en la mayoría de los códigos de simulación computacional [36].

### **2.6.4 Desarrollo del modelo de Johnson-Cook (JC).**

El desarrollo de dicho modelo se basó en la caracterización mecánica de diversos materiales en distintos rangos de temperaturas y velocidades de deformación a partir de diversas técnicas de caracterización mecánica tales como pruebas de tensión uniaxial cuasiestáticas, pruebas de torsión y pruebas de impacto Hopkinson, en donde se logró ajustar el comportamiento del flujo de esfuerzo a partir de dicha información con la consideración de los factores de endurecido por trabajado (Ecuación de Ludwik), altas velocidades de deformación, y efectos por ablandamiento térmico. La validación y ajuste del modelo se llevó a cabo a partir de la comparación de la información obtenida experimentalmente y simulaciones computacionales a partir del modelo matemático propuesto.

El desarrollo del modelo obedece al esfuerzo de flujo de Von Mises ( $\sigma$ ), y se expresa de la forma (Ecuación 2.9):

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n][1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*][1 - T^{*m}] \quad \text{Ecuación 2.9}$$

En donde  $\varepsilon$  corresponde a la deformación plástica equivalente,  $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$  es la velocidad de deformación plástica adimensional para una velocidad de deformación de referencia  $\dot{\varepsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ , y  $T^*$  es la temperatura homologada. Las cinco constantes del material son **A**, **B**, **n**, **C** y **m**. La expresión que representa el primer set de corchetes determina el esfuerzo como función de la deformación para una velocidad de deformación plástica adimensional de  $\dot{\varepsilon}^* = 1$  y  $T^* = 0$ . Las expresiones en el segundo y tercer set de corchetes representan los efectos de la velocidad de deformación y temperatura, respectivamente [36].

La obtención de dichas constantes para cuestiones de simulaciones computacionales pueden ser obtenidas a través de la caracterización mecánica anteriormente descrita en el rango de velocidades de deformación para las cuales se pretende establecer la simulación dinámica que corresponda a un estudio en particular.

Las constantes en el primer set de corchetes del modelo de Johnson-Cook **A**, **B** y **n** representan el esfuerzo de cedencia inicial, y los efectos por endurecimiento por deformación respectivamente, a una velocidad de deformación de  $1 \text{ s}^{-1}$ ; dichos parámetros pueden ser obtenidos a partir de ensayos mecánicos a dicha velocidad de deformación y una correcta manipulación de los datos de la curva de flujo, donde los factores de endurecimiento por deformación se obtienen de la manipulación de los datos obtenidos en el rango plástico de la curva flujo (Figura 2.20) [36].



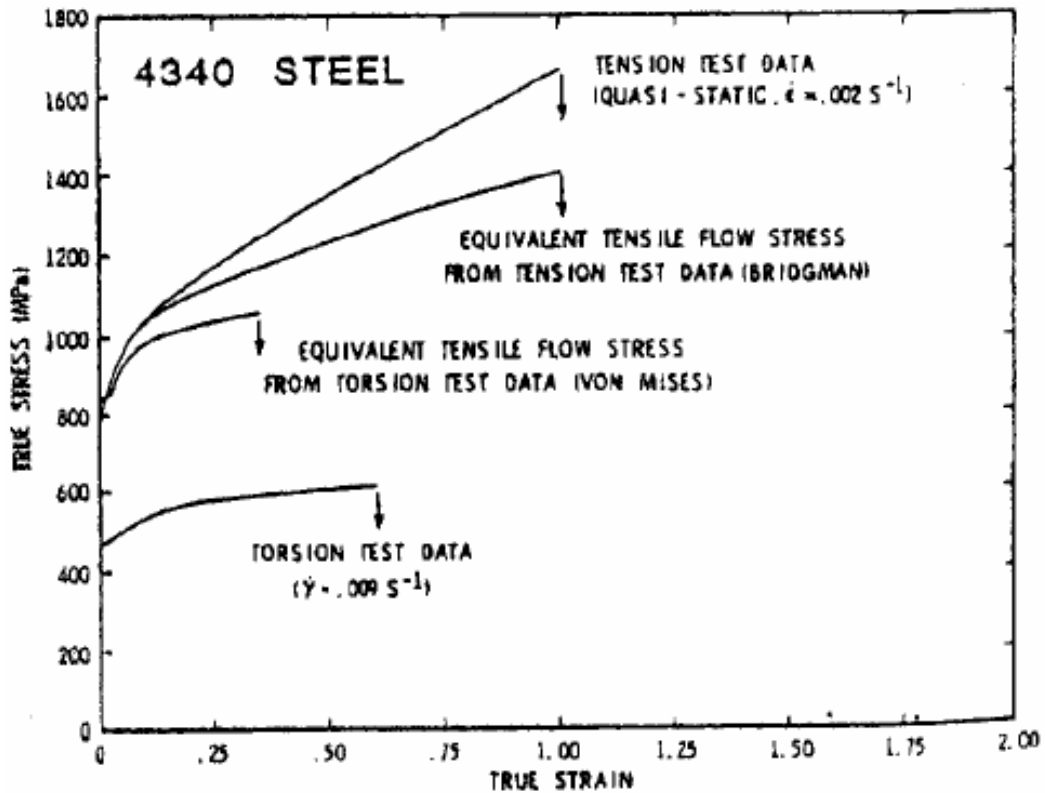


Figura 2.20 Comparación de curvas de flujo de esfuerzo verdadero vs deformación verdadera para datos obtenidos en pruebas de tensión y torsión [36].

La constante  $C$ , la cual es utilizada para aportación de fenómenos de altas velocidades de deformación en el modelo de esfuerzos de flujo dinámico es determinada a través del ensayo mecánico a distintas velocidades de deformación y temperaturas, donde la constante  $C$  representa la pendiente de la recta en una grafica de esfuerzo ultimo a la tensión vs velocidad de deformación, en donde debe de ser considerada una caracterización mecánica en el orden de velocidades de deformación que se pretenden simular computacionalmente para tener una mejor aproximación del fenómeno real, en donde la obtención de dicha constante por parte de los investigadores Johnson y Cook fue a partir de pruebas mecánicas de torsión a distintas velocidades de deformación en distintos materiales metálicos de interés (Figura 2.21).

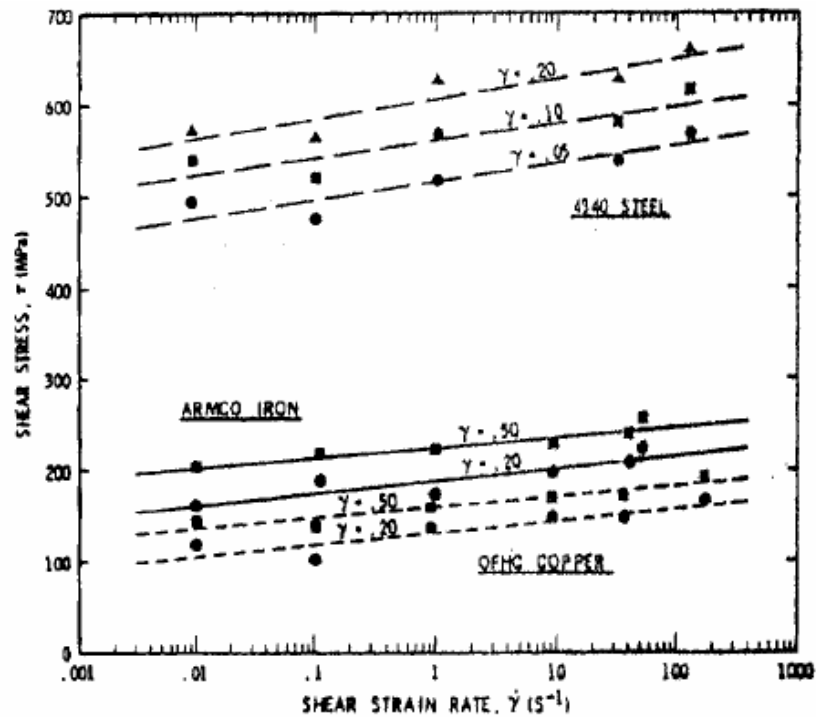


Figura 2.21 Esfuerzo verdadero vs Velocidad de Deformación para pruebas de torsión [36].

Mientras que el efecto por ablandamiento por temperatura es producto de la caracterización mecánica a distintas temperaturas del material en estudio, y el cálculo de la constante  $m$  a partir de la información obtenida, como lo realizado por Johnson y Cook [36] a partir de pruebas realizadas en la prueba de impacto Hopkinson (Figura 2.22).

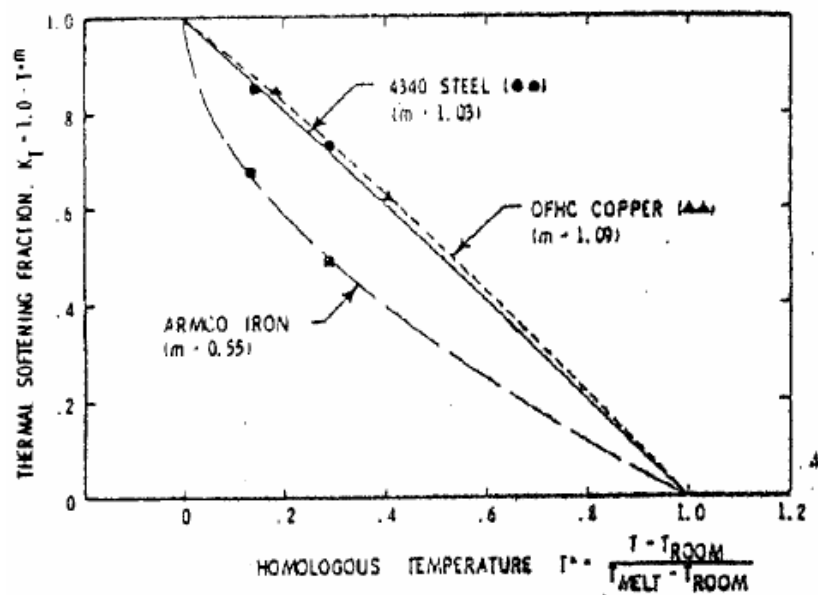


Figura 2.22 Fracción de ablandamiento térmico vs temperatura para pruebas de impacto Hopkinson [36].

## **2.7 Simulación de procesos.**

### **2.7.1 Introducción.**

El cambio constante en la tecnología y la adopción de nuevas tecnologías en los procesos industriales son dictadas en mayor medida por la economía. Las herramientas y métodos que habilitan la reducción en costos, mejores aproximaciones en los diseños, métodos de manufactura, o costos en mantenimiento para componentes o productos son buscados para crear mejor competitividad o diferencia en los productos existentes en el mercado. El cambio y avance tecnológico actualmente está ocurriendo a una velocidad de desarrollo sumamente alta. En donde el crecimiento acelerado actual de la tecnología es debido en gran parte al desarrollo y aplicación de la computación y métodos computacionales [49]. Casi todas las áreas de la ingeniería y la industria están implementando cambios rápidos en materia de tecnología, incluyendo métodos de análisis de datos, automatización, métodos de prototipado rápido y manufactura, así como optimización de materiales mejorada por computadora, procesos y diseños. Las simulaciones pueden ser utilizadas para evaluar parámetros para un componente único o para su optimización final en un proceso de diseño. Con respecto a esto, las incertidumbres en la entrada de información y propagación de errores de un modelo a otro deben ser evaluadas y administradas.

### **2.7.2 Entrada de datos y condiciones de frontera para la simulación de procesos.**

La implementación de modelos y herramientas de simulación requiere descripciones adecuadas de las propiedades del material en análisis y las condiciones de frontera presentes en el proceso que se desea simular. Una entrada de datos inadecuada puede fácilmente llevar a una pobre o incluso engañosa predicción del fenómeno en estudio. Métodos estándar han sido establecidos para la mayoría de los casos de simulación, sin embargo, aun se tienen retos en el desarrollo los datos necesarios de las propiedades de materiales sobre un gran rango de condiciones de procesamiento (tiempo, temperatura, presión, ambiente, condiciones transitorias, entre otras.) encontradas en condiciones de manufactura. Además de las características

de los materiales, las condiciones de frontera o fenómenos presentes en un proceso determinado son críticos para una predicción precisa de la simulación. Cada proceso de manufactura presenta condiciones de frontera únicas que deben de ser identificadas, comprendidas, y caracterizadas para la aplicación específica que se desea simular. Por otra parte, las condiciones de frontera pueden ser específicas de un equipo o maquinaria en partículas, lo cual significa, por ejemplo, que una prensa u horno pueden no lograr las condiciones de frontera que otra prensa u horno del mismo tipo utilizado bajo las mismas condiciones nominales de procesamiento [50].

### **2.7.3 ANSYS.**

ANSYS es un paquete de simulación de propósito general a través del método de elemento finito, para la solución numérica de una gran variedad de problemas mecánicos. Este tipo de problemas incluye problemas del tipo estático, dinámico, análisis estructura (tanto lineales como no lineales), transferencia de calor, y problemas de fluidos, así como problemas de acústica y electromagnetismo. En general, una solución por elemento finito puede ser separada en tres etapas:

#### **1. Pre-procesamiento: Definiendo el problema.**

Los pasos principales en la etapa de pre-procesamiento son el definir los puntos clave como líneas, áreas y volúmenes, en segundo lugar el definir el tipo de elemento y material así como las propiedades de la geometría en estudio y finalmente el mallado de líneas, áreas o volúmenes según sea requerido.

#### **2. Solución: Asignación de cargas, restricciones, y solución del problema.**

En esta etapa, es necesario el especificar las cargas (puntuales o presiones existentes), restricciones (de traslación o rotación), y finalmente resolver el conjunto de ecuaciones que resulten de dichas especificaciones.

### **3. Post-procesamiento: Manipulación de datos posterior a la solución, análisis e interpretación de resultados.**

En esta etapa uno debe de desear observar la lista de los desplazamientos por nodo, fuerzas y momentos en cada uno de los elementos, gráficos de deflexión y los diagramas de esfuerzos y mapas de temperaturas.

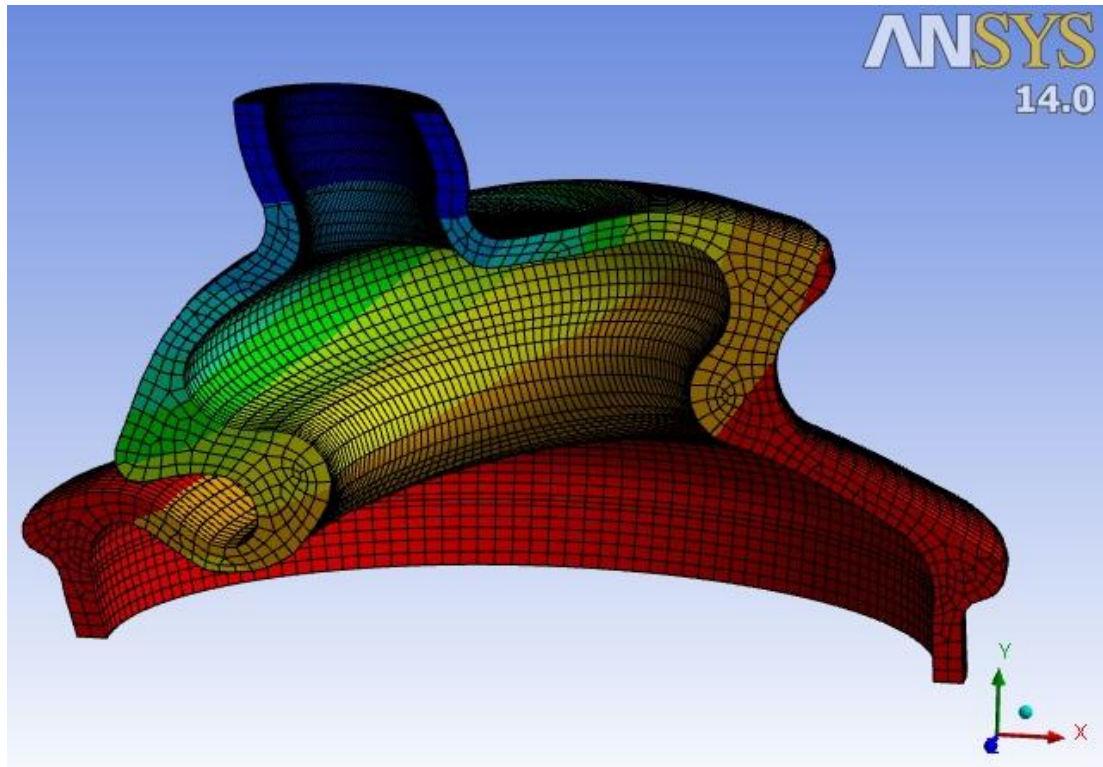
#### **2.7.4 Módulo de simulación explícito dinámico de ANSYS Workbench.**

El sistema explícito dinámico de ANSYS está diseñado para permitir la simulación de aplicaciones mecánicas estructurales no lineales que involucran uno o más de los siguientes casos:

- Impactos desde bajas velocidades (1 m/s) hasta altas velocidades (5000 m/s).
- Propagación de ondas de esfuerzos.
- Respuestas dinámicas de alta frecuencia.
- Grandes deformaciones y no linealidades geométricas (Figura 2.23).
- Condiciones de contacto complejas.
- Comportamiento complejo de materiales, incluyendo deterioro y falla del material.
- Cuerpos rígidos y flexibles.

El módulo explícito dinámico es mayormente utilizado para la simulación de eventos que se desarrollan en periodos cortos de tiempo, desde unos pocos milisegundos o menos. A su vez es utilizado para determinar la respuesta dinámica de una estructura debido a la propagación de ondas de esfuerzo, impacto o cargas rápidamente variables con respecto al tiempo. El intercambio de momentos entre cuerpos móviles y momentos de inercia son generalmente aspectos de gran importancia en el tipo de análisis que se está desarrollando. Este tipo de análisis a su vez puede ser utilizado para modelar fenómenos mecánicos que son altamente no lineales. Dichas no linealidades pueden provenir de las propiedades presentes en el material (por ejemplo, hiperelasticidad, flujo plástico, fallas), debido al

contacto presente en un determinado fenómeno (por ejemplo, altas velocidades de colisión e impacto y de diversos tipos de deformación geométrica como el pandeo o colapso) [51].



**Figura 2.23** Alta deformación no lineal de un cubre-polvo de junta homocinética (CV Joint Boot) simulado en el modulo explicito dinámico de ANSYS Workbench [52].

# **CAPÍTULO 3 .- METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.**

## **3.1 Introducción.**

En el presente capítulo se detallan las actividades realizadas para los ensayos mecánicos a altas velocidades de deformación de dos aceros de alta resistencia proporcionados por la empresa Pintura Estampado y Montaje S.A.P.I. de C.V. (PEMSA). En esta investigación se contempló ensayar mecánicamente dichos materiales sometidos a diversos rangos de pre-deformación inducidos a partir de una prueba de tensión uniaxial, para posteriormente ensayarlos mediante la prueba de impacto en tensión (ITT- Impact Tensile Test). El equipo mecánico de impacto en tensión utilizado para las pruebas a altas velocidades de deformación fue desarrollado en base a un péndulo Charpy comercial modelo Instron SI-1K3, al cual se le adicionaron una serie de componentes diseñados en base al principio mecánico establecido en la norma ASTM D-1822-99, la probeta de ensayos fue diseñada en base a la misma norma.

Cabe mencionar que los aspectos de diseño del dispositivo de pruebas de impacto en tensión se contemplan en el anexo A del presente trabajo.

A su vez se establece la metodología del proceso de validación estadística de dicho dispositivo, el cual fue desarrollado con la finalidad de establecer el correcto funcionamiento del mismo a través de las técnicas de cartas de lecturas individuales y rangos móviles así como el análisis de varianza de dos factores (ANOVA TwoWay), dicho análisis estadístico fue desarrollado con 6 aceros complementarios a los establecidos en la experimentación final, entre los cuales se encuentran aceros libres de intersticiales (IFS-Interstitial Free Steels) y aceros de bajo carbono.

Por otra parte se plantea el ensayo de tensión uniaxial de los materiales en estudio para determinar en base a la curva de flujo los rangos de pre-deformación a utilizar en las probetas a ensayar en la prueba de impacto en tensión, considerando el rango plástico de la misma, dichos rangos de pre-deformación fueron determinados en base a los parámetros de interés de un componente automotriz deformado por el proceso de estampado y su curva de formabilidad característica, siendo inducidos en sus distintos rangos a partir de la máquina de tensión uniaxial en la modalidad de paro por avance del cabezal.

A su vez se detallan las actividades de caracterización de las zonas de fractura de las probetas ensayadas en la prueba de impacto en tensión a partir de microscopia electrónica de barrido, análisis microestructural a través de microscopia óptica así como el análisis químico a través de la técnica de espectrometría por chispa o arco.

Finalmente se establece la metodología implementada para la simulación por medio del método de elemento finito a través del software ANSYS Workbench Release 12.1, las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión tanto para probetas sin predeformar como con grado de pre-deformación, para de esta forma analizar la correlación entre los datos experimentales y simulados con la finalidad de determinar la viabilidad y precisión de esta herramienta en dichas predicciones, así como el poder determinar la precisión del modelo de Johnson-Cook como herramienta para el análisis de fenómenos de altas velocidades de deformación, y con ello poder determinar la viabilidad de ser utilizado como modelo dinámico en la simulación de fenómenos de impacto de estructuras automotrices..

Los aceros en estudio se denominan bajo las especificaciones SP-782-440Q y SP-783-590Q, proporcionados en forma de hoja o lamina con espesor de 1.4 mm, y corresponden a un acero de alta resistencia y baja aleación (HSLA- High Strength Low Alloy Steel), y un acero doble fase (Dual Phase Steel) respectivamente.



### **3.2 Análisis químico a través de espectrometría de emisión óptica (chispa) y determinación de porcentaje de carbono y azufre por combustión.**

Se llevó a cabo el análisis de composición química y la determinación del contenido de carbono (porcentaje) de los aceros utilizados en la matriz de experimentos (aceros HSLA y Dual-Phase) a través de las técnicas de espectrometría por emisión óptica y combustión, para la determinación de los elementos aleantes y residuales así como el contenido de carbono respectivamente. Esto con la finalidad de conocer las posibles fases y precipitados presentes en las aleaciones en estudio previo al proceso de análisis microestructural a través de microscopía óptica. Dichas pruebas fueron realizadas en las instalaciones de los laboratorios de análisis químico de la empresa Calimet S.A. de C.V. Para el análisis de composición química se utilizó un espectrómetro de emisión óptica marca QUANTRON, mientras que la determinación del porcentaje de carbono y azufre fue realizada a partir de un determinador de carbono y azufre LECO CS-200, tal como se muestra en la Figura 3.1 y la Figura 3.2.



**Figura 3.1 Espectrómetro de emisión óptica QUANTRON.**

Los análisis fueron realizados apegándose a las normas ASTM E-415 y ASTM E-1019, para la determinación de la composición química y el contenido de carbono y azufre respectivamente.



**Figura 3.2** Determinador de porcentaje de Carbono y Azufre LECO CS-200.

### **3.3 Análisis microestructural a través de microscopía óptica.**

Se llevó a cabo el análisis microestructural de los aceros SP-783-440Q y SP-783-590Q con espesor de 1.4 mm, conocidos comercialmente como acero HSLA y Dual-Phase respectivamente a través de un microscopio óptico modelo Nikon Ehipot 460745 el cual se encuentra en las instalaciones del laboratorio de posgrado en materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), el cual se muestra en la Figura 3.3, teniendo como particularidad la determinación del tamaño de grano en base a la norma ASTM E-112-96, para lo cual fueron utilizadas las plantillas de referencia que se establecen en dicha norma.



**Figura 3.3 Microscopio óptico Nikon Ehipot 460745.**

El proceso general para la caracterización microestructural de los aceros en estudio consta de un proceso de corte del material, montaje, pulido y ataque químico para revelar las fases presentes. Primeramente se realizó el corte de diversas muestras de lámina de los aceros antes mencionados con geometría cuadrada con longitudes de 0.75 cm por lado para de esta forma facilitar el proceso de pulido durante las diversas etapas de abrasión de dicho proceso; esto debido a una baja zona de contacto con respecto al papel abrasivo y facilitando así el obtener un proceso de pulido homogéneo sin la presencia de distintas caras o fases así como inclinación en la muestra. Para dicho proceso se utilizó una cortadora Struers Accutom-5, la cual se muestra en la Figura 3.4.



**Figura 3.4 Cortadora Struers Accutom-5.**

Posteriormente se procedió al montaje de las muestras obtenidas por el proceso de corte en una resina fenólica (baquelita) a través de un equipo de prensado a alta temperatura y presión el cual se muestra en la Figura 3.5, los parámetros de operación de temperatura, presión y tiempo durante el montaje de la muestra fueron de 180° C, 25 kN y 20 minutos, con un tiempo de enfriamiento de 5 minutos.



**Figura 3.5 Equipo de presión para montaje de muestras Struers LaboPress-1.**



La siguiente etapa consistió en el pulido de la muestra hasta lograr un acabado utilizando los métodos convencionales de preparación metalográfica, procedimiento optimizado por el uso de una pulidora giratoria y brazo auxiliar de sujeción y presión Struers LaboPol-1 como se muestra en la Figura 3.6.



**Figura 3.6 Pulidora Struers LaboPress-1.**

Finalmente se realizó el ataque químico por inmersión tanto del acero HSLA como Dual-Phase, a partir del reactivo denominado “modificado de Marshall’s” (modified Marshall’s reagent), cuya composición y proceso de preparación se indica en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición y procedimiento de preparación del reactivo modificado de Marshall's.

<b>REACTIVO "MODIFICADO DE MARSHALL'S".</b>	
<b>COMPONENTES QUIMICOS DEL REACTIVO.</b>	<b>PROCEDIMIENTO DE PREPARACION.</b>
Parte "A": <ul style="list-style-type: none"> <li>• 5 ml de ácido sulfúrico concentrado.</li> <li>• 8 gr de ácido oxálico.</li> <li>• 100 ml agua destilada.</li> </ul>	<p>Agregar 5 mililitros de ácido sulfúrico a 100 mililitros de agua oxigenada con agitación. Posterior a la mezcla de dichos compuestos y con la mezcla en agitación agregar 8 gramos de cristales de ácido oxálico aprovechando el calor de la reacción para de esta forma generar la disolución de dichos cristales en la mezcla, obteniendo la parte "A".</p> <p>Mezclar cantidades iguales de la parte "A" y la parte "B", agregando la parte "A" al peróxido de hidrogeno (parte "A").</p> <p>Finalmente agregar 4 gotas de ácido fluorhídrico (parte "C") a la solución obtenida a partir de la mezcla de las partes "A" y "B".</p>
Parte "B": <ul style="list-style-type: none"> <li>• Peróxido de hidrogeno al 30% grado reactivo.</li> </ul>	
Parte "C": <ul style="list-style-type: none"> <li>• 4 gotas de ácido fluorhídrico.</li> </ul>	

Cabe mencionar que la inmersión de la muestra a atacar en el reactivo se realizó de manera vertical a la superficie de pulido para evitar el fenómeno de picaduras, tal como se ilustra en la Figura 3.7.



**Figura 3.7 Inmersión de la muestra para ser sometida al proceso de ataque químico, para el análisis microestructural de fases.**

### 3.4 Prueba de tensión uniaxial.

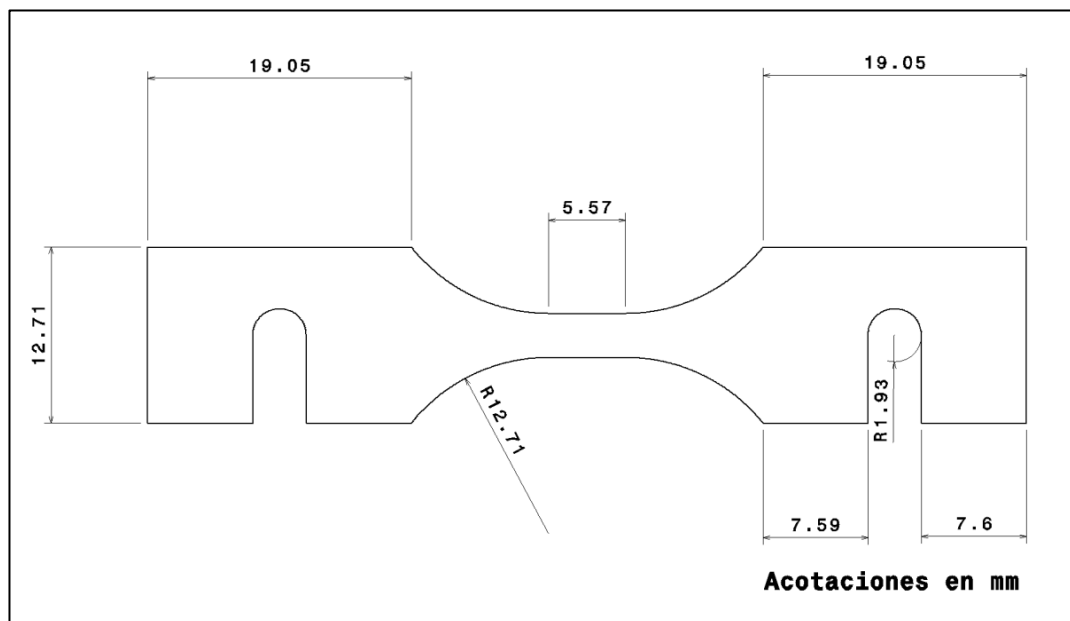
Se realizó el ensayo de 8 aceros distintos utilizados en los distintos procesos de estampado de PEMSA, entre los cuales se encuentran los aceros libres de elementos intersticiales (Interstitial free steels), aceros de bajo carbono, y aceros de alta resistencia como lo son los aceros Dual-Phase y HSLA. Las pruebas mecánicas fueron realizadas a partir de un equipo de pruebas mecánicas universales Shimadzu modelo AutoGraph AG-X con capacidad de 300 kN, el cual se encuentra en las instalaciones de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), tal como se muestra en la Figura 3.8.



Figura 3.8 Equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X con capacidad de 300 kN.



El ensayo de tensión uniaxial de los distintos aceros en estudio fue realizado a partir de la probeta normalizada en el estándar ASTM D-1822-99, misma que fue utilizada para el desarrollo de las pruebas de impacto en tensión, cuya geometría y dimensiones se muestran en la Figura 3.9. La fabricación de las probetas se realizó a través de la técnica de maquinado por descarga eléctrica (electroerosión por hilo), dicha técnica de corte fue analizada con la finalidad de determinar un posible efecto en las propiedades mecánicas del material posterior al proceso de fabricación, los resultados obtenidos se definen en el anexo B del presente documento. Las pruebas de tensión uniaxial fueron realizadas en base al método de control de velocidad de la prueba cuando se desea determinar la resistencia última a la tensión, tal como se indica en el inciso 7.6.4 de la norma ASTM E8/E8M-09 (Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials), seleccionando una velocidad de avance del cabezal de 1 mm/min, logrando una velocidad de deformación de 0.1795 mm/mm/min, la cual se encuentra entre los rangos establecidos por el método de control seleccionado en dicha norma (0,05-0.5 mm/mm/min), dicho método de control fue seleccionado debido a que el parámetro de resistencia de mayor interés en los procesos de estampado es la resistencia última a la tensión (UTS- Ultimate Tensile Strength).



**Figura 3.9 Dimensiones de la probeta diseñada para la prueba de impacto en tensión y que se utilizó para la realización de la prueba de tensión uniaxial.**

### **3.5 Pre-deformaciones a partir de la prueba de tensión uniaxial.**

Después de las pruebas de tensión uniaxial y la obtención de las curvas de flujo de los materiales en estudio, se determinaron 3 porcentajes de pre-deformación en el rango plástico del material (6, 10 y 25%), que complementan la matriz de experimentos para la prueba de impacto en tensión en conjunto con el material sin pre-deformación

El proceso de deformación fue definido en base al paro por avance de cabezal, considerando que el avance del cabezal corresponde a la deformación que se presenta en la longitud calibrada de la probeta de prueba (gage length), la cual corresponde a una longitud de 5.5681 milímetros y que fue considerada como el 100% para determinar las longitudes que se desplazaría el cabezal en base a los porcentajes de pre-deformación establecidos con anterioridad.

### **3.6 Proceso de validación estadística de la prueba de impacto en tensión.**

#### **3.6.1 Introducción.**

Con la finalidad de establecer y garantizar un funcionamiento correcto y preciso, así como la validación del adaptador de pruebas de impacto en tensión acoplado al equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3 (prueba de impacto en tensión) cuyas particularidades se detallan en el anexo A del presente documento, se estableció un diseño de experimentos de pruebas de impacto en tensión a través del ensayo destructivo de probetas de distintos materiales metálicos utilizados en los procesos de estampado de PEMSA, con la finalidad de utilizar dicha información para la determinación de la estabilidad y variabilidad del equipo auxiliado de herramientas estadísticas como lo son los gráficos de control de lecturas individuales y rangos móviles, así como del análisis de varianza de dos factores, respectivamente. Dicho análisis se basa en las bases teóricas establecidas por Jay L. Devore en su publicación “Probabilidad y Estadística para Ciencia e Ingeniería”

[53].

### **3.6.2 Gráfico de control de lecturas individuales y rangos móviles (Gráfico I & MR).**

Se estableció un diseño de experimentos a partir del ensayo de 30 muestras (probetas de impacto en tensión) fabricadas a partir del acero HSLA cuya especificación corresponde a un acero SP-782-440Q con espesor de 1.4mm, dicha probeta corresponde a la diseñada para el ensayo de materiales metálicos bajo las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión tal como se ilustró (Figura 3.9) con anterioridad en las particularidades de diseño de la probeta empleada en las pruebas de tensión uniaxial.

### **3.6.3 Matriz de experimentos para la realización del análisis de varianza de dos factores (ANOVA TwoWay).**

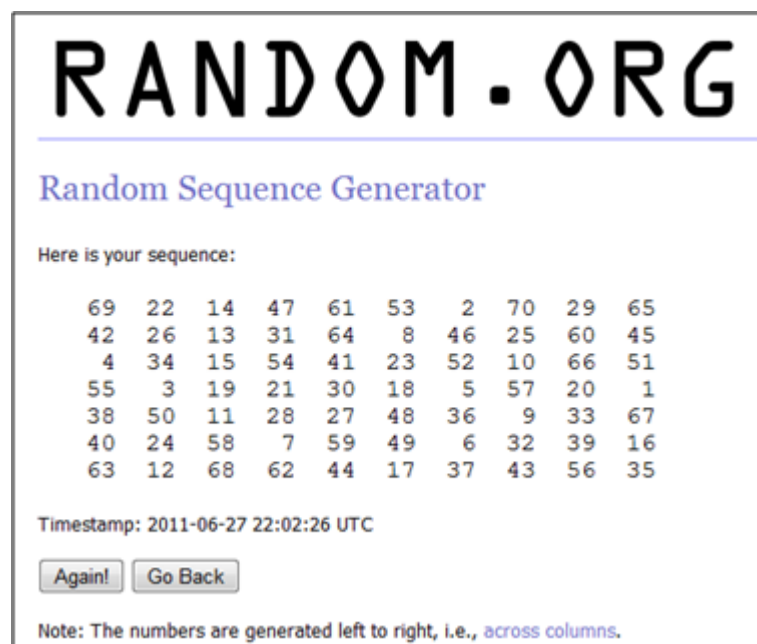
Para el desarrollo de las pruebas se estableció una matriz de experimentos tal como se muestra en la Tabla 3.2. Se llevó a cabo el empleo de 7 materiales distintos (factor  $i=7$ ) entre los cuales se encuentran distintos aceros utilizados en los procesos de estampado de PEMSA, como lo son los aceros HSLA y Dual-Phase, así como diversos aceros de baja resistencia y alta ductilidad entre los cuales se encuentran los aceros libres de elementos intersticiales, así como aceros al bajo carbono.

El segundo factor a considerar fue el inducir diversos porcentajes de pre-deformación al material (factor  $j=2$ ), en donde se consideraron 2 porcentajes de pre-deformación, siendo establecidos valores de 0 y 25% de pre-deformación en base a la curva esfuerzo-deformación ingenieril de cada uno de los aceros considerados para esta experimentación. Finalmente se planteó el ensayo de 5 muestras o probetas bajo cada una de las distintas condiciones presentes (material y porcentaje de pre-deformación), obteniendo un valor de 5 para la variable de número de ensayos por grupo ( $k=5$ ), teniendo un total de 70 observaciones ( $N=70$ ) durante el experimento ( $i \times j \times k=7 \times 2 \times 5=70=N$ ).

Cabe mencionar que el ensayo de las probetas de prueba fue realizado bajo condiciones de aleatoriedad, la cual es una característica particular de esta herramienta estadística; la secuencia de prueba fue generada a partir de la herramienta de generación de secuencia de datos disponible en la página web de la organización Random.org, tal como se muestra en la Figura 3.10.

**Tabla 3.2 Matriz de experimentos para la obtención de datos de energía para el análisis de varianza de dos factores, con aleatoriedad para la secuencia de pruebas.**

DATOS PARA ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA DE DOS FACTORES Y k=5) IMPACT TENSILE TEST (PRUEBA CHARPY MODIFICADA)										
MATERIAL	PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN									
	0% (STOCK MATERIAL)					25% (PLASTIC STRAIN)				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
(A) SP782-440Q-1.4 mm	69	22	14	47	61	53	2	70	29	65
(B) GMW3032M-CR340LAF-1.5 mm	42	26	13	31	64	8	46	25	60	45
(C) SP781-390BQ-1.2 mm	4	34	15	54	41	23	52	10	66	51
(D) GMW2M-ST-SCR4-0.9 mm	55	3	19	21	30	18	5	57	20	1
(E) SP781BQ-0.9 mm	38	50	11	28	27	48	36	9	33	67
(F) SP123Q-1.2 mm	40	24	58	7	59	49	6	32	39	16
(G) SP783BQ-0.8 mm	63	12	68	62	44	17	37	43	56	35



**Figura 3.10 Secuencia de aleatoriedad generada para la realización de las pruebas de impacto en tensión, para el análisis de varianza de dos factores.**

### 3.7 Experimentación final de los aceros HSLA y Dual-Phase a partir de la prueba de impacto en tensión.

Se llevó a cabo la caracterización mecánica de la resistencia al impacto (toughness) de dos aceros de alta resistencia cuya especificación de acuerdo al estándar de ingeniería de Nissan (NES –Nissan Engineering Standard-) proporcionado por PEMSA, corresponden a un acero HSLA (SP-782-440Q) y un acero Dual-Phase (SP-783-590Q) ambos con espesor de 1.4 mm. La metodología empleada para el desarrollo de las pruebas fue a partir de una matriz de experimentos de 2 materiales, 4 porcentajes de pre-deformación y 5 muestras por material y pre-deformación ( $2 \times 4 \times 5 = 40$ ), teniendo como resultado un total de 40 pruebas o experimentos, las cuales fueron llevadas con aleatoriedad, apegándose a la herramienta estadística de análisis de varianza de dos factores, tal como se ilustra en la Tabla 3.3.

**Tabla 3.3 Matriz de experimentos de la prueba de impacto en tensión de los aceros HSLA y Dual-Phase con orden aleatorio.**

DATOS PARA ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA DE DOS FACTORES Y k=5) IMPACT TENSILE TEST										
MATERIALES: SP782-440Q-1.4 mm, SP783-590Q-1.4 mm EXPERIMENTACION FINAL										
MATERIAL	PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN									
	0 % (STOCK MATERIAL)					6%				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
SP782-440Q-1.4 mm	2	38	27	32	1	20	13	14	9	8
SP783-590Q-1.4 mm	31	21	18	22	7	4	33	15	37	6
MATERIAL	10%					25 % (UTS STRAIN)				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
SP782-440Q-1.4 mm	30	24	40	25	39	11	5	23	17	10
SP783-590Q-1.4 mm	34	26	19	28	3	35	29	16	36	12

Se utilizó un péndulo de pruebas de impacto Charpy V-Notched Instron modelo SI-1K3 el cual se ilustra en la Figura 3.11, dicho equipo cuenta con una capacidad de operación de 406.7 Joules, los cuales se obtienen a través del principio de transformación de energía potencial a energía cinética como se indica en la Ecuación 3.1 y la Ecuación 3.2, a partir de un martillo de impacto con una masa de 30.24 kilogramos y una altura de anclaje de 1.3709 metros, cuya oscilación en el punto máximo de percusión alcanza una velocidad de 5.18 m/s (5180 mm/s).

$$E_{POTENCIAL} = mgh \quad \text{Ecuación 3.1}$$

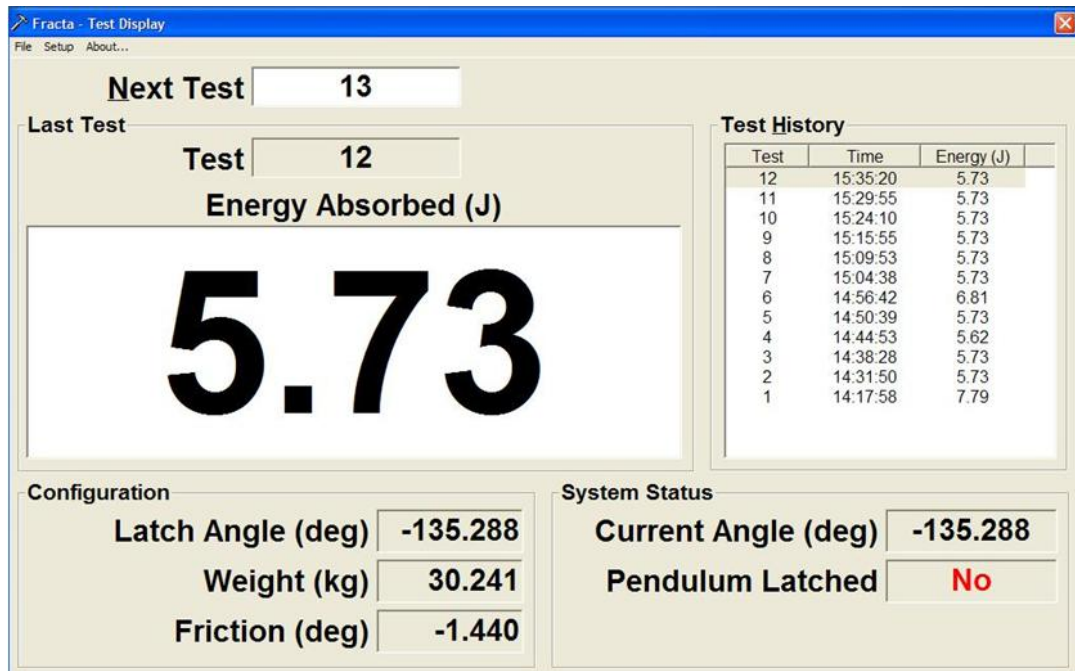
$$E_{CINETICA} = \frac{1}{2}mv^2 \quad \text{Ecuación 3.2}$$

Donde  $m$ =masa del martillo,  $g$ =gravedad específica ( $9.81 \text{ m/s}^2$ ),  $h$ = altura de anclaje del martillo, y  $v$ =velocidad del péndulo en un instante determinado.



**Figura 3.11 Equipo de pruebas de impacto Charpy V-Notched Instron modelo SI-1K3 con capacidad de 407 Joules.**

Este equipo de pruebas mecánicas cuenta con un encoder angular para la instrumentación y medición de la energía obtenida durante la prueba, y puede ser configurado a través de un software de interfaz grafica llamado Fracta, el cual permite conocer los resultados de la prueba que se está realizando así como un historial de pruebas realizadas y el estatus del equipo en cada instante del desarrollo de la prueba, dicha se ilustra en la Figura 3.12.



**Figura 3.12** Ventana de interfaz grafica para la medición de la energía absorbida e historial de pruebas realizadas, configuración y estatus de la prueba.

La calibración del equipo en base a su configuración, tanto del peso del martillo instalado, altura y ángulo de anclaje es llevado a cabo a través de una pantalla de interfaz grafica denominada “Fracta-Calibration Display”, como se ilustra en la Figura 3.13. Este equipo se encuentra en las instalaciones de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL).

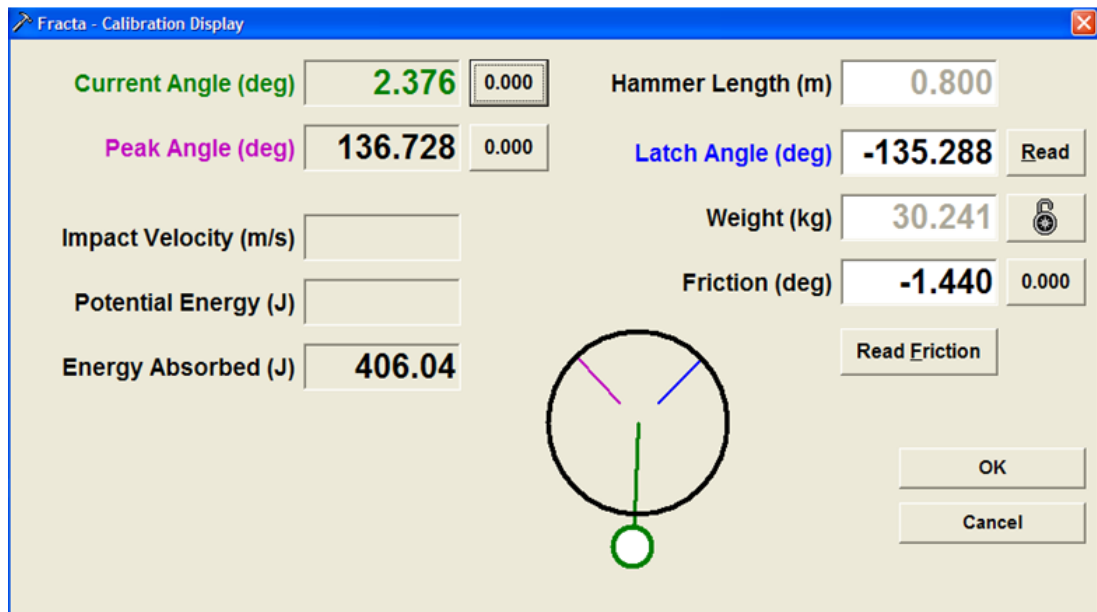


Figura 3.13 Ventana de calibración del equipo, y calibración de pérdidas de energía por pérdidas por fricción.

Por otra parte el equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3 fue modificado a partir de una serie de componentes adaptadores para el montaje de una probeta de tensión uniaxial con una escala de reducción con respecto a la indicada en la norma ASTM E8/E8M-08, la cual se encuentra indicada en la norma ASTM D-1822-99 e ilustrada en la Figura 3.9. De esta forma el equipo es capaz de realizar ensayos mecánicos a altas velocidades de deformación debido a que la probeta de pruebas posee una longitud calibrada de 5.5681 mm, por lo que de acuerdo a las capacidades del equipo mencionadas con anterioridad se obtiene una velocidad de deformación ingenieril de  $930.29 \text{ s}^{-1}$ , de acuerdo a cálculos realizados con la Ecuación 3.3.

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L_0} \quad \text{Ecuación 3.3}$$

Donde  $\dot{\epsilon}$  = velocidad de deformación ingenieril,  $v$  = velocidad máxima del péndulo en el punto muerto inferior o de percusión previo al impacto, y  $L_0$  = longitud calibrada de la probeta de prueba. La prueba mecánica obtenida a partir del equipo de pruebas de impacto modificado es denominada “prueba de impacto en tensión” (ITT –Impact Tensile Test-).



El equipo de pruebas para el desarrollo de la prueba de impacto en tensión es mostrado en la Figura 3.14.

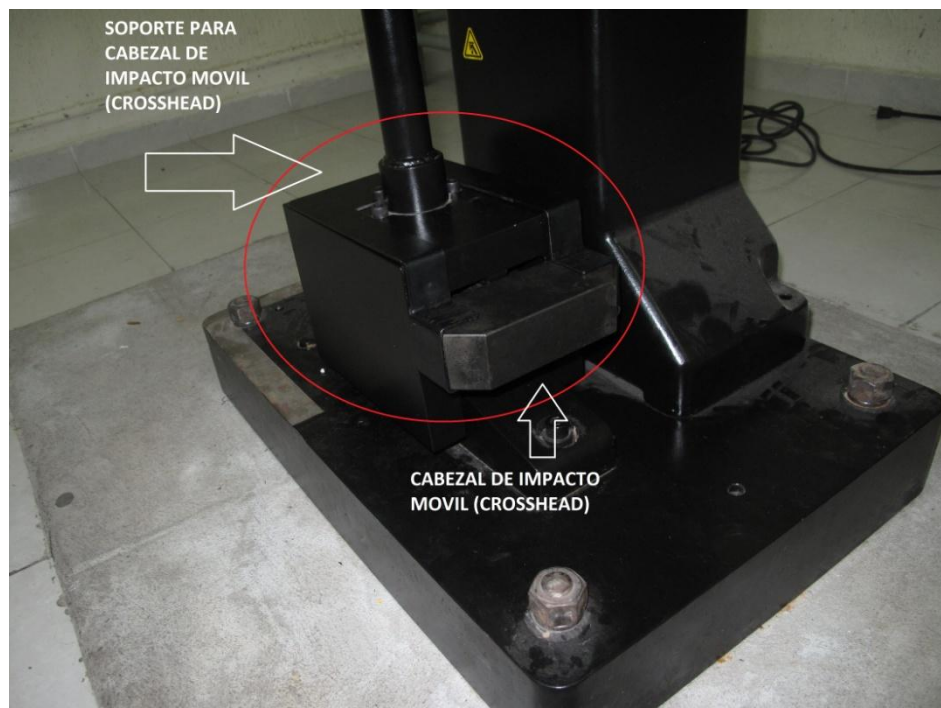


**Figura 3.14** Equipo de pruebas de impacto en tensión con guarda de seguridad para la recepción del cabezal de impacto (crosshead) posterior a la fractura de la probeta de pruebas.

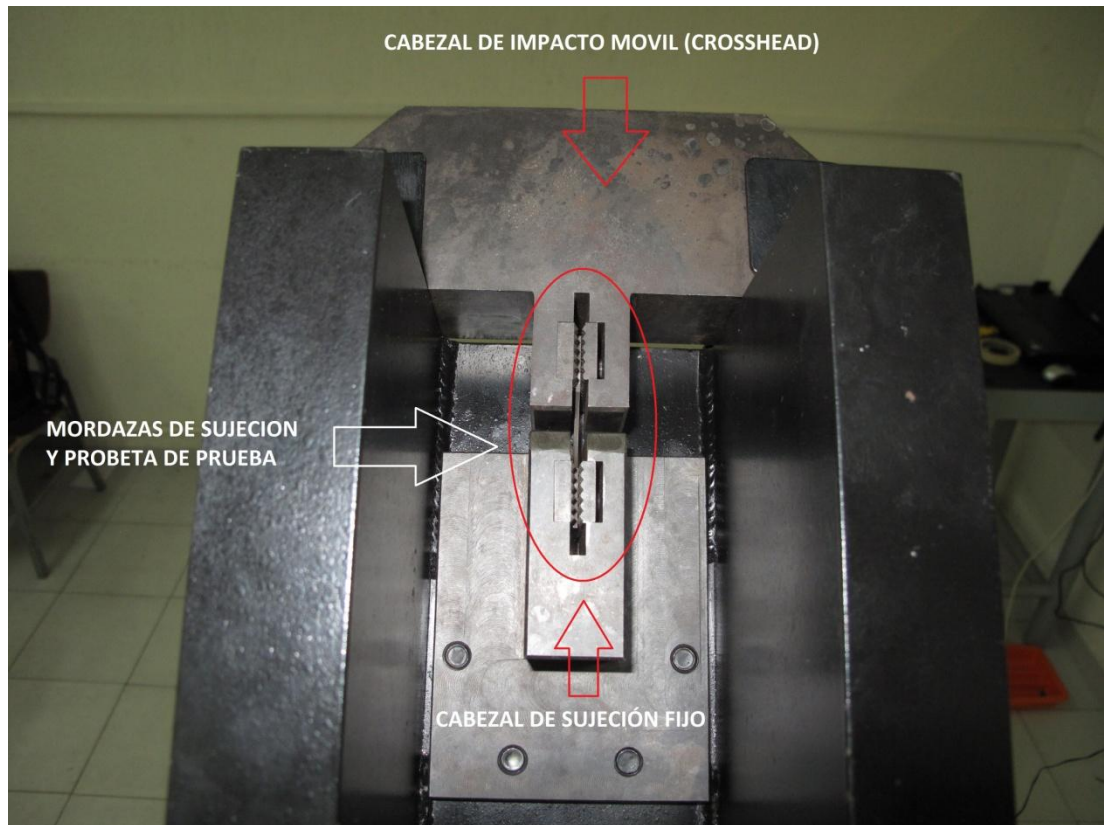
La Figura 3.15, Figura 3.16 y la Figura 3.17 muestran los componentes principales diseñados para realizar la prueba de impacto en tensión a partir del equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3.



**Figura 3.15 Set de yunques (anvils) para el impacto del cabezal móvil (crosshead) instalados en el marco (frame) del equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3.**



**Figura 3.16 Cabezal de impacto móvil (crosshead) y soporte instalado en el martillo (hammer) en el punto muerto inferior o punto de percusión máximo.**

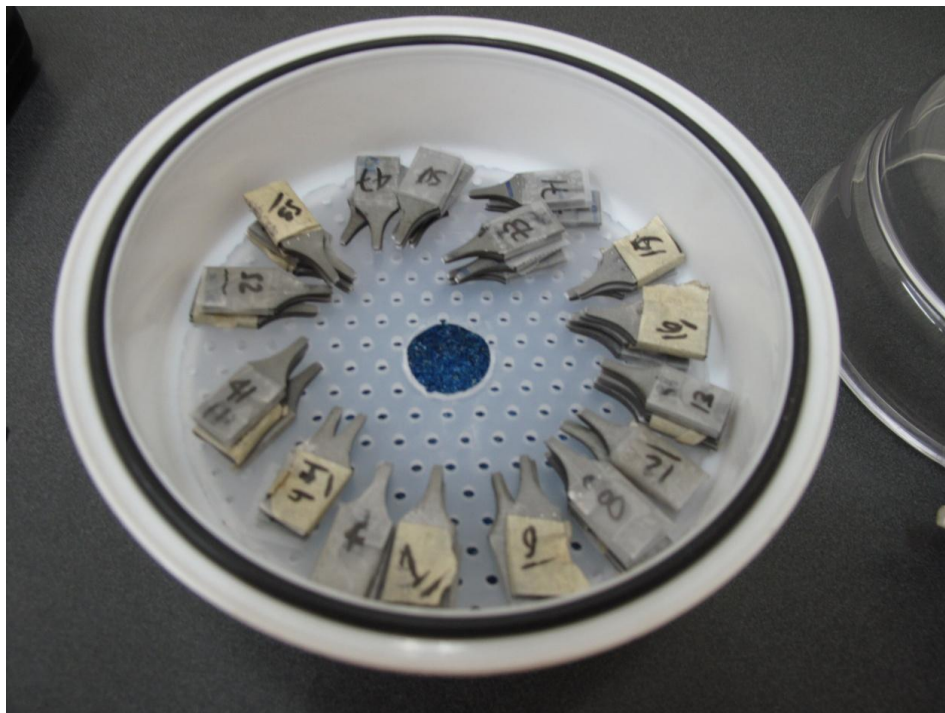


**Figura 3.17** Cabecal de impacto móvil (crosshead) cabecal de sujeción fijo, mordazas de sujeción y probeta de prueba de impacto en tensiones instaladas en el martillo (hammer) del equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3, en el punto de anclaje.

Los detalles característicos del proceso de diseño de los componentes para la prueba de impacto en tensión y sus particularidades de montaje, así como la documentación realizada se explican en el anexo A del presente documento.

### **3.7 Análisis de zonas de fractura a través de microscopía electrónica de barrido.**

Posterior al ensayo mecánico de los aceros HSLA y Dual-Phase en la prueba de impacto en se realizó el análisis de las zonas de fractura de las probetas ensayadas. Se llevó a cabo una manipulación cuidadosa de las probetas y su almacenaje en una atmosfera libre de humedad a partir de un desecador con silica gel, tal como se muestra en la Figura 3.18, así como la generación de vacío en dicha cámara, tal como se muestra en la Figura 3.19 con la finalidad de evitar fenómenos de oxidación que pudieran repercutir en el análisis de las zonas de fractura, las cuales se presentaron en la longitud calibrada a partir de un encuellamiento característico de las probetas de tensión, debido a la concentración de esfuerzos por los radios de curvatura inducidos en dicha sección.



**Figura 3.18 Desecador con silica gel para evitar la oxidación de las zonas de fractura de las probetas ensayadas en la prueba de impacto en tensión.**





**Figura 3.19 Desecador sometido a vacío para garantizar una atmosfera libre de oxígeno y humedad que pudiera tener repercusión en las zonas de fractura de las probetas ensayadas en la prueba de impacto en tensión.**

El análisis de las zonas de fractura se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido (SEM -Scanning Electron Microscope-) FEI Nova NanoSEM 200, el cual se muestra en la Figura 3.20, el cual se encuentra en las instalaciones del Centro de Innovación, Investigación y Desarrollo en Ingeniería y Tecnología (CIIDIT) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL).



**Figura 3.20 Microscopio electrónico de barrido FEI Nova NanoSEM 200 [54].**

### **3.8 Simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión por el método de elemento finito a partir de ANSYS Workbench Release 12.1.**

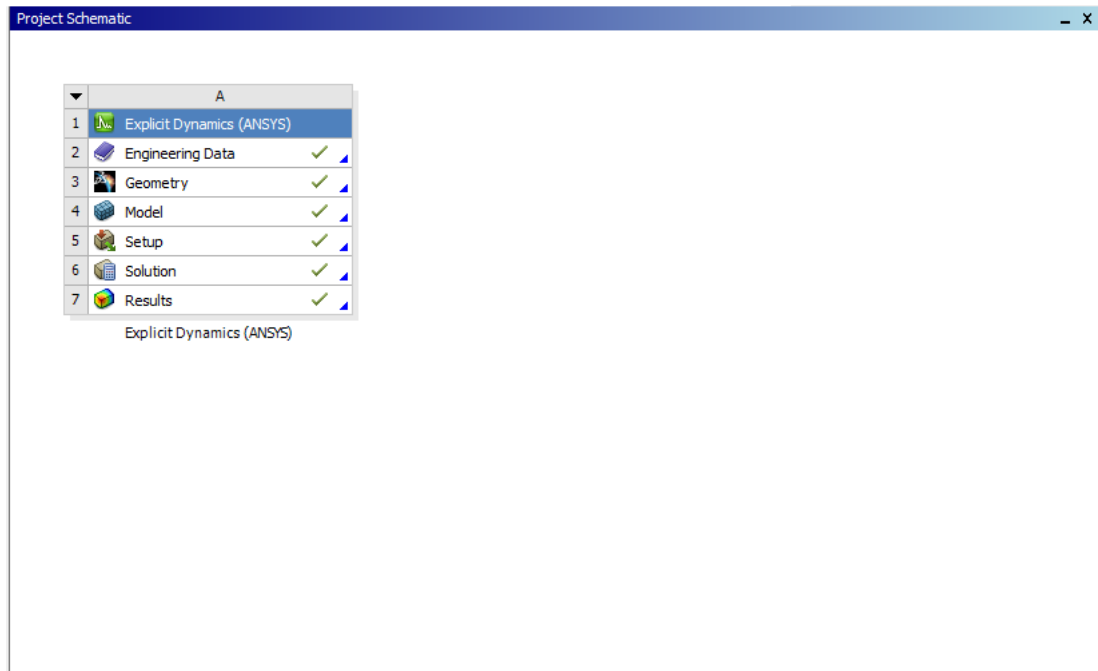
Se llevó a cabo la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión, en el software de simulación ANSYS Workbench Release 12.1, en donde se establecieron dos metodologías para dicho proceso, considerando métodos independientes para la simulación de la probeta de estudio sin pre-deformación y con pre-deformación. La simulación de las probetas sin porcentaje de pre-deformación fue llevada a cabo a partir del modulo de análisis explícito dinámico, mientras que la simulación de las probetas con porcentaje de pre-deformación fue llevado a partir de la simulación acoplada de los módulos estático estructural y explícito dinámico, la simulación realizada en el módulo estático estructural corresponde a la pre-deformación que se indujo en la probeta de prueba a partir del equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X con capacidad de 300 kN, generando un estado de esfuerzos y deformaciones que son consideradas como condiciones iniciales en la simulación correspondiente al modulo explícito dinámico, en el cual se simulan las condiciones mecánicas presentes en la prueba de impacto en tensión.

Dichas simulaciones fueron llevadas a partir de las propiedades de los aceros de alta resistencia proporcionados por la empresa PEMSA y que se plantean con anterioridad en el presente trabajo, cuyas especificaciones corresponden a un acero comercial HSLA y un acero Dual-Phase.

#### **3.8.1 Metodología para la simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión en probetas sin pre-deformación.**

Se plantearon las etapas de análisis y decisiones preliminares, pre-procesamiento, solución del modelo (procesamiento) y post-procesamiento de la probeta de trabajo, correspondiente a las condiciones mecánicas presentes en la prueba de impacto en tensión, la cual fue diseñada en el software de diseño CATIA VR19 de la firma francesa Dassault Systemes. Para la simulación de la probeta diseñada bajo las condiciones de ensayo presentes en la experimentación física fue seleccionado el módulo de

análisis explícito dinámico, y configurado en el esquema de proyecto de ANSYS Workbench (Project Schematic), el cual se ilustra en la Figura 3.21.

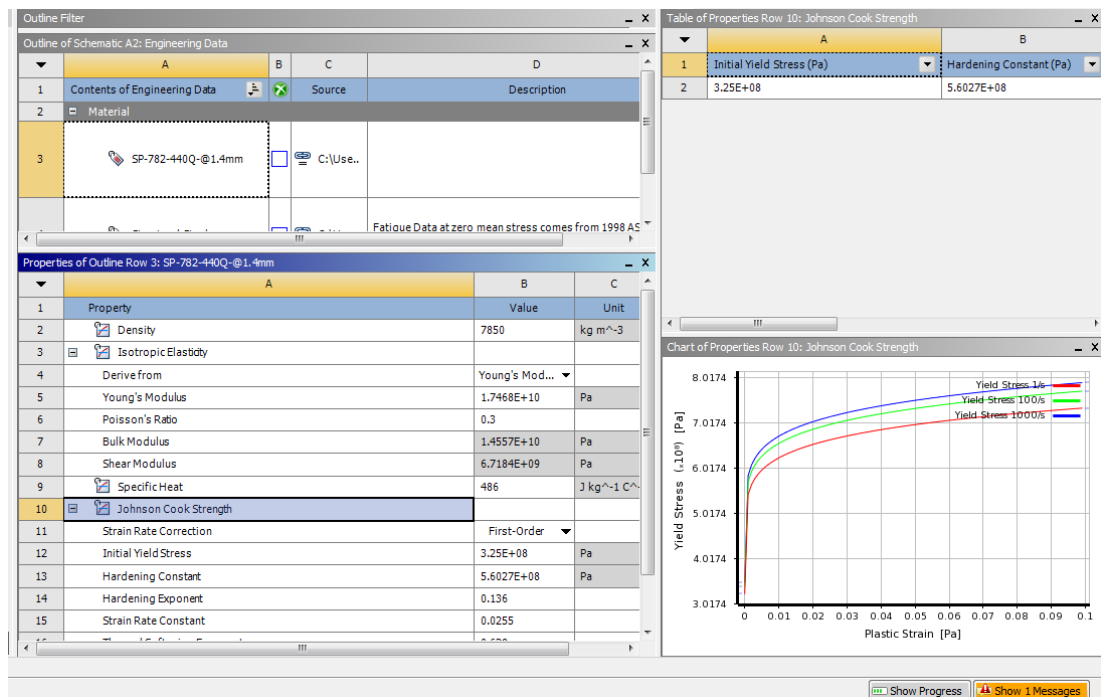


**Figura 3.21 Esquema de proyecto ANSYS Workbench Release 12.1, para la simulación explícita dinámica de la prueba de impacto en tensión en materiales sin porcentaje de pre-deformación.**

La simulación dinámica se llevó a cabo para el análisis de los dos aceros en estudio, para lo cual se realizó el anexo de dicho material a la base de datos de ingeniería de la plataforma de ANSYS (Engineering Data), la cual se muestra en la Figura 3.22. Las principales propiedades que se usaron para la simulación y análisis en la prueba de impacto en tensión fueron la densidad, elasticidad isotrópica, calor específico y los parámetros del modelo de Johnson Cook, los cuales se obtuvieron a partir de los trabajos realizados por Nader Abedrabbo y colaboradores [55], los cuales se muestran en la Tabla 3.4.

**Tabla 3.4 Parámetros del modelo constitutivo de Johnson-Cook para los aceros simulados en el análisis explícito dinámico de ANSYS Workbench Release 12.1.**

MATERIAL	$t_0$ (mm)	A (MPa)	B (MPa)	n	c	m
SP-782-440Q	1.4	325	560.27	0.136	0.0255	0.629
SP-783-590Q	1.4	350	655.7	0.189	0.0144	0.867



**Figura 3.22 Creación y edición de propiedades del acero SP-782-440Q @1.4 mm (HSLA) para la simulación dinámica de las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión sin grado de pre-deformación.**

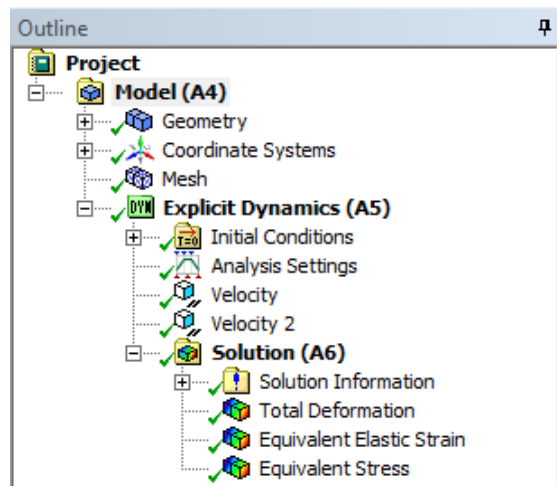
Cabe mencionar que los parámetros de límite de cedencia inicial (A), constante de endurecimiento (B) y el factor o exponente de endurecimiento (n) del modelo de Johnson-Cook fueron calculados a partir de las curvas de flujo (curva esfuerzo-deformación) característica de cada uno de los aceros caracterizados en la prueba de tensión uniaxial.

Por otra parte, las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión fueron establecidas en el lenguaje de diseño paramétrico mecánico de ANSYS, por sus siglas en inglés (Mechanical APDL-ANSYS Parametric Design Language-).

Se definió el CAD de diseño de la probeta de prueba, en la cual se consideró solamente la zona de trabajo o de reducción de área debido a que es la zona en que se concentran los esfuerzos durante la prueba de impacto en tensión, así como por cuestiones de simplificación en la simulación, a su vez se estableció el mallado de la geometría, condiciones de frontera dinámicas, en las cuales para la simulación del material sin pre-deformación

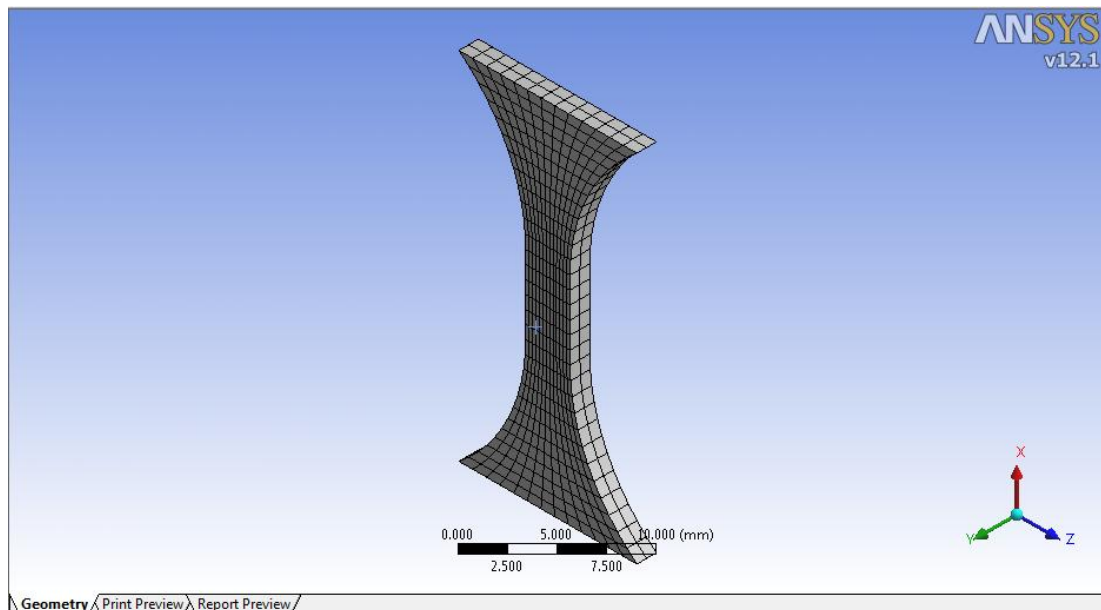


contempla las velocidades presentes en la prueba de impacto en tensión que son aportadas por el movimiento del péndulo así como por la velocidad que adquiere el cabezal móvil posterior al impacto con los yunques (anvils) instalados en el marco de sujeción (frame), la cual fue calculada en base a la teoría de impacto de partículas, y que se define en el anexo C del presente documento. Dichas consideraciones así como el establecimiento de los resultados de interés se ilustran en la Figura 3.23.



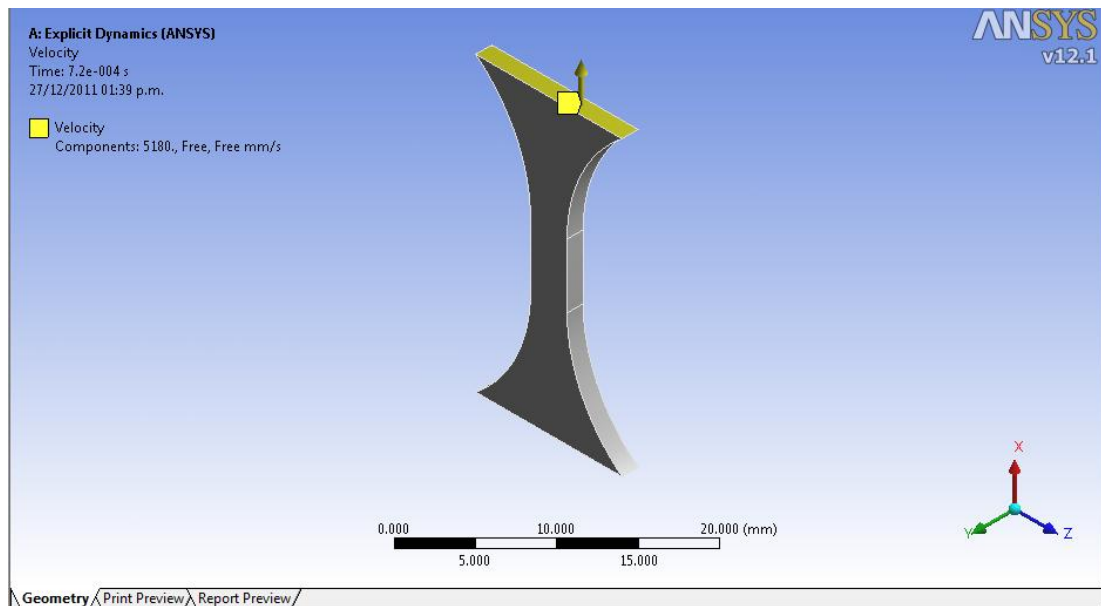
**Figura 3.23 Condiciones de pre-procesamiento generado en la aplicación mecánica de ANSYS (Mechanical APDL).**

En la asignación de las propiedades de malla se definió un elemento de tipo hexaédrico con un tamaño de 1mm, el cual se define en base al tipo de análisis que se desea llevar a cabo, en este caso, un análisis de tipo explícito dinámico, tal como se ilustra en la Figura 3.24.



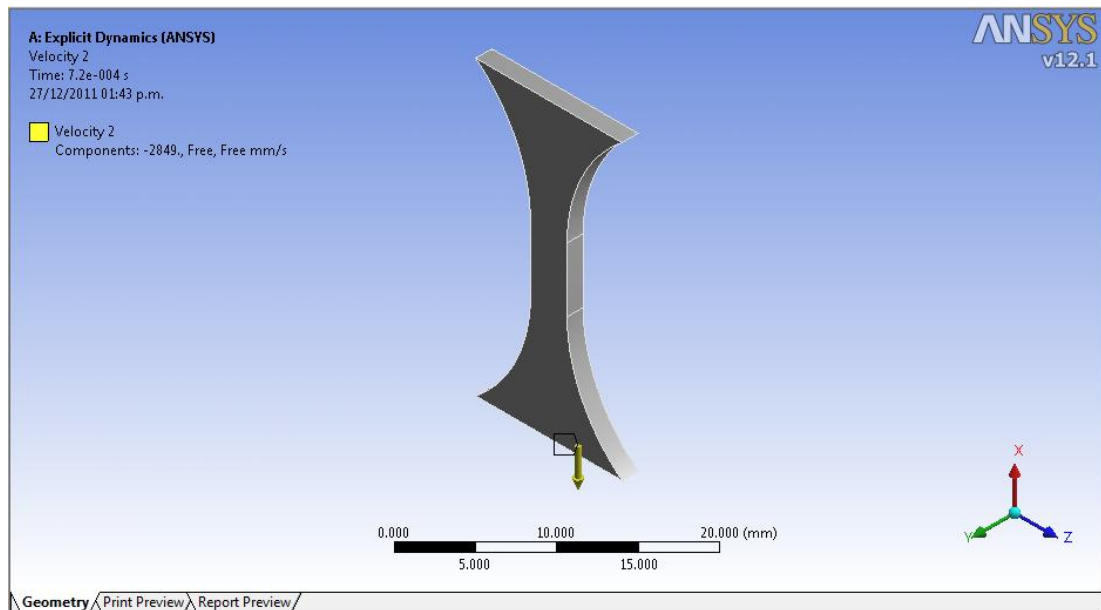
**Figura 3.24 Geometría y tamaño de malla de la probeta de prueba para la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión.**

Aunado a esto se establecieron las condiciones de frontera en la configuración de análisis (analysis settings) de ANSYS Workbench, las cuales generan la ruptura de la probeta en la prueba de impacto en tensión, y que corresponden a las velocidades que aporta tanto el martillo del péndulo en el punto de percusión, o punto muerto inferior, la cual corresponde a una velocidad de 5180 mm/s, y se ilustra en la Figura 3.25, así como la velocidad que adquiere el cabezal móvil (crosshead) posterior al impacto con los yunques (anvils) instalados en el marco de sujeción (frame), correspondiente a una velocidad de 2849 mm/s, tal como se ilustra en la Figura 3.26.

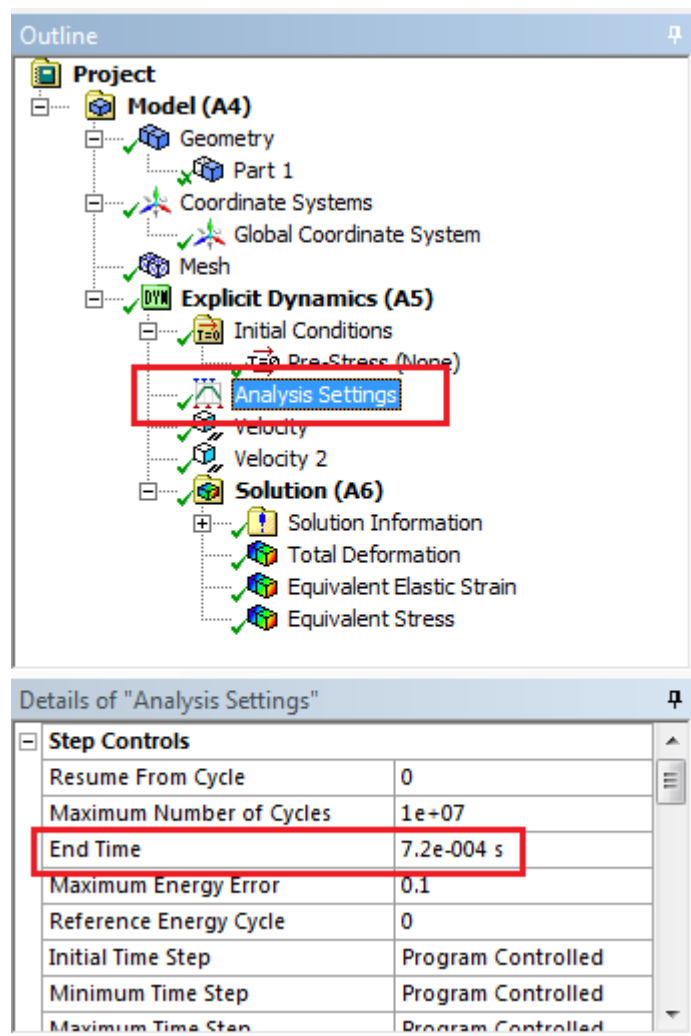


**Figura 3.25 Velocidad presente durante la prueba de impacto en tensión aportada por el martillo del péndulo de pruebas de impacto.**

Dichas velocidades presentes en la prueba de impacto en tensión, por ser aplicadas en direcciones contrarias generan un estado de esfuerzos de tensión uniaxial, el cual emula a una prueba de tensión universal. Finalmente se definieron los tiempos de simulación de la prueba como criterio de ruptura de la probeta de pruebas en base a las consideraciones dinámicas presentes en fenómenos a altas velocidades de deformación, así como en base a observaciones realizadas en la prueba de impacto en tensión, tal como se ilustra en la Figura 3.27, el cual se encuentra en el orden de  $7.2 \times 10^{-4}$  segundos.



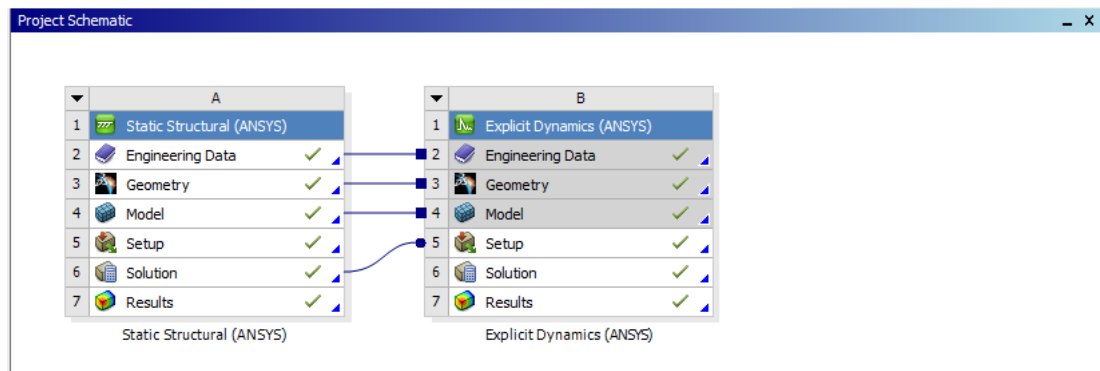
**Figura 3.26** Velocidad aportada por el rebote de cabezal móvil (crosshead) durante la prueba de impacto en tensión.



**Figura 3.27** Tiempo de finalización de la simulación de la probeta de prueba bajo las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión.

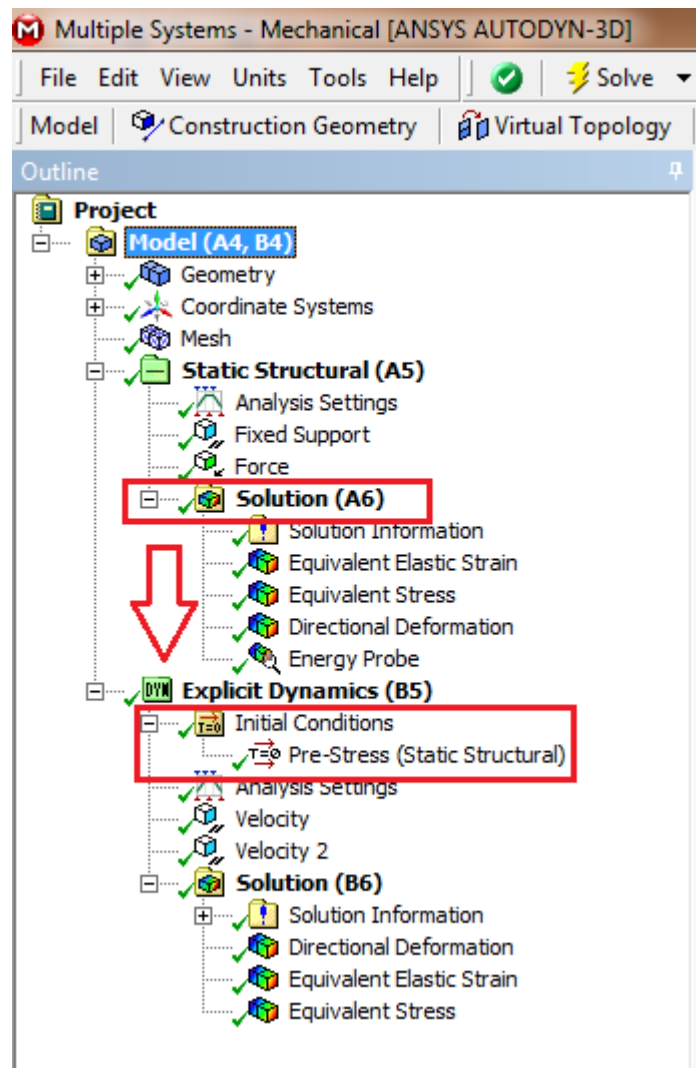
### 3.8.2 Metodología para la simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión en probetas con pre-deformación.

La simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión correspondiente a la experimentación en probetas con porcentajes de pre-deformación inducidos en el equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X, se llevó a cabo a partir del acoplamiento de los módulos estático y dinámico de ANSYS Workbench, tal como se ilustra en la Figura 3.28, en donde las condiciones de acoplamiento presentes entre ambos módulos se dan en aspectos tales como el modelo o CAD utilizado (geometría de probeta de prueba), tamaño de malla y tipo de elemento de mallado, propiedades mecánicas del material en estudio, así como la solución de las condiciones de frontera presentes en la simulación estática, las cuales son consideradas como las condiciones iniciales presentes en la simulación explícita dinámica de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión, tal como se ilustra en la Figura 3.29.



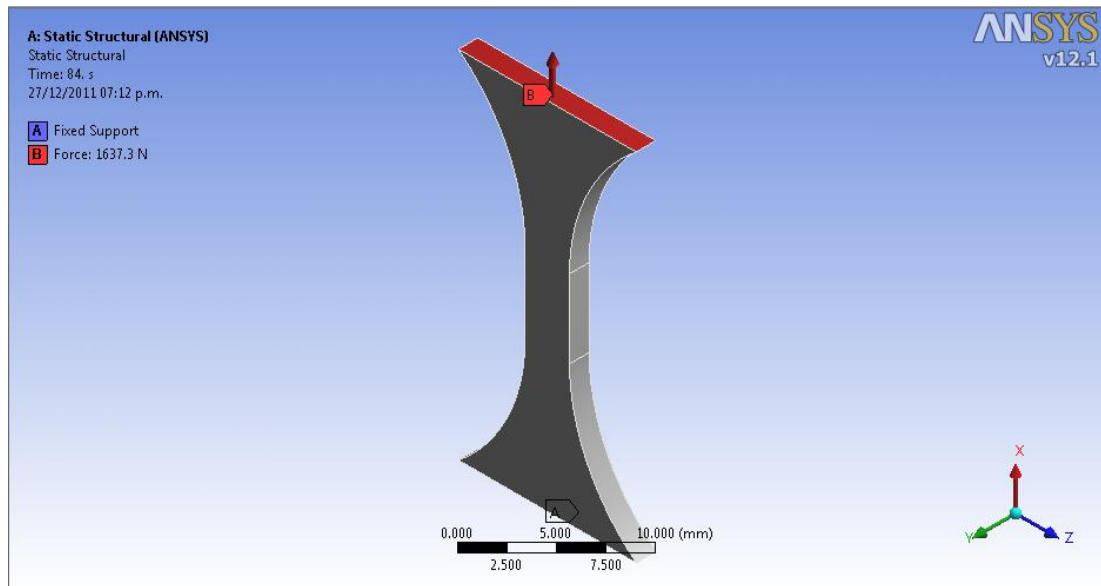
**Figura 3.28 Esquema de proyecto ANSYS Workbench Release 12.1, para la simulación explícita dinámica de la prueba de impacto en tensión en materiales con porcentaje de pre-deformación.**

La metodología empleada para la simulación de probetas con porcentaje de pre-deformación solamente se diferencia con respecto a la metodología de la simulación de probetas sin porcentaje de pre-deformación, por la configuración o definición de las condiciones de pre-procesamiento y solución (procesamiento) del análisis estructural que es considerado como las condiciones iniciales (estado de esfuerzos previo) de simulación en el análisis explícito dinámico.



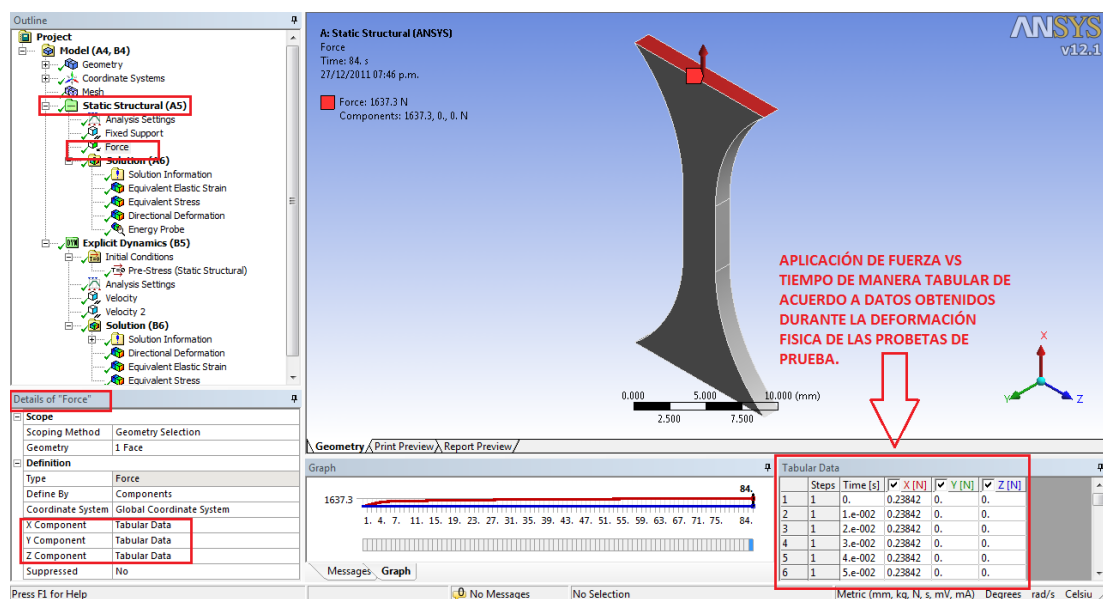
**Figura 3.29 Solución de la simulación estática y acoplamiento de la solución como condiciones iniciales durante la simulación dinámica de las condiciones de frontera de la prueba de impacto en tensión en probetas con porcentaje de pre-deformación.**

En el análisis estático estructural, la probeta es sometida a un incremento de carga de tensión uniaxial en un lapso de tiempo de acuerdo a la carga que se indujo en la probeta durante la deformación plástica en el equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X, lo cual simula las condiciones que el cabezal del equipo de pruebas de tensión uniaxial induce en la probeta, mientras que el cabezal de sujeción fijo es simulado a partir de la herramienta de soporte fijo (fixed support), tal como se ilustra en la Figura 3.30.



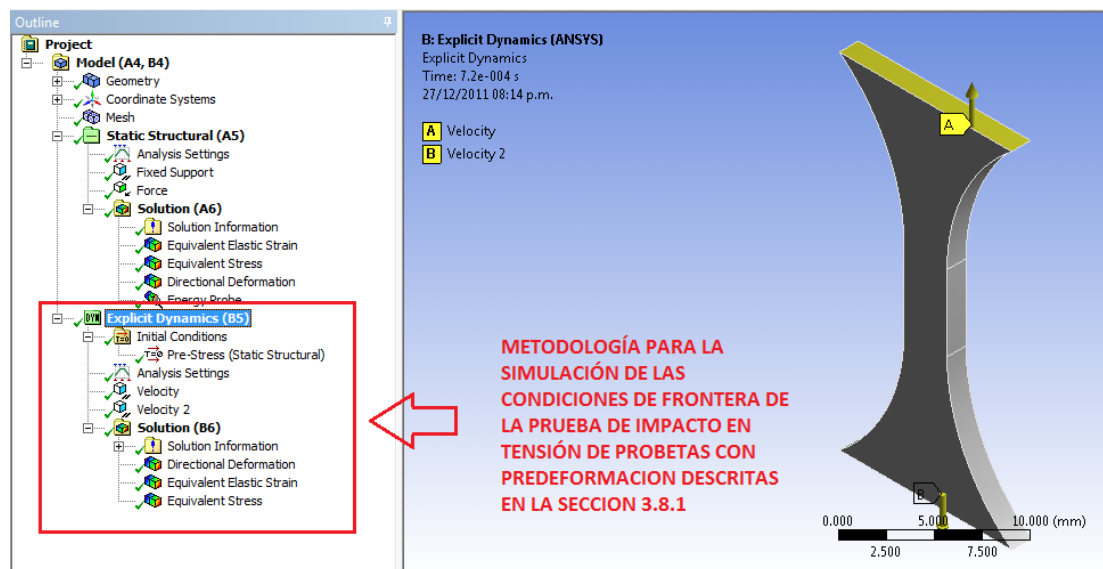
**Figura 3.30 Condiciones de frontera presentes durante la deformación plástica inducida en la probeta de prueba a partir de un equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X.**

El incremento de carga es aplicado en la probeta durante la simulación de manera tabular, a partir de datos obtenidos durante las deformaciones de las probetas utilizadas en la metodología experimental física de la prueba de impacto en tensión, a partir del software del equipo de pruebas universales TRAPEZIUM X, en sus distintos porcentajes de pre-deformación (6, 10 y 25%), el cual se ilustra en la Figura 3.31.



**Figura 3.31 Fuerza VS Tiempo obtenido durante la deformación de las probetas de prueba y aplicado como condición de frontera en el análisis estructural de la simulación de probetas con deformación.**

Finalmente la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión, presentan las mismas particularidades, tanto de mallado, configuración del análisis, condiciones de frontera y tiempos de simulación como los descritos en la sección 3.8.1 Metodología para la simulación dinámica de la prueba de impacto en tensión en probetas sin pre-deformación. Dichas consideraciones se ilustran en la Figura 3.32.



**Figura 3.32 Configuración del análisis explícito dinámico de las pruebas de impacto en tensión en probetas con pre-deformación.**



## **CAPÍTULO 4 .- RESULTADOS Y DISCUSIÓN.**

### **4.1 Introducción.**

En el presente capítulo se muestran los resultados obtenidos de las distintas etapas de caracterización de los aceros en estudio, entre las cuales se encuentran la caracterización mecánica, de la cual se obtuvieron las curvas características y las deformaciones efectivas de los aceros de alta resistencia HSLA y Dual-Phase mediante ensayos de tensión uniaxial, así como las energías de absorción a la ruptura presentes en pruebas de impacto en tensión en sus distintos porcentajes de pre-deformación.

Se presentan los resultados del proceso de validación estadística de la prueba de impacto en tensión así como el comportamiento de los distintos aceros empleados para su realización a partir de las herramientas de lecturas individuales y rangos móviles y el análisis de varianza de dos factores. Se obtuvieron las fases características de los aceros HSLA y Dual-Phase a través de microscopía óptica, así como sus composiciones químicas por las técnicas de espectrometría por emisión óptica (chispa o arco eléctrico), y la determinación del porcentaje de carbono y azufre por la técnica de combustión.

Además se realizaron análisis de las zonas de fractura a través de microscopía electrónica de barrido así como las particularidades de los fenómenos de fractura a altas velocidades de deformación. Finalmente se obtuvieron los resultados de las simulaciones en el módulo explícito dinámico de ANSYS Workbench Release 12.1, mediante la simulación de las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión, a partir del empleo de las propiedades mecánicas de los aceros de alta resistencia HSLA y Dual-Phase, así como sus distintos porcentajes de pre-deformación.

## 4.2 Análisis químico a través de espectrometría de emisión óptica (arco o chispa) y determinación de porcentaje de carbono y azufre por combustión.

Se obtuvieron las composiciones químicas de los aceros de alta resistencia HSLA y Dual-Phase a través de las técnicas de espectrometría óptica y combustión, esta última técnica utilizada para la determinación de los porcentajes del contenido de carbono y azufre presentes en dichos aceros. Cabe mencionar que el porcentaje de carbono presente en el acero HSLA tal como se muestra en la Tabla 4.1 es atípico de los porcentajes de carbono de estos aceros de acuerdo a la literatura [6], teniendo solamente un porcentaje de carbono de 0.003 % en peso, lo cual reduce la cantidad de la presencia de precipitados de segundas fases diferentes a la matriz ferrítica de acuerdo al diagrama de equilibrio Hierro-Fe<sub>3</sub>C, lo cual repercute directamente en la resistencia máxima que el acero pudiera presentar durante el ensayo de tensión uniaxial, sin embargo por contraparte beneficia en la deformación máxima permisible, lo cual resulta benéfico en los procesos de estampado, principal aplicación de dicho material.

METODO UTILIZADO (TEST METHODS)										ATENCIÓN (TO)										
NORMA ASTM (NORM ASTM)		<input type="checkbox"/> ABSORCIÓN ATÓMICA (ATOMIC ABSORPTION)		<input type="checkbox"/> VIA HUMEDA (WET PROCESS)		<input checked="" type="checkbox"/> ESPECTROMETRÍA (SPECTROMETRY)		<input checked="" type="checkbox"/> COMBUSTIÓN		Ing. José Ayala Cazares										
MATERIAL		ESPESOR (THICKNESS)		CALIBRE No. (CALIBER)		DIÁMETRO EXTERIOR (EXTERIOR DIAMETER)		EL ANÁLISIS QUE RESULTA DE ESTE MATERIAL CORRESPONDE A LA(S) MUESTRA(S) PROPORCIONADAS POR EL CLIENTE (THE RESULTS OF THIS REPORT BELONG TO THE SAMPLES PROVIDED BY THE CUSTOMER)												
Lámina HSLAS		1,4 mm																		
IDENTIFICACION (IDENTIFICATION)		COMPOSICION QUIMICA (CHEMICAL COMPOSITION)																		
CALIMET	CLIENTE (CUSTOMER)	%C	%Mn	%P	%S	%Cu	%Ni	%Si	%Cr	%Al	%Nb	%Mo	%Ti	%V	%Zr	%Mg	%Ca	%B	%Pb	%Sn
792	SP-782-440Q	0,003	1,73	0,042	0,005	0,03	0,02	0,37	0,03	0,035	0,021	0,00	0,024	0,004	0,003		0,001	0,00068	<0,0001	0,001

**Tabla 4.1 Composición química del acero de alta resistencia HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) obtenida a través de las técnicas de espectrometría óptica y combustión.**

Por otra parte el acero Dual-Phase presentó una composición con un contenido de carbono de 0.08% en peso tal como se muestra en la Tabla 4.2, el cual se encuentra en el rango característico de dichos aceros de acuerdo a la literatura [10], el cual permite el procesamiento termomecánico del mismo en el dominio de las fases ferrita+austenita, promoviendo la formación de la fase martensítica a partir de la fase austenítica durante el

proceso de enfriamiento del material en el proceso de laminación, obteniendo de esta forma las propiedades mecánicas deseadas y características de dicho acero como lo son una alta resistencia última a la tensión, a partir de una microestructura con matriz ferrítica y precipitados en los límites de grano de la fase martensita.

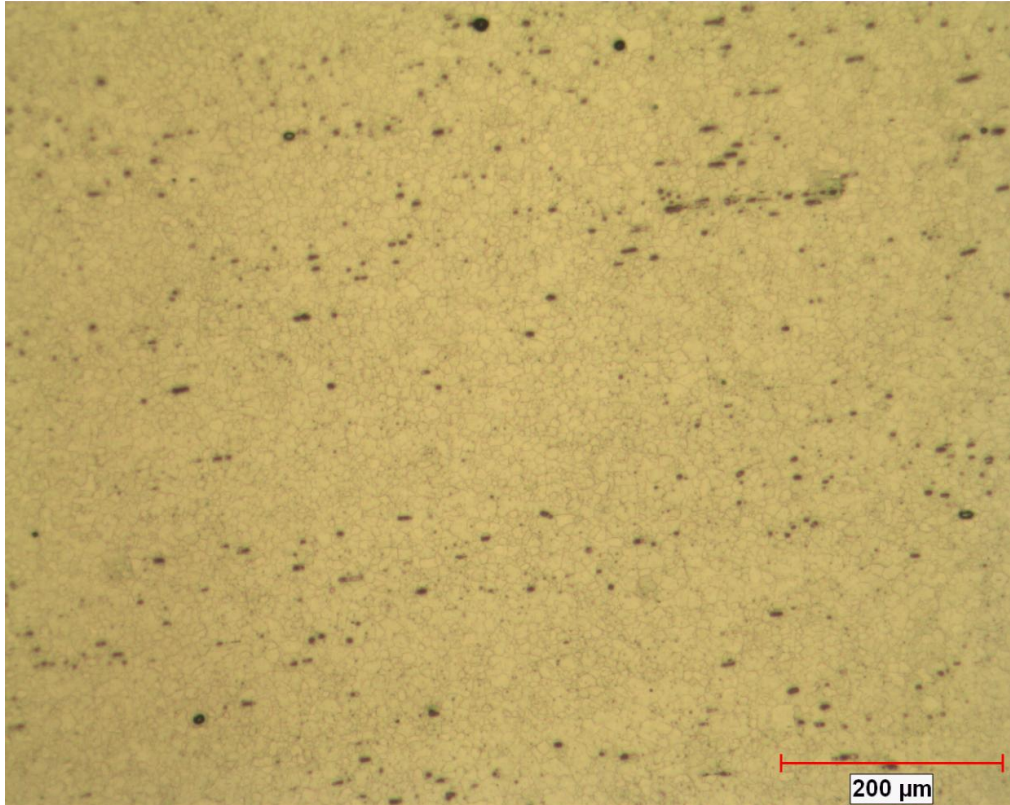
METODO UTILIZADO (TEST METHODS)										ATENCIÓN (TO)										
NORMA ASTM (NORM ASTM)		<input type="checkbox"/> ABSORCIÓN ATÓMICA (ATOMIC ABSORPTION)		<input type="checkbox"/> VIA HUMEDA (WET PROCESS)		<input checked="" type="checkbox"/> ESPECTROMETRÍA (SPECTROMETRY)		<input checked="" type="checkbox"/> COMBUSTIÓN		Ing. José Ayala Cazares										
MATERIAL		ESPESOR (THICKNESS)		CALIBRE No. (CALIBER)		DIÁMETRO EXTERIOR (EXTERIOR DIAMETER)		EL ANÁLISIS QUE RESULTA DE ESTE MATERIAL CORRESPONDE A LA(S) MUESTRA(S) PROPORCIONADAS POR EL CLIENTE (THE RESULTS OF THIS REPORT BELONG TO THE SAMPLES PROVIDED BY THE CUSTOMER)												
Lámina DP		1,4 mm																		
IDENTIFICACION (IDENTIFICATION)		COMPOSICION QUIMICA (CHEMICAL COMPOSITION)																		
CALIMET	CLIENTE (CUSTOMER)	%C	%Mn	%P	%S	%Cu	%Ni	%Si	%Cr	%Al	%Nb	%Mo	%Ti	%V	%Zr	%Mg	%Ca	%B	%Pb	%Sn
791	SP-783-S90Q	0,08	2,07	0,017	0,003	0,03	0,02	0,45	0,03	0,042	0,002	0,01	0,002	0,006	0,003		0,001	0,00041	<0,0001	0,001

**Tabla 4.2 Composición química del acero de alta resistencia Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) obtenida a través de las técnicas de espectrometría óptica y combustión.**

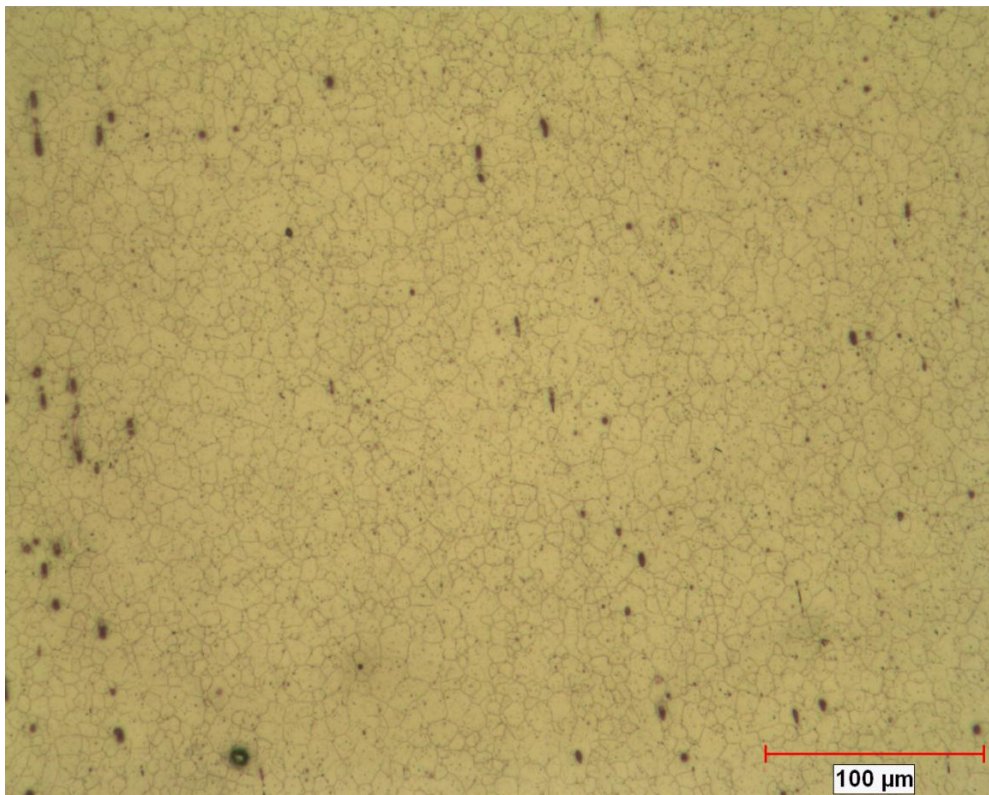
### 4.3 Análisis microestructural a través de microscopía óptica.

Se obtuvieron las fases características de los aceros HSLA y Dual-Phase a través de microscopía óptica, en donde para el acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) las fases predominantes son un matriz ferrítica caracterizada por una coloración clara, con precipitación intergranular de Fe<sub>3</sub>C (cementita), la cual se puede apreciar de color negro en la Figura 4.1, Figura 4.2 y la Figura 4.3, dicha fase es la causante del aumento en la resistencia del material, mientras que la fase ferrítica proporciona la ductilidad.

A su vez se obtuvo un tamaño de grano ASTM 10 a partir de la comparación visual mediante las plantillas de comparación establecidas en el ASTM E-112-96, cuyo diámetro promedio de grano es de 11.2 μm, a partir de una micrografía de referencia como la que se muestra en la Figura 4.1.

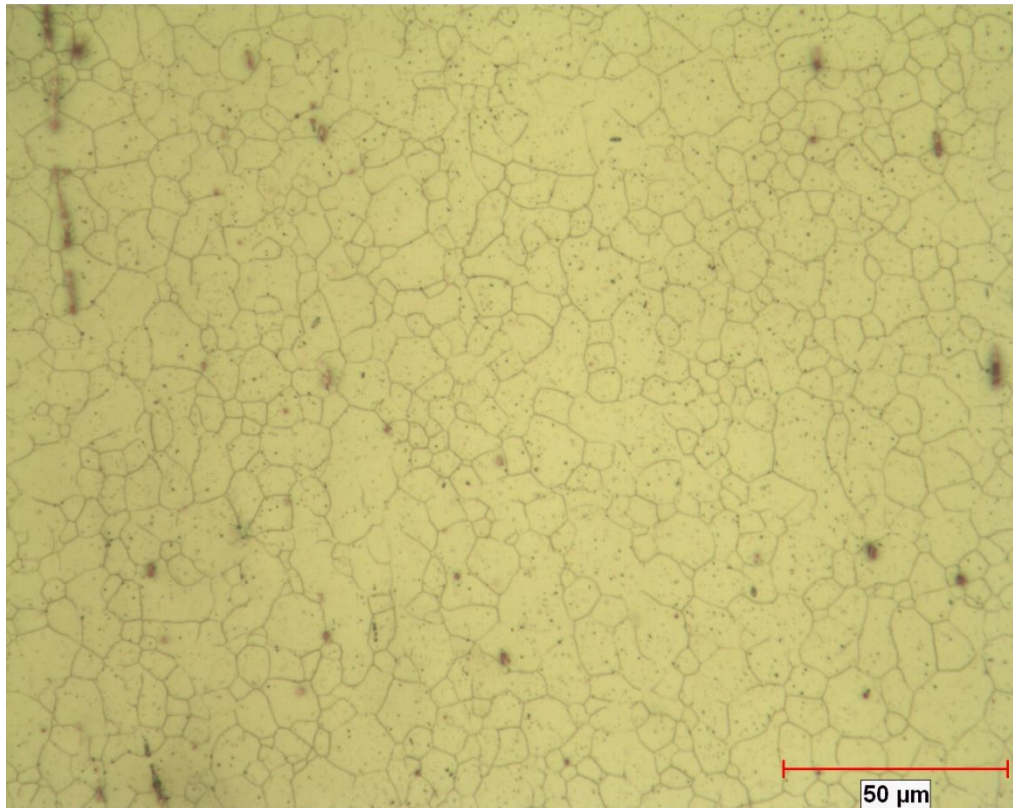


**Figura 4.1** Micrografía acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 100x.



**Figura 4.2** Micrografía acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 200x.

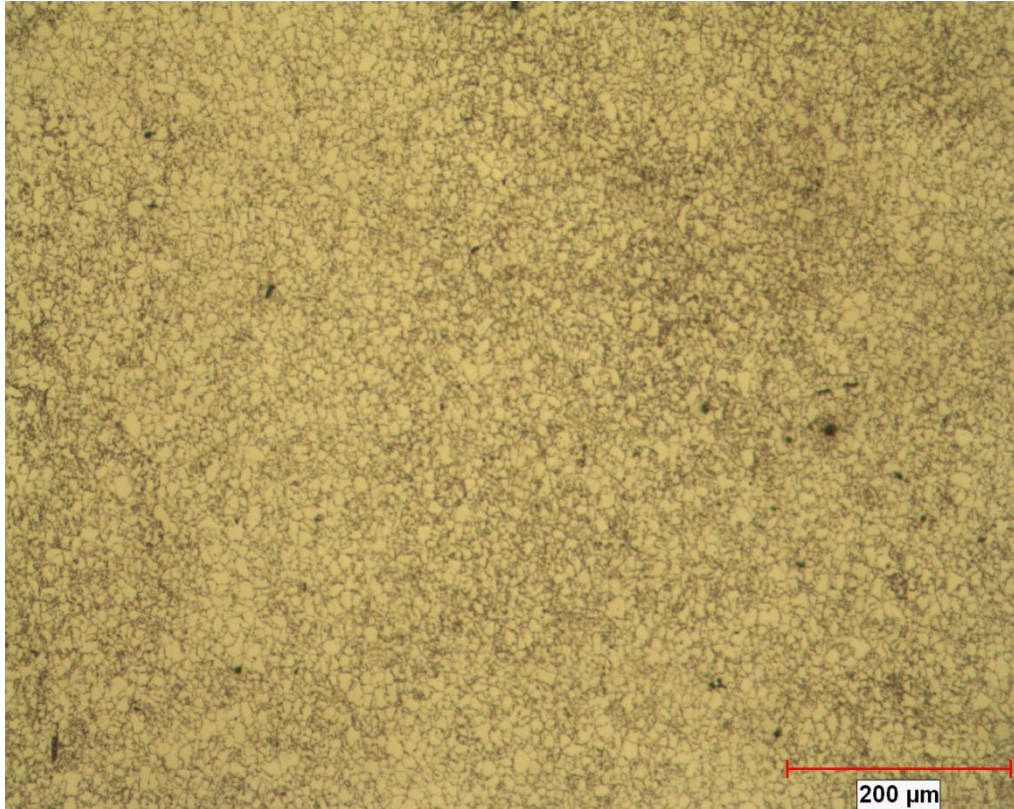




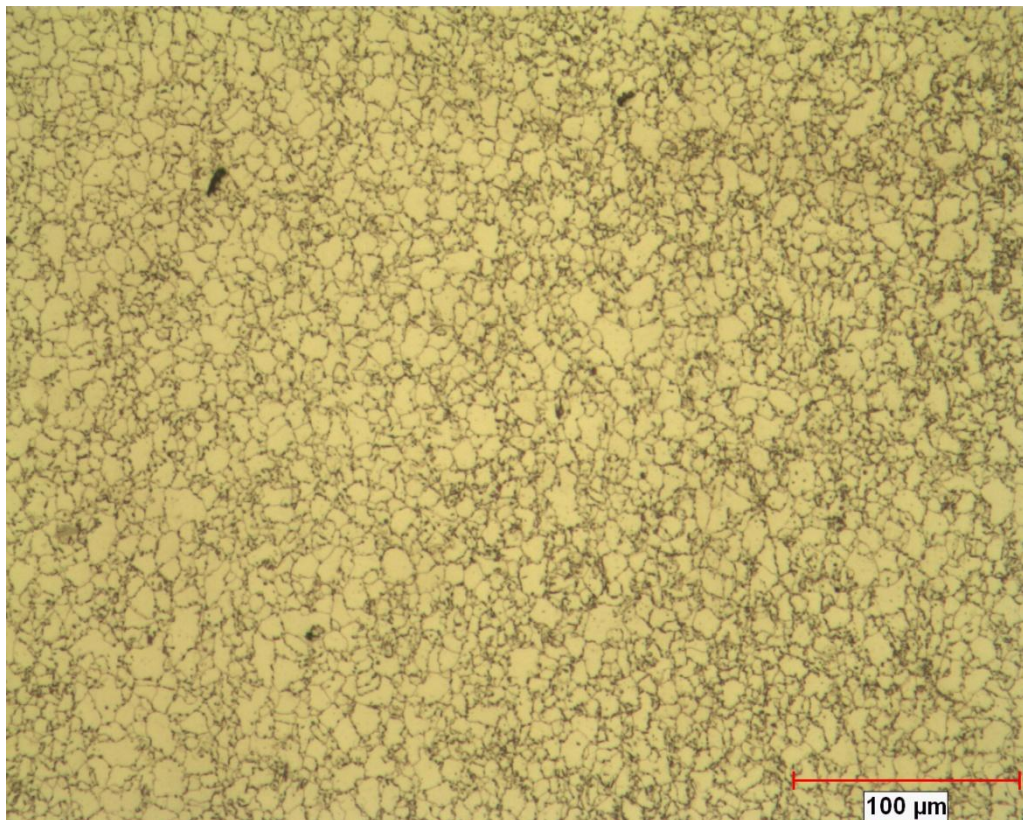
**Figura 4.3 Micrografía acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 400x.**

El acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) presentó las fases características de estos aceros, las cuales son una matriz predominante de la fase ferrítica cuya coloración es clara, tal como se muestra en la Figura 4.4, Figura 4.5 y la Figura 4.6, y la fase martensítica se aprecia de manera intergranular con una coloración oscura.

Al igual que el acero HSLA, para el acero Dual-Phase se obtuvo un tamaño de grano ASTM 10 a partir de la comparación visual mediante las plantillas de comparación establecidas en el ASTM E-112-96, cuyo diámetro promedio de grano es de 11.2 μm, a partir de una micrografía de referencia con una magnificación de 100x como la que se muestra en la Figura 4.6.

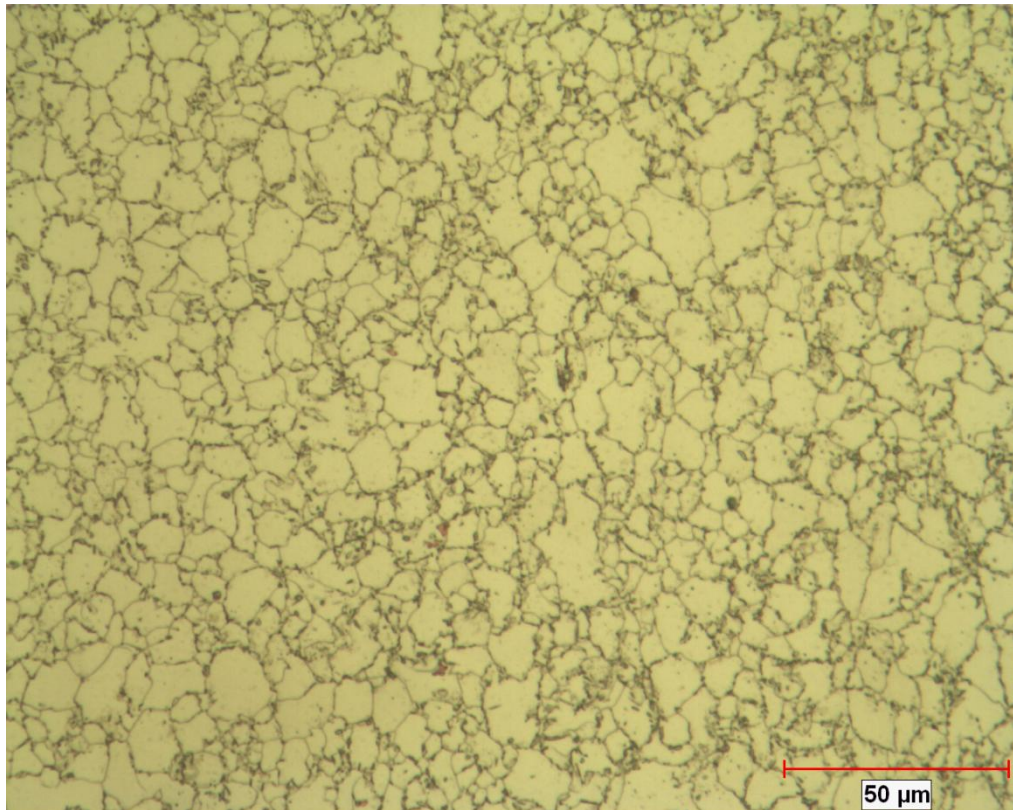


**Figura 4.4 Micrografía acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 100x.**



**Figura 4.5 Micrografía acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 200x.**





**Figura 4.6 Micrografía acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 400x.**

#### **4.4 Prueba de tensión uniaxial.**

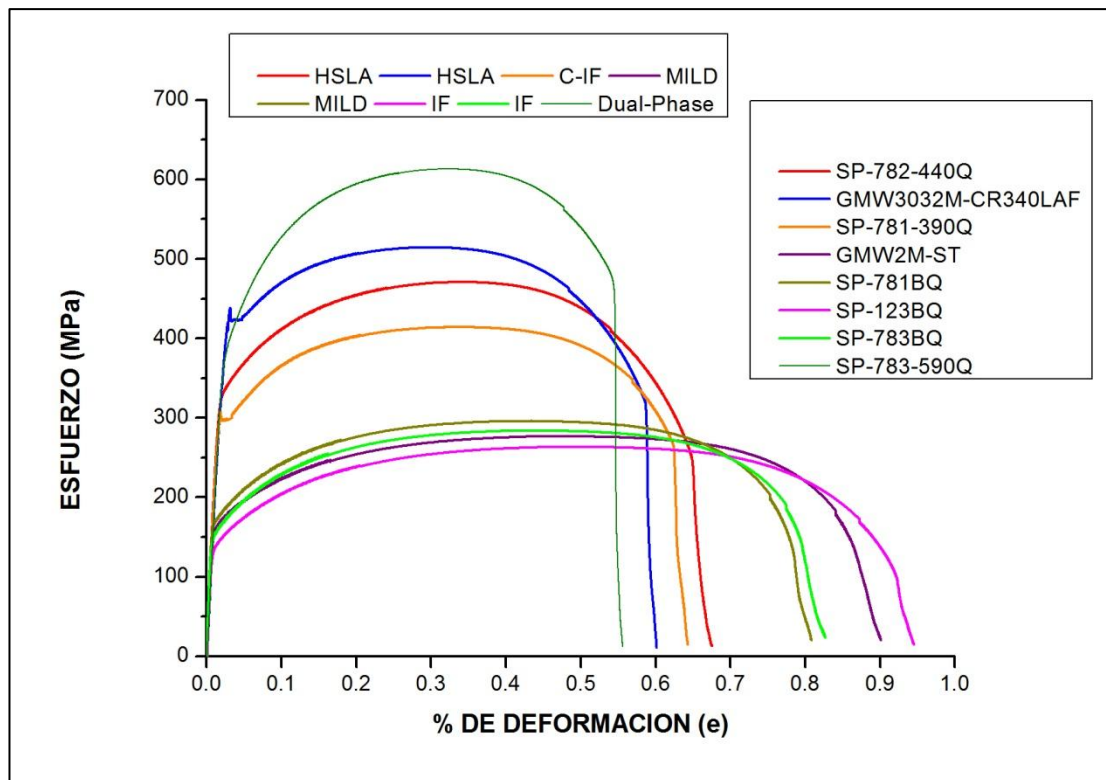
Se obtuvieron las curvas características de esfuerzo-deformación ingenieril (s-e) de los aceros utilizados en el proceso de validación estadística de la prueba de impacto en tensión, así como de los dos aceros de alta resistencia HSLA (SP-74-440Q) y Dual-Phase (SP-783-590Q), tal como se muestra en la Figura 4.7, en donde podemos apreciar de manera gráfica una diferencia notoria en las propiedades mecánicas entre los aceros de alta resistencia y los de bajo contenido de carbono como lo son los aceros libres de elementos intersticiales, siendo de manera particular el acero Dual-Phase, cuya especificación proporcionada por PEMSA corresponde al acero SP-783-590Q con espesor de 1.4 mm el acero que presenta una mayor resistencia última a la tensión (UTS –Ultimate Tensile Strength-) con un valor de 612 MPa, mientras que el acero HSLA (GMW3032M-CR340LAF) presenta el mayor límite de cedencia ingenieril (0.002% offset) con un valor de 445 MPa, siendo el único material que presentó una curva de flujo no uniforme, presentando una zona de cedencia

caracterizada por la presencia de bandas de Luders, lo cual ocasiona un endurecimiento por deformación que genera una caída en ductilidad, siendo el material que menor porcentaje de deformación última a la tensión presentó, con un porcentaje de 29%, tal como se muestra en la Tabla 4.3.

A su vez los porcentajes de pre-deformación mayores se presentaron en los aceros libres de elementos intersticiales (IF –Interstitial Free Steels-), debido a su característica de poseer una matriz predominante de la fase ferrita y libre de elementos que refuerzan la matriz por precipitación, presentando porcentajes de deformación a la resistencia última a la tensión en el orden de 48%.

Por otra parte el rango de deformación en la resistencia última a la tensión de los aceros caracterizados mecánicamente se encuentran entre un rango de 29 a 48%, por lo que en base a este parámetro se estableció que las pre-deformaciones a inducir en las probetas de prueba a ensayar en la prueba de impacto en tensión no deberían sobrepasar el encuellamiento de la probeta, estableciendo de esta forma un 25% de pre-deformación máxima como factor de seguridad para evitar inducir un estado de esfuerzos triaxial así como una fractura previa en la zona calibrada que pudiese ser perjudicial en la caracterización mecánica a partir de la prueba de impacto en tensión así como su posterior análisis de las zonas de fractura de dicha prueba.





**Figura 4.7** Curvas características esfuerzo-deformación ingenieril (s-e) para los aceros empleados en el proceso de validación estadística y experimentación de las pruebas de impacto en tensión.

Finalmente podemos destacar que las propiedades mecánicas de los materiales ensayados en la prueba de tensión uniaxial se mantuvieron en los rangos que establece el proveedor de PEMSA a pesar de realizar los ensayos con una probeta de menores dimensiones a las que se establecen en las especificaciones de cada uno de los materiales proporcionados para su análisis, siendo la probeta establecida en la norma ASTM E8/E8M la que rige la caracterización mecánica en las especificaciones mencionadas. Dicha comparativa se muestra en la Tabla 4.3, donde se indican los valores proporcionados por proveedor y los obtenidos a partir de las pruebas de tensión uniaxial utilizando la probeta establecida en la norma ASTM D-1822-99.

**Tabla 4.3 Comparativa de las propiedades mecánicas especificadas por proveedor a partir de una probeta normalizada ASTM E8/E8M, y las propiedades mecánicas obtenidas en la prueba de tensión uniaxial a partir de la probeta de pruebas especificada en la norma ASTM D-1822-99.**

COMPARATIVA DE PROPIEDADES MECANICAS ENTRE ESPECIFICACION DEL MATERIAL Y PRUEBA DE TENSION UNIAXIAL PROBETA ASTM D-1822-99											
VALORES PROPORCIONADOS POR PROVEEDOR									VALORES OBTENIDOS		
Designación comercial	Espesor [mm]	Categoría	YS[Mpa]	UTS[Mpa]	%e JIS	%e ASTM	n	r	YS[Mpa]	UTS[Mpa]	%e
SP123BQ	1.2	IF	100...165	270 MIN	48...56	45...53.8	N/E*	1.5 MIN @ 0°	145	250	47
SP783BQ	0.8	IF	110...175	270 MIN	46...54	42.8...51.6	N/E*	1.5 MIN @ 0°	165	265	48
SP781BQ	0.9	MILD	115...205	270 MIN	42...51	38.4...48.3	N/E*	N/E*	190	290	42
GMW2M-ST-S CR4 EG40G40GE	0.9	MILD	140...180	270...330	43 MIN	40 MIN	0.2 MIN	2 MIN @ 90°	160	260	42
SP781-390BQ	1.2	C-IF	235...345	390 MIN	32...43	27.4...39.5	N/E*	N/E*	300	410	33
SP782-440Q	1.4	HSLA	235...345	440 MIN	30...41	25.2...37.5	N/E*	1.1 MIN @ 90°	340	470	34
GMW3032M-CR340LAF	1.5	HSLA	370...380	480 MIN	N/E*	30...32	N/E*	N/E*	445	515	29
SP783-590Q	1.4	DP	305...410	590 MIN	23...35	<20...30.7	N/E*	N/E*	310	612	32

#### 4.5 Pre-deformaciones a partir de la prueba de tensión uniaxial.

Se obtuvieron porcentajes de pre-deformación muy cercanos a los valores reales planteados para el ensayo mecánico de los aceros HSLA y Dual-Phase a partir de la prueba de tensión uniaxial, siendo 6, 10 y 25% los porcentajes de pre-deformación establecidos a partir de la zona plástica de las curvas de flujo características de cada uno de los aceros. Los valores que se obtuvieron se presentan en la Tabla 4.4 para el acero Dual-Phase, en donde se realizaron las mediciones a partir de una longitud calibrada y del cambio de longitud total de la probeta para la determinación del cambio porcentual de longitud como se muestra en la Figura 4.8 y la Figura 4.9, en las que se ejemplifica la metodología para una pre-deformación de 6%.

**Tabla 4.4 Porcentajes de pre-deformación efectiva obtenidos a partir de la prueba de tensión uniaxial en las probetas a ensayar en la prueba de impacto en tensión, para el acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm).**

VALORES DE PREDEFORMACIÓN OBTENIDOS DURANTE EL ENSAYO DE TENSION UNIAXIAL EN EL ACERO SP-783-590Q @ 1.4 mm (Dual-Phase) EMPLEADO EN LA EXPERIMENTACIÓN FINAL						
% DE DEFORMACIÓN	PORCENTAJE DE DEFORMACION EFECTIVA OBTENIDA DURANTE LA PRUEBA DE PREDEFORMACION		LONGITUDES TOTALES Y CALIBRADAS DE LAS PROBETAS CONSIDERADAS PARA EL CÁLCULO DE DEFORMACIÓN EFECTIVA, ANTES Y DESPUES DE LA PRUEBA			
	LONGITUD TOTAL (mm)	LONGITUD CALIBRADA (mm)	LONGITUD TOTAL (mm)		LONGITUD CALIBRADA (mm)	
			ANTES	DESPUES	ANTES	DESPUES
6	5.38	7.74	63.59	63.8	5.68	6.12
10	8.62	13.01	63.62	63.98	5.53	6.25
25	22.98	20	63.56	64.78	5,5	6,59



**Figura 4.8 Deformación efectiva acero Dual- Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) mediante medición por longitud calibrada para una deformación planteada de 6%.**



**Figura 4.9 Deformación efectiva acero Dual- Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) mediante medición por longitud total de la probeta para una deformación planteada de 6%.**

Los valores de pre-deformación obtenidos presentan una aproximación entre las metodologías de medición utilizadas, sin embargo la metodología de medición a partir de la utilización de la longitud total de la probeta presenta mayor aproximación a los valores de pre-deformación planteados debido a un mayor margen de error a partir de la medición de la longitud calibrada ya que la longitud al ser demasiado pequeña complica la manipulación del instrumento de medición empleado (Vernier).

Por lo que para el acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) se empleó la metodología de medición por longitud total de la probeta por las cuestiones antes mencionadas, asumiendo que la diferencia en longitudes debido a la deformación se presenta en la longitud calibrada de la misma, debido a que los radios de curvatura inducen la presencia de esfuerzos en dicha zona de prueba.

Los valores de pre-deformación del acero HSLA se muestran en la Tabla 4.5, en la cual podemos apreciar una gran aproximación a la deformación planteada, la diferencia entre valores es debido al fenómeno de recuperación elástica que presenta el material posterior a la ausencia de una carga que induzca un estado de esfuerzos capaz de deformarla, en las cuales se empleó el método de medición por cambio de longitud total de la probeta.

**Tabla 4.5 Porcentajes de pre-deformación efectiva obtenidos a partir de la prueba de tensión uniaxial en las probetas a ensayar en la prueba de impacto en tensión, para el acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm).**

VALORES DE PREDEFORMACIÓN OBTENIDOS DURANTE EL ENSAYO DE TENSIÓN UNIAXIAL EN EL ACERO SP-782-440Q @ 1.4 mm (HSLA) EMPLEADO EN LA EXPERIMENTACIÓN FINAL			
% DE DEFORMACIÓN	PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN EFECTIVA OBTENIDA DURANTE LA PRUEBA DE PREDEFORMACIÓN	LONGITUDES TOTALES DE LAS PROBETAS CONSIDERADAS PARA EL CÁLCULO DE DEFORMACIÓN EFECTIVA, ANTES Y DESPUES DE LA PRUEBA	
		LONGITUD TOTAL (mm)	
	LONGITUD TOTAL (mm)	ANTES	DESPUES
6	5.38	63.5	63.8
10	10.23	63.5	64.07
25	23.52	63.5	64.81

## 4.6 Proceso de validación estadística de la prueba de impacto en tensión

### 4.6.2 Gráfico de control de lecturas individuales y rangos móviles (Gráfico I & MR).

El parámetro o variable de medición que se consideró para el análisis estadístico fue la energía de absorción a la fractura que presentó el material a partir de la prueba de impacto en tensión, medida a través del software de interfaz FRACTA, teniendo como resultado las mediciones que se muestran en la

Tabla 4.6 para cada una de las muestras ensayadas.

**Tabla 4.6 Lecturas individuales obtenidas en la prueba de impacto en tensión para la construcción de los gráficos I & MR.**

<b>DATOS PARA GRÁFICO DE CONTROL IMPACT TENSILE TEST (PRUEBA CHARPY MODIFICADA)</b>		
<b>MATERIAL: SP782-440Q-1.4mm</b>		
<b>NÚMERO DE MUESTRA (k=30)</b>	<b>LECTURAS INDIVIDUALES OBSERVACIÓN (ENERGÍA EN JOULES)</b>	<b>RANGO DE LA MUESTRA R<sub>i</sub></b>
1	5.84	0.11
2	5.73	0
3	5.73	0.11
4	5.62	0.11
5	5.73	0.1
6	5.63	0.1
7	5.73	0
8	5.73	0
9	5.73	0
10	5.73	0
11	5.73	0
12	5.73	0
13	5.73	0.11
14	5.62	0
15	5.62	0.11
16	5.73	0.11
17	5.62	0.11
18	5.73	0.22
19	5.95	0.22
20	5.73	0.1
21	5.63	0.11
22	5.74	0.11
23	5.63	0
24	5.63	0
25	5.63	0.23
26	5.86	0.23
27	5.63	0.01
28	5.62	0.1
29	5.52	0
30	5.52	0
<b>MEDIAS DE LECTURAS Y RANGOS</b>	<b>5.6933</b>	<b>0.0793</b>

Se calcularon los parámetros que componen el gráfico de control (gráfico I & MR) como lo son: la media de control, límite superior e inferior de control, para con ello construir el gráfico de control de lecturas individuales el cual se muestra en la Figura 4.10 de manera conjunta con el gráfico de

control de rangos móviles a partir del cálculo de la media de rangos y sus respectivos límites de control. La construcción y cálculo de dichos parámetros fueron realizados partir del empleo del software de análisis estadístico Minitab, en el cual los datos analizados fueron sometidos a las distintas pruebas que componen dicha herramienta estadística.

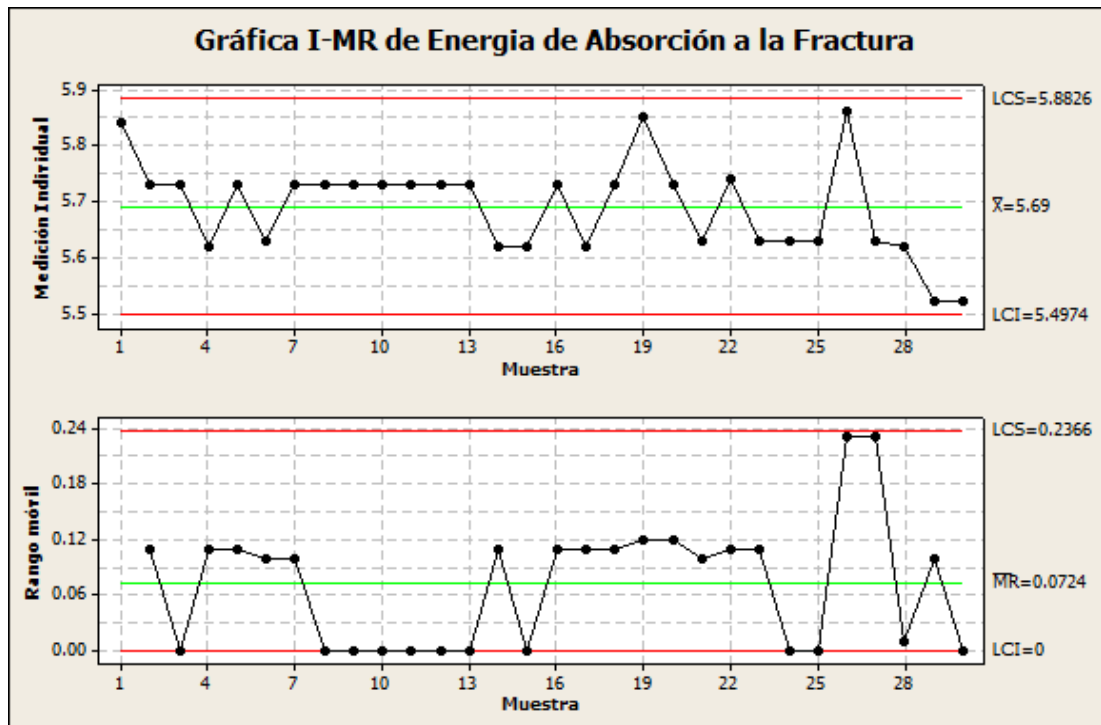


Figura 4.10 Grafico I & MR de energía de absorción a la fractura del acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm).

Podemos establecer de la interpretación del gráfico I & MR que el comportamiento y medición de la variable de interés (energía de absorción a la fractura) obtenida a partir del equipo de pruebas de impacto en tensión presenta un comportamiento estable debido a que tanto la medición de dicha variable como los rangos presentes entre cada una de las mediciones permanece dentro de los límites de control calculados para cada caso, así como una ausencia mediciones consecutivas (mayor a 9) por debajo o por arriba de la media o límite central tanto del gráfico de lecturas individuales como rangos móviles. Por otra parte se cumplen con las pruebas de alternancia, descendencia y ascendencia de mediciones.

Finalmente se concluye que el equipo opera en optimas condiciones debido a la presencia de una estabilidad en la medición de datos a partir del ensayo de muestras de un mismo material, herramienta que a su vez puede ser utilizada para la calibración mecánica del equipo cuando se detecte alguna anomalía en la medición, o en su defecto cuando se desee calibrar el equipo con un periodo de tiempo de interés, tomando como material de calibración el utilizado para el desarrollo de dicha prueba.

#### **4.6.3 Análisis de varianza de dos factores (ANOVA TwoWay).**

Una vez realizada la comprobación de un comportamiento estable por parte del equipo de pruebas de impacto en tensión a través de la herramienta de gráfico de control de lecturas individuales y rangos móviles se procedió a establecer un proceso de análisis estadístico capaz de establecer la variabilidad del equipo ante la caracterización mecánica de distintos materiales y factores de pre-deformación así como su influencia en la caracterización mecánica de aceros a partir de dicha prueba, parámetros que cabe mencionar son de principal interés en el análisis de aceros de alta resistencia en estudio (HSLA y Dual-Phase), por lo que para ello se utilizó la herramienta estadística análisis de varianza de dos factores (ANOVA TwoWay), siendo los factores de interés los mencionados con anterioridad.

Se obtuvieron valores de energía en un intervalo de 1.10 a 6.82 Joules para los distintos aceros ensayados, en donde se presenta una disminución en la energía de absorción a la fractura con respecto al porcentaje de pre-deformación que se induce en el material, producto del endurecimiento por deformación y caída en ductilidad debido a dicho fenómeno, generado a partir de la elongación aplicada en el equipo de tensión uniaxial, dichos valores se muestran en la Tabla 4.7.

**Tabla 4.7 Valores de energía obtenidos en el ensayo mecánico de aceros en la prueba de impacto en tensión para la realización del análisis de varianza de dos factores.**

DATOS PARA ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA DE DOS FACTORES Y k=5) IMPACT TENSILE TEST (PRUEBA CHARPY MODIFICADA)										
MATERIAL	PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN									
	0 % (STOCK MATERIAL)					25% (PLASTIC STRAIN)				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
(A) SP782-440Q-1.4 mm	6.28	6.17	5.63	5.63	6.17	4.98	4.77	4.87	4.34	5.30
(B) GMW3032M-CR340LAF-1.5 mm	5.84	5.74	5.84	5.95	6.82	4.02	4.23	4.34	4.66	4.34
(C) SP781-390BQ-1.2 mm	4.12	4.02	3.91	3.91	3.91	2.8	2.75	2.74	2.74	2.84
(D) GMW2M-ST-SCR4-0.9 mm	1.89	2.1	1.89	1.79	1.89	1.68	1.57	1.57	1.47	1.62
(E) SP781BQ-0.9 mm	2.00	1.68	2.00	2.00	1.89	1.36	1.57	1.57	1.89	1.57
(F) SP123Q-1.2 mm	2.84	3.06	3.16	2.95	3.06	2.53	2.53	2.53	2.42	2.53
(G) SP783BQ-0.8 mm	1.57	1.57	1.57	1.57	1.68	1.10	1.15	1.26	1.26	1.15

Se realizó el análisis de varianza de dos factores en el software de análisis estadístico Minitab para un nivel de significancia de 0.05 ( $\alpha=0.05$ ) obteniendo como resultado los valores de los estadísticos F (F de Fisher), y sus valores de probabilidad (Valor P) para cada uno de los factores involucrados así como para la interacción entre ambos factores mostrados en el resumen de datos de resultados de la Figura 4.11. Dicho análisis pretende determinar el comportamiento del equipo de pruebas de impacto en tensión bajo el establecimiento de dos hipótesis de interés: la hipótesis nula ( $H_0$ ), la cual establece que todas las medias o promedios de energía de cada uno de los grupos dentro de los materiales en estudio así como su porcentaje de pre-deformación inducido son iguales sin importar sus diferencias, o en su defecto rechazar dicha hipótesis a través de la presencia y establecimiento de una hipótesis alterna ( $H_A$ ), la cual establece que al menos una de las medias o promedios intergrupales es distinta.

<b>ANOVA de dos factores: ENERGIA vs. MATERIAL, DEFORMACION</b>					
Fuente	GL	SC	CM	F	P
MATERIAL	6	164.376	27.3960	656.93	0.000
DEFORMACION	1	11.240	11.2400	269.53	0.000
Interacción	6	4.502	0.7504	17.99	0.000
Error	56	2.335	0.0417		
Total	69	182.454			

S = 0.2042    R-cuad. = 98.72%    R-cuad. (ajustado) = 98.42%

**Figura 4.11 Resultados de los estadísticos del análisis de varianza de dos factores.**



Bajo las premisas anteriormente mencionadas y a través del análisis de los estadísticos obtenidos podemos concluir que para un nivel de significancia de 5% ( $\alpha=0.05$ ) la probabilidad de que las medias de cada uno de los grupos para los dos factores en estudio sean iguales (material y deformación) es de 0%, lo cual se indica por el valor de probabilidad “P”, por lo que ambos factores tienen influencia en la medición del equipo de pruebas de impacto en tensión, lo cual es particularmente obvio debido a que el parámetro de medición (energía de absorción a la ruptura) es una propiedad dependiente de las propiedades del material y no un parámetro proveniente de un proceso de manufactura, el cual es controlado sistemáticamente a diferencia de la naturaleza de los materiales. Lo cual de manera más precisa y clara podemos concluir de los resultados de interacción entre cada uno de los distintos grupos de datos o tratamientos de energía para cada arreglo de material y deformación presente en el estudio, en donde es evidente que las medias o promedios (mean) calculados para cada uno de los materiales y deformación presentan una diferencia notoria tal como se muestra en la Tabla 4.8.

**Tabla 4.8 Datos estadísticos de la interacción de los diversos grupos de material y deformación ensayados en la prueba de impacto en tensión.**

<i>Interaction</i>								
		N	Mean	SD	SEM	Variance	Missing	NonMissing
SP-782-440Q	0 %	5	5.976	0.31903	0.14267	0.10178	0	5
	25 %	5	4.852	0.34867	0.15593	0.12157	0	5
SP783-780Q	0 %	5	6.038	0.44342	0.1983	0.19662	0	5
	25 %	5	4.318	0.23156	0.10356	0.05362	0	5
SP781-390BQ	0 %	5	3.974	0.0945	0.04226	0.00893	0	5
	25 %	5	2.774	0.0445	0.0199	0.00198	0	5
GMW2M-ST-SCR4	0 %	5	1.912	0.11367	0.05083	0.01292	0	5
	25 %	5	1.582	0.07727	0.03455	0.00597	0	5
SP781BQ	0 %	5	1.914	0.13921	0.06226	0.01938	0	5
	25 %	5	1.592	0.18979	0.08488	0.03602	0	5
SP123Q	0 %	5	3.014	0.12239	0.05474	0.01498	0	5
	25 %	5	2.508	0.04919	0.022	0.00242	0	5
SP783BQ	0 %	5	1.592	0.04919	0.022	0.00242	0	5
	25 %	5	1.184	0.07232	0.03234	0.00523	0	5

De lo cual podemos concluir que el ensayo de materiales de manera conjunta cuyas propiedades mecánicas, en particular la resistencia a la fractura (toughness) presenten diferencias muy evidentes, arrojarán una gran diferencia en los valores promedios obtenidos para cada grupo específico debido a la naturaleza específica de cada uno de ellos.

#### 4.7 Experimentación final de los aceros HSLA y Dual-Phase a partir de la prueba de impacto en tensión.

Una vez realizadas las pruebas mecánicas impacto en tensión en la máquina de impacto Instron SI-1K3 se obtuvieron los valores de energía a la fractura medidos en el software de interfaz FRACTA de dicho equipo los cuales se muestran en la Tabla 4.9 para los aceros planteados en la experimentación final en sus distintos grados de pre-deformación inducidos a partir de la prueba de tensión uniaxial.

**Tabla 4.9 Valores obtenidos a partir del ensayo de aceros HSLA y Dual-Phase en la prueba de impacto en tensión a partir de la lectura de datos en el software de interfaz Fracta**

DATOS PARA ANÁLISIS DE VARIANZA (ANOVA DE DOS FACTORES Y k=5) IMPACT TENSILE TEST										
MATERIALES: SP782-440Q-1.4 mm, SP783-590Q-1.4 mm EXPERIMENTACION FINAL										
MATERIAL	PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN									
	0 % (STOCK MATERIAL)					6%				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
SP782-440Q-1.4 mm	6.05	5.94	6.21	6.26	6.37	6.05	5.94	5.94	6.37	6.26
SP783-590Q-1.4 mm	7.13	7.02	7.24	6.91	7.56	7.24	7.89	8.99	7.56	7.78
MATERIAL	10%					25 % (UTS STRAIN)				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
SP782-440Q-1.4 mm	5.97	5.83	5.83	5.83	5.83	4.76	4.76	4.76	4.56	4.86
SP783-590Q-1.4 mm	6.80	7.13	7.02	6.70	7.13	5.83	6.05	5.62	6.48	6.48

Dichos valores fueron corregidos en base a la aportación de energía por rebote del cabezal a partir de la Ecuación C.12 tal y como se establece en el anexo C del presente documento, obteniéndose valores de energía para ambos materiales (HSLA y Dual-Phase) como los mostrados en la Tabla 4.10, en donde se presenta una tendencia de disminución de energía de absorción a la fractura a medida que se aumenta el grado de pre-deformación en la probeta debido al endurecimiento por deformación que se induce durante dicho proceso, parámetro que al final repercute en la energía absorbida durante la prueba de impacto en tensión. Sin embargo para el acero Dual-Phase se presentó la particularidad de un aumento en la energía de absorción a la ruptura en probetas con un porcentaje de pre-deformación de 6%, mientras que la tendencia de disminución en dicho parámetro continuo para valores de pre-deformación más cercanos a la deformación máxima presente en la resistencia ultima a la tensión (10 y 25% de pre-deformación), lo cual se atribuye a que el rango de pre-deformación

de 6% no genera una caída en la ductilidad del material por encontrarse en valores muy cercanos al límite entre la zona plástica-elástica de la curva de esfuerzo-deformación ingenieril, aunado a que la deformación efectiva obtenida es menor al parámetro establecido debido al fenómeno de recuperación elástica.

**Tabla 4.10 Valores obtenidos a partir del ensayo de aceros HSLA y Dual-Phase en la prueba de impacto en tensión a partir de la lectura de datos en el software de interfaz Fracta con corrección por rebote del cabezal.**

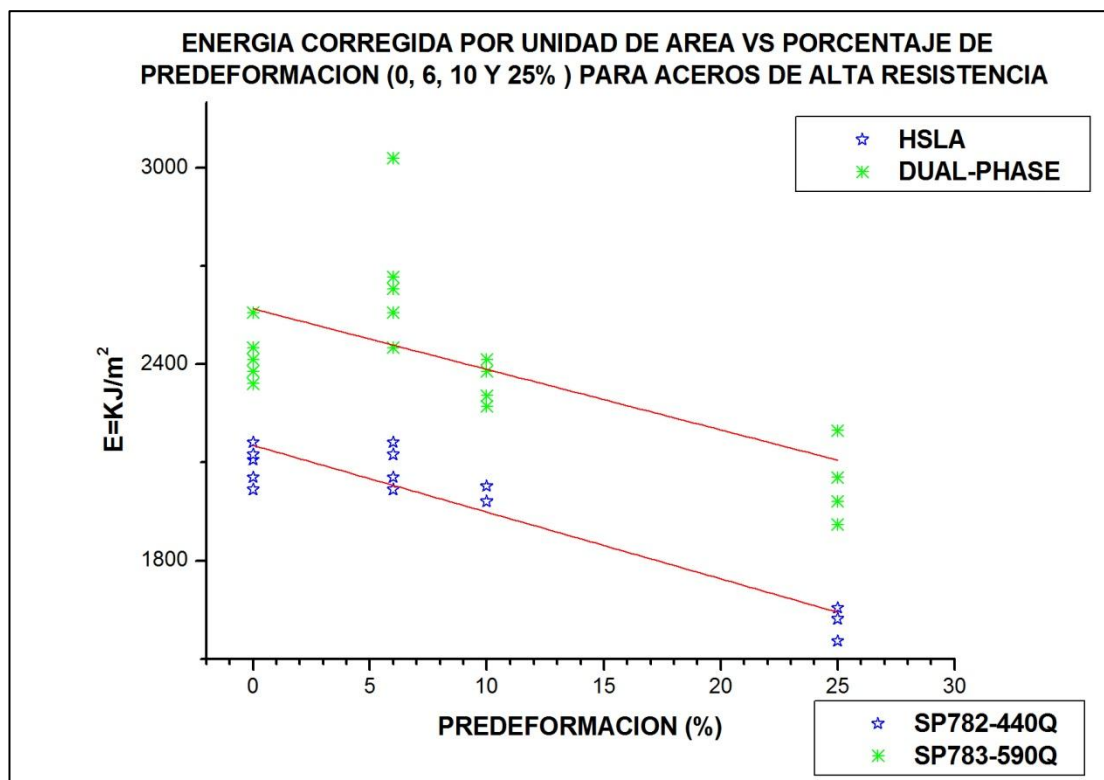
DATOS DE ENERGÍA PRUEBA DE IMPACTO EN TENSION CON CORRECCIÓN POR REBOTE DEL CABEZAL MATERIALES: SP782-440Q-1.4 mm, SP783-590Q-1.4 mm EXPERIMENTACION FINAL										
MATERIAL	PORCENTAJE DE DEFORMACIÓN									
	0% (STOCK MATERIAL)					6%				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
SP782-440Q-1.4 mm	9.23	9.06	9.47	9.54	9.71	9.23	9.06	9.06	9.71	9.54
SP783-590Q-1.4 mm	10.85	10.68	11.01	10.52	11.49	11.01	11.98	13.61	11.49	11.81
MATERIAL	10%					25% (UTS STRAIN)				
	OBSERVACIONES					OBSERVACIONES				
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
SP782-440Q-1.4 mm	9.11	8.90	8.90	8.90	8.90	7.28	7.28	7.28	6.98	7.43
SP783-590Q-1.4 mm	10.35	10.85	10.68	10.20	10.85	8.90	9.23	8.58	9.87	9.87

Se obtuvieron valores promedios de energía de absorción a la fractura de 9.40, 9.32, 8.94 y 7.25 Joules para las pre-deformaciones de 0, 6, 10 y 25% respectivamente para el acero HSLA, mientras que para el acero Dual-Phase se obtuvieron valores promedios de energía de absorción a la fractura de 10.91, 11.98, 10.59 y 9.29 Joules para las pre-deformaciones de 0, 6, 10 y 25% respectivamente. Presentándose tendencias de disminución de energía conforme el material sufre una pre-deformación de mayor magnitud en la región plástica del material como se muestra en la Figura 4.12 y la Figura 4.13, en donde se grafica la energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal con respecto al porcentaje de pre-deformación inducido normalizados a una unidad de área y de volumen respectivamente.

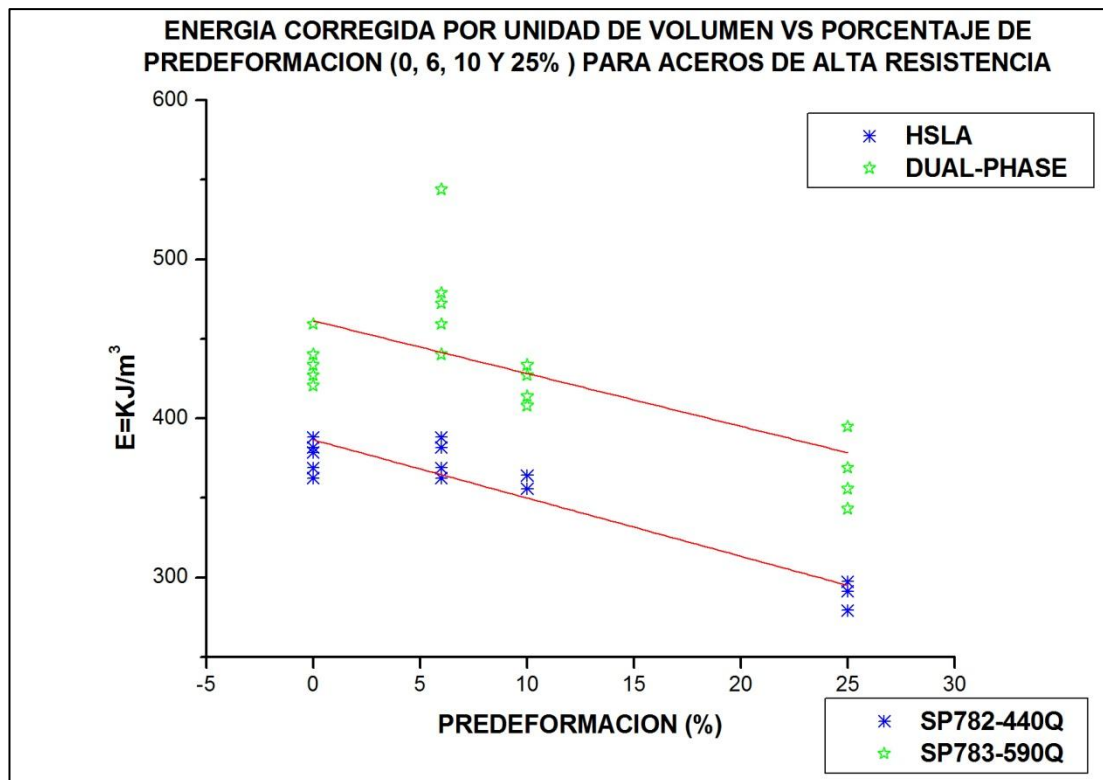
La disminución de energía que el material absorbe durante la fractura conforme se somete a un porcentaje de pre-deformación en el rango plástico, se explica debido a que durante el proceso de deformación en la prueba de tensión uniaxial se genera un fenómeno conocido como endurecimiento por deformación, el cual provoca un aumento en el esfuerzo

requerido para el movimiento o deslizamiento de dislocaciones, debido a la interacción entre estas, la generación de nuevas dislocaciones por la aniquilación o condensación de vacancias y la interacción de las dislocaciones con barreras que limitan su movimiento como lo son los límites de grano y partículas de segundas fases. Por consiguiente se genera una caída de la ductilidad del material debido a que el movimiento de dislocaciones es el mecanismo principal de la deformación plástica en metales.

De esta forma la caída en ductilidad tiene repercusión en la absorción de energía debido a que el fenómeno de fractura presente en el material tiende a ser más del tipo frágil que dúctil, a pesar de que se genera un aumento en la resistencia última a la tensión producto de la alta velocidad de deformación en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.12 Gráfico de energía corregida por unidad de área vs porcentaje de pre-deformación para aceros de alta resistencia.**



**Figura 4.13 Gráfico de energía corregida por unidad de volumen vs porcentaje de pre-deformación para aceros de alta resistencia.**

Por otro lado, los resultados de energía que se obtuvieron de los aceros caracterizados en el proceso de validación estadística, en donde solamente se contempló el ensayo mecánico de probetas con un porcentaje de pre-deformación (25% de predeformación) en conjunto con probetas sin pre-deformación, se presentan de manera conjunta a los resultados obtenidos de los aceros HSLA (SP-782-440Q @1.4 mm) y Dual-Phase (SP-783-590Q @1.4 mm); dichos valores se presentan en la Figura 4.14 para las probetas sin porcentaje de pre-deformación y en la Figura 4.15 para las probetas con 25% de pre-deformación.

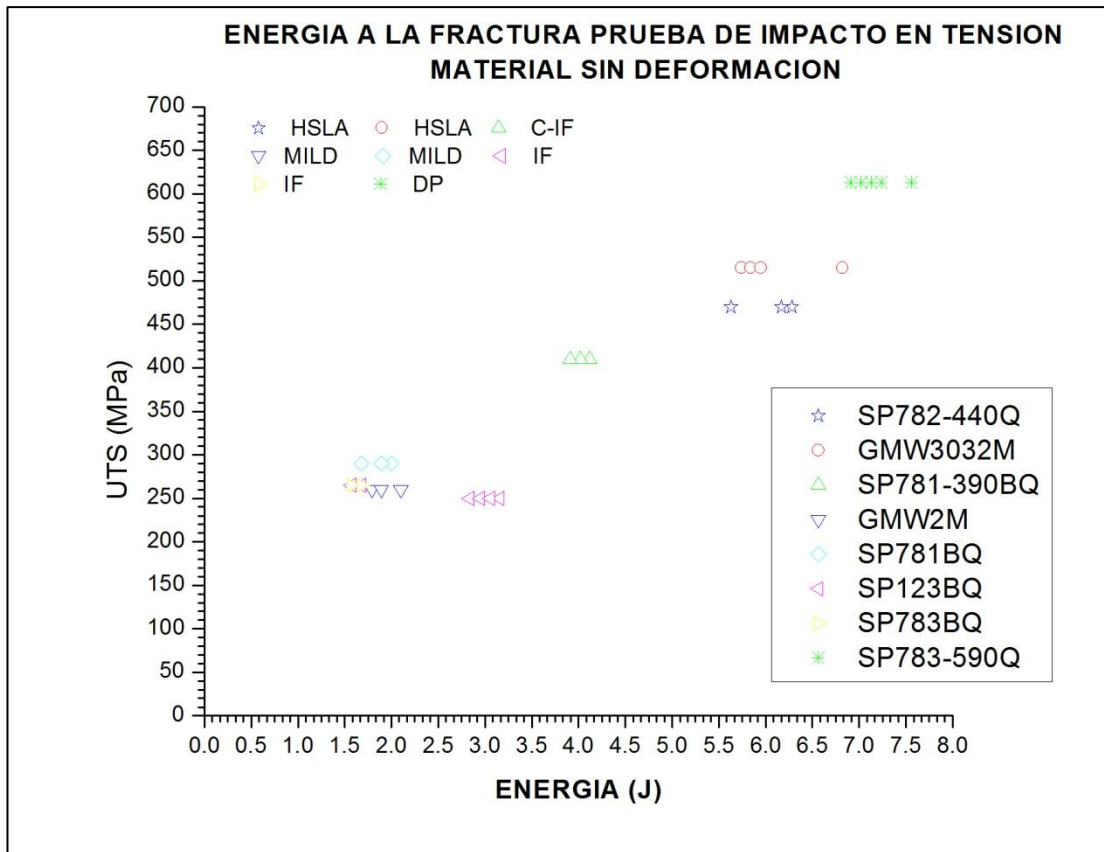


Figura 4.14 Gráfico de energía de absorción a la fractura vs UTS del material para probetas sin predeformar.

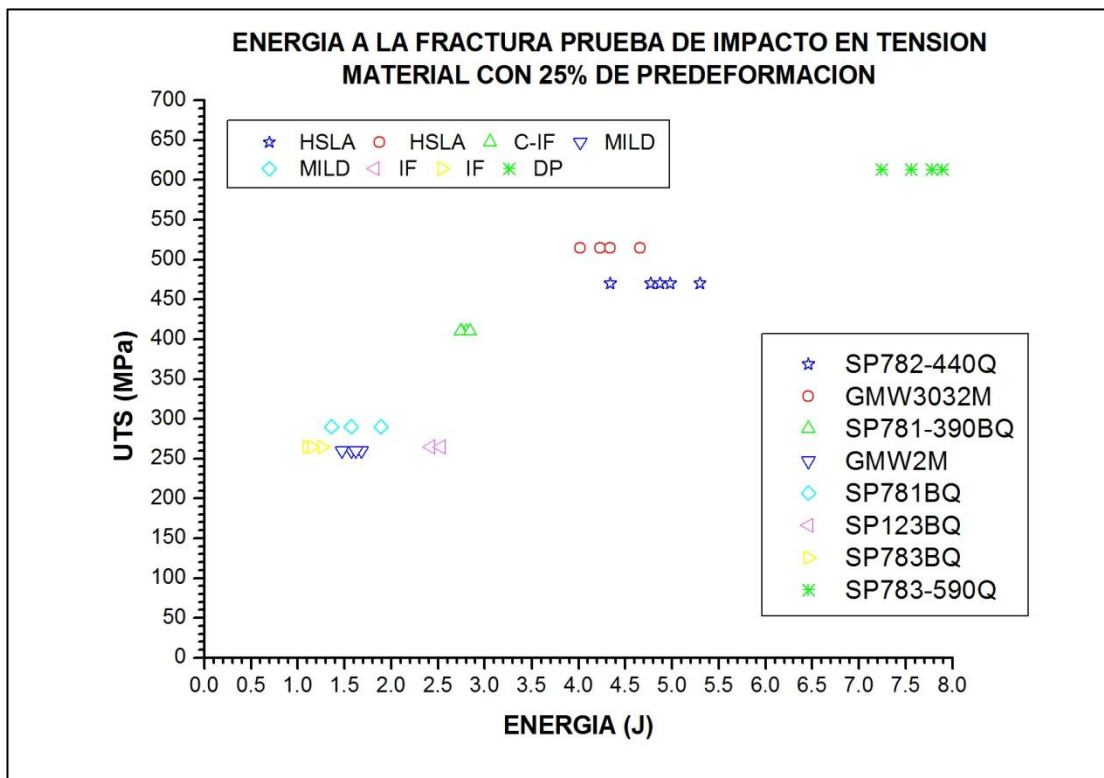


Figura 4.15 Gráfico de energía de absorción a la fractura vs UTS del material para probetas con 25% de pre-deformación.

A su vez se llevó a cabo la corrección de energía por rebote del cabezal para las pruebas realizadas en ambos porcentajes de pre-deformación tal como se muestra en la Figura 4.16 y la Figura 4.17. La Figura 4.18 y la Figura 4.19, presentan una normalización de los datos por unidad de área debido a que los espesores de los distintos materiales difieren entre sí; la energía de absorción se grafica con respecto a la resistencia ultima a la tensión, presentándose una tendencia de aumento en la energía de absorción a la ruptura a medida que la resistencia ultima a la tensión del material aumenta, sin embargo, en materiales como los libres de elementos intersticiales (IF –Interstitial Free Steels-), en donde la resistencia ultima a la tensión es muy cercana entre ellos, la energía de absorción a la ruptura se vuelve más dependiente del porcentaje máximo de elongación (ductilidad) del material tal como se muestra en la Figura 4.20 y la Figura 4.21, así como del balance entre resistencia y ductilidad, lo cual genera una determinada resistencia al impacto (toughness), caracterizada como el área bajo la curva de flujo característica de cada uno de estos aceros ilustradas en la Figura 4.7.

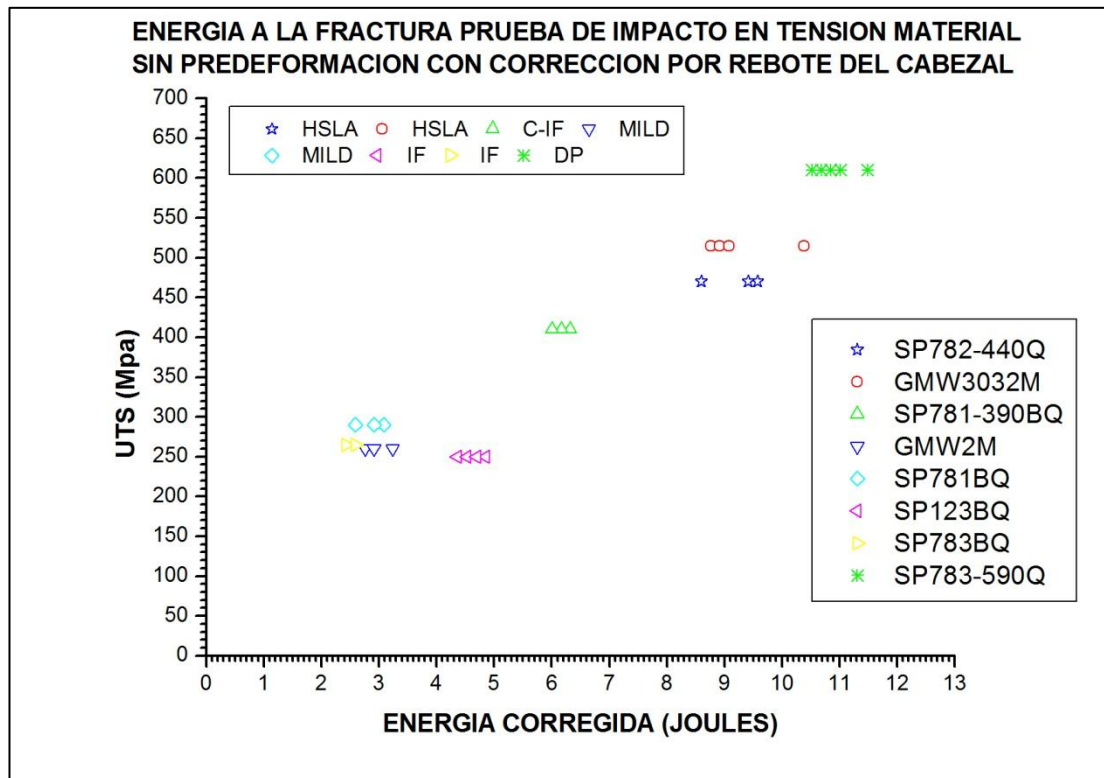


Figura 4.16 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal vs UTS del material para probetas sin predeformar.



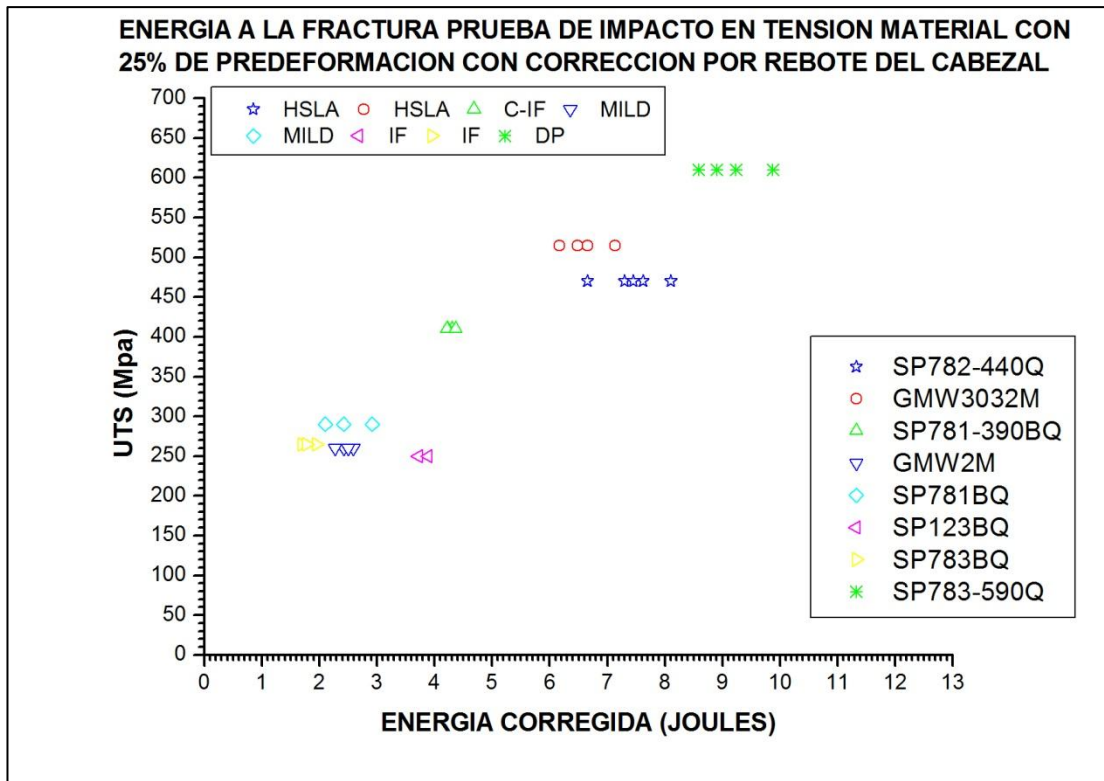


Figura 4.17 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal vs UTS del material para probetas con 25% de pre-deformación.

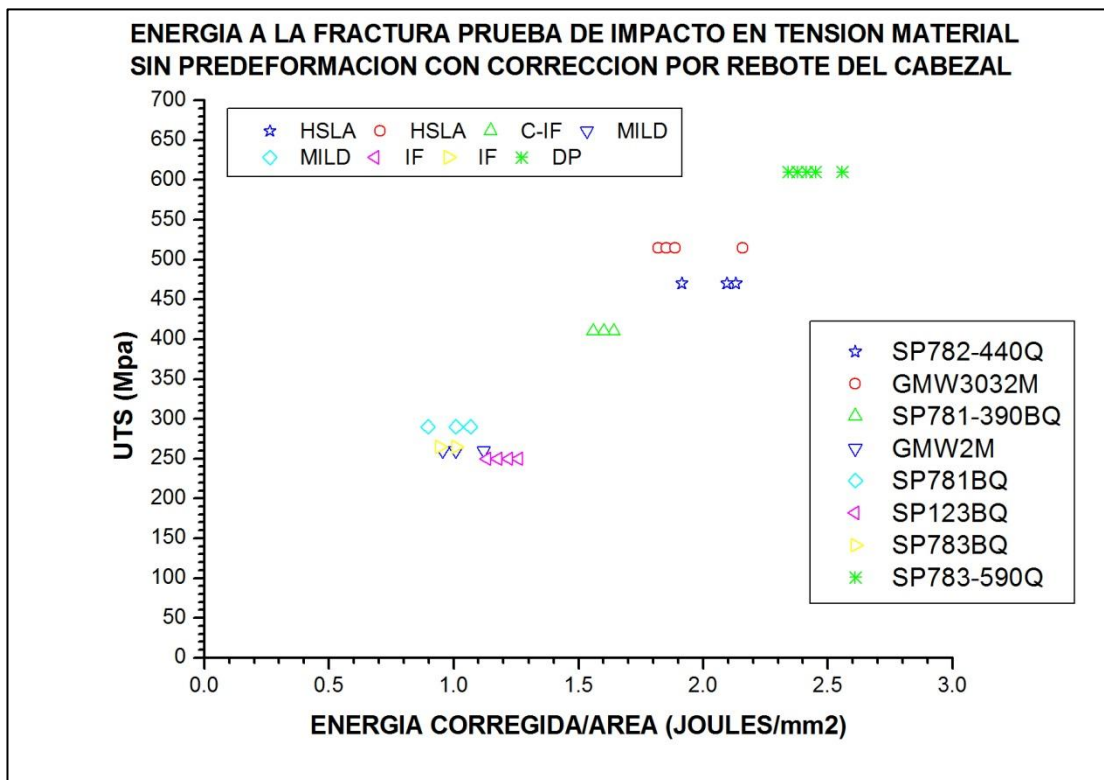


Figura 4.18 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs UTS del material para probetas sin predeformar.



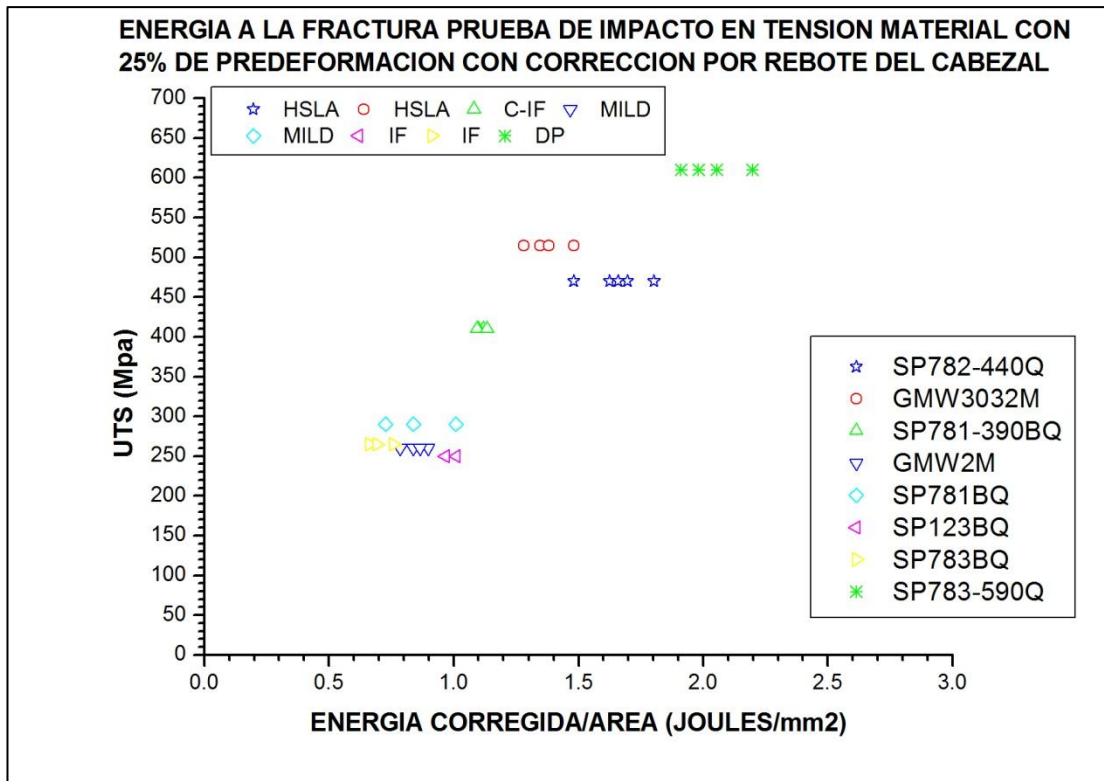


Figura 4.19 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs UTS del material para probetas con 25% de pre-deformación.

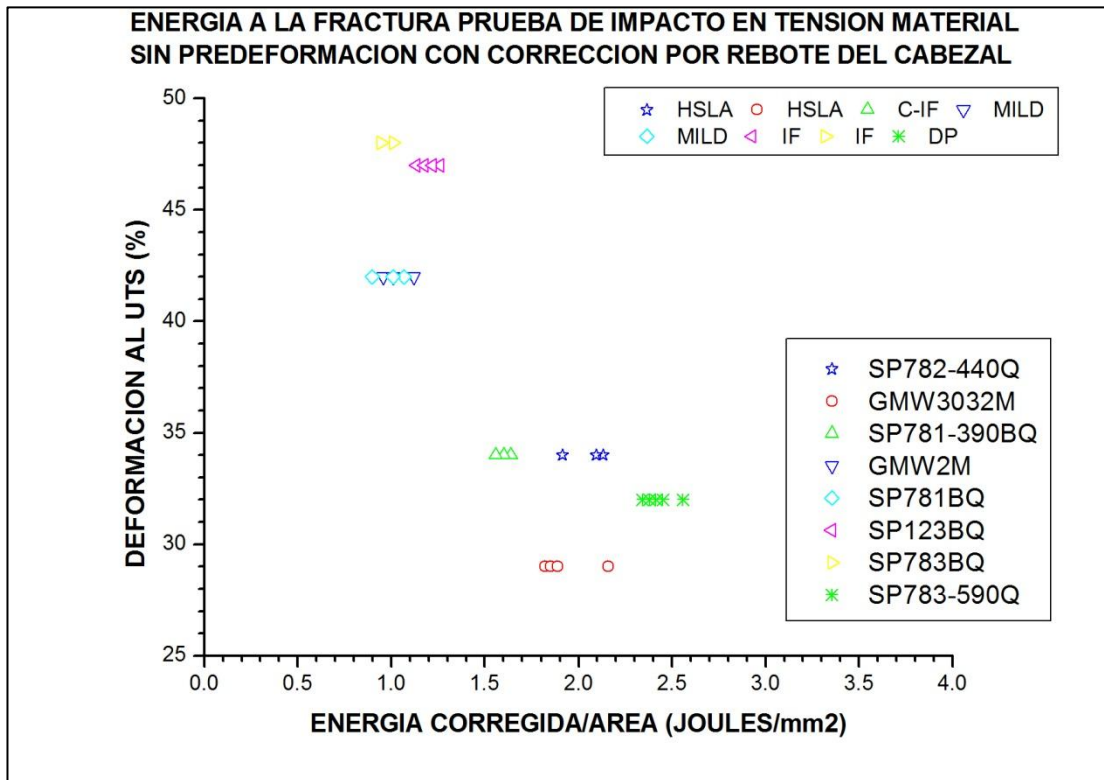


Figura 4.20 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs porcentaje deformación al UTS del material para probetas sin predeformar.

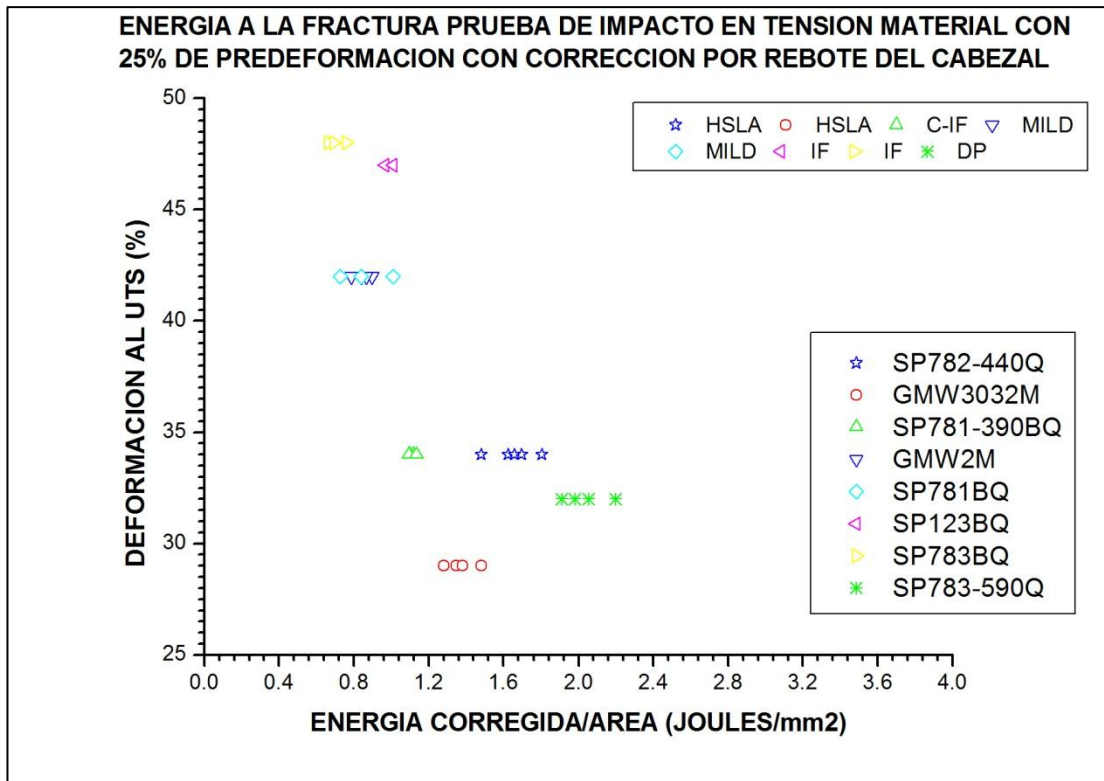


Figura 4.21 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs porcentaje deformación al UTS del material para probetas con 25% de predeformación.

#### **4.8 Análisis de zonas de fractura a través de microscopia electrónica de barrido.**

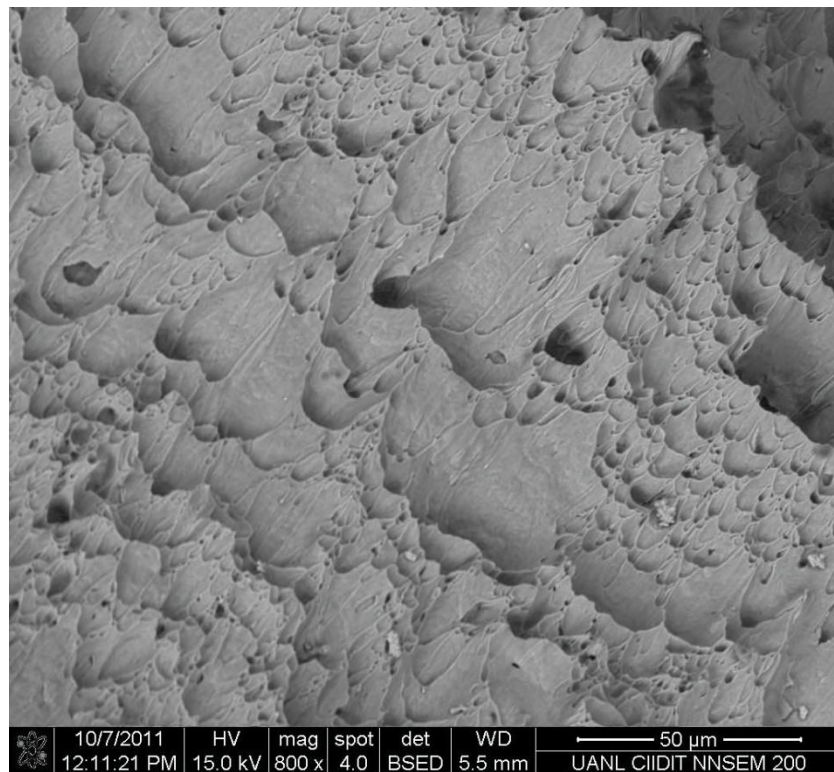
En las distintas figuras mostradas a lo largo de esta sección se presentan los resultados que se obtuvieron del análisis fractográfico de las zonas de fractura de los aceros HSLA y Dual-Phase en donde básicamente podemos analizar los mecanismos de fractura presentes a altas velocidades de deformación producidas por la prueba de impacto en tensión para el acero HSLA en sus distintos grados de pre-deformación establecidos en la experimentación final.

##### **4.8.1 Análisis de Fractura del acero SP-782-440Q @ 1.4 mm (acero HSLA).**

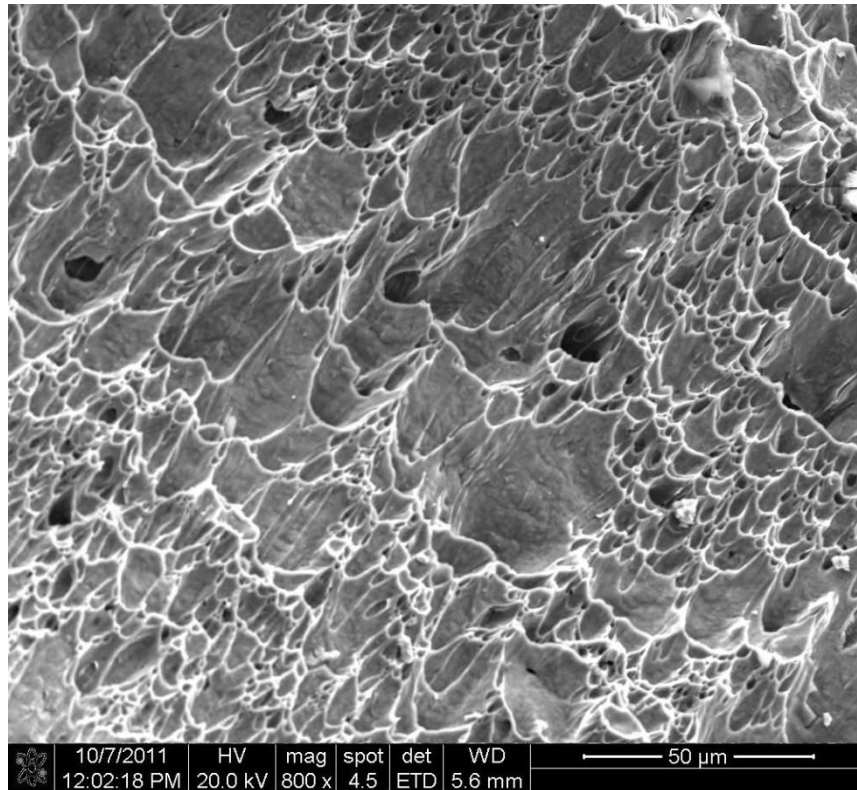
Se obtuvieron fracturas típicas de los fenómenos de altas velocidades de deformación de acuerdo a la clasificación de los tipos de fractura establecidos en el ASM Handbook Volumen 12 [56], en base a esto se establece que la fractura presente en el material HSLA es una fractura de tipo ruptura de microcavidades (rupture dimple fracture), en combinación de zonas con fractura tipo cuasi-clivaje (Quasi-Cleavage fracture).

En donde la fracción predominante del tipo de fractura es la de tipo ruptura de microcavidades, la cual se presenta a través de un proceso conocido como coalescencia de microcavidades. Este tipo de cavidades tiene la particularidad de nuclear en sitios preferenciales como lo son regiones localizadas de deformación discontinua; como las asociadas a partículas de segundas fases, inclusiones y límites de grano. Dicho proceso se presenta a través del incremento de la deformación inducida por cargas excesivas, seguido del crecimiento de las microcavidades, su coalescencia, y eventualmente la formación de fracturas de superficie continuas como las presentes en el acero HSLA en estudio, tal como se muestra en la Figura 4.22, en la cual se presenta una gran cantidad de depresiones o relieves tipo copa, las cuales son denominadas como “dimples”, característica por la cual a este tipo de fractura se le denomina fractura dúctil.

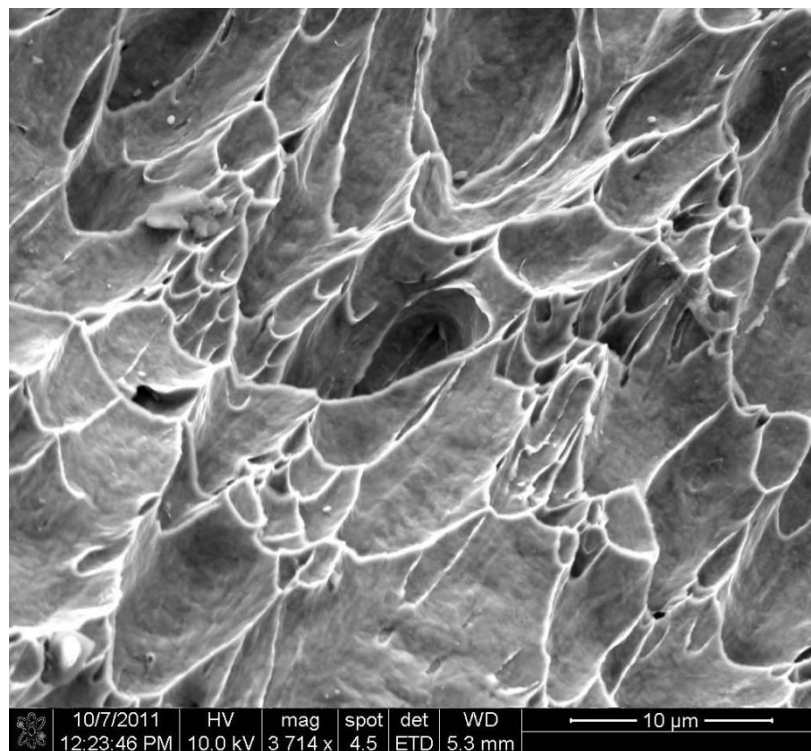
Dichas zonas de fractura presentan formas alargadas de microcavidades debido a que se encuentra presente una distribución de partículas de segundas fases uniformes así como cavidades de nucleación sumamente espaciadas en la matriz del material, tal como se puede apreciar en la fractura del acero HSLA sin pre-deformación de la Figura 4.23 y la Figura 4.24. En la Figura 4.25 se puede apreciar la presencia de partículas de segundas fases o precipitados, los cuales son sitios preferenciales para el inicio de la fractura.



**Figura 4.22 Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido, a una magnificación de 800x modo BSED, acero HSLA 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.**

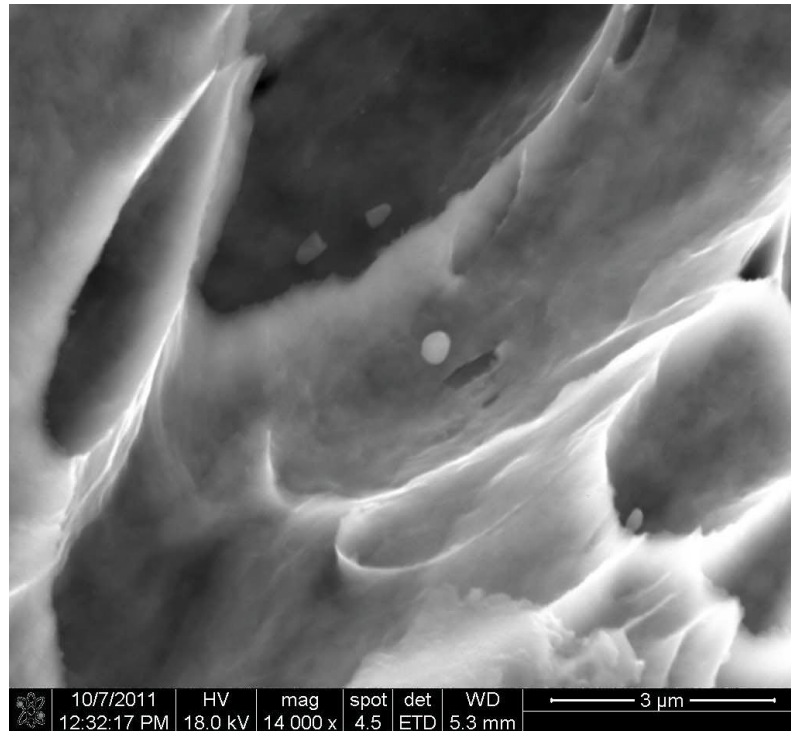


**Figura 4.23** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido, a una magnificación de 800x modo ETD, acero HSLA 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.24** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido, a una magnificación de 3714x modo BSED, acero HSLA 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.





**Figura 4.25 Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido a 14000 x modo ETD, acero HSLA 0% de pre-deformación ensayada en la prueba de impacto en tensión.**

Se observó una disminución en el alargamiento de las microcavidades a medida que aumentamos el grado de pre-deformación en la probeta como se muestra en la Figura 4.27, Figura 4.28, Figura 4.29, Figura 4.30, Figura 4.31, Figura 4.32, Figura 4.33, Figura 4.34, Figura 4.36, Figura 4.37, Figura 4.38 y la Figura 4.39 debido a la generación de un estado de esfuerzos mayor en las interfases del material así como de partículas debido al endurecimiento por deformación, por lo que la plasticidad del material disminuye generando una interrupción en el crecimiento de las microcavidades así como su coalescencia en un instante de tiempo menor.

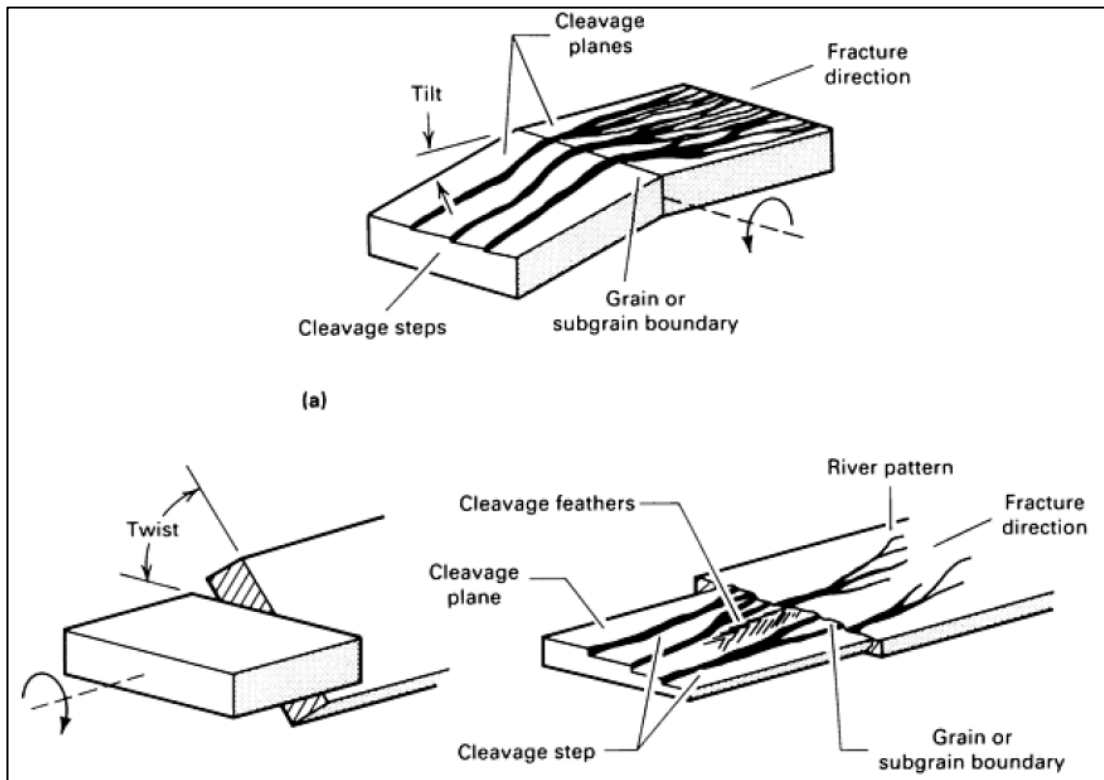
Finalmente el tipo de cavidades presentes en la fractura es de tipo equiaxial, con una terminación en punta o rasgado, lo cual es característico de materiales ensayados en tensión uniaxial.

Por otra parte podemos establecer la presencia de un tipo de fractura catalogada como única por su apariencia distintiva, la cual es la fractura por cuasi-clivaje (quasi-cleavage fracture) la cual entre es atribuible a las altas velocidades de deformación a las que se somete un material durante su ensayo mecánico, lo cual es característico de la prueba destructiva utilizada en la caracterización mecánica de nuestros aceros, la prueba de impacto en tensión. Este tipo de fractura se caracteriza por presentar zonas aisladas con características tanto de fractura por clivaje (cleavage fracture) y deformación plástica (dimple rupture). El termino cuasi-clivaje no describe de manera precisa la fractura, ya que implica que la fractura se asemeje al clivaje, lo cual no es predominante. El termino cuasi-clivaje se estableció debido a que las superficies centrales de la fractura por cuasi-clivaje tiene gran similitud con el clivaje [56]. El termino cuasi-clivaje puede ser utilizado para describir la apariencia distintiva de una zona de fractura si se está consciente de que el termino cuasi-clivaje no representa un modo de fractura por separado.

Para comprender la fractura por cuasi-clivaje primeramente debemos conocer los mecanismos de la fractura por clivaje; la fractura por clivaje teóricamente es un tipo de fractura que se presenta en orientaciones cristalográficas preferenciales (planos de clivaje) de forma plana y con caras perfectamente acoplables. Sin embargo por la particularidad de los materiales de poseer imperfecciones tales como inclusiones, dislocaciones y su naturaleza policristalina con presencia de límites y sublímites de grano presentan algunas particularidades como lo son la formación de pasos (steps), patrones de ríos (river patterns) y lenguas (tongues) [57].

Como se muestra esquemáticamente en la Figura 4.26, las fracturas por clivaje inician en un gran número de planos de clivaje paralelos. A medida que la fractura avanza, sin embargo, el número de planos activos disminuye por un proceso de unión que forma progresivamente redes de pasos de clivaje conocidas como patrones de ríos. Debido a que las ramificaciones de los patrones de ríos se unen en la dirección de

propagación de la grieta, estas marcas pueden ser utilizadas para determinar la dirección local de la fractura.

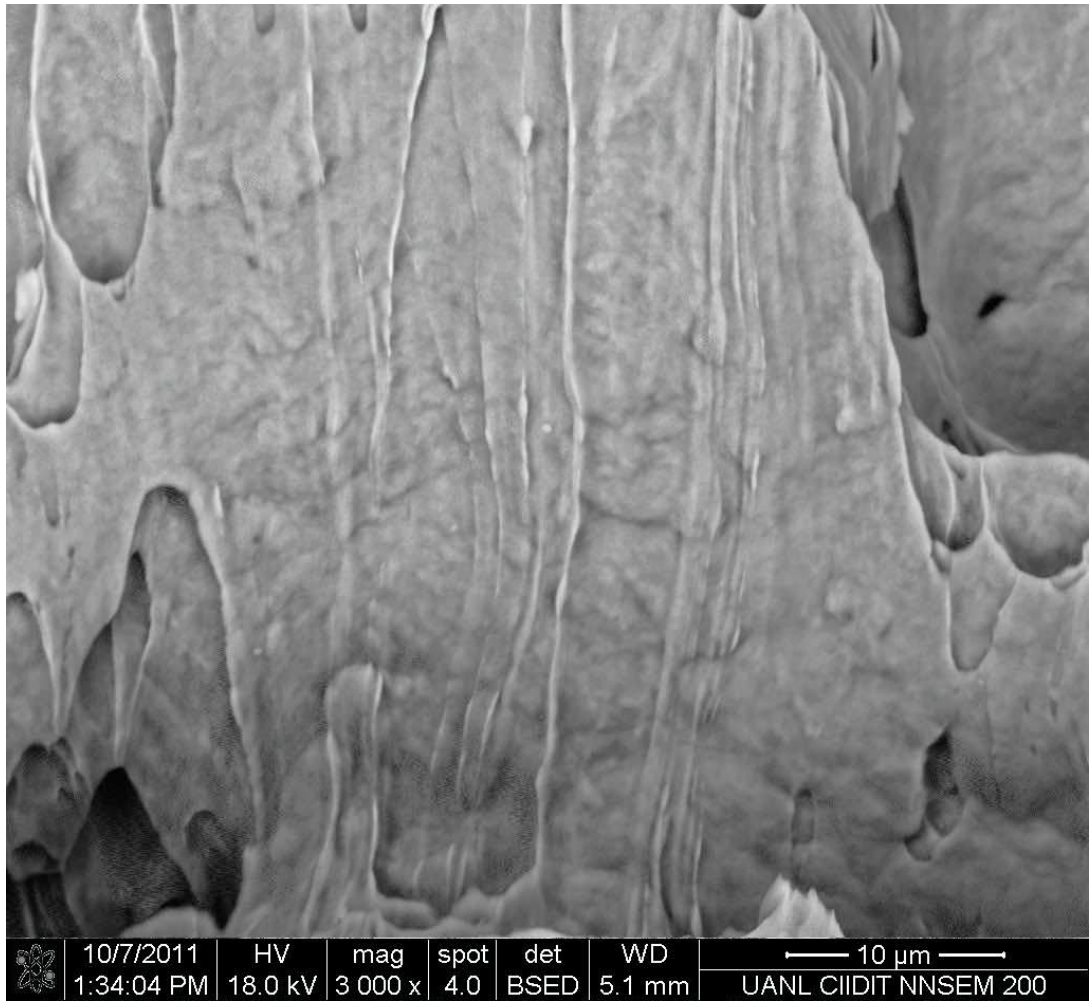


**Figura 4.26** Esquema de la formación de fractura por clivaje, en donde se muestra el efecto de los sublímites de grano. (a) Límite de grano con inclinación (Tilt Boundary), (b) Límite de grano con rotación (Twist Boundary) [57].

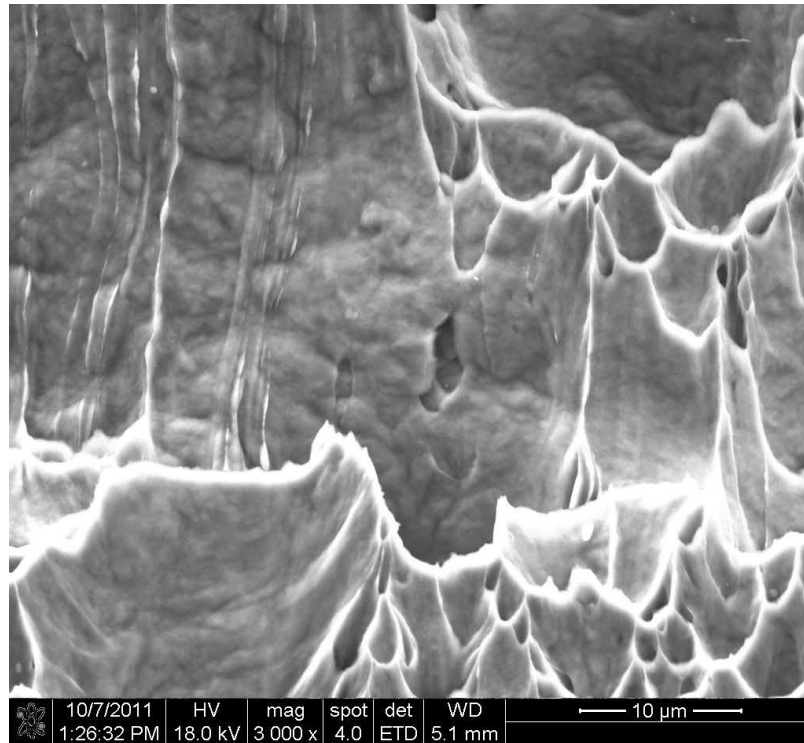
En base a esta consideración, y a que la fractura por cuasi-clivaje inicia en zonas aisladas con similitud a planos de clivaje mostrando pasos de clivaje (cleavage steps), podemos concluir la presencia de esta fractura en zonas aisladas del acero HSLA en estudio tal y como se muestra en la Figura 4.27 y la Figura 4.28, ocasionadas por la alta velocidad de deformación inducida en la probeta por la prueba de impacto en tensión.

A su vez otra particularidad de esta fractura son las denominadas crestas lagrimales (tear ridges), las cuales se forman de la mezcla de planos de cuasi-clivaje con rupturas de microcavidades a medida que las grietas de la fractura se propagan como se presenta en la Figura 4.35, Figura 4.40 y la Figura 4.41.

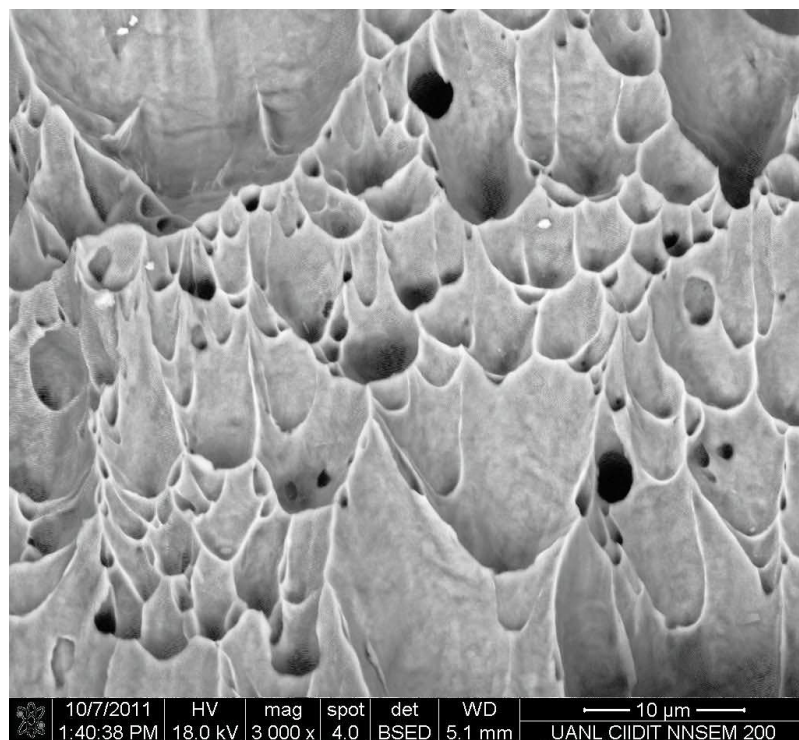




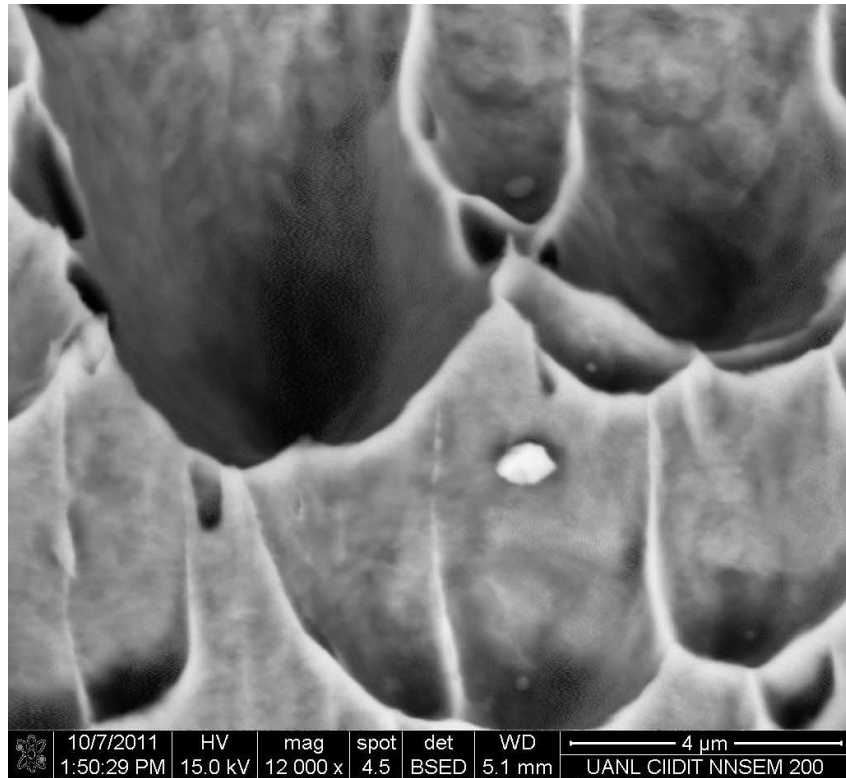
**Figura 4.27** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 3000x modo BSED, acero HSLA 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



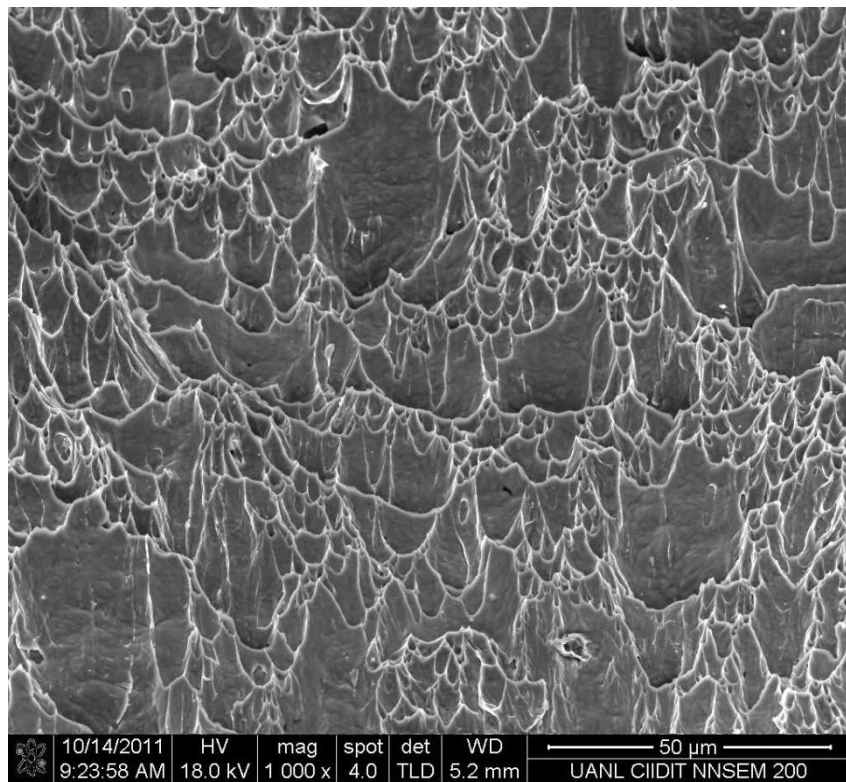
**Figura 4.28** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 3000x modo ETD, acero HSLA 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.29** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 3000x modo BSED, acero HSLA 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

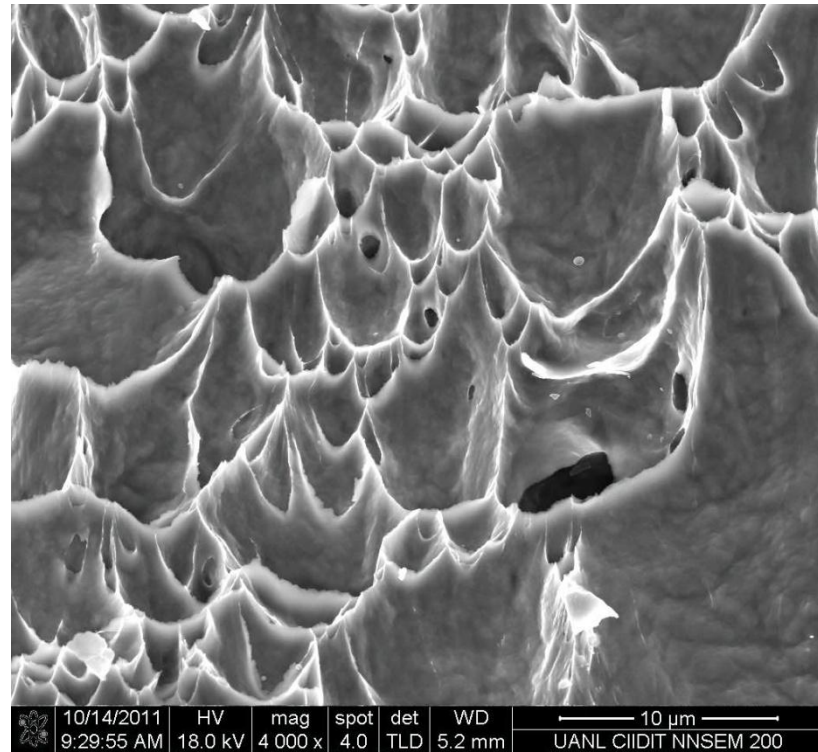


**Figura 4.30** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 12000x modo BSED, acero HSLA 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

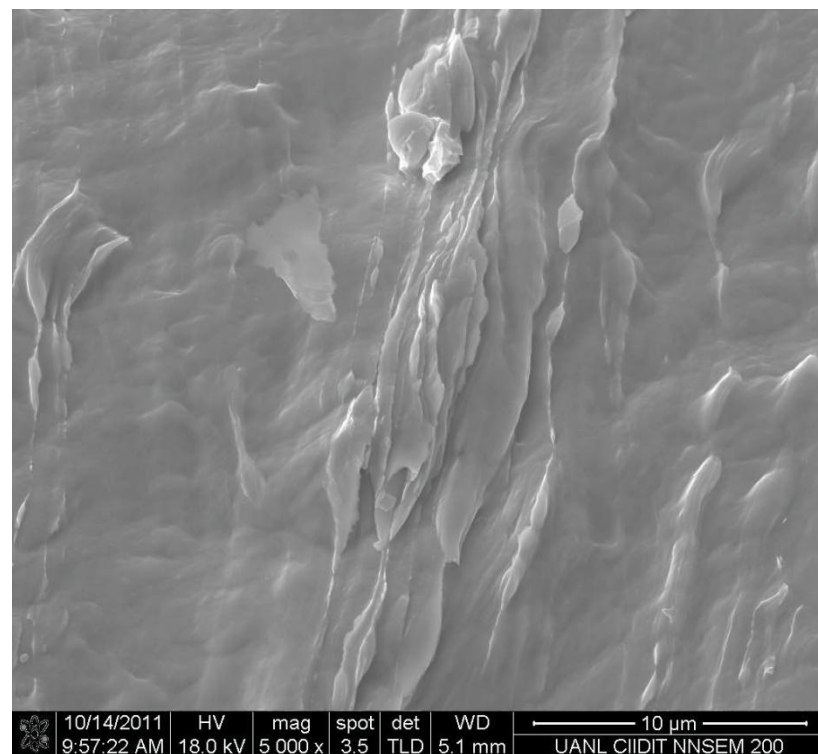


**Figura 4.31** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 1000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

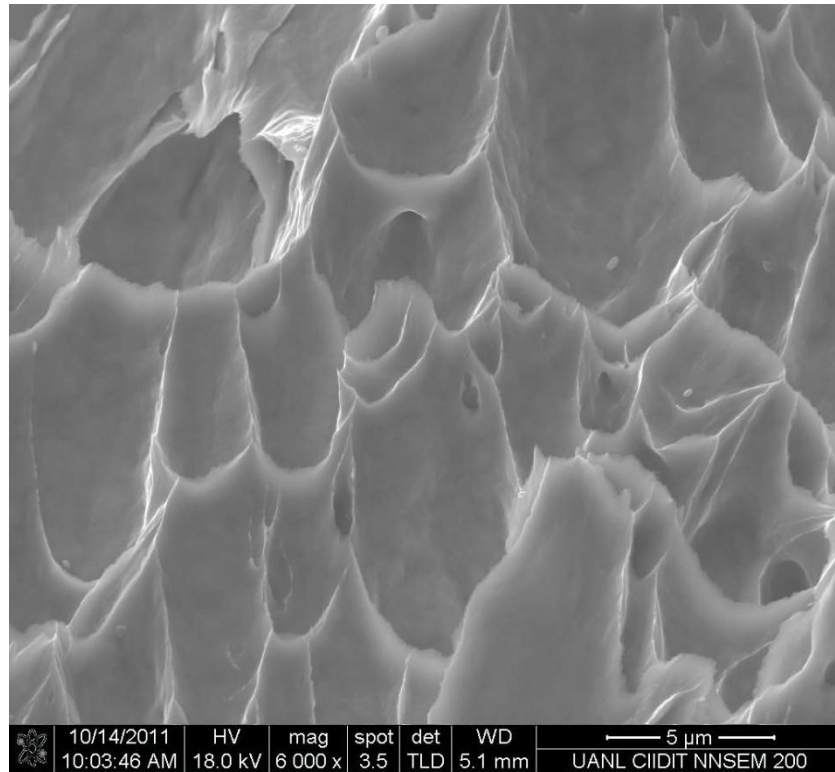




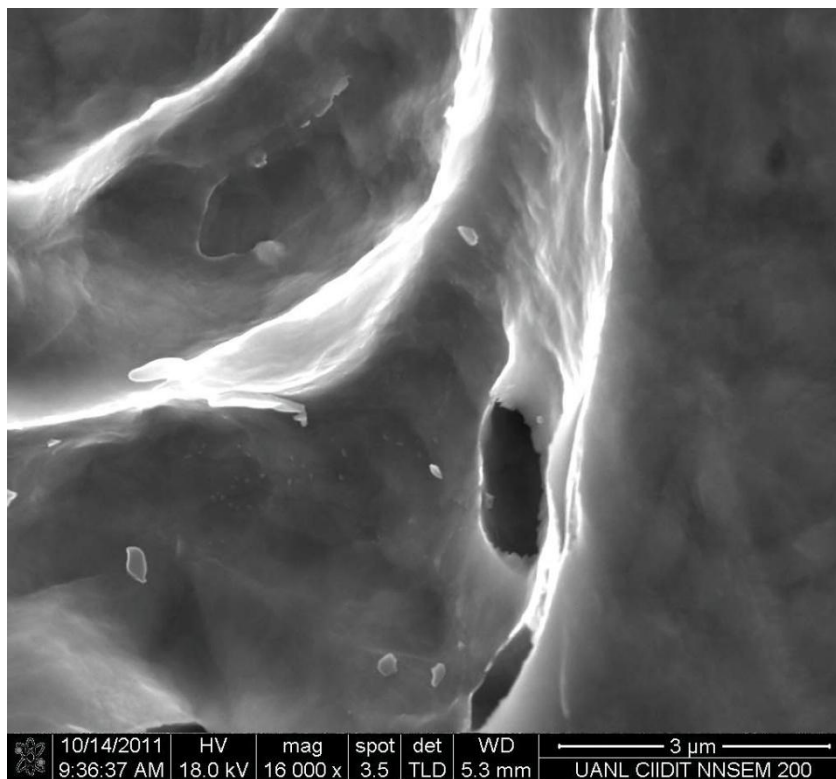
**Figura 4.32** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 4000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



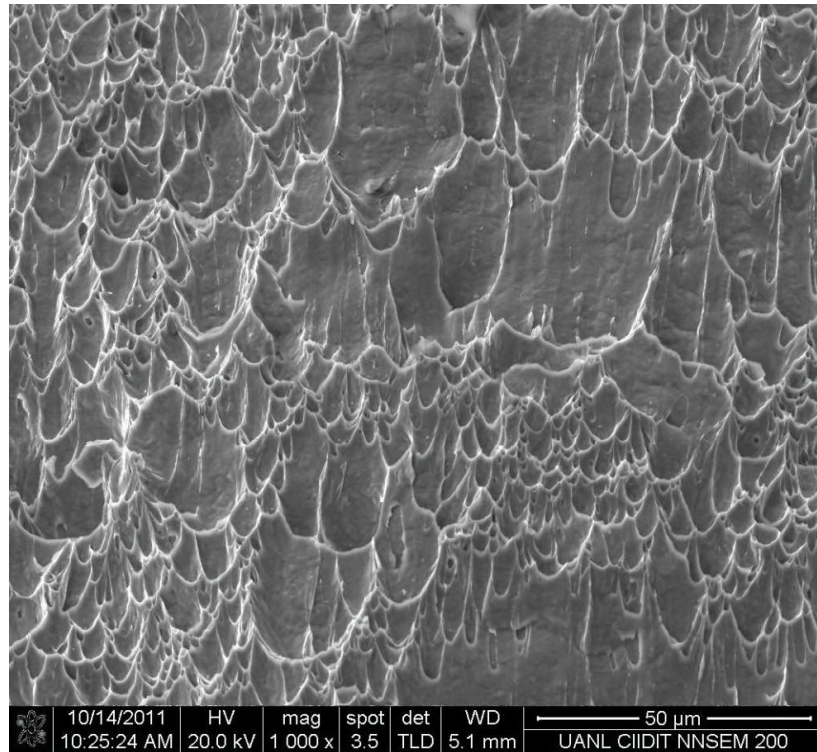
**Figura 4.33** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 5000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



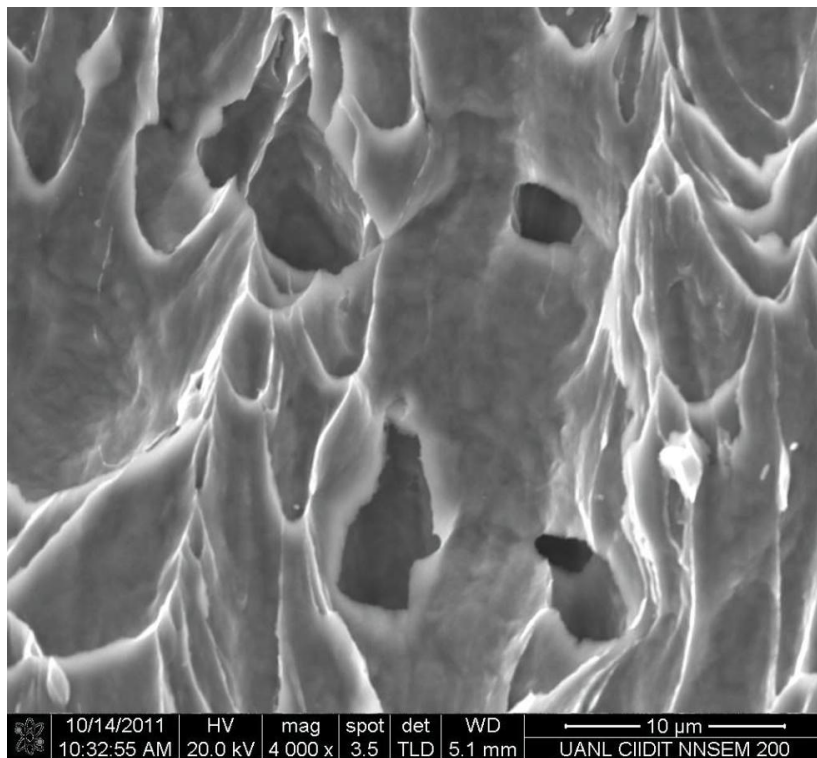
**Figura 4.34** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 6000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



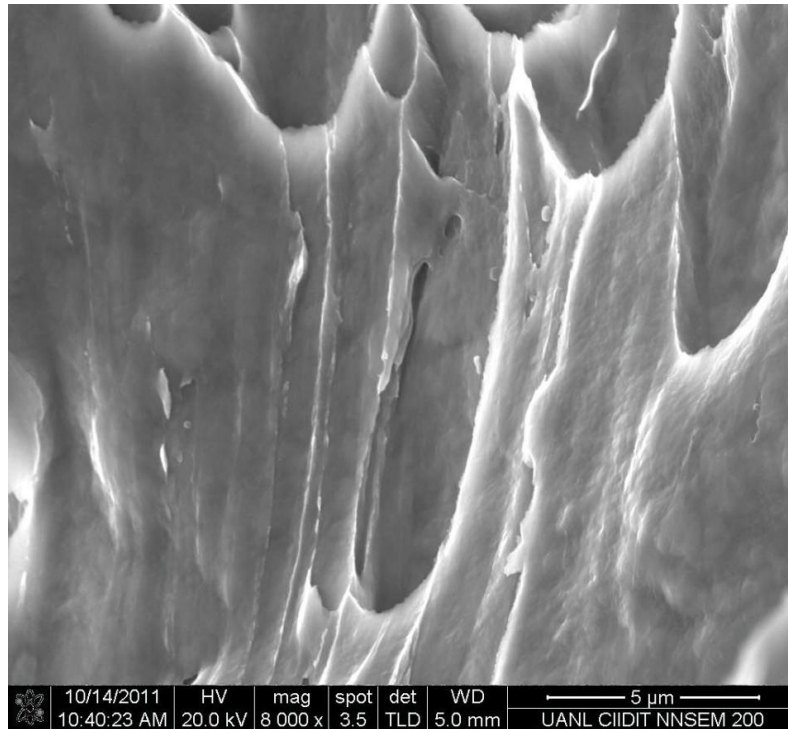
**Figura 4.35** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 16000 x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayada en la prueba de impacto en tensión.



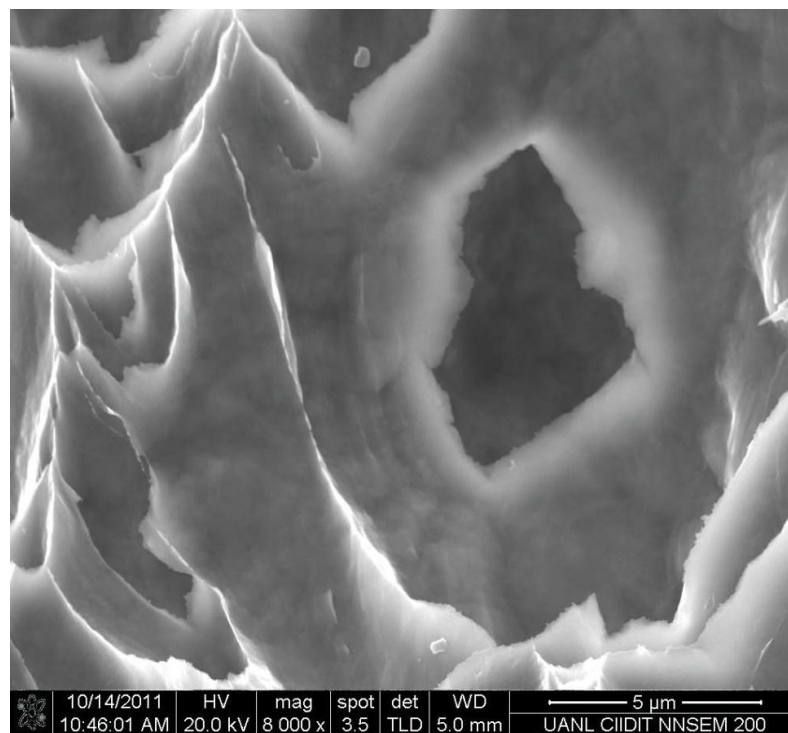
**Figura 4.36** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 1000x modo TLD, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.37** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 4000x modo TLD, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

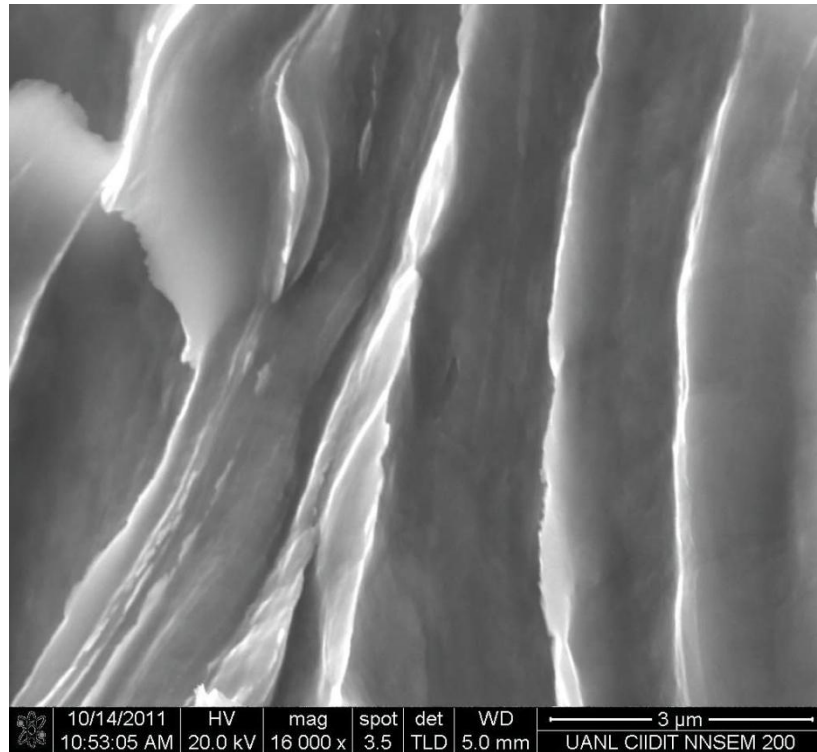


**Figura 4.38** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 8000x modo TLD, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

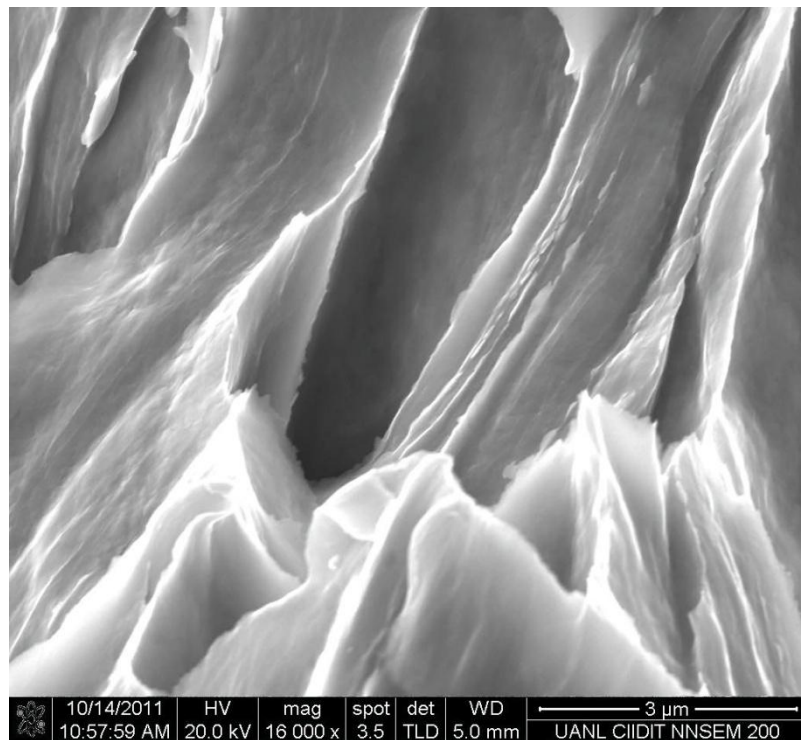


**Figura 4.39** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 8000x modo TLD donde se muestra un dimple u hoyuelo característico del desprendimiento de partículas, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.





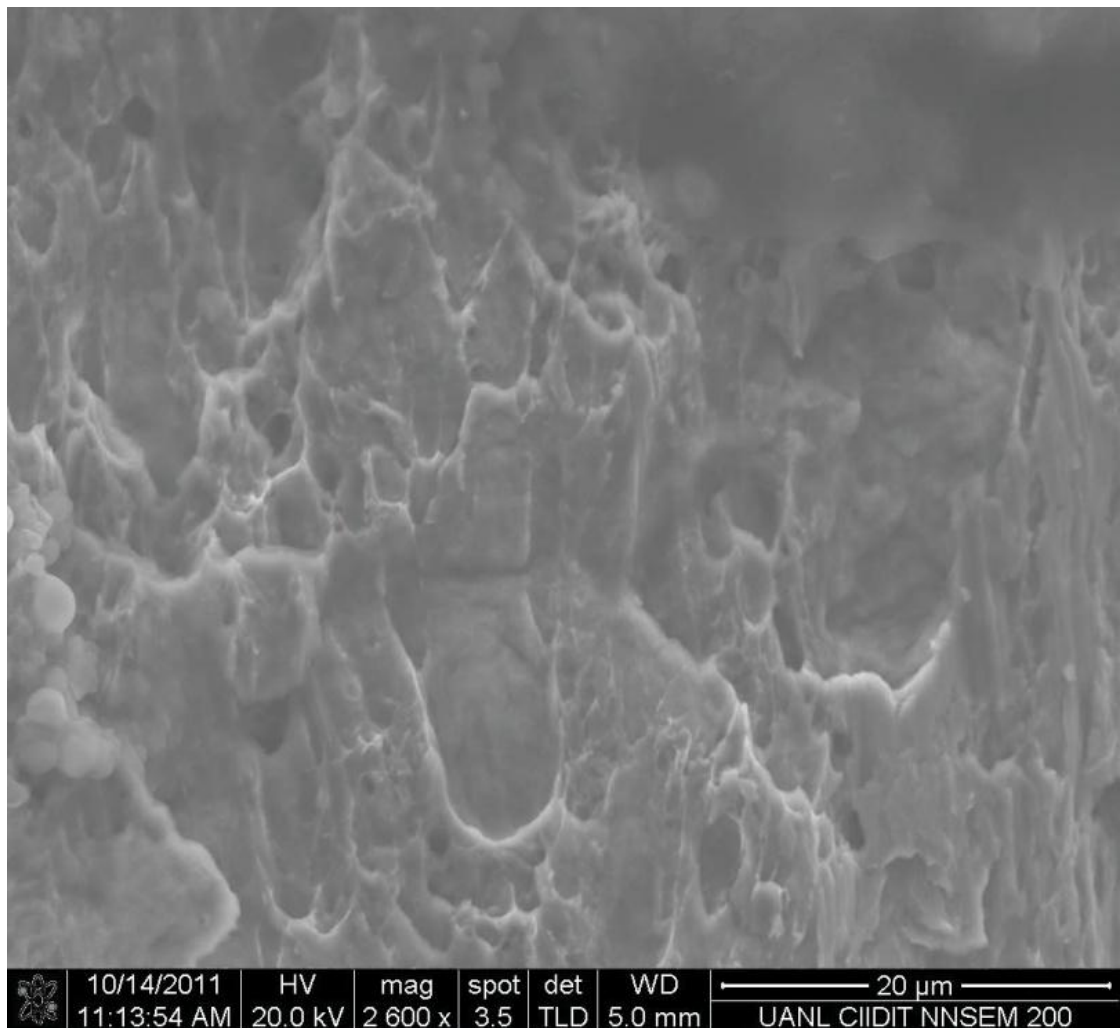
**Figura 4.40** Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido a 16000x modo TLD acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.41** Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido a 16000x modo TLD acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



La fractura presente a bajas velocidades de deformación producto de la prueba de tensión uniaxial para el acero HSLA es totalmente distinta a las que se presentaron en la prueba de impacto en tensión, ya que la fractura presente en la prueba de tensión uniaxial es una fractura por formación y coalescencia de microcavidades, debido a la presencia única y exclusivamente de deformación plástica propiciada por la baja velocidad de deformación, en donde el desprendimiento se presente de manera uniforme, tal como se ilustra en la Figura 4.42.



**Figura 4.42** Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido a 2600x modo TLD acero HSLA ensayado en la prueba de tensión uniaxial.

#### 4.8.2 Análisis de fractura del acero SP-783-590Q @ 1.4 mm (acero Dual-Phase).

De igual forma que en la fractura presente en el acero HSLA, para el acero Dual-Phase ensayado en la prueba de impacto en tensión se presenta una fractura del tipo dúctil por microcavidades (dimple rupture), tal como se ilustra en la Figura 4.43, Figura 4.44 y la Figura 4.45, lo cual es característico de zonas de alta deformación, solamente que a diferencia del acero HSLA el tamaño y deformación presente en las microcavidades es menor, lo cual se debe a la presencia de islas de la fase martensítica en los límites de grano, lo cual es característico de este tipo de acero y que contribuye a una menor deformación de las zonas de fractura, pero una mayor resistencia a estados de esfuerzos excesivos, lo cual generó una mayor absorción de energía que el acero HSLA.

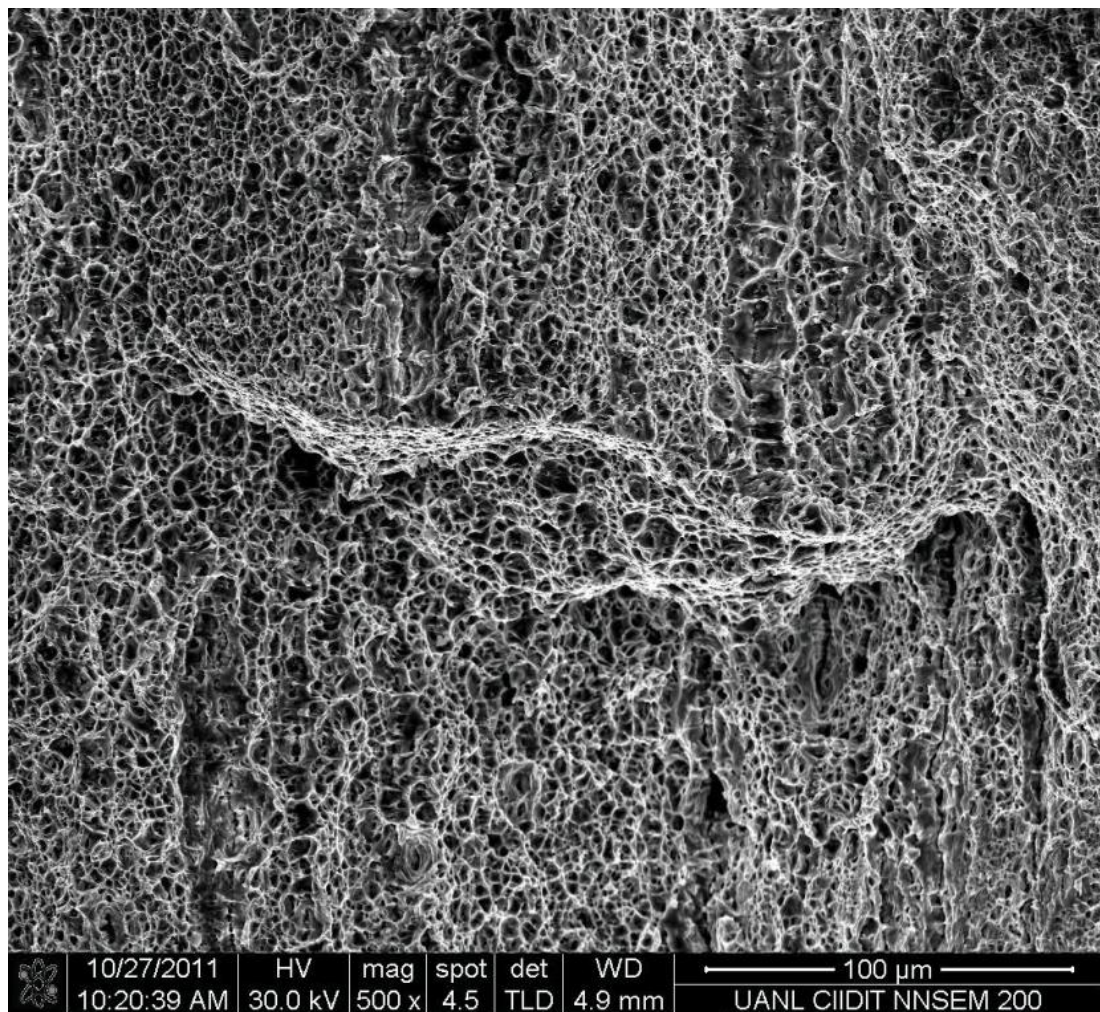
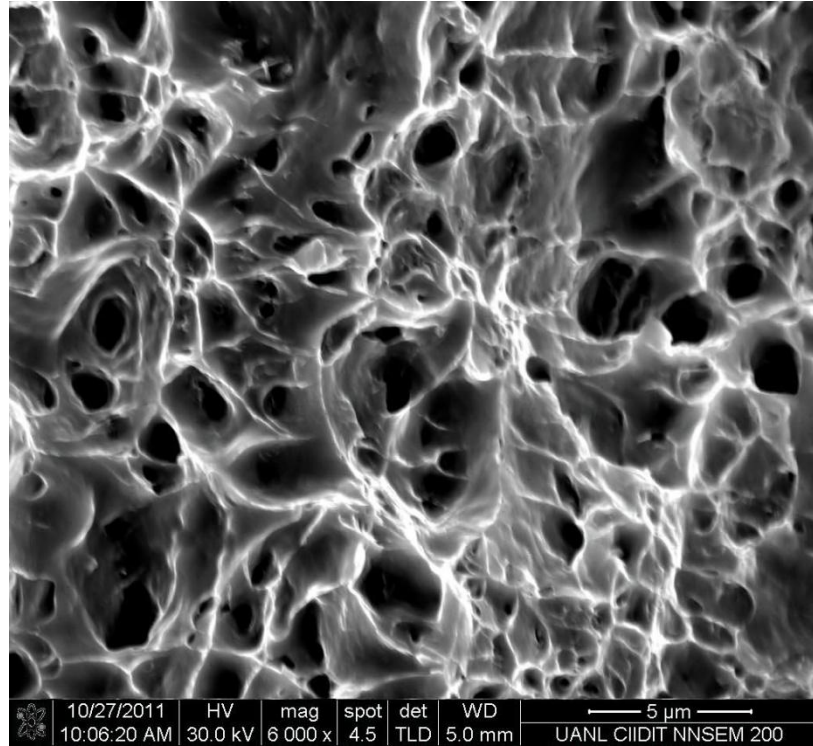
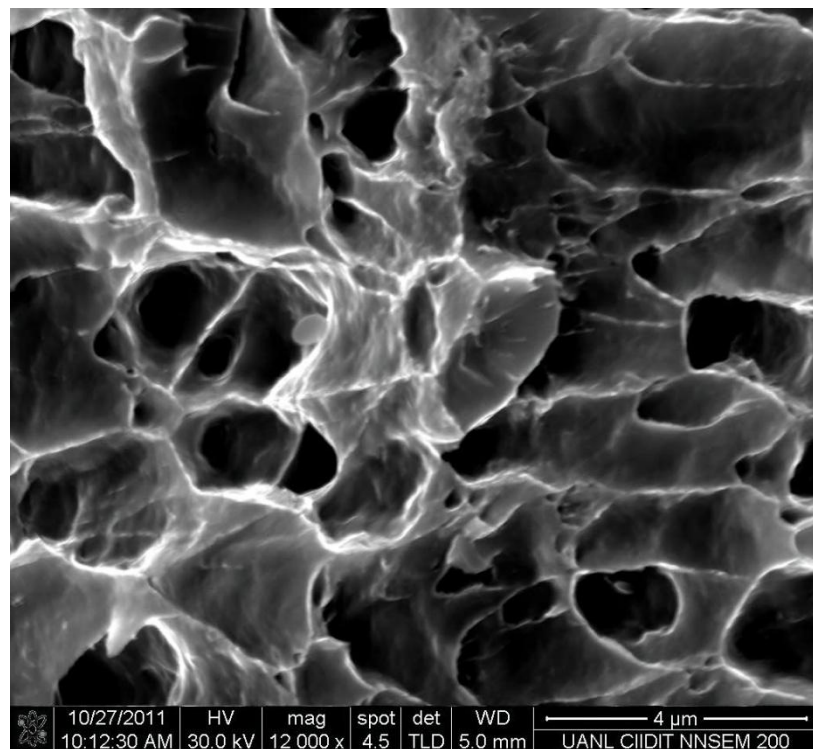


Figura 4.43 Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido a una magnificación de 500x modo TLD, acero Dual-Phase 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.44** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 6000x modo, acero Dual-Phase 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



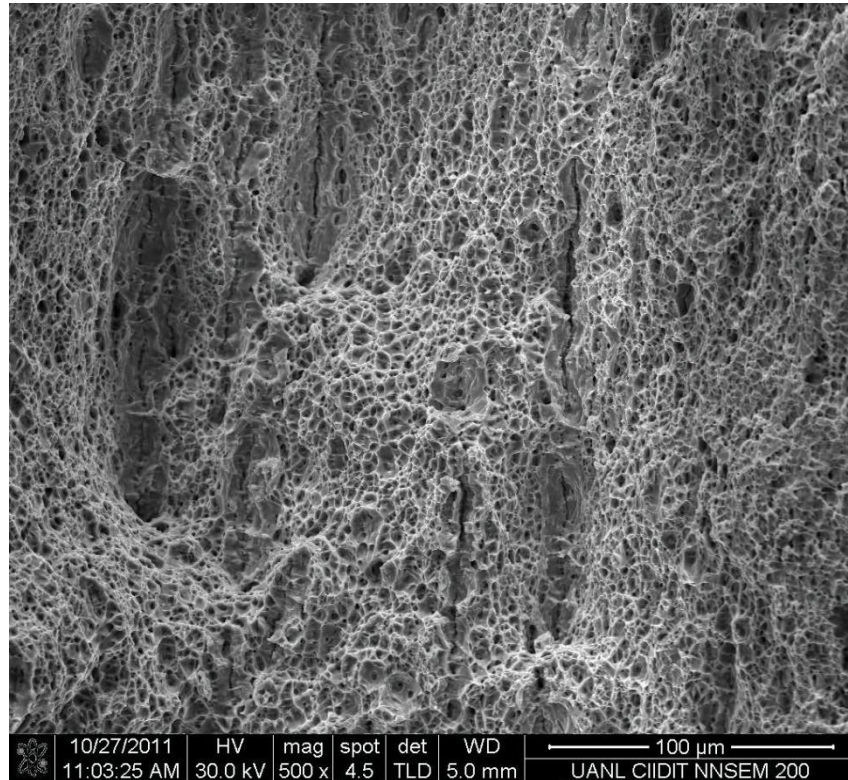
**Figura 4.45** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 12000x modo TLD, acero Dual-Phase 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



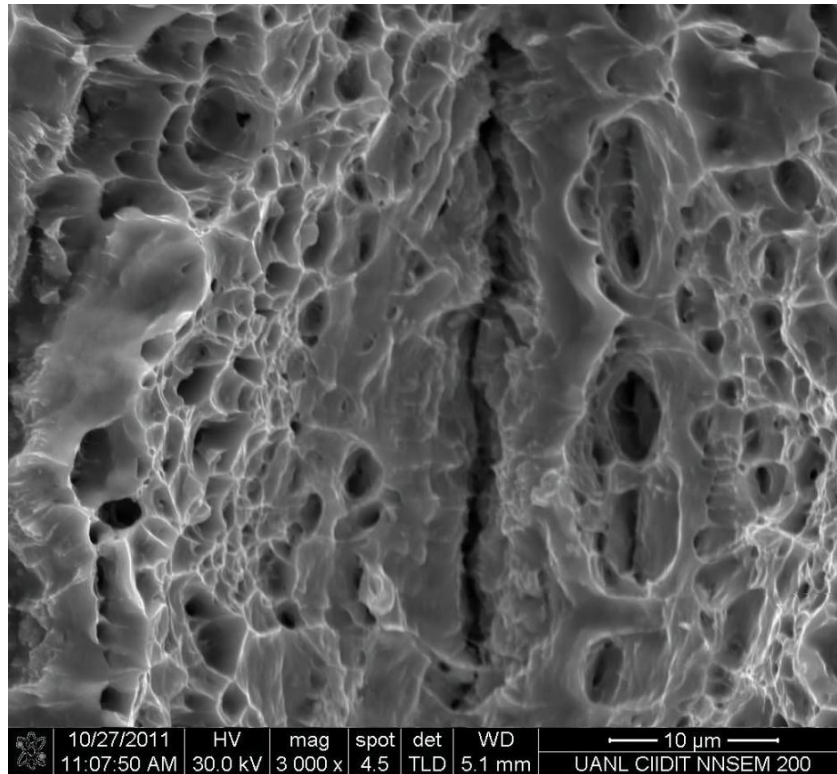
También se observó a presencia de zonas de fractura de cuasi-clivaje, debido a la presencia de crestas lagrimales (tear ridges) tal como se muestra en la Figura 4.45, debido a la mezcla de una fractura por clivaje y por microcavidades.

A su vez se concluye que al igual que en el acero HSLA el grado de pre-deformación genera una ruptura por microcavidades con una forma menos deformada debido al endurecimiento por deformación, lo cual repercute en la absorción de energía final; esto debido a una disminución en la ductilidad del material tanto por la pre-deformación inducida como por los fenómenos presentes a altas velocidades de deformación.

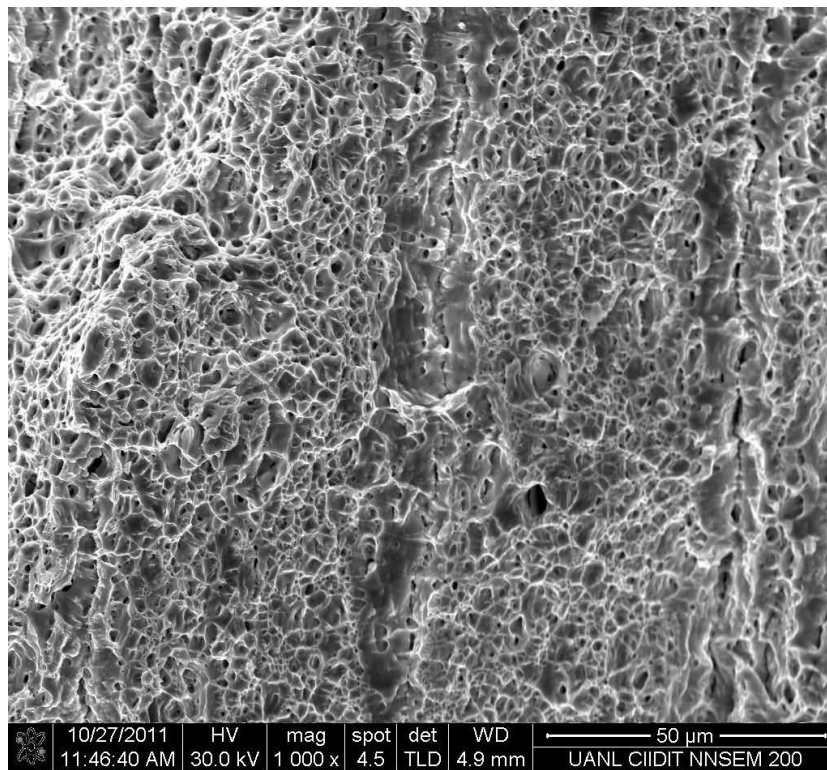
Esto puede ser apreciado en la Figura 4.46, Figura 4.47, Figura 4.48, Figura 4.49, Figura 4.50, y la Figura 4.51 en sus distintas magnificaciones para los grados de pre-deformación de 6, 10 y 25% respectivamente, en donde las microcavidades presentan menos elongación a medida que el porcentaje de pre-deformación aumentó.



**Figura 4.46** Zona de fractura obtenida por microscopía electrónica de barrido a una magnificación de 500x modo TLD, acero Dual-Phase 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

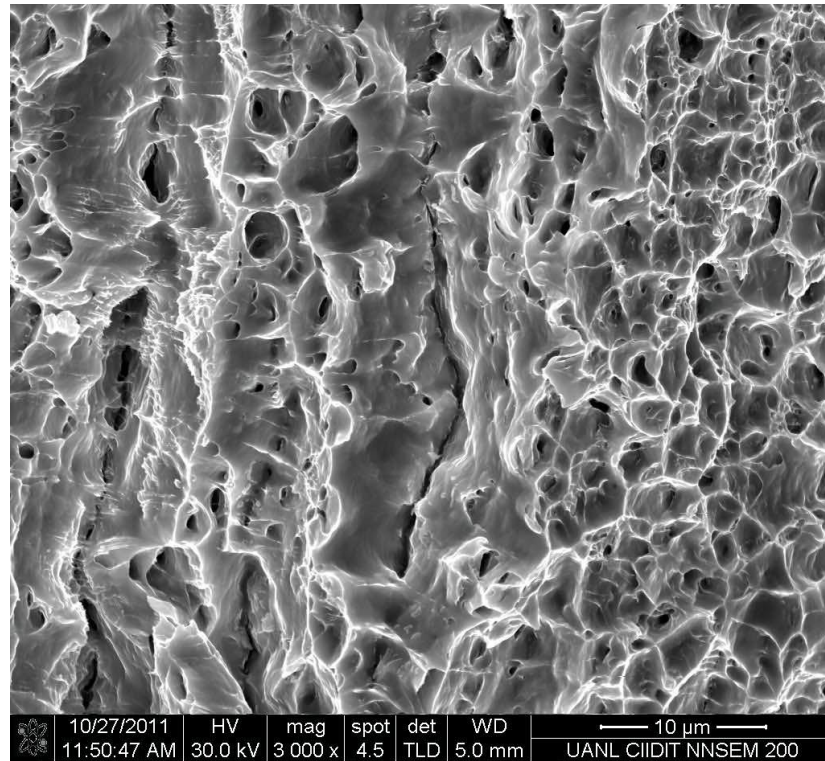


**Figura 4.47** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 3000x modo TLD, acero Dual-Phase 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

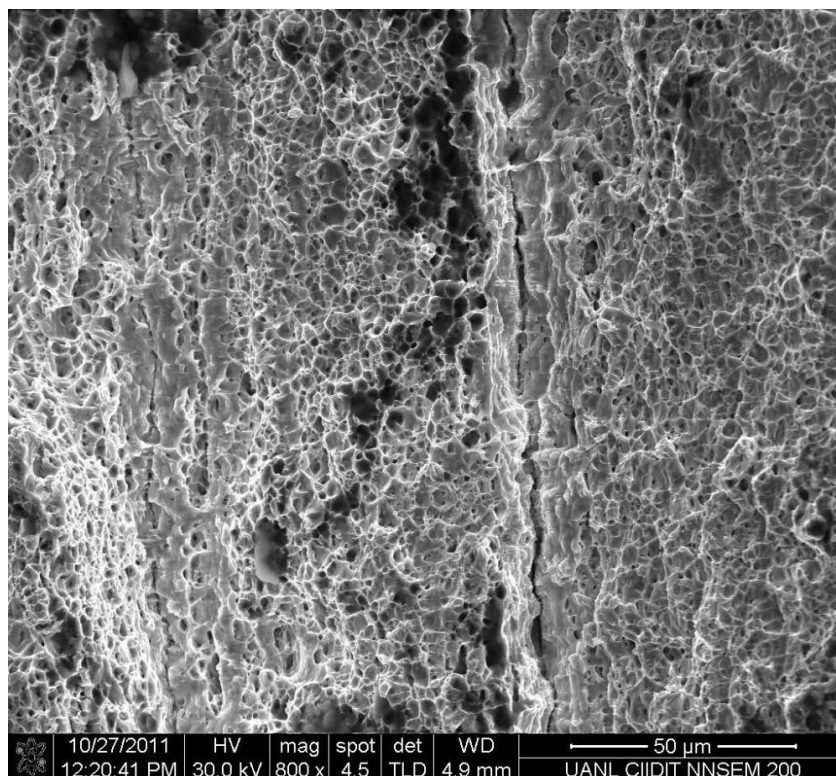


**Figura 4.48** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación 3000x modo TLD, acero Dual-Phase 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

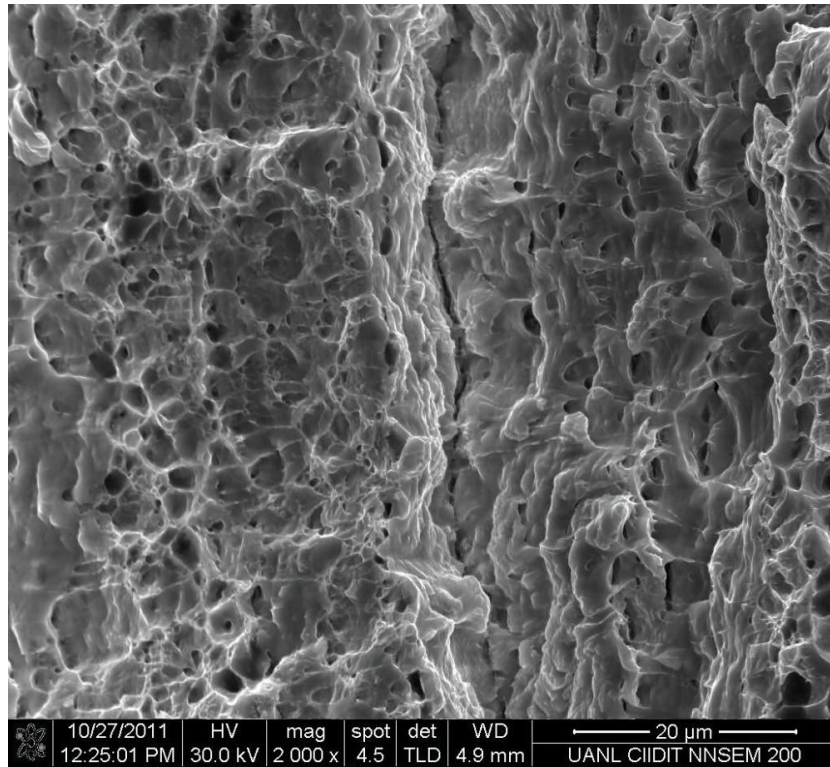




**Figura 4.49** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 6000x modo TLD, acero Dual-Phase 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



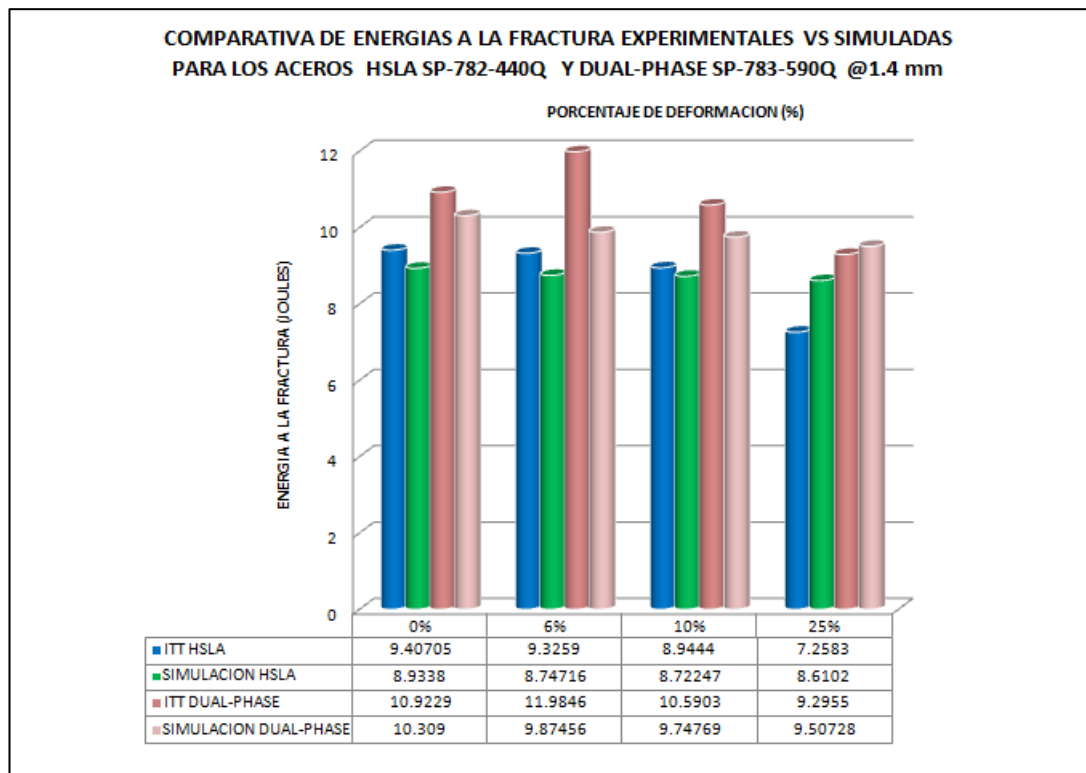
**Figura 4.50** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación 800x modo TLD, acero Dual-Phase 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.



**Figura 4.51** Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 2000x modo TLD acero Dual-Phase 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.

#### 4.9 Simulación de la prueba de impacto en tensión por el método de elemento finito a partir de ANSYS Workbench Release 12.1.

Producto de la simulación de las condiciones de frontera de la prueba de impacto en tensión a partir del modulo explicito dinámico de ANSYS Workbench Release 12.1 se obtuvieron aproximaciones de gran precisión a los valores de energía de absorción a la fractura determinados en las pruebas de impacto en tensión de los aceros HSLA y Dual-Phase como se muestra en la Figura 4.52, en donde se pueden observar las mismas tendencias en la disminución de la energía de absorción a la fractura conforme se incrementa el porcentaje de pre-deformación en la probeta, a excepción del rango de pre-deformación de 6% para el acero Dual-Phase, en donde a diferencia de la experimentación final el software no fue capaz de obtener un aumento en la energía de absorción a la fractura para dicho parámetro.

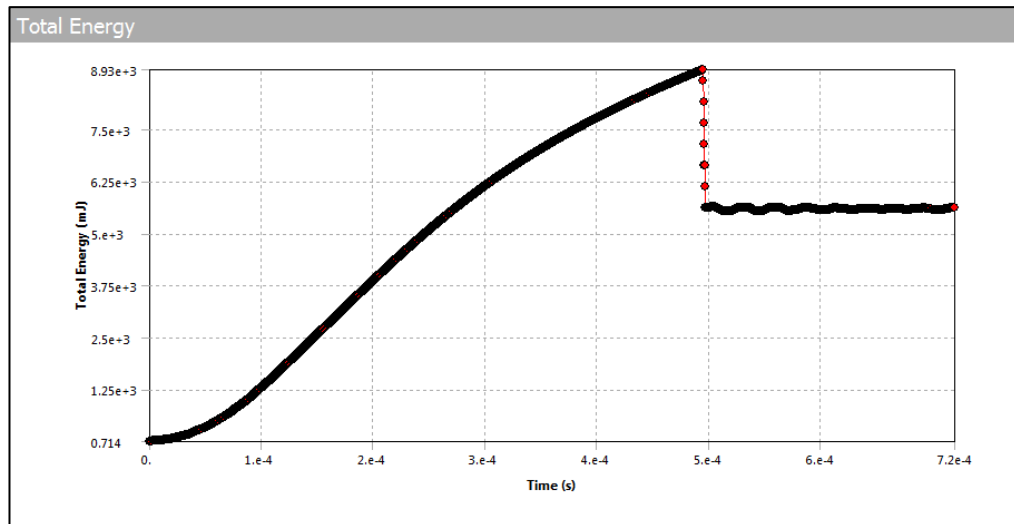


**Figura 4.52 Resultados obtenidos en la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión vs resultados de la experimentación física para los aceros HSLA y Dual-Phase.**



La exactitud en la aproximación entre valores experimentales y simulados es un claro indicador de que el modelo de resistencia dinámica seleccionado (Johnson-Cook Model) para la simulación de fenómenos a altas velocidades de deformación es adecuado para el análisis por el método de elemento finito de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión. De esta forma podemos concluir que el modelo dinámico de Johnson-Cook puede ser utilizado con completa seguridad para una análisis previo al ensayo mecánico de impacto en tensión en materiales de bajo espesor así como para la simulación de fenómenos de impacto de elementos estructurales automotrices y en la simulación de pruebas de choque de vehículos en sus distintas pruebas estandarizadas, debido a que la respuesta ante fenómenos de alta velocidad de deformación fueron satisfactorios en la simulación de la prueba de impacto en tensión, fenómeno que se encuentra de igual forma presente en colisiones automotrices.

Dichas energías de absorción a la fractura se obtuvieron a partir de la información de solución solicitada que se muestra en la hoja de trabajo (Worksheet) del ambiente de solución de ANSYS Workbench Release 12.1 para los dos aceros analizados (HSLA y Dual-Phase) tal como se ejemplifica en la Figura 4.53 a partir de los resultados de la simulación del acero HSLA (SP-72-440Q @ 1.4 mm) sin porcentaje de pre-deformación.



**Figura 4.53 Hoja de trabajo (Worksheet) de ANSYS Workbench Release 12.1 para el reporte de la energía total obtenida en la simulación de la prueba de impacto en tensión.**

Además se obtuvieron esfuerzos últimos a la tensión en la sección reducida de la probeta a partir del esfuerzo equivalente de Von-Mises, el cual se ilustra de manera gráfica en la Figura 4.54 a partir de los resultados de la simulación del acero HSLA (SP-72-440Q @ 1.4 mm) sin porcentaje de pre-deformación.

Finalmente en la Tabla 4.11 se resumen los distintos esfuerzos de resistencia última a la tensión para ambos aceros en estudio con sus distintos grados de pre-deformación, en donde podemos destacar que se presenta un aumento en la resistencia última a la tensión con respecto a las pruebas mecánicas de tensión uniaxial realizadas para la caracterización de la curva esfuerzo-deformación ingenieril de los aceros HSLA y Dual-Phase, lo cual confirma que las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión cumplen con las condiciones dinámicas de fenómenos a altas velocidades de deformación, ya que esta particularidad en el aumento de resistencia del material es una de las características reportadas por diversos autores [58[63] al comparar las propiedades mecánicas de distintos materiales ensayados en pruebas de tensión uniaxial (pruebas mecánicas con bajas velocidades de deformación) y las obtenidas en diversas pruebas mecánicas a altas velocidades de deformación.

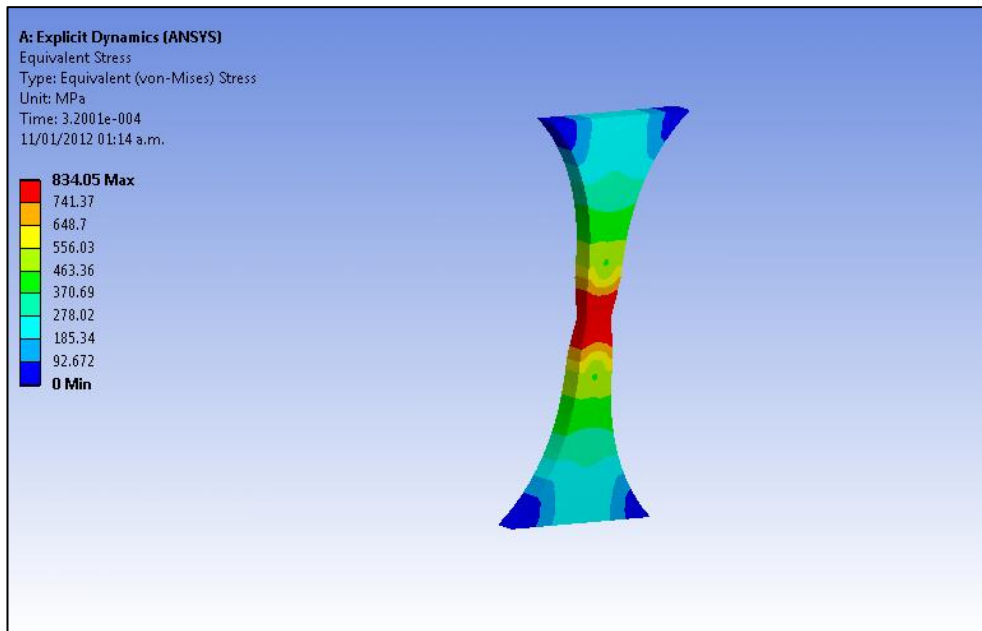


Figura 4.54 Esfuerzo equivalente de Von-Mises para la resistencia ultima a la tensión obtenida en la simulación de las condiciones de frontera de la prueba de impacto en tensión.

Tabla 4.11 Resistencia ultima a la tensión obtenida en la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión para los aceros HSLA y Dual-Phase en sus distintos grados de pre-deformación.

RESISTENCIA ULTIMA A LA TENSIÓN A PARTIR DEL ANÁLISIS DE ESFUERZO EQUIVALENTE DE VON-MISES OBTENIDOS EN LA SIMULACIÓN POR EL MÉTODO DE ELEMENTO FINITO EN ANSYS WORKBENCH RELEASE 12.1		
PORCENTAJE DE PREDEFORMACIÓN	MATERIAL	
	HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm)	Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm)
	RESISTENCIA ULTIMA A LA TENSIÓN (MPa)	RESISTENCIA ULTIMA A LA TENSIÓN (MPa)
0	834.05	916.05
6	834.30	916.57
10	835.12	916.74
25	836.18	916.31

# **CAPÍTULO 5 .- CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.**

## **5.1 Conclusiones.**

De las diversas actividades de caracterización realizadas en el presente trabajo de investigación para los aceros de alta resistencia HSLA (SP-782-440Q @1.4 mm) y Dual-Phase (SP-783-590 Q @1.4mm), en donde se incluyen actividades de caracterización mecánica como lo son las pruebas de tensión uniaxial, así como el desarrollo de un componente mecánico para la caracterización a altas velocidades de deformación, así como las distintas técnicas de caracterización microestructural y simulación por el método de elemento finito a través del software computacional ANSYS Workbench Release 12.1, podemos establecer las siguientes conclusiones:

- La fabricación, montaje y empleo del adaptador para pruebas de impacto en tensión fue satisfactorio, operando dentro de un margen de error aceptable, además de reunir las características mecánicas dinámicas de los fenómenos de altas velocidades de deformación que se plantearon para el ensayo mecánico de los aceros de alta resistencia.
- La prueba de impacto en tensión a partir del péndulo de pruebas de impacto Charpy es una metodología de prueba precisa para la caracterización mecánica de aceros de alta resistencia a altas velocidades de deformación, y puede ser utilizada para establecer un proceso de análisis y selección de materiales a nivel laboratorio, empleados para la fabricación de componentes automotrices estructurales sujetos a fenómenos de crashworthiness.
- El comportamiento de los aceros caracterizados a altas velocidades de deformación a partir de la prueba de impacto en tensión presenta una disminución en la absorción de energía a medida que se aumenta

el grado de pre-deformación debido a una caída en la ductilidad producto del endurecimiento por deformación inducido en el proceso de deformación, por lo que, de manera análoga, se concluye que el proceso de estampado de componentes automotrices presenta el mismo fenómeno descrito anteriormente.

- La mecánica de fractura presente ante los fenómenos de altas velocidades de deformación es una fractura única, caracterizada por la presencia de una fractura de tipo hoyuelo en combinación de zonas de cuasiclivaje, en donde se tiene la presencia de crestas lagrimales (tear ridges) y pasos de ríos (step ridges), los cuales son producto de un estado de esfuerzos excesivo en un lapso tan pequeño de tiempo, generando el movimiento y fractura de átomos en planos cristalográficos preferenciales.
- Los resultados de las simulaciones desarrolladas para las distintas condiciones de pre-deformación de los aceros de alta resistencia HSLA y Dual-Phase, presentan una gran aproximación a las condiciones presentes en la caracterización física a través de la prueba de impacto en tensión, por lo que las condiciones dinámicas calculadas teóricamente son acertadas.
- El modelo de Johnson-Cook presenta una gran precisión de resultados en la simulación de componentes sometidos a fenómenos en donde se encuentra presente una alta velocidad de deformación, por lo que puede ser empleado para la simulación de las condiciones de impacto presentes en las pruebas de choque automotriz (crash test).
- Las fases características de los aceros de alta resistencia estudiados son una matriz de ferrita y precipitados intergranulares de cementita para el acero HSLA (SP-782-440Q @1.4mm), y una matriz ferrítica y la fase martensítica en los límites de grano para el acero Dual-Phase (SP-783-590Q @1.4mm), las cuales son las que generan la ductilidad (ferrita) y resistencia del material (cementita y ferrita).

- Además se concluye que el tamaño de grano fino (ASTM 10) en conjunto de una distribución uniforme de precipitados de segundas fases que presenta el material producto del proceso de laminación contribuye a la resistencia que presentan ambos materiales, debido a una mayor presencia de obstáculos ante el movimiento de dislocaciones, como lo establece la relación Hall-Petch.

## **5.2 Recomendaciones.**

Se recomienda como trabajo a futuro y complementario al desarrollo e implementación del adaptador de pruebas de impacto en tensión la instrumentación el mismo para la obtención de información adicional, como lo son la construcción de las curvas de flujo de cada una de las probetas de prueba caracterizadas, y de esta forma poder establecer los porcentajes de ductilidad y esfuerzos presentes ante los fenómenos de altas velocidades de deformación que dicha prueba induce durante la caracterización mecánica de los diversos materiales que se deseen estudiar.

Por otra parte se recomienda el diseño de un martillo que permita el montaje de las probetas de prueba de una manera más ergonómica y fácil, con la finalidad de la reducción de tiempos en el desarrollo de la prueba.

# **ANEXO A.- PROCESO DE DISEÑO DE COMPONENTES MECÁNICOS PARA LA IMPLEMENTACIÓN DE LA PRUEBA DE IMPACTO EN TENSIÓN.**

## **A.1 Selección de metodología de prueba de impacto en tensión.**

Para los fines de la investigación en desarrollo se ha seleccionado la metodología B anteriormente descrita y basado en la norma ASTM D-1822 tanto para fines de metodología de experimentación como de diseño de componentes necesarios para la realización de la prueba.

Los principales componentes que deben de ser considerados para la implementación de este tipo de pruebas de ensayos mecánicos son los que se muestran en la Figura A.1, y que podemos enlistar de la siguiente manera:

- Cabezal de sujeción móvil (Crosshead Clamp).
- Yunques de impacto (anvils).
- Cabezal para sujeción de probeta en péndulo (Pendulum Head).
- Mordazas de sujeción (Serrated Jaws).
- Probeta de prueba de tensión (Tensile Specimen).



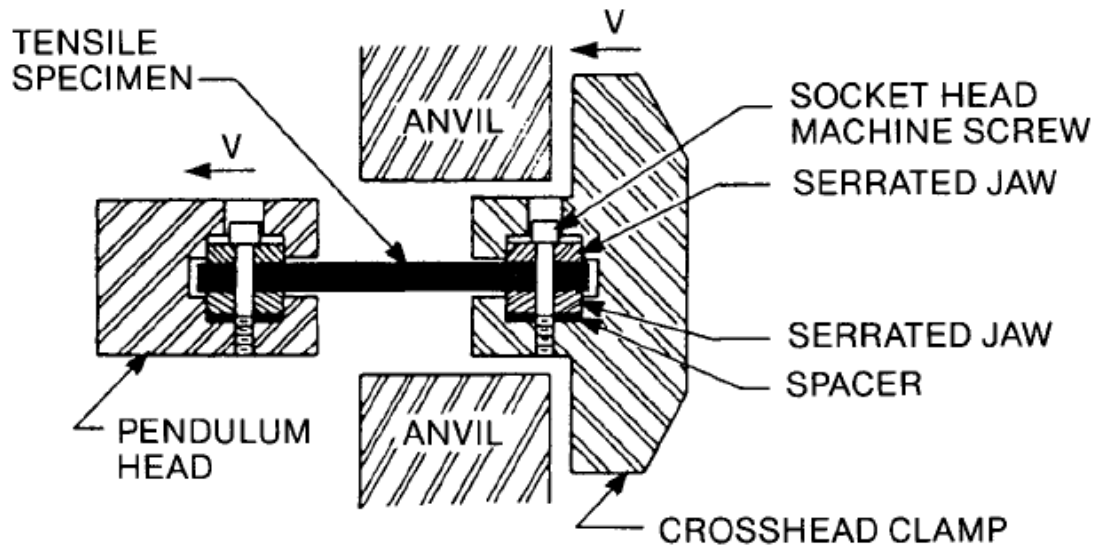
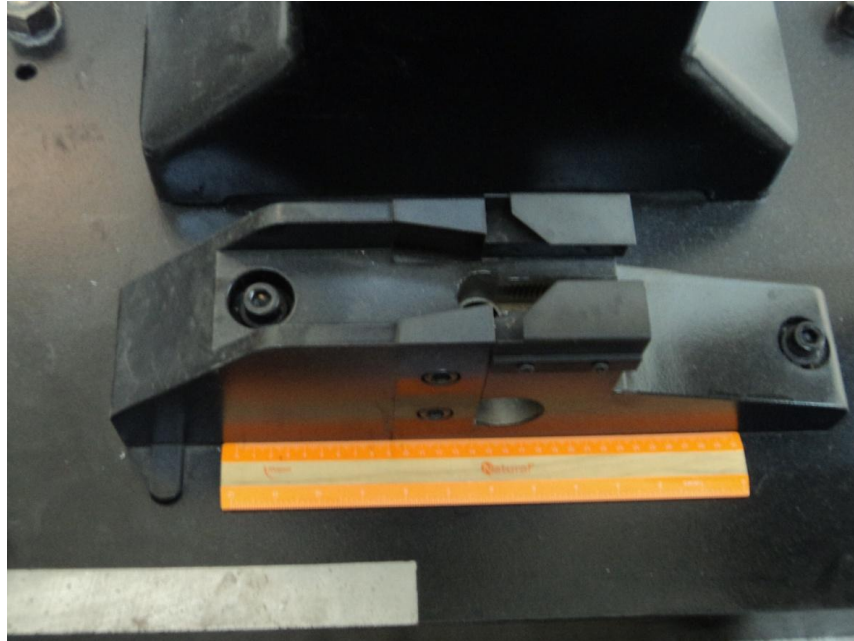


Figura A.1 Grafico ilustrativo del principio de operación de la prueba de impacto en tensión así como elementos que la componen de acuerdo a la norma ASTM D-1822.

### A.3 Diseño mecánico del adaptador para pruebas de impacto en tensión a partir de un equipo de pruebas de impacto tipo Charpy.

El proceso de diseño del adaptador nace a partir de la disponibilidad de un equipo de pruebas de impacto INSTRON SI-1K3 mostrado con anterioridad en la Figura 3.11 del capítulo 3. Dicho equipo de pruebas encuentra disponible en el laboratorio de ingeniería de materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León y que tiene la capacidad de realizar pruebas de impacto en tensión para probetas cilíndricas, por lo que en base a los requerimientos y características de los materiales que se desean analizar se procedió a diseñar un adaptador para probetas en forma de láminas de bajo espesor basados en el mismo principio de funcionamiento descrito con anterioridad.

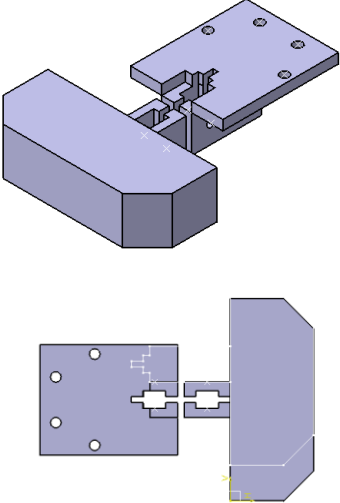
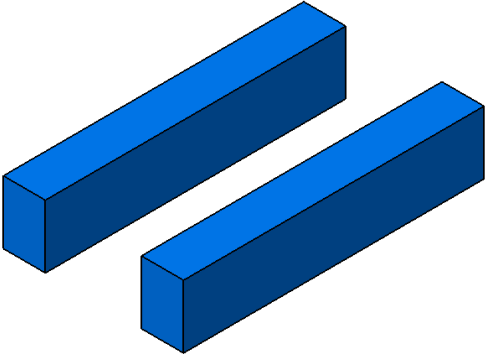
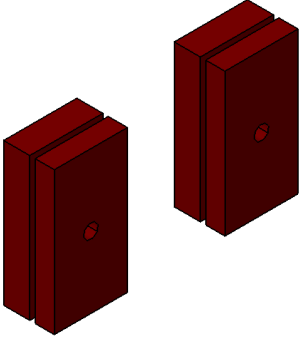


**Figura A.2 Marco de sujeción (frame) o estructura para el montaje de yunques de impacto (anvils) de la prueba de impacto en tensión.**

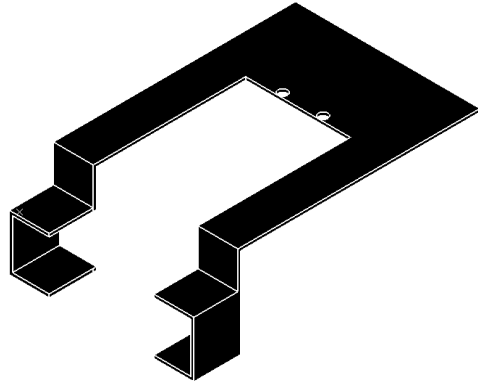
El diseño de los elementos que componen el adaptador de pruebas de impacto en tensión se realizó en base a mediciones físicas del equipo INSTRON SI-1K3 y en base a diagramas de diseño de referencia proporcionados en la documentación del equipo teniendo como resultado final el diseño de dichos elementos a través del diseño asistido por computadora (CAD) a partir del software CATIA V5 R19 de la firma francesa Dassault Systemes. Los elementos que componen el adaptador para este tipo de prueba y que fueron diseñados son lo que se ilustran en la Tabla A.1.

Los accesorios que componen el adaptador de pruebas de impacto en tensión (cabezal móvil, yunques de impacto, mordazas y cabezal fijo), fueron elaborados a partir de un acero grado herramienta D2 con un tratamiento térmico de temple y relevado de esfuerzos logrando una dureza de 52 HRC (Hardness Rockwell C), con una geometría robusta para evitar su ruptura por una posible fractura inducida por el impacto con los yunques debido a su gran resistencia y baja absorción de energía al impacto (toughness).

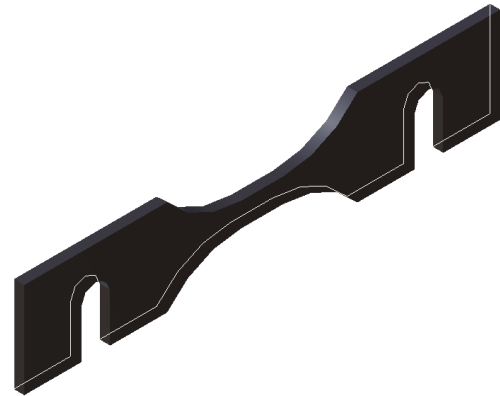
Tabla A.1 Elementos que componen el diseño del adaptador de pruebas de impacto en tensión en base al equipo de impacto Charpy INSTRON SI-1K3.

DESCRIPCIÓN DEL ELEMENTO	FIGURA ILUSTRATIVA
<p><b>Cabezal móvil y cabezal fijo (Crosshead y head):</b> Elementos montados en el martillo del péndulo del equipo de pruebas de impacto Charpy INSTRON SI-1K3 y que permite la sujeción de la probeta de prueba durante la oscilación del péndulo hasta un momento previo al impacto del cabezal móvil con los yunques de impacto.</p>	
<p><b>Yunques de impacto (Anvils):</b> Elementos estructurales que permiten detener el avance del cabezal del adaptador y son montados en el frame del equipo de impacto, permitiendo de esta forma la elongación de la probeta debido a el movimiento en sentidos opuestos del cabezal móvil y fijo posterior al impacto.</p>	
<p><b>Mordazas de sujeción (Jaws):</b> Elementos que permiten la correcta sujeción de la probeta de prueba teniendo como principal finalidad el evitar la posibilidad de deslizamiento durante la elongación de la misma para de esta forma evitar mediciones erróneas de este parámetro.</p>	

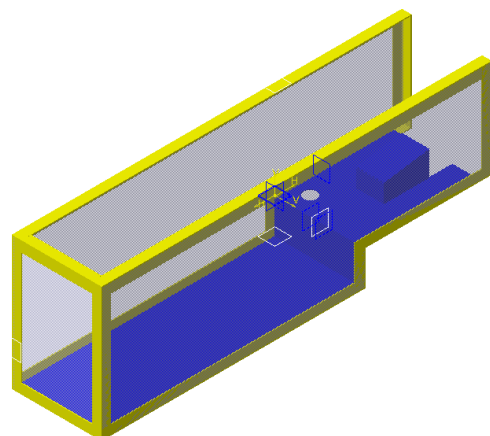
**Soporte para cabezal móvil (crosshead support):** Este elemento del adaptador fue diseñado para evitar la posibilidad de que el cabezal móvil el cual se encuentra libre en su colocación durante la prueba no produzca un estado de esfuerzos que puedan generar deformación en la probeta de prueba y pueda repercutir en la confiabilidad de la experimentación.



**Probeta de prueba (Specimen):** Probeta seleccionada para la realización de los ensayos mecánicos en base a la norma ASTM D-1822 y a recomendaciones establecidas por el grupo de expertos de pruebas de altas velocidades de deformación el Instituto Internacional de Hierro y Acero.

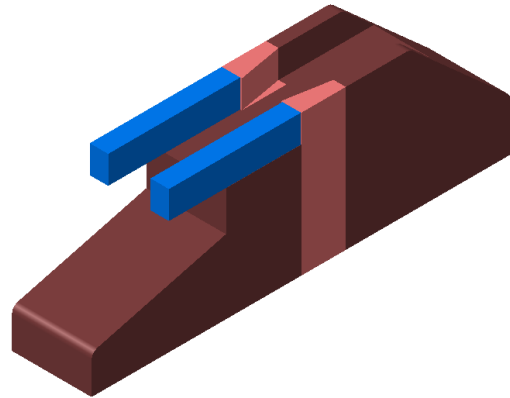


**Guardas de seguridad:** Fueron diseñadas para garantizar la protección del usuario así como para el cuidado de los elementos del adaptador, de manera específica el cabezal móvil, el cual será liberado y se impactará con el suelo posterior al impacto, por lo que las guardas tendrán la capacidad de captar dicho elemento y evitar su deterioro.

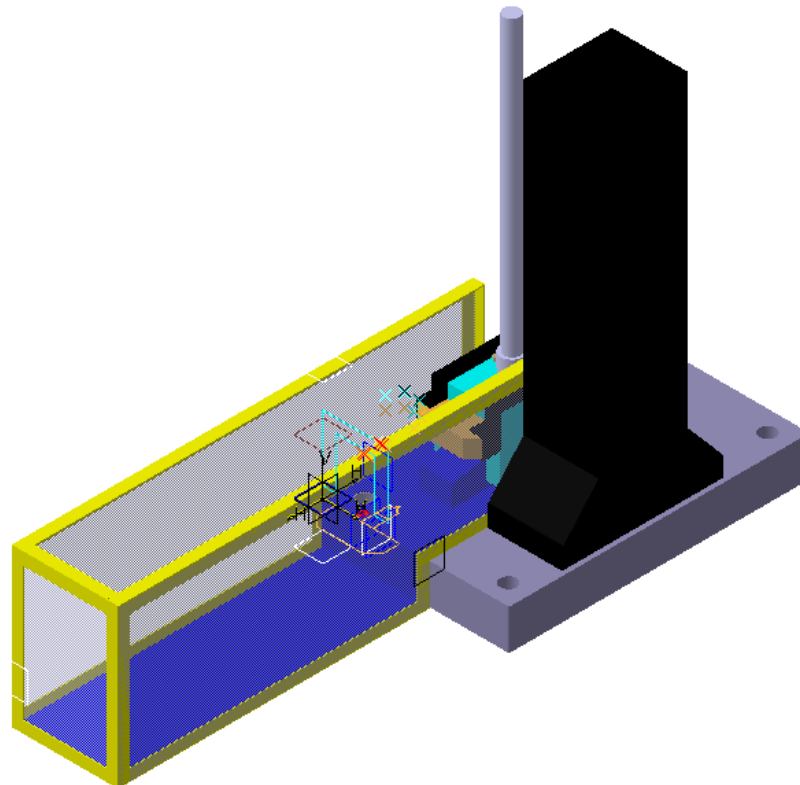


**Marco de sujeción (Frame):**

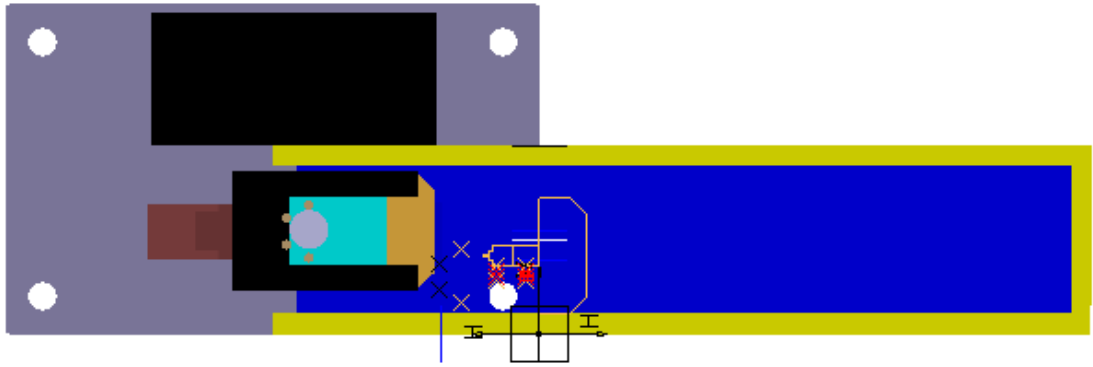
Elemento estructural que permite la instalacion de los yunques de impacto para la retencion del cabezal movil y lograr de esta forma la elongacion de la probeta mediante el cambio en el sentido de los movimientos de los elementos que componen el adaptador de pruebas de impacto en tensión (head y crosshead).



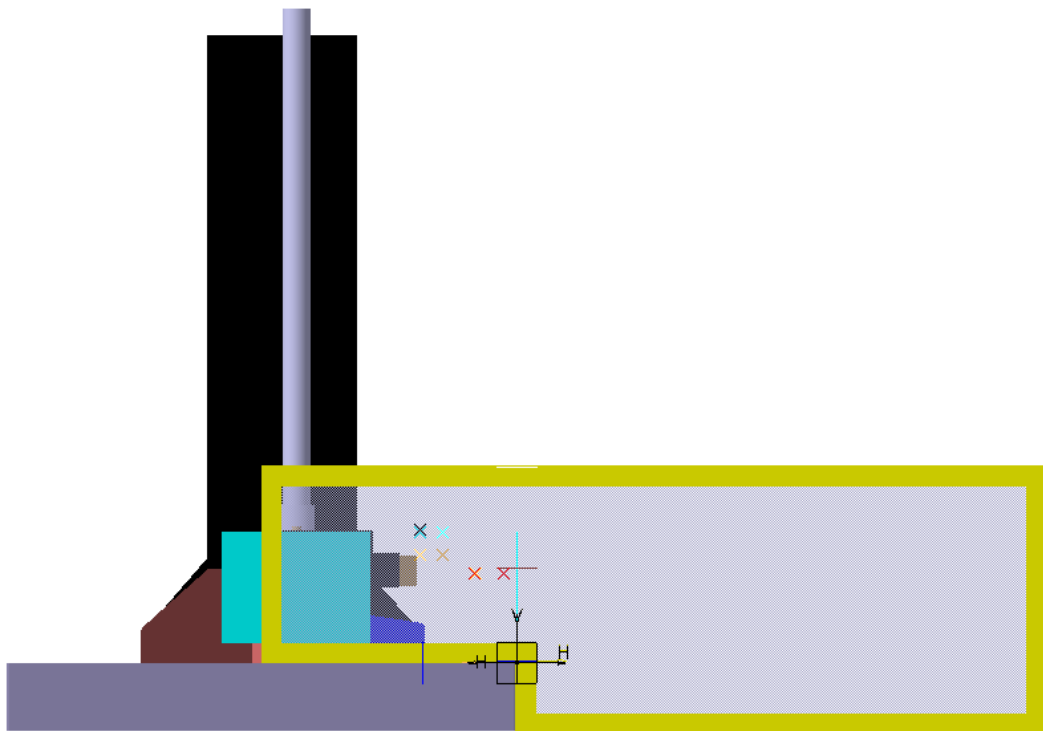
De forma gráfica podemos apreciar de manera general el ensamble de cada uno de los componentes del adaptador de pruebas de impacto en tensión así como el equipo de pruebas de impacto Charpy INSTRON SI-1K3 en las diferentes perspectivas de diseño de la Figura A.3, Figura A.4, Figura A.5 y la Figura A.6.



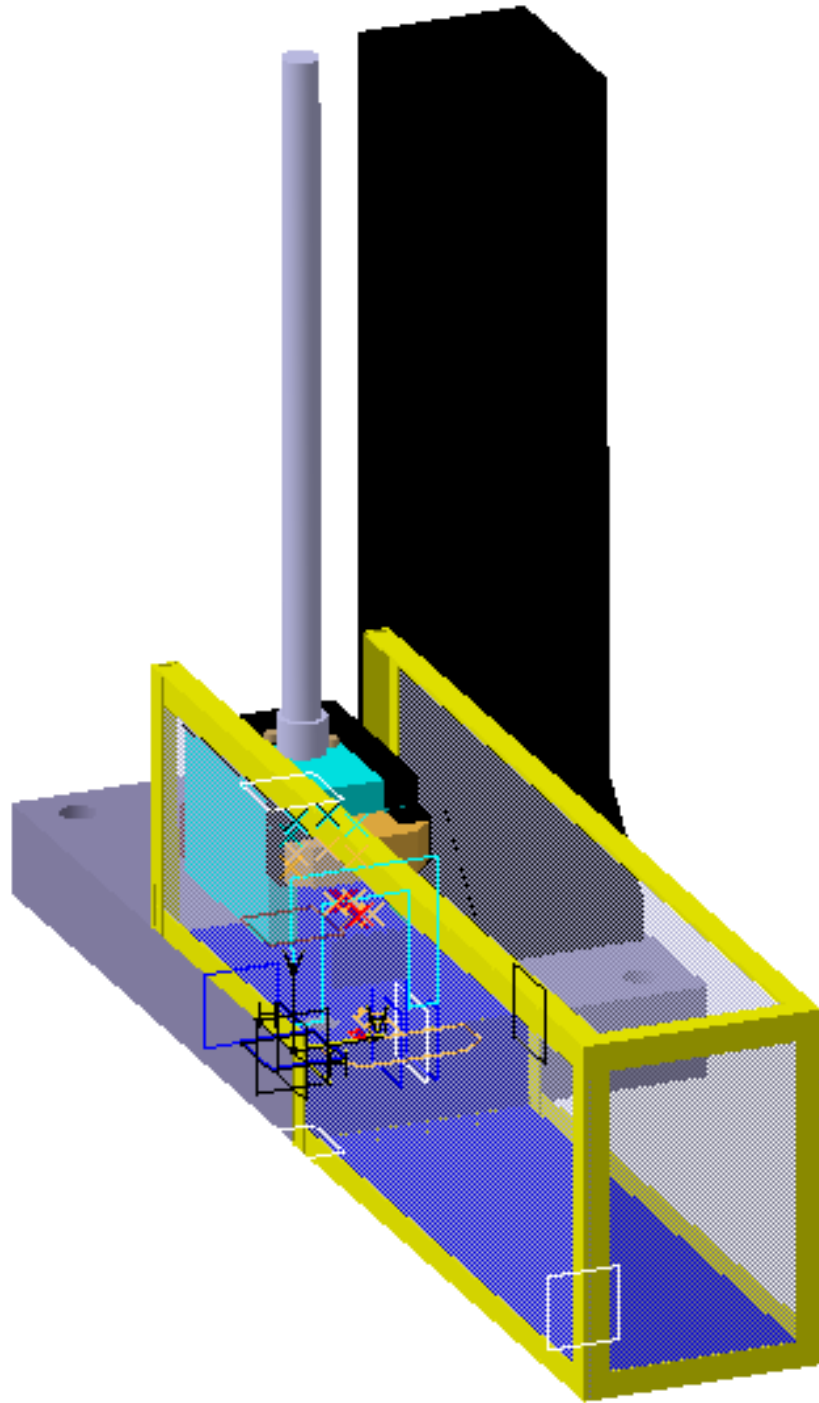
**Figura A.3 Proyección isométrica de ensamble adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión.**



**Figura A.4** Perspectiva superior de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión.



**Figura A.5** Perspectiva lateral izquierda de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión.



**Figura A.6 Proyección isométrica de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión.**



#### A.4 Interfaz computacional y diagrama funcional equipo de pruebas de impacto Charpy INSTRON modelo SI-1K3 modalidad prueba de impacto en tensión.

De manera gráfica podemos apreciar el software para calibración y lectura de la experimentación denominado FRACTA SOFTWARE PACKAGE, el cual tal como se muestra en la Figura A.7 y la Figura A.8 consta de dos ventanas principales de interfaz con el usuario. Por otra parte la Figura A.9 muestra las funcionalidades y características que presenta el equipo de pruebas de impacto en su modalidad para pruebas de impacto en tensión, así como cada uno de los parámetros de medición.

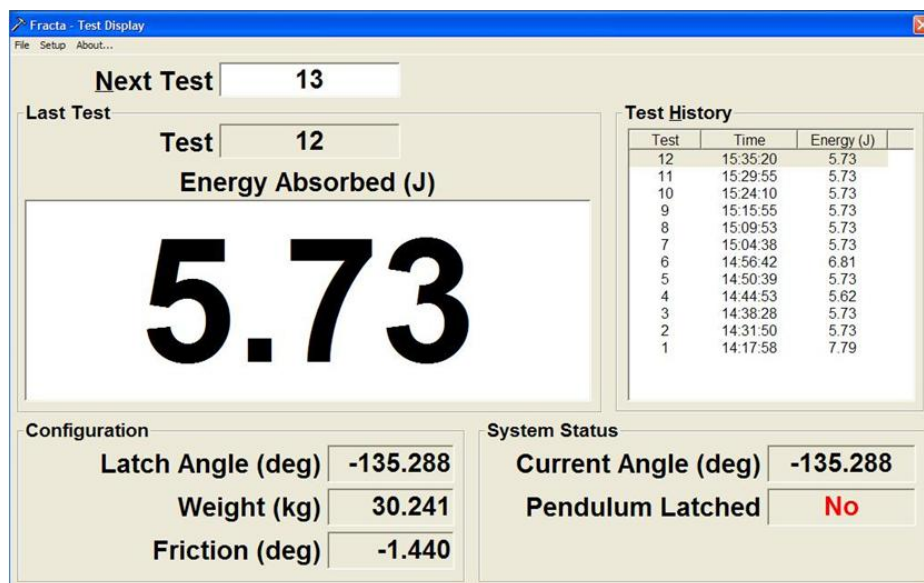


Figura A.7 Pantalla principal de interfaz FRACTA SOFTWARE PACKAGE equipo de impacto Charpy INSTRON SI-1K3.

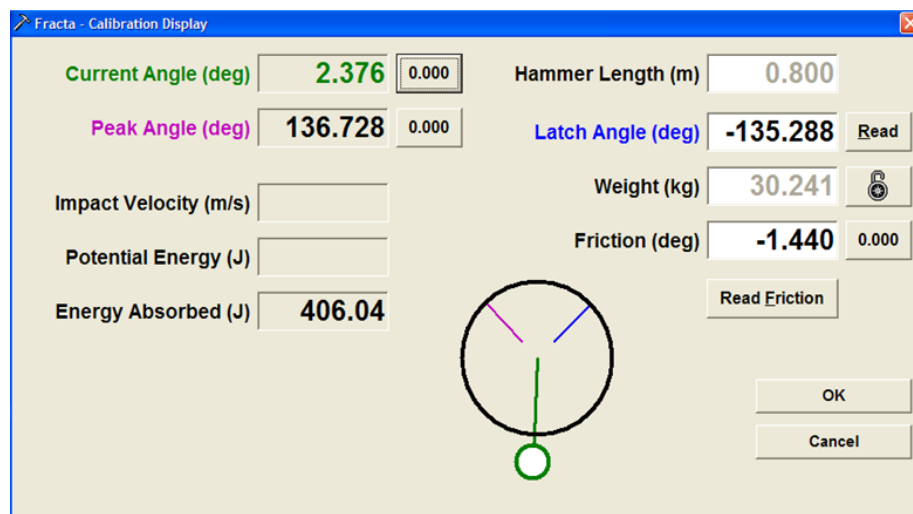
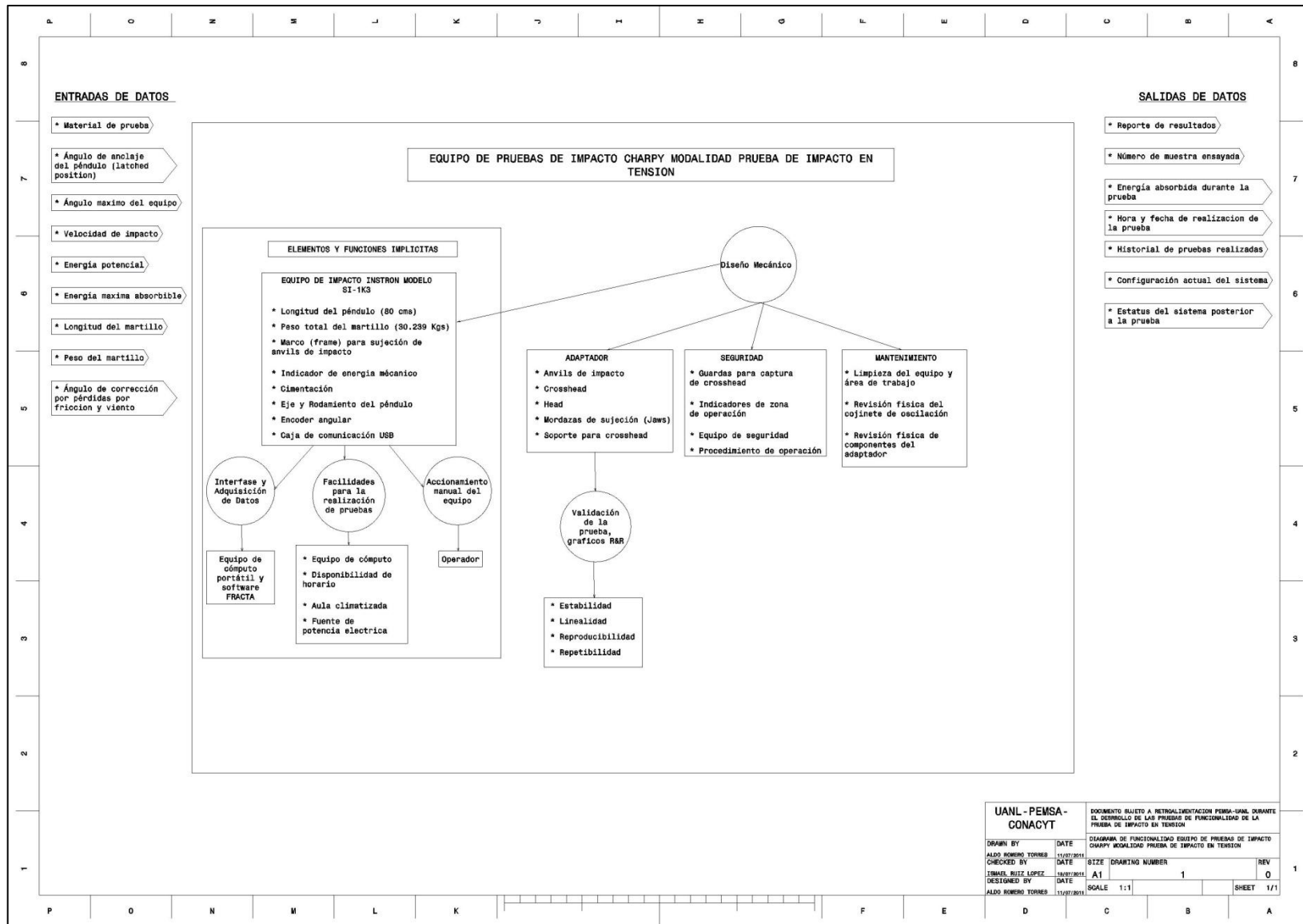


Figura A.8 Pantalla para calibración de parámetros FRACTA SOFTWARE PACKAGE equipo de impacto Charpy INSTRON SI-1K3.



<b>UANL - PEMSA - CONACYT</b>		DOCUMENTO SUJETO A RETRORRORRECCIÓN PEMSA-UANL DURANTE EL DESARROLLO DE LAS PRUEBAS DE FUNCIONALIDAD DE LA PRUEBA DE IMPACTO EN TENSION	
DRAWN BY	DATE	DIAGRAMA DE FUNCIONALIDAD EQUIPO DE PRUEBAS DE IMPACTO CHARPY MODALIDAD PRUEBA DE IMPACTO EN TENSION	
ALDO HUMBERTO TORRES	11/27/2011	CHECKED BY	DATE
TERESA RUIZ LOPEZ	12/07/2011	SIZE	DRAWING NUMBER
ALDO HUMBERTO TORRES	11/27/2011	A1	1
DESIGNED BY	DATE	SCALE	SHEET
		1:1	1/1

Figura A.9 Diagrama funcional equipo Instron SI-1K3, modalidad prueba de impacto en tensión.

## **ANEXO B.- PARTICULARIDADES DE LA TÉCNICA DE MAQUINADO POR DESCARGA ELECTRICA Y ANÁLISIS DE ZONAS DE CORTE DE PROBETAS DE PRUEBA.**

### **B.1 Maquinado por descarga eléctrica.**

El maquinado por descarga eléctrica, por sus siglas en inglés (EDM), o maquinado por chispa, es un proceso que utiliza una chispa o descarga eléctrica de manera controlada para remover material de una pieza de trabajo que sea conductora, sumergida en un medio dieléctrico (fluido dieléctrico), que por lo general es queroseno o aceite de transformador. Un arco eléctrico es generado entre la herramienta y la muestra a maquinar, y el material es removido de la muestra en forma de cráteres microscópicos. El material producido de la desintegración de la herramienta y la pieza de trabajo así como por la descomposición del agente dieléctrico, es llamado viruta (swarf).

El fluido dieléctrico debe de conservarse limpio para lograr una capacidad de precisión alta en el instrumento, y esto es logrado cotidianamente mediante la utilización de una bomba y filtro para lograr la recirculación del mismo. Dependiendo del tipo de polaridad de la descarga, el tipo de generador y particularmente de la dureza relativa de la muestra y el herramental, el material puede ser removido de manera efectiva y precisa. No se presenta contacto entre la pieza de trabajo y el herramental.

La preparación inicial de muestras metalográficas para microscopía óptica y de transmisión puede ser llevada a cabo por maquinado por descarga eléctrica. Las muestras resultantes presentan un acabado superficial de 0.13  $\mu\text{m}$ , exhibiendo una excelente definición en sus bordes, y

puede ser menor a 0.13 mm de espesor [64]. Un equipo típico utilizado para el maquinado por descarga eléctrica se muestra en la Figura B.1 .



Figura B.1 Equipo típico para el maquinado por descarga eléctrica [65].

## **B.2 Profundidad del daño superficial debido al proceso de maquinado por descarga eléctrica.**

El maquinado por descarga eléctrica dañara la muestra algunos milímetros o más en la profundidad de la superficie de maquinado si no son tomadas en cuenta las precauciones pertinentes. Dos criterios para la evaluación de la profundidad del daño por el proceso de maquinado son considerados, primeramente la profundidad de daño detectable, la cual es la profundidad a la cual la estructura del material es alterada como medida del proceso de maquinado más sensible posible, y el segundo método, es designado como la profundidad de daño significativo, el cual es la profundidad a la cual el daño puede ser tolerado para la aplicación buscada.

Pueden ser definidas cuatro zonas en la capa superficial afectada por el arco eléctrico. La capa mayormente afectada es la zona fundida (melted zone), la cual se puede extender desde fracciones de micrómetros hasta cientos de micrómetros, dependiendo de la instrumentación utilizada.

En el maquinado por descarga eléctrica el arco eléctrico funde cráteres poco profundos en la zona de material fundido, los cuales son rechazados en su mayoría al final de la chispa. Cierta material líquido residual permanece y solidifica de manera epitaxial en los sólidos adyacentes, dejando de esta manera una zona de material fundido sometido a tensión y la zona por debajo de esta en compresión. Capas de material fundido muy profundas pueden causar agrietamiento del material.

La segunda capa es la que se considera que fue químicamente afectada, en la cual la composición química ha cambiado, tal vez, debido a una reacción presente con el dieléctrico y el herramental de maquinado, así como la difusión de impurezas. Esta zona es generalmente muy pequeña debido al tiempo involucrado en los procesos de maquinado.

La tercera capa es la zona microdeformada, la cual es sometida a grandes fuerzas de compresión durante el ciclo de calentamiento y posteriormente durante la contracción de la rápida solidificación de la capa de material fundido. Esta zona puede ser detectada por microscopía óptica y se caracteriza por la presencia de maclas (twins), deslizamientos, cambios de fase, y en ciertas ocasiones por microgrietas.

Y finalmente la cuarta capa es la zona que se encuentra submicrodeformada. El daño en esta zona solo puede ser detectado por el conteo de dislocaciones. El deslizamiento, maclado o agrietamiento no se encuentran presentes [64].

### **B.3 Caracterización de zonas de corte de probetas de prueba.**

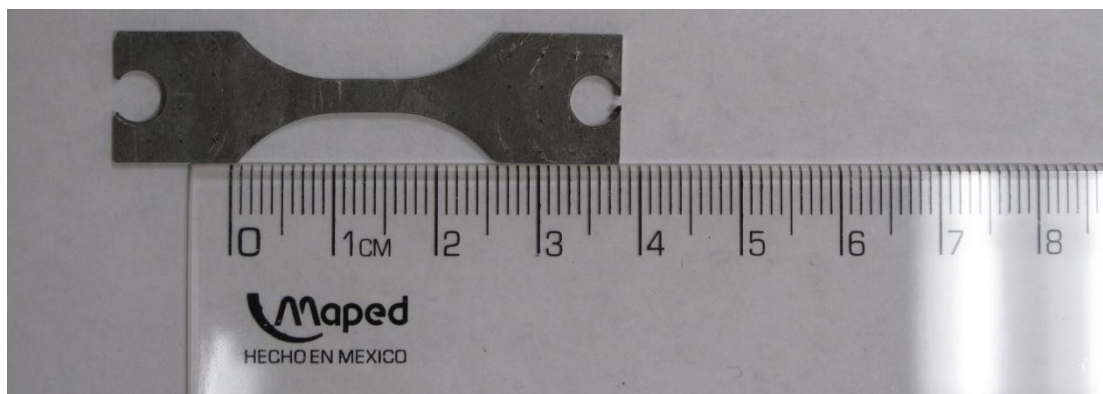
El proceso propuesto para la caracterización del material que se está sometiendo a ensayo en el equipo de pruebas de impacto en tensión, básicamente se establece para estudiar los posibles efectos que pudiera tener el proceso de maquinado por descarga eléctrica (electroerosión por hilo) en los resultados de las pruebas realizadas y posteriores pruebas en los distintos materiales a ensayar, y de esta forma realizar las correcciones necesarias en el proceso de fabricación de probetas, de ser necesarias.

### **B.3.1 Descripción y finalidad de las actividades de caracterización.**

Se realizó la caracterización de una sección de una probeta maquinada por el proceso de descarga eléctrica (electroerosión por hilo) a partir de una lámina de material cuya especificación es SP-782-440Q (espesor de 1.4 mm) utilizada para procesos de estampado, cuya denominación comercial es conocida como aleación de alta resistencia y baja aleación (HSLA Steel), con la finalidad de determinar los efectos del proceso de maquinado con respecto a la modificación microestructural de las probetas, para de esta forma establecer si se requiere la necesidad de generar un proceso para lograr un acabado superficial posterior al proceso de corte por hilo que garantice la eliminación de un posible factor de error en la realización de las pruebas destructivas por la prueba de impacto en tensión.

### **B.3.2 Metodología de las pruebas.**

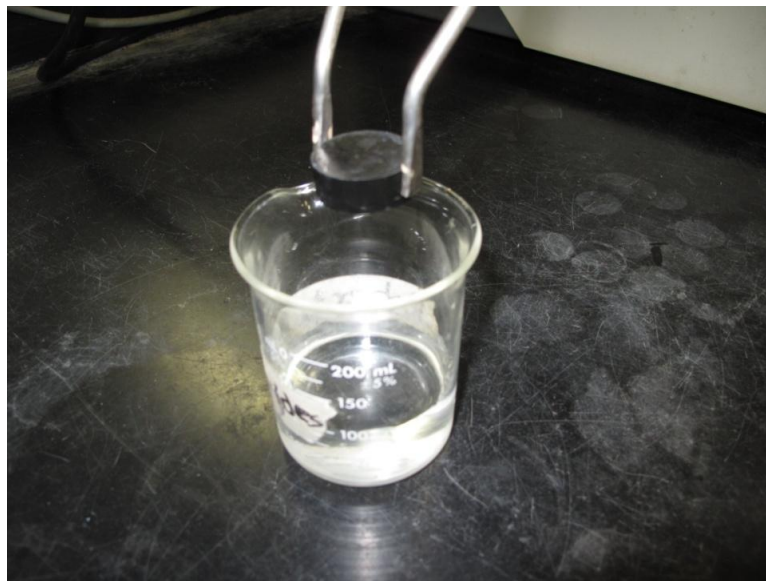
Se realizaron cortes en una probeta de prueba como los que se muestran en la Figura B.2 a partir de un equipo de corte por disco accionado electrónicamente, marca Struers modelo Accutom-5, como se mostró en la Figura 3.4 del capítulo 3; se tomaron cortes de los extremos de las probetas para obtener una muestra de las caras que estuvieron en contacto con el herramental (hilo de corte) en el proceso de corte por hilo, para posteriormente ser montadas en una resina fenólica (baquelita) a través de un equipo de prensado a alta temperatura y presión mostrado en la Figura 3.5 del capítulo 3, cuyas condiciones de operación fueron de 180° C y 25 kN por un periodo de 3 minutos.



**Figura B.2 Zonas de corte para el análisis de las zonas de corte por la técnica de maquinado por descarga eléctrica.**

La siguiente etapa consistió en el pulido de la muestra hasta lograr un acabado utilizando los métodos convencionales de preparación metalográfica, procedimiento optimizado por el uso de una pulidora giratoria y brazo auxiliar de sujeción y presión Struers LaboPol-1 como se mostró en la Figura 3.6 del capítulo 3.

Finalmente se realizó el ataque químico durante 1 minuto para revelar la microestructura de nuestro material a partir de una mezcla de alcohol y ácido nítrico en una concentración de 2% (reactivo Nital), como se muestra en la Figura B.3 y Figura B.4.



**Figura B.3** Proceso de ataque químico por inmersión de la muestra.



**Figura B.4** Muestra posterior al proceso de ataque químico. .



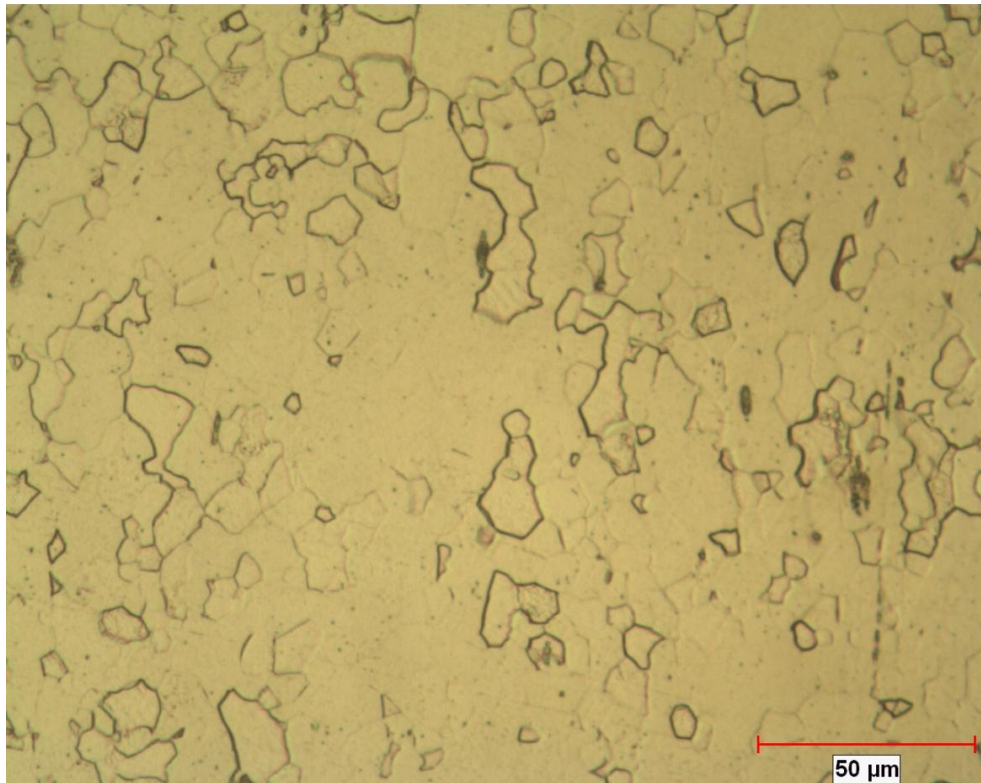
### **B.3.3 Resultados de caracterización microestructural a través de microscopía óptica.**

Se realizó microscopía óptica con un equipo Nikon Ehipot 460745 que se muestra en la Figura B.5 obteniéndose diversas imágenes tanto microestructurales como de las zonas de contacto tanto de el proceso de maquinado por descarga eléctrica (electroerosión por hilo) así como de la zona que sufrió contacto con el disco de corte de la cortadora automática, teniendo como resultado una microestructura predominante de la fase ferrítica y precipitados de cementita, tal como se muestra en la Figura B.6.

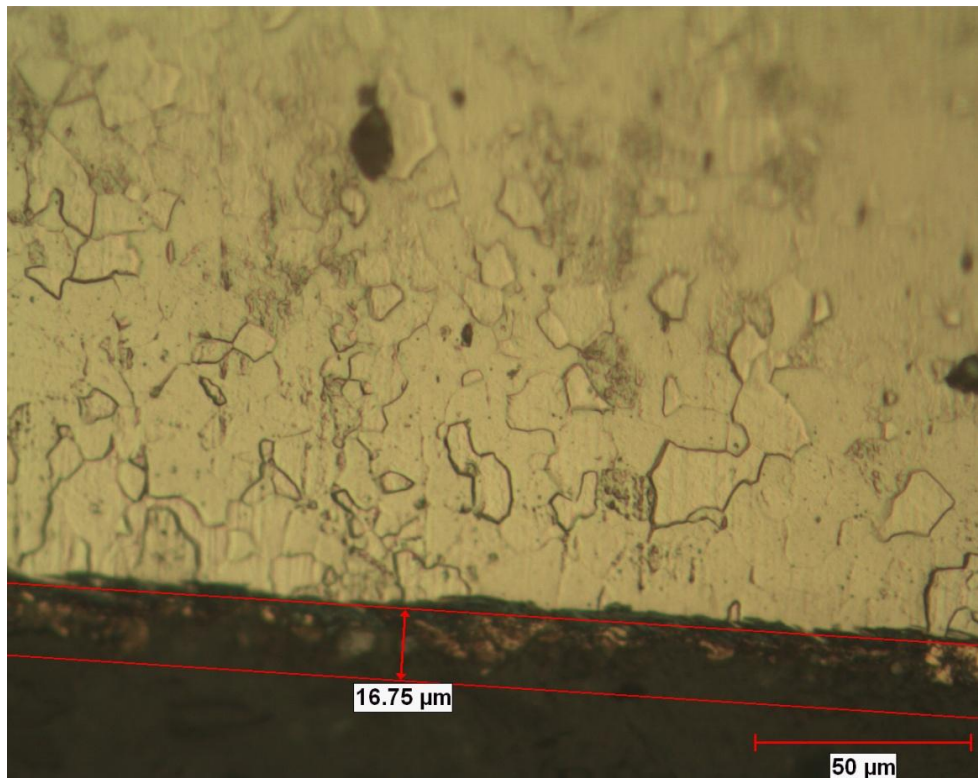


**Figura B.5 Microscopio óptico Nikon Ehipot 460745.**

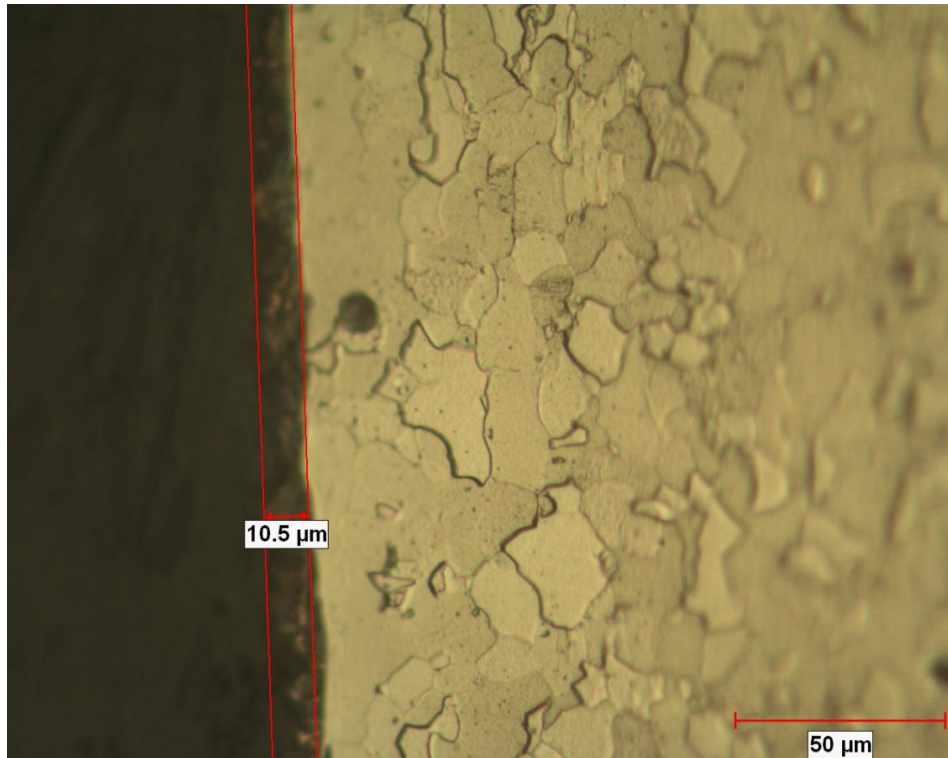
A su vez se obtuvieron mediciones de la zona de contacto con el proceso de corte por hilo tal como se muestra en la Figura B.7, Figura B.8 y la Figura B.9, obteniendo espesores superficiales de 16.75, 10.5 y 13.02 micrómetros respectivamente, los cuales sufrieron cambio microestructural por el proceso de electrofusión, e imágenes de la zona de corte durante el proceso de preparación para análisis microestructural como se muestra en la Figura B.10.



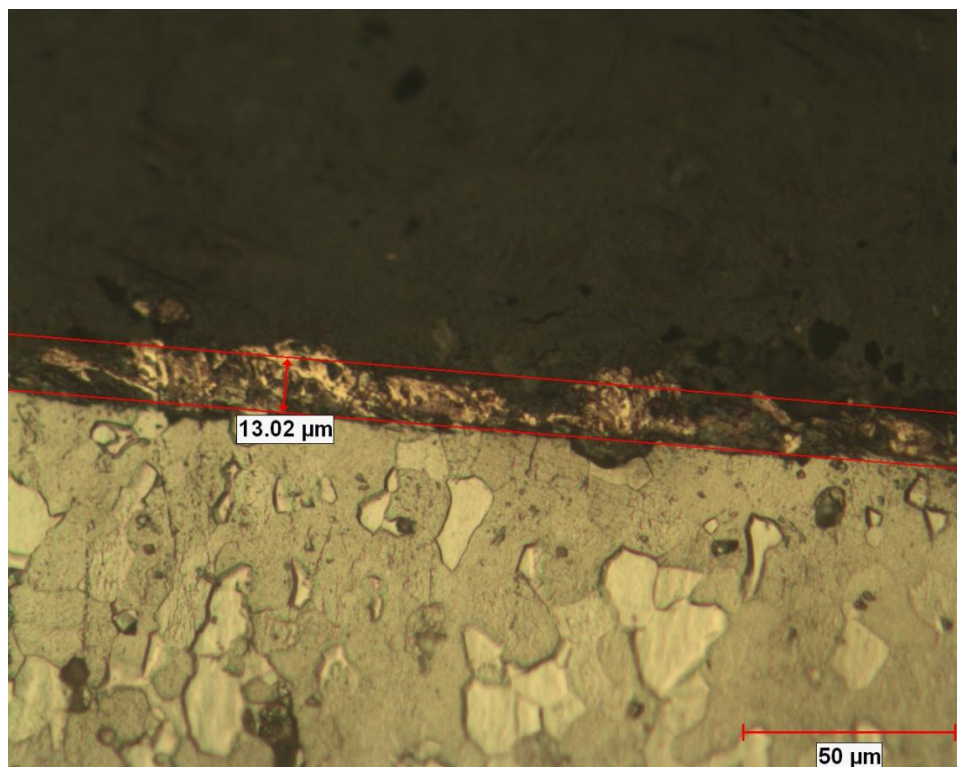
**Figura B.6** Microestructura acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 400x.



**Figura B.7** Zona del material afectada por el proceso de maquinado por descarga eléctrica con una zona de transformación de fase de 16.75 micrómetros, a una magnificación de 400x.

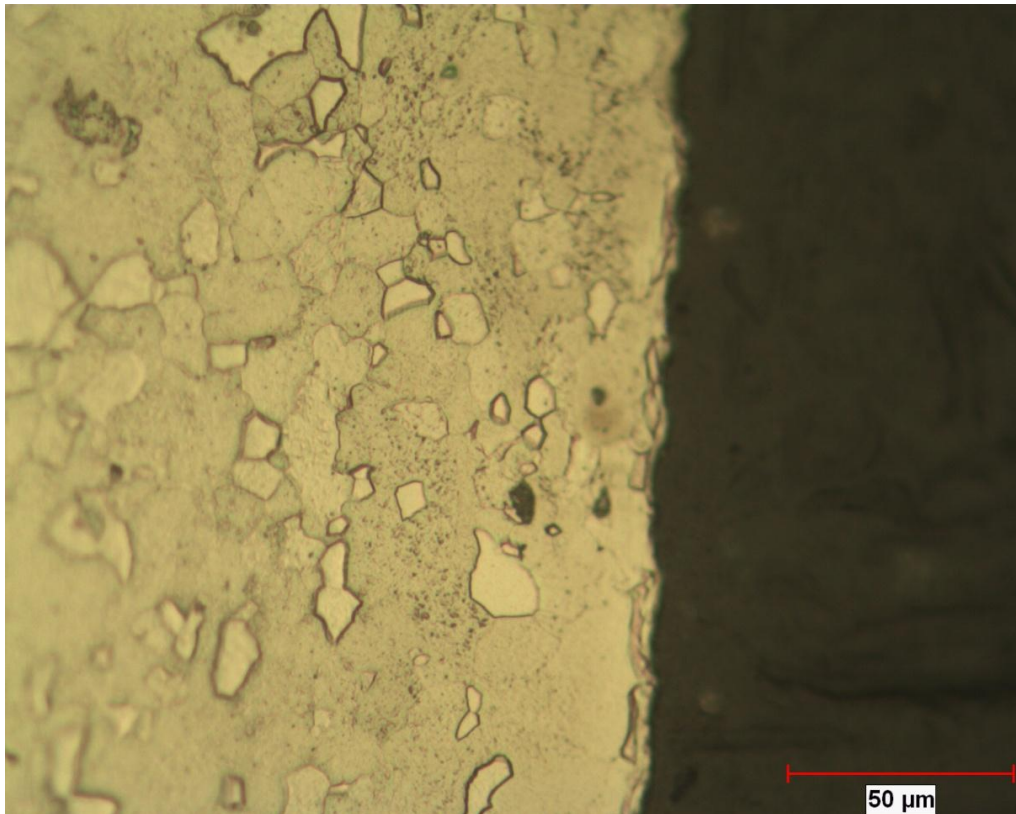


**Figura B.8 Zona del material afectada por el proceso de maquinado por descarga eléctrica con una zona de transformación de fase de 10.5 micrómetros, a una magnificación de 400x.**



**Figura B.9 Zona del material afectada por el proceso de maquinado por descarga eléctrica con una zona de transformación de fase de 13.02 micrómetros, a una magnificación de 400x.**





**Figura B.10** Zona de corte por disco de probeta de prueba analizada por microscopia óptica con una magnificación de 400x.

#### **B.4. Conclusiones y comentarios.**

Se concluye que debido a que las zonas superficiales que sufrieron daños en el proceso de maquinado por corte por hilo presentan profundidades relativamente pequeñas (10, 13 y 16  $\mu\text{m}$ ), se puede descartar la consideración de sobredimensionar la geometría inicial de corte para fabricación de probetas con la finalidad de someter a un proceso abrasivo manual posterior al corte, debido a que dichas profundidades afectadas pueden ser removidas a partir de esta geometría utilizada con un simple abrasivo (lijado) hasta lograr ver el brillo metálico del material.

# **ANEXO C.- TEORÍA DE PARTICULAS, DETERMINACIÓN DE LA VELOCIDAD DE REBOTE DE CABEZAL Y FACTOR DE CORRECCIÓN.**

## **C.1 Generalidades.**

Al ponerse en contacto el cabezal (crosshead) con los yunques de impacto (anvils) en el punto de percusión de la oscilación del péndulo, el cabezal rebota en sentido contrario a la oscilación del péndulo con una velocidad inicial dependiente del grado de elasticidad de la superficie de contacto. La compresión elástica y expansión del cabezal metálico, las cuales se presentan previas a la separación del cabezal del yunque de impacto, ocurren en un intervalo de tiempo dado, aproximadamente, por una relación de dos veces el espesor del cabezal, dividido por la velocidad del sonido en el metal del cual está fabricado. Los componentes de nuestro adaptador de pruebas de impacto en tensión cuenta con un espesor de 47.05 mm, por lo que considerando que la velocidad del sonido en el acero es de 5080 m/s, dividiendo obtenemos un tiempo de  $0.18523 \times 10^{-6}$  s. Durante este intervalo de tiempo, el cabezal se mueve a una velocidad de 5.18 m/s a lo largo de un recorrido de 47.97  $\mu\text{m}$ . Para las probetas de prueba de nuestros aceros en estudio cuyos módulos de elasticidad (Young's Modulus) son de 17.468 y 18.355 GPa para el acero HSLA y Dual-Phase respectivamente, y considerando una densidad de  $7850 \text{ Kg/m}^3$ , obtenemos una velocidad del sonido de 1491.7118 para el acero HSLA y 1529.1228 m/s para el acero Dual-Phase, por lo que una onda de esfuerzo se desplazará 27.63 y 28.32 mm respectivamente en un tiempo de  $0.18523 \times 10^{-6}$  s. Por lo que en este pequeño lapso de tiempo ( $0.18523 \times 10^{-6}$  s) una onda de esfuerzo no viajará a través de las probetas de acero al extremo de la probeta que se encuentra sujeta al péndulo, por lo que la probeta no

ejercería una fuerza de retardo en el cabezal al momento del impacto en el cual el cabezal cambia su trayectoria. Siendo este el caso, se puede asumir que la velocidad inicial de rebote del cabezal, es igual a aquella medida sin probeta montada en el péndulo [66].

### **C.2 Momento de una partícula.**

El momento lineal de una partícula es el producto de su masa y velocidad. Es un vector cantidad y tiene el sentido y dirección de su velocidad. La unidad de momento es la misma que la de impulso. El momento lineal de un cuerpo es la resultante, o vector suma, de los momentos de sus partículas. En cualquier movimiento el momento lineal de un cuerpo es el producto  $m \cdot v$ , donde  $m$  es la masa del cuerpo y  $v$  la velocidad de su centro de masa [67].

### **C.3 Principio de conservación de momento lineal.**

Cuando ninguna fuerza externa actúa sobre un cuerpo o sistema de cuerpos, la componente de momento lineal a lo largo de una línea permanece constante; denominado principio de conservación de momento lineal [67].

### **C.4 Teoría de impacto de partículas.**

El impacto ocurre cuando dos cuerpos se encuentran o chocan. Es denominado directo cuando el movimiento es perpendicular a las superficies de choque; de otra forma es denominado oblicuo. A su vez es denominado central si las fuerzas que los cuerpos ejercen uno al otro son directamente sobre la línea de los centros de masa de ambos; de otra forma es excéntrico.

En cualquier colisión, las fuerzas que los dos cuerpos ejercen uno al otro son iguales y opuestos en cualquier instante; por lo tanto los impulsos totales de estas fuerzas durante la colisión son iguales y opuestos, y de acuerdo al principio de impulso y momento los cambios en el momento de los cuerpos producidos por la colisión debe permanecer igual y de signo opuesto; o, dicho de otra forma, el momento total de los dos cuerpos no

cambia durante la colisión. O, para un impacto directo central podemos establecer la

$$m_1 v_1 + m_2 v_2 = m_1 V_1 + m_2 V_2 \quad \text{Ecuación C.1}$$

Donde  $m_1$ ,  $m_2$  son las masas de los cuerpos,  $v_1$ ,  $v_2$  sus velocidades antes, y  $V_1$ ,  $V_2$  sus velocidades después de la colisión; pero en sustitución numérica, las velocidades en una dirección son dadas por el mismo signo y aquellas en la otra dirección por el signo opuesto.

Diversos experimentos en impactos centrales directos de cuerpos esféricos han mostrado que las velocidades relativas de la esfera posterior al impacto son siempre menores que antes del impacto y que estas velocidades relativas son opuestas en dirección. La razón o proporción de las velocidades relativas después del impacto con respecto al momento antes del impacto es conocido como coeficiente de restitución; el cual depende solo del material de las esferas que inciden en el impacto. Para el vidrio el coeficiente es de 15/16, para el acero y corcho 5/9, para el marfil 8/9, para la madera cerca de 1/2, y para la arcilla 0. Por lo que la velocidad de las partículas esta dado por la Ecuación C.2 [67].

$$V = e v \quad \text{Ecuación C.2}$$

Donde:

**V**=Velocidad de la partícula posterior al impacto.

**e**=factor de restitución del material de la partícula.

**v**= velocidad del cuerpo previo al impacto.



### **C.5 Principio mecánico de la prueba de impacto en tensión y cálculo de la velocidad de rebote del cabezal.**

El principio mecánico fundamental de la prueba de impacto Charpy, así como la prueba de impacto en tensión se basa en el aprovechamiento de la caída libre de un cuerpo de masa conocida desde una altura establecida por el diseñador, describiendo un movimiento oscilatorio que permite establecer a partir del principio de energía potencial de un cuerpo, la energía máxima que puede desarrollar durante su oscilación una vez liberado dicho mecanismo desde su punto de anclaje; siendo la energía máxima obtenida de dicho mecanismo la energía cinética que presenta dicho cuerpo en el punto de percusión (posición vertical del péndulo con respecto cojinete movimiento), lo cual es obtenido a partir de la velocidad máxima y la masa del dispositivo durante ese instante de la prueba. La prueba de impacto en tensión a diferencia de la prueba de impacto Charpy tradicional presenta el aporte de dos fuerzas de dirección opuesta que someten a la probeta de prueba a un estado de esfuerzos uniaxial, en donde, dichas fuerzas son aportadas por el movimiento lineal del martillo en dirección de la oscilación del péndulo, mientras que la fuerza complementaria es aportada por el cabezal del adaptador de pruebas de impacto en tensión posterior al impacto con los yunques (anvils) instalados en el centro de percusión del martillo; dicha contribución del movimiento del cabezal al estado de esfuerzos al cual es sometida la probeta se debe a la energía cinética que es capaz de desarrollar durante su movimiento posterior al impacto con los yunques y acorde a la formula de energía cinética, tal como lo indica la Ecuación C.3.

$$E_C = \frac{1}{2}mv^2 \qquad \text{Ecuación C.3}$$

Donde:

**E<sub>C</sub>**=Energía cinética de un cuerpo.

**m**=masa del cuerpo en movimiento.

**v**= velocidad del cuerpo en movimiento.

En donde a partir de las características específicas del equipo existente y del dispositivo de pruebas de impacto en tensión así como la teoría de impacto de partículas podemos determinar las contribuciones máximas de ambos elementos del equipo mecánico que inducen un estado de esfuerzos en la probeta.

Primeramente podemos establecer que la energía cinética máxima que aporta el martillo es de 405. 692 Joules lo cual podemos establecer a través del cálculo de la energía potencial que aporta el martillo del péndulo a partir de la Ecuación C.4, teniendo como consideración de que dicha energía potencial se transforma en cinética durante su movimiento oscilatorio alcanzando un valor máximo en su posición vertical (centro de percusión previo al impacto), considerando que la masa del péndulo es de 30.239 kg y que la altura de anclaje es de 1.36 metros y una gravedad específica de  $9.81 \text{ m/s}^2$ , acorde a las especificaciones del equipo de pruebas de impacto Instron SI-1K3.

$$E_p = mgh \quad \text{Ecuación C.4}$$

Donde:

**E<sub>p</sub>**=Energía potencial de un cuerpo.

**m**=masa del cuerpo en reposo.

**h**= altura del cuerpo en reposo.

**g**=gravedad específica = $9.81 \text{ m/s}^2$ .

Mientras que la energía cinética máxima que aporta el cabezal (17.759 Joules) es determinada por la Ecuación C.3 para una masa de 4.376 kg, y teniendo como consideración la teoría de impacto de partículas y al coeficiente de restitución del acero ( $e=5/9$ ), a partir de lo cual podemos establecer que la velocidad utilizada para la contribución cinética (velocidad de rebote del cabezal) del cabezal está dada por el producto de la velocidad máxima del cabezal antes del impacto y el factor de restitución del acero “e”. Dicha velocidad máxima del cabezal es la misma que presenta el péndulo en su punto de percusión debido a que se desplazan en el mismo sentido antes del impacto, por lo que a partir de la igualación de la energía potencial y

cinética, tal como se indica en la Ecuación C.5 y resolviendo para las especificaciones de nuestro equipo podemos establecer dicha velocidad.

$$mgh = \frac{1}{2}mv^2 \quad \text{Ecuación C.5}$$

Despejando la velocidad tenemos la Ecuación C.6, la cual define la velocidad del péndulo del equipo de pruebas de impacto.

$$v = \sqrt{2gh} \quad \text{Ecuación C.6}$$

Sustituyendo los valores de diseño del equipo de pruebas de impacto tenemos la Ecuación C.7.

$$v = \sqrt{2 \left(9.81 \frac{m}{s^2}\right) (1.36 m)} \quad \text{Ecuación C.7}$$

Por lo tanto la velocidad del martillo y del cabezal previo al impacto es la indicada en la Ecuación C.8.

$$v = 5.18 \frac{m}{s} \quad \text{Ecuación C.8}$$

Aplicando la consideración de la disminución de la velocidad de un cuerpo en base a la teoría de impacto y considerando un factor de restitución del acero de 5/9 podemos establecer una velocidad del cabezal (crosshead) de 2.849 m/s, a partir de la utilización de la Ecuación C.2. Por lo que de esta forma se obtienen los cálculos de las velocidades de los elementos que aportan un estado de esfuerzos durante el desarrollo de la prueba de impacto en tensión.

## C.6 Determinación del factor de corrección de energía por rebote del cabezal.

Posterior al impacto y rebote del cabezal móvil, la probeta de prueba es tensionada por dos cuerpos móviles; el péndulo con una energía determinada por la energía cinética de dicho cuerpo ( $MV^2/2$ ), y el cabezal con una energía cinética acorde a sus propiedades físicas ( $mv^2/2$ ). Cuando la probeta de prueba fractura, solo la energía que es perdida por el péndulo es marcada en el indicador de aguja del equipo de pruebas de impacto. Por lo tanto, se debe considerar el aplicar un incremento en la energía de ruptura aportada por el cabezal móvil para de esta forma determinar la energía real utilizada para la fractura de la probeta de prueba. Considerando el movimiento del cabezal móvil previo a la fractura de la probeta, podemos establecer que a medida que el cabezal móvil se aleja del yunque de impacto, este disminuye su velocidad debido a la oposición que presenta la probeta de prueba la cual está siendo elongada. Si la probeta de prueba no fractura fácilmente, la velocidad del cabezal móvil disminuirá a cero y teóricamente el cabezal móvil podría ser traído de vuelta hacia los yunques de impacto y rebotar otra vez. Este segundo rebote no ha sido observado en diversas imágenes de alta velocidad tomadas en fracturas por la técnica de impacto en tensión, pero si llegara a presentarse no se podría asumir que la probeta de prueba no ejerce una fuerza de retardo en la ruptura, por lo que la determinación de la velocidad del cabezal móvil en el segundo rebote se vuelve relativamente complejo.

Si solo se presenta un rebote por parte del cabezal móvil, se puede calcular el factor de corrección, es decir, el incremento de energía que aporta el cabezal móvil a la ruptura de la probeta de prueba mediante arreglos matemáticos a partir de la

Por definición tenemos que la energía cinética que aporta el péndulo a la ruptura de la probeta de prueba está dada por la Ecuación C.9.

$$E = \left(\frac{M}{2}\right) (V_1^2 - V_2^2) \quad \text{Ecuación C.9}$$

Mientras que la energía que aporta el movimiento del cabezal móvil posterior al impacto a la ruptura de la probeta de prueba esta dado por la Ecuación C.10.

$$e = \left(\frac{m}{2}\right) (v_1^2 - v_2^2) \quad \text{Ecuación C.10}$$

Donde:

**M**= masa del péndulo ( $N*s^2/m=Kg$ ).

**M**= masa del cabezal móvil ( $N*s^2/m=Kg$ ).

**V<sub>1</sub>**= velocidad máxima en el centro de percusión del cabezal del péndulo (m/s).

**V<sub>2</sub>**= velocidad máxima en el centro de percusión del cabezal del péndulo (m/s).

**v<sub>1</sub>**= velocidad del cabezal inmediatamente posterior al rebote con los yunques de impacto (m/s).

**v<sub>2</sub>**= velocidad del cabezal en el tiempo de ruptura de la probeta de prueba (m/s).

**E**= energía medida en el indicador del equipo de pruebas de impacto (Joules).

**e**= contribución de energía del cabezal móvil, la cual es, el factor de corrección de energía por rebote que se incrementa a la lectura leída en el indicador del equipo de pruebas de impacto (Joules).

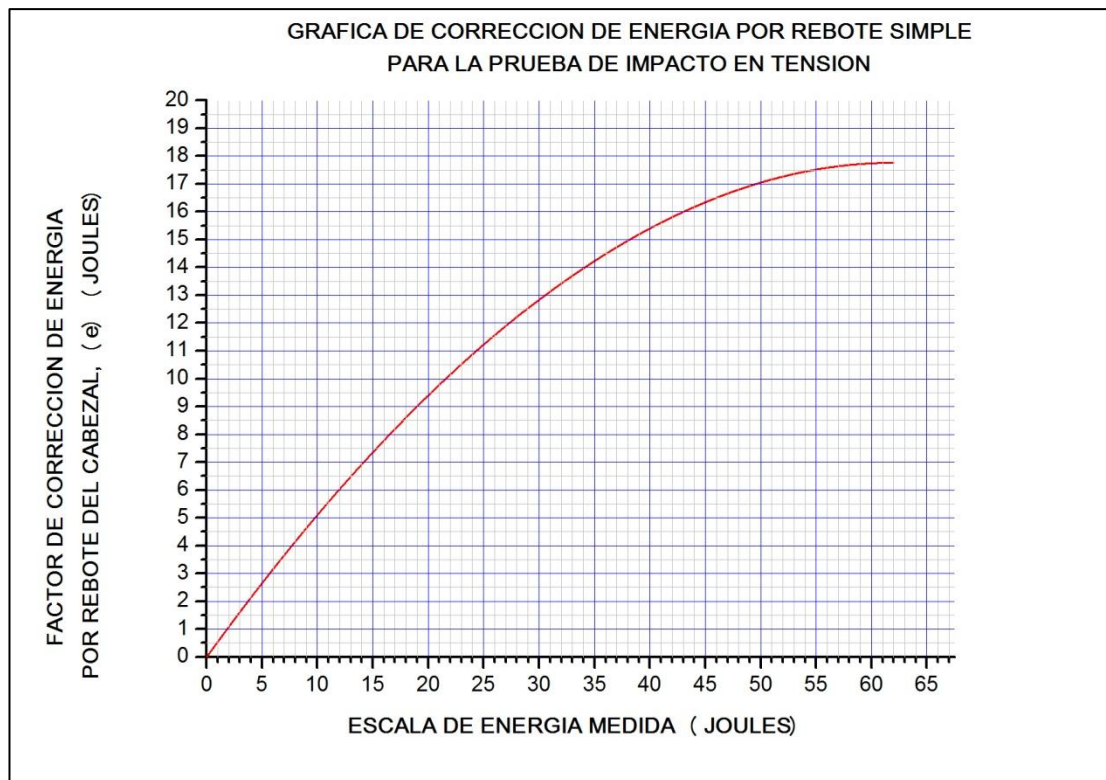
Una vez que el rebote del cabezal en los yunques de impacto ha ocurrido, el momento del sistema (en una dirección horizontal) debe permanecer constante de acuerdo al principio de conservación de momento lineal. Descartando las componentes verticales podemos establecer la relación de momentos que se presentan previos a la ruptura y durante la ruptura de la probeta de acuerdo a la Ecuación C.11.

$$MV_1 - mv_1 = MV_2 - mv_2 \quad \text{Ecuación C.11}$$

Mediante operaciones matemáticas a partir de la Ecuación C.9 y la Ecuación C.11, podemos despejar los términos de velocidad máxima en el centro de percusión del cabezal del péndulo ( $V_2$ ) y velocidad del cabezal en el tiempo de ruptura de la probeta de prueba ( $v_2$ ), y combinándolas y sustituyéndolas en la Ecuación C.10 podemos obtener la ecuación que define el cálculo del factor de corrección por rebote del cabezal en términos conocidos de acuerdo a los parámetros específicos del equipo de pruebas de impacto en tensión, como se muestra en la Ecuación C.12.

$$e = \left(\frac{m}{2}\right) \left\{ v_1^2 - \left[ v_1 - \frac{M}{m} \left( V_1 - \sqrt{(V_1^2) - \left(\frac{2E}{M}\right)} \right) \right]^2 \right\} \quad \text{Ecuación C.12}$$

Si el factor de corrección por rebote del cabezal ( $e$ ) es graficado como función de la energía medida en el indicador del equipo de pruebas de impacto en tensión para valores fijos de la velocidad máxima en el centro de percusión del cabezal del péndulo ( $V_1=5.18$  m/s), la masa del péndulo ( $M=30.239$  kg), la masa del cabezal móvil ( $m= 4.376$  kg) y la velocidad del cabezal inmediatamente posterior al rebote con los yunques de impacto ( $v_1= 2.849$  m/s), de acuerdo a los parámetros de diseño del adaptador de pruebas de impacto en tensión así como a los parámetros del equipo de pruebas de impacto Instron SI-1K3, podemos obtener la curva de comportamiento de la energía de corrección por rebote del cabezal con respecto a la energía de prueba medida en el indicador del equipo de pruebas de impacto en tensión como se muestra en la Figura C.1. El factor de corrección de energía por rebote del cabezal ( $e$ ) incrementará desde un valor de cero, pasará por un valor máximo y disminuirá pasando de nueva cuenta por un valor de cero y volviéndose negativo. La única parte de esta curva para la cual se ha establecido un análisis preciso y razonable es la porción inicial donde la curva comprende un rango de valores desde cero hasta un valor máximo equivalente a la energía cinética por rebote del cabezal con una velocidad correspondiente al instante inmediato posterior al impacto ( $mv_1^2/2$ ).



**Figura C.1 Gráfica de corrección de energía por rebote simple del cabezal móvil para la prueba de impacto en tensión.**

Una vez que el cabezal cambia la dirección de su recorrido posterior al impacto, la corrección de energía se define de manera menos clara, y después de un segundo contacto con el yunque de impacto, la corrección se vuelve más compleja de evaluar. Se asume, por lo tanto, por simplicidad, que una vez que el factor de corrección por rebote del cabezal ( $e$ ) ha alcanzado su valor máximo, el factor de corrección permanecerá constante en un valor determinada por la energía cinética máxima que puede aportar el cabezal móvil ( $mv_1^2/2$ ). Debe de tenerse en cuenta de manera clara que el uso de dicha porción de la curva de corrección de energía por rebote del cabezal, no proporciona una corrección acertada. Sin embargo, a medida que la energía leída en el indicador del equipo de pruebas de impacto en tensión es mayor, el factor de corrección se vuelve relativamente menos importante y no se perjudica de manera significativa la precisión de los resultados al establecer que el valor máximo de corrección es el que aporta la energía cinética máxima que aporta el cabezal móvil ( $mv_1^2/2$ ).



## REFERENCIAS.

[1] George Krauss. Microstructures, Processing, and Properties of Steels. Advanced Steel Processing and Products Research Center, Colorado School of Mines (September of 2005).

[2] George Krauss. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. ASM International, 1989.

[3] J.S. Kirkaldy, B.A. Thompson and E.A. Baganis. Prediction of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for Low Alloy Steels, in Hardenability Concepts with Applications to Steel, D.V Doane and J.S. Kirkaldy, Ed. The Metallurgical Society, 1978.

[4] G. Krauss, Physical Metallurgy and Heat Treatment of Steel, in Metals Handbook Desk Edition, H.E. Boyer and T.I. Gall, Ed., American Society of Metals, 1985, p-28-2 to 28-10.

[5] "Carbon and Alloy Steels", SAE J411, 1989 SAE Handbook, vol. 1, Materials, Society of Automotive Engineers.

[6] Classification and Designation of Carbon and Low-Alloy Steels. ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys; Section: Carbon and Low Alloy Steels. 2005 Edition.

[7] L.F. Porter, High Strength Low Alloy Steels, in Encyclopedia of Materials Science and Engineering, MIT Press, 1986, p-2157-2162.

[8] High-Strength Structural and High Strength Low-Alloy Steels. ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys; Section: Carbon and Low Alloy Steels. 2005 Edition.

[9] Welding Handbook, Vol 4. Metals and Their Weldability, 7<sup>th</sup> ed. American Welding Society, 1982, p. 24-32.

[10] G.R Speich, Department of Metallurgical Engineering, Illinois institute of Technology. Dual-Phase ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys; Section: Carbon and Low Alloy Steels. 2005 Edition.

[11] I. Tamura, Y. Tomata, A. Okao, Y. Yamaoha, H. Ozawa, and S. Kaotoni, On the Strength and Ductility of Two-Phase Iron Alloys, Trans Iron Steel Inst. Jpn., Vol. 13, 1973, p.283-292.

[12] S. Hayami and T. Furakawa, A Family of High Strength Cold Rolled Steels, in Microalloying 75, Vanitech, 1975, p 78-87.

[13] M.S. Rashid, "A Unique High-Strength Sheet Steel with Superior Formability", Preprint 760206, Society of Automotive Engineers, 1976.

[14] D.K. Matlock, G. Krauss, L. Ramos, and G.S. Huppi, A Correlation of Processing Variables With Deformation Behavior of Dual Phase Steels, in Structure and Properties of Dual Phase Steels, American Institute of mining, and Petroleum Engineers, 1979, p 62-90.

[15] G.R. Speich and R.I. Miller, Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels, in Structure of Dual-Phase Steels. American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1979, p 145-182.

[16] T. Furkawa, H. Morikawa, H. Takechi, and K. Koyama, Process Factors for Highly Ductile Dual-Phase Steel Sheet, in Structure and Properties of Dual-Phase Steels. American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, 1979.

- [17] E. Bayraktar, D. Kaplan, F. Schmidt, H. Paqueton, M. Grumbach: State of art of impact tensile test (ITT): Its historical development as a simulated crash test of industrial materials and presentation of new “ductile/brittle” transition diagrams. *Journal of materials processing technology* 204 (2008) 313–326.
- [18] ISO 14556:2000: Steel Charpy V-notch pendulum impact test: Instrumented test method.
- [19] Grumbach, M., Sanz, G., 1972. Ductile–brittle tests by impact tensile test (ITT). *J. Metall.* 2, 145–164.
- [20] Bayraktar, E., Kaplan, D., Buirette, C., Grumbach, M., 2004. Application of impact tensile testing to the welded thin sheets. *J. Mater. Process. Technology.* 145, I, 27–39.
- [21] Bayraktar, E., Kaplan, D., Hügele, D., Jansen, J.P., 2004b. Evaluation of pipeline LASER girth weld properties by Charpy and impact tensile tests. *J. Mater. Process. Technol.* 147, II, 155–162.
- [22] Bayraktar, E., Kaplan, D., Grumbach, M., 2004c. Application of impact tensile testing to the spot welded Sheets. *J. Mater. Process. Technol.* 153, 80–86.
- [23] Misawa, T., Takasa, S., Nakano, Y., Yasuda, K., 1996. Ductile-brittle transition evaluation of LASER welded steel metal by means of small specimen impact test. *Tetsu to Hagane* 82 (8), 26–38.
- [24] Grumbach, M., Prudhome, M., Sanz, G., 1969. Essais dynamiques de rupture fragile avec enregistrement. *Revue de metallurgie* 4, 271–281.
- [25] Tanguy, B., Besson, J., Pineau, A., 2003. Comment on “Effect of carbide distribution on the fracture toughness in the transition temperature region of SA 508 steel”. *Scr. Mater.* 49 (2), 191–197.

- [26] Tanguy, B., Besson, J., Piques, R., Pineau, A., 2005a. Ductile to brittle transition of A508 steel characterized by Charpy impact test. Part I. Experimental results. *Eng. Fracture Mech.* 72 (1), 49–72.
- [27] Tanguy, B., Besson, J., Piques, R., Pineau, A., 2005b. Ductile to brittle transition of A508 steel characterized by Charpy impact test: Part II: modeling of the Charpy transition curve. *Eng. Fracture Mech.* 72 (3), 413–434.
- [28] Bayraktar, E., Kaplan, D., Devillers, L., Chevalier, J.P., 2007a. Grain growth mechanism during the welding of interstitial free (IF) steels. *J. Mater. Process. Technol.* 189 (1–3), 114–125.
- [29] Bayraktar, E., Grumbach, M., Kaplan, D., 2007b. Effect of forming rate on the impact tensile properties of the steels under crash test. *Int. J. Achievements Mater. Manuf. Eng.* 20 (1), 55–60.
- [30] Maziasz, P.J., Alexander, D.J., Wright, J.L., 1997. High strength, ductility, and impact toughness at room temperature in hot-extruded Fe–Al alloys. *Intermetallics* 5 (7), 547–562.
- [31] <http://www.sirim.my/plastics/impacttest.html>
- [32] [http://www.ides.com/property\\_descriptions/ASTMD1822.asp](http://www.ides.com/property_descriptions/ASTMD1822.asp)
- [33] Sia Nemat-Nasser, University of California, San Diego. Introduction to High Strain Rate Testing. *ASM Handbook Volume 08 – Mechanical Testing and Evaluation*, 2000.
- [34] High Strain Rate Tension and Compression Tests. *ASM Handbook Volume 08 – Mechanical Testing and Evaluation*, p 943-948, 2000.
- [35] E.D.H. Davies and S.C. Hunter. The Dynamic Compression Testing of Solids by The Method of The Split Hopkinson Pressure Bar. *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 11, 1963, p 155.

- [36] Johnson G., Cook W.H. (1983). A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, pp 541-547.
- [37] N. Peixinho, A. Pinho. Dynamic material properties of dual-phase and TRIP Steels and constitutive equations. University of Minho, Dept. Mech. Eng., Guimaraes, Portugal. EUROLYN 2005, C. Soize &G.I. Schueller (eds).
- [38] Marsh, m. 2000. Development of autobody sheet materials for crash performance, in ImechE2000, pp. 55-64.
- [39] S. Winkler, A. Thompson, C. Salisbury, M. Worswick, I. Van Riemsdijk and R. Mayer. Strain Rate and Temperature Effects on the Formability and Damage of Advanced High-Strength Steels. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2008.
- [40] N. D. Beynon, T.B. Jones, and G. Fourlaris: Mater. Sci. Technol., 2005, Vol 21 (1), pp. 103-12.
- [41] N. D. Beynon, S. Oliver, T.B. Jones, and G. Fourlaris: Mater. Sci. Technol., 2005, Vol 21 (7), pp. 771-78.
- [42] W. Bleck and I. Schael: Steel Res., 2000. Vol 71 (5), pp. 173-78.
- [43] V. Tarigopula, M. Langseth, O.S. Hopperstad, and A.H. Clausen: Int. J. Impact Eng., 2006, vol. 32, pp. 847-82.
- [44] H. huh, S.B. Kim, J. H. Song, and J.H, Lim: Int. Mech. Sci., 2003, vol 45 (10), pp. 1645-60.
- [45] He Xiaoming, Yu Zhongqi and Lai Xinmin, Comput. Mater. Sci., vol. 44 (2008), pp. 760.

[46] Lin Y. C., Chen MS and Jun Zhang, Comput. Mater. Sci., vol. 44 (2008), pp. 470.

[47] Lin Y. C., Liu Ge, Comput. Mater. Sci., vol. 48 (2008), pp. 54.

[48] Dipti Samantaray, Samantra Mandal, A.K. Bhaduri and P.V. Sivaprasad. An overview on constitutive modeling to predict elevated temperature flow behavior of fast reactor structural materials. Transactions of The Indian Institute of Metals, vol. 63, Issue 6, December 2010, pp. 823-831.

[49] S.C. Glotzer et al., "International Assessment of Research and Development in Simulation-Based Engineering and Science," WTEC Panel Report, World Technology Evaluation Center, Inc., Baltimore, MD.

[50] D.U. Furrer, Rolls-Royce Corporation, S.L. Semiatin, Air Force Research Laboratory, "Introduction to metals Process Simulation". ASM Handbook 22B, Material Process Simulation, 2010.

[51] ANSYS Help Release 12.1, section F: Explicit Dynamics, 2009.

[52] [www.ansys.com/Products/Simulation+Technology/Explicit+Dynamics](http://www.ansys.com/Products/Simulation+Technology/Explicit+Dynamics)

[53] Probabilidad y estadística para ingeniería y ciencias. Jay L. Devore. California Polytechnic State University, San Luis Obispo. Sexta edición 2005. Editorial Thomson.

[54] <http://www.fei.com/products/scanning-electron-microscopes/nova.aspx>

[55] Nader Abedrabbo, Robert Mayer, Alan Thompson, Cristopher Salisbury, Michael Worswick, Isadora Van Riemsdijk. Crash response of advanced high-strength steel tubes: Experiment and model. International Journal of Impact Engineering, volume 36, pp. 1022-1057, 2009.

- [56] C.D. Beachem, B.F. Brown and A.J. Edwards. Memorandum Report 1432, Naval Research Laboratory, 1963. ASM Handbook Volume 11: Fractography 1999.
- [57] Victor Kerlins, McDonnell Douglas Astronautics Company Austin Phillips, Metallurgical Consultant. ASM Handbook Volume 11: Fractography 1999.
- [58] S. Winkler, A. Thompson, C. Salisbury, M. Worswick, I. Van Riemsdijk and R. Mayer. Strain Rate and Temperature Effects on the Formability and Damage of Advanced High- Strength Steels. The Minerals, Metals & Society ASM International 2008.
- [59] N. D. Beynon, T.B. Jones and G. Fourlaris: Mater. Sci. Technol., 2005, vol. 21 (1), pp. 102-12.
- [60] N. D. Beynon, S. Oliver, T.B. Jones and G. Fourlaris: Mater. Sci. Technol., 2005, vol. 21 (7), pp. 771-78.
- [61] W. Bleck and I. Schael: Steel Res., 100, vol. 71 (5), pp. 173-78.
- [62] V. Tarigopula, M. Langseth, O.S. Hopperstad and A.H. Clausen: Int. J. Impact Eng., 2006, vol. 32, pp. 847-82.
- [63] H. Huh, S.-B. Kim, J.-H. Song and J.-H. Lim: Int. Mech. Sci., 2003, vol. 45 (10), pp. 1645-60.
- [64] ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures 2004.
- [65] [www.maquinariamadrid.com/f\\_electroerosion\\_segunda\\_mano\\_326.html](http://www.maquinariamadrid.com/f_electroerosion_segunda_mano_326.html)
- [66] ASTM D-1822-99. Standard Test Method for Tensile-Impact Energy to Break Plastics and Electrical Insulating Materials.



[67] Myer Kutz. Eshbach's Handbook of Engineering Fundamentals Fifth Edition. Pages 338-339. John Wiley and Sons Inc. 2009.

## ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 2.1 Diagrama de equilibrio Hierro-Carbono hasta un 6.67% en peso de Carbono. Las líneas solidas representan el diagrama Fe-Fe <sub>3</sub> C; mientras que las líneas punteadas representan el diagrama Hierro-Grafito [1].	17
Figura 2.2 Dureza como función del contenido de carbono para diversas microestructuras en aceros. Las áreas que presentan achurado indican el efecto de la austenita retenida en cada una de las fases [4].	20
Figura 2.3 Propiedades a tensión y de formado de aceros de doble fase y libres de intersticiales, a) relación resistencia-deformación para diversos aceros laminados, b) relación resistencia-deformación para diversos aceros laminados en frio y c) propiedades de estampado profundo de diversos grados hojas (laminas) de acero [9].	28
Figura 2.4 Comparación general de la resistencia a la fractura Charpy V-Notched para un acero al carbono dúctil (Mild-Carbon Steel), acero HSLA y un acero para construcción tratado térmicamente [8].	30
Figura 2.5 Microestructura ferrita-martensita de un acero dual phase (0.66% C, 1.5% Mn; templado en agua desde una temperatura de 760°C) [10].	32
Figura 2.6 Relación entre la resistencia a la tensión y elongación total para diversas hojas (láminas) de aceros HSLA [12].	33
Figura 2.7 Curvas esfuerzo-deformación para laminas de acero HSLA SAE 950X y SAE 980X (con resistencia a la cedencia de 340 a 550 MPa) y láminas de acero dual-phase (con limites de cedencia de 550 MPa) [13].	34
Figura 2.8 Efecto de la proporción de la resistencia a la cedencia de la martensita en la resistencia a la cedencia a la ferrita (definida como C) en la resistencia a la cedencia de la mezcla de fases ferrita-martensita [11].	36
Figura 2.9 Resistencia a la cedencia y a la tensión de mezclas de ferrita-martensita en aceros con 1.5% de manganeso. [15].	37
Figura 2.10 Variación en propiedades seleccionadas en un acero 0.1C-0.2Si-2Mn enfriado a distintas temperaturas desde 750°C y templado. AC, air cool;	

FC, furnace cool. (a) Variación en el contenido de austenita retenida, $\gamma_R$ ; P, perlita; M, martensita. (b) Variación en el límite de cedencia, $S_Y$ , y esfuerzo a la tensión, $S_T$ . (c) variación en la elongación total, $E_t$ , elongación uniforme $E_u$ , y deformación por bandas de Luders [16].....	38
Figura 2.11 Primera prueba de péndulo Charpy. Intento realizado a gran escala en la escuela de ingeniería de Paris, en el año de 1910 [17]. .....	40
Figura 2.12 Primera prueba del péndulo Charpy realizado en un soporte de banco de madera, en el año de 1910 [17]. .....	41
Figura 2.13 Primer péndulo de pruebas de impacto Charpy V-Notched (1910-1920) con una capacidad de 300 J a escala laboratorio [17].....	42
Figura 2.14 Máquina de prueba de impacto en tensión desarrollada por Grumbach (1970) con un péndulo de doble martillo o impactador (striker) con una capacidad de 300 J: a) Dispositivo para el montaje de probetas cilíndricas, b)Esquema general de la máquina de prueba con dispositivo para montaje de probetas de prueba instalado y c) Probetas de prueba cilíndricas [17].....	48
Figura 2.15 Nuevo dispositivo ITT (1995) y geometrías de probetas desarrolladas para la evaluación de diferentes procesos de soldadura a) geometría de probeta y dispositivo de prueba ITT para placas delgadas con soldadura continua o soldadura por punto y b), c) y d) geometría y dimensiones de probeta de prueba y e) dispositivo de prueba para distintas geometrías de probetas [17]. .....	50
Figura 2.16 Progreso en el desarrollo del dispositivo a escala industrial de la prueba de choque simulada de impacto en tensión, diseñada para el ensayo de probetas de grandes dimensiones y posición de strikers, a) equipo de pruebas, b) dispositivo de montaje para sujeción de probetas y dirección de impacto y c) geometrías de probetas para el ensayo en impacto en tensión [17].....	53
Figura 2.17 Método de prueba A de la prueba de impacto en tensión [31]..	55
Figura 2.18 Método de prueba B de la prueba de impacto en tensión [32]..	57
Figura 2.19 Rangos de velocidad de deformación e instrumentos asociados para su medición y condiciones experimentales [33].....	58

Figura 2.20 Comparación de curvas de flujo de esfuerzo verdadero vs deformación verdadera para datos obtenidos en pruebas de tensión y torsión [36].	69
Figura 2.21 Esfuerzo verdadero vs Velocidad de Deformación para pruebas de torsión [36].	70
Figura 2.22 Fracción de ablandamiento térmico vs temperatura para pruebas de impacto Hopkinson [36].	70
Figura 2.23 Alta deformación no lineal de un cubre-polvo de junta homocinética (CV Joint Boot) simulado en el modulo explícito dinámico de ANSYS Workbench [52].	74
Figura 3.1 Espectrómetro de emisión óptica QUANTRON.	77
Figura 3.2 Determinador de porcentaje de Carbono y Azufre LECO CS-200.	78
Figura 3.3 Microscopio óptico Nikon Ehipot 460745.	79
Figura 3.4 Cortadora Struers Accutom-5.	80
Figura 3.5 Equipo de presión para montaje de muestras Struers LaboPress-1.	80
Figura 3.6 Pulidora Struers LaboPress-1.	81
Figura 3.7 Inmersión de la muestra para ser sometida al proceso de ataque químico, para el análisis microestructural de fases.	83
Figura 3.8 Equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X con capacidad de 300 kN.	84
Figura 3.9 Dimensiones de la probeta diseñada para la prueba de impacto en tensión y que se utilizó para la realización de la prueba de tensión uniaxial.	85
Figura 3.10 Secuencia de aleatoriedad generada para la realización de las pruebas de impacto en tensión, para el análisis de varianza de dos factores.	88
Figura 3.11 Equipo de pruebas de impacto Charpy V-Notched Instron modelo SI-1K3 con capacidad de 407 Joules.	90
Figura 3.12 Ventana de interfaz grafica para la medición de la energía absorbida e historial de pruebas realizadas, configuración y estatus de la prueba.	91

Figura 3.13 Ventana de calibración del equipo, y calibración de pérdidas de energía por pérdidas por fricción. ....	92
Figura 3.14 Equipo de pruebas de impacto en tensión con guarda de seguridad para la recepción del cabezal de impacto (crosshead) posterior a la fractura de la probeta de pruebas. ....	93
Figura 3.15 Set de yunques (anvils) para el impacto del cabezal móvil (crosshead) instalados en el marco (frame) del equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3. ....	94
Figura 3.16 Cabezal de impacto móvil (crosshead) y soporte instalado en el martillo (hammer) en el punto muerto inferior o punto de percusión máximo. ....	94
Figura 3.17 Cabezal de impacto móvil (crosshead) cabezal de sujeción fijo, mordazas de sujeción y probeta de prueba de impacto en tensiones instaladas en el martillo (hammer) del equipo de pruebas de impacto Charpy Instron modelo SI-1K3, en el punto de anclaje. ....	95
Figura 3.18 Desecador con silica gel para evitar la oxidación de las zonas de fractura de las probetas ensayadas en la prueba de impacto en tensión. ...	96
Figura 3.19 Desecador sometido a vacío para garantizar una atmósfera libre de oxígeno y humedad que pudiera tener repercusión en las zonas de fractura de las probetas ensayadas en la prueba de impacto en tensión. ...	97
Figura 3.20 Microscopio electrónico de barrido FEI Nova NanoSEM 200 [54]. ....	97
Figura 3.21 Esquema de proyecto ANSYS Workbench Release 12.1, para la simulación explícita dinámica de la prueba de impacto en tensión en materiales sin porcentaje de pre-deformación. ....	99
Figura 3.22 Creación y edición de propiedades del acero SP-782-440Q @1.4 mm (HSLA) para la simulación dinámica de las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión sin grado de pre-deformación. ....	100
Figura 3.23 Condiciones de pre-procesamiento generado en la aplicación mecánica de ANSYS (Mechanical APDL).....	101
Figura 3.24 Geometría y tamaño de malla de la probeta de prueba para la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión. ....	102

Figura 3.25 Velocidad presente durante la prueba de impacto en tensión aportada por el martillo del péndulo de pruebas de impacto. ....	103
Figura 3.26 Velocidad aportada por el rebote de cabezal móvil (crosshead) durante la prueba de impacto en tensión. ....	104
Figura 3.27 Tiempo de finalización de la simulación de la probeta de prueba bajo las condiciones presentes en la prueba de impacto en tensión. ....	104
Figura 3.28 Esquema de proyecto ANSYS Workbench Release 12.1, para la simulación explícita dinámica de la prueba de impacto en tensión en materiales con porcentaje de pre-deformación. ....	105
Figura 3.29 Solución de la simulación estática y acoplamiento de la solución como condiciones iniciales durante la simulación dinámica de las condiciones de frontera de la prueba de impacto en tensión en probetas con porcentaje de pre-deformación. ....	106
Figura 3.30 Condiciones de frontera presentes durante la deformación plástica inducida en la probeta de prueba a partir de un equipo de pruebas universales Shimadzu AutoGraph AG-X. ....	107
Figura 3.31 Fuerza VS Tiempo obtenido durante la deformación de las probetas de prueba y aplicado como condición de frontera en el análisis estructural de la simulación de probetas con deformación. ....	107
Figura 3.32 Configuración del análisis explícito dinámico de las pruebas de impacto en tensión en probetas con pre-deformación. ....	108
Figura 4.1 Micrografía acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 100x. ....	112
Figura 4.2 Micrografía acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 200x. ....	112
Figura 4.3 Micrografía acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 400x. ....	113
Figura 4.4 Micrografía acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 100x. ....	114
Figura 4.5 Micrografía acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 200x. ....	114
Figura 4.6 Micrografía acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 400x. ....	115

Figura 4.7 Curvas características esfuerzo-deformación ingenieril (s-e) para los aceros empleados en el proceso de validación estadística y experimentación de las pruebas de impacto en tensión. ....	117
Figura 4.8 Deformación efectiva acero Dual- Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) mediante medición por longitud calibrada para una deformación planteada de 6%. ....	119
Figura 4.9 Deformación efectiva acero Dual- Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) mediante medición por longitud total de la probeta para una deformación planteada de 6%. ....	119
Figura 4.10 Grafico I & MR de energía de absorción a la fractura del acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm).....	122
Figura 4.11 Resultados de los estadísticos del análisis de varianza de dos factores.....	124
Figura 4.12 Gráfico de energía corregida por unidad de área vs porcentaje de pre-deformación para aceros de alta resistencia. ....	128
Figura 4.13 Gráfico de energía corregida por unidad de volumen vs porcentaje de pre-deformación para aceros de alta resistencia.....	129
Figura 4.14 Gráfico de energía de absorción a la fractura vs UTS del material para probetas sin predeformar.....	130
Figura 4.15 Gráfico de energía de absorción a la fractura vs UTS del material para probetas con 25% de pre-deformación.....	130
Figura 4.16 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal vs UTS del material para probetas sin predeformar. ...	131
Figura 4.17 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal vs UTS del material para probetas con 25% de pre-deformación. ....	132
Figura 4.18 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs UTS del material para probetas sin predeformar. ....	132
Figura 4.19 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs UTS del material para probetas con 25% de pre-deformación.....	133

Figura 4.20 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs porcentaje deformación al UTS del material para probetas sin predeformar. ....	133
Figura 4.21 Gráfico de energía de absorción a la fractura con corrección por rebote del cabezal por unidad de área vs porcentaje deformación al UTS del material para probetas con 25% de predeformación. ....	134
Figura 4.22 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido, a una magnificación de 800x modo BSED, acero HSLA 0% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	136
Figura 4.23 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido, a una magnificación de 800x modo ETD, acero HSLA 0% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	137
Figura 4.24 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido, a una magnificación de 3714x modo BSED, acero HSLA 0% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	137
Figura 4.25 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a 14000 x modo ETD, acero HSLA 0% de pre-deformación ensayada en la prueba de impacto en tensión. ....	138
Figura 4.26 Esquema de la formación de fractura por clivaje, en donde se muestra el efecto de los sublímites de grano. (a) Limite de grano con inclinación (Tilt Boundary), (b) Limite de grano con rotación (Twist Boundary) [57]. ....	140
Figura 4.27 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 3000x modo BSED, acero HSLA 6% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	141
Figura 4.28 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 3000x modo ETD, acero HSLA 6% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	142
Figura 4.29 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 3000x modo BSED, acero HSLA 6% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	142
Figura 4.30 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 12000x modo BSED, acero HSLA 6% de predeformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	143



Figura 4.31 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 1000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	143
Figura 4.32 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 4000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	144
Figura 4.33 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 5000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	144
Figura 4.34 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 6000x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	145
Figura 4.35 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido con una magnificación de 16000 x modo TLD, acero HSLA 10% de pre-deformación ensayada en la prueba de impacto en tensión. ....	145
Figura 4.36 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 1000x modo TLD, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	146
Figura 4.37 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 4000x modo TLD, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	146
Figura 4.38 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 8000x modo TLD, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	147
Figura 4.39 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 8000x modo TLD donde se muestra un dimple u hoyuelo característico del desprendimiento de partículas, acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	147
Figura 4.40 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a 16000x modo TLD acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión.....	148
Figura 4.41 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a 16000x modo TLD acero HSLA 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	148

Figura 4.42 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a 2600x modo TLD acero HSLA ensayado en la prueba de tensión uniaxial. ....	149
Figura 4.43 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 500x modo TLD, acero Dual-Phase 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	150
Figura 4.44 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 6000x modo, acero Dual-Phase 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	151
Figura 4.45 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 12000x modo TLD, acero Dual-Phase 0% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	151
Figura 4.46 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 500x modo TLD, acero Dual-Phase 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	152
Figura 4.47 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 3000x modo TLD, acero Dual-Phase 6% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	153
Figura 4.48 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación 3000x modo TLD, acero Dual-Phase 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	153
Figura 4.49 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 6000x modo TLD, acero Dual-Phase 10% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	154
Figura 4.50 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación 800x modo TLD, acero Dual-Phase 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	154
Figura 4.51 Zona de fractura obtenida por microscopia electrónica de barrido a una magnificación de 2000x modo TLD acero Dual-Phase 25% de pre-deformación ensayado en la prueba de impacto en tensión. ....	155
Figura 4.52 Resultados obtenidos en la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión vs resultados de la experimentación física para los aceros HSLA y Dual-Phase. ....	156

Figura 4.53 Hoja de trabajo (Worksheet) de ANSYS Workbench Release 12.1 para el reporte de la energía total obtenida en la simulación de la prueba de impacto en tensión.....	158
Figura 4.54 Esfuerzo equivalente de Von-Mises para la resistencia ultima a la tensión obtenida en la simulación de las condiciones de frontera de la prueba de impacto en tensión.....	159
Figura A.1 Grafico ilustrativo del principio de operación de la prueba de impacto en tensión así como elementos que la componen de acuerdo a la norma ASTM D-1822.....	164
Figura A.2 Marco de sujeción (frame) o estructura para el montaje de yunques de impacto (anvils) de la prueba de impacto en tensión.....	165
Figura A.3 Proyección isométrica de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión. ....	168
Figura A.4 Perspectiva superior de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión. ....	169
Figura A.5 Perspectiva lateral izquierda de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión. ....	169
Figura A.6 Proyección isométrica de ensamblaje adaptador prueba de impacto en tensión y péndulo Charpy para pruebas de impacto en tensión. ....	170
Figura A.7 Pantalla principal de interfaz FRACTA SOFTWARE PACKAGE equipo de impacto Charpy INSTRON SI-1K3.....	171
Figura A.8 Pantalla para calibración de parámetros FRACTA SOFTWARE PACKAGE equipo de impacto Charpy INSTRON SI-1K3.....	171
Figura A.9 Diagrama funcional equipo Instron SI-1K3, modalidad prueba de impacto en tensión.....	172
Figura B.1 Equipo típico para el maquinado por descarga eléctrica [65]...	174
Figura B.2 Zonas de corte para el análisis de las zonas de corte por la técnica de maquinado por descarga eléctrica.....	176
Figura B.3 Proceso de ataque químico por inmersión de la muestra.....	177
Figura B.4 Muestra posterior al proceso de ataque químico. ....	177
Figura B.5 Microscopio óptico Nikon Ehipot 460745.....	178
Figura B.6 Microestructura acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) con una magnificación de 400x. ....	179

Figura B.7 Zona del material afectada por el proceso de maquinado por descarga eléctrica con una zona de transformación de fase de 16.75 micrómetros, a una magnificación de 400x.....	179
Figura B.8 Zona del material afectada por el proceso de maquinado por descarga eléctrica con una zona de transformación de fase de 10.5 micrómetros, a una magnificación de 400x.....	180
Figura B.9 Zona del material afectada por el proceso de maquinado por descarga eléctrica con una zona de transformación de fase de 13.02 micrómetros, a una magnificación de 400x.....	180
Figura B.10 Zona de corte por disco de probeta de prueba analizada por microscopia óptica con una magnificación de 400x.....	181
Figura C.1 Gráfica de corrección de energía por rebote simple del cabezal móvil para la prueba de impacto en tensión. ....	191

## ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 2.1 Composiciones químicas típicas de aceros dual-phase [10].....	35
Tabla 2.2 Métodos experimentales para el ensayo de materiales a altas velocidades de deformación [33]. .....	59
Tabla 3.1 Composición y procedimiento de preparación del reactivo modificado de Marshall's. ....	82
Tabla 3.2 Matriz de experimentos para la obtención de datos de energía para el análisis de varianza de dos factores, con aleatoriedad para la secuencia de pruebas. ....	88
Tabla 3.3 Matriz de experimentos de la prueba de impacto en tensión de los aceros HSLA y Dual-Phase con orden aleatorio.....	89
Tabla 3.4 Parámetros del modelo constitutivo de Johnson-Cook para los aceros simulados en el análisis explícito dinámico de ANSYS Workbench Release 12.1.....	99
Tabla 4.1 Composición química del acero de alta resistencia HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm) obtenida a través de las técnicas de espectrometría óptica y combustión.....	110
Tabla 4.2 Composición química del acero de alta resistencia Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm) obtenida a través de las técnicas de espectrometría óptica y combustión. ....	111
Tabla 4.3 Comparativa de las propiedades mecánicas especificadas por proveedor a partir de una probeta normalizada ASTM E8/E8M, y las propiedades mecánicas obtenidas en la prueba de tensión uniaxial a partir de la probeta de pruebas especificada en la norma ASTM D-1822-99.....	118
Tabla 4.4 Porcentajes de pre-deformación efectiva obtenidos a partir de la prueba de tensión uniaxial en las probetas a ensayar en la prueba de impacto en tensión, para el acero Dual-Phase (SP-783-590Q @ 1.4 mm).118	

Tabla 4.5 Porcentajes de pre-deformación efectiva obtenidos a partir de la prueba de tensión uniaxial en las probetas a ensayar en la prueba de impacto en tensión, para el acero HSLA (SP-782-440Q @ 1.4 mm).....	120
Tabla 4.6 Lecturas individuales obtenidas en la prueba de impacto en tensión para la construcción de los gráficos I & MR. ....	121
Tabla 4.7 Valores de energía obtenidos en el ensayo mecánico de aceros en la prueba de impacto en tensión para la realización del análisis de varianza de dos factores. ....	124
Tabla 4.8 Datos estadísticos de la interacción de los diversos grupos de material y deformación ensayados en la prueba de impacto en tensión....	125
Tabla 4.9 Valores obtenidos a partir del ensayo de aceros HSLA y Dual-Phase en la prueba de impacto en tensión a partir de la lectura de datos en el software de interfaz Fracta.....	126
Tabla 4.10 Valores obtenidos a partir del ensayo de aceros HSLA y Dual-Phase en la prueba de impacto en tensión a partir de la lectura de datos en el software de interfaz Fracta con corrección por rebote del cabezal. ....	127
Tabla 4.11 Resistencia última a la tensión obtenida en la simulación de las condiciones de frontera presentes en la prueba de impacto en tensión para los aceros HSLA y Dual-Phase en sus distintos grados de pre-deformación. ....	159
Tabla A.1 Elementos que componen el diseño del adaptador de pruebas de impacto en tensión en base al equipo de impacto Charpy INSTRON SI-1K3. ....	166