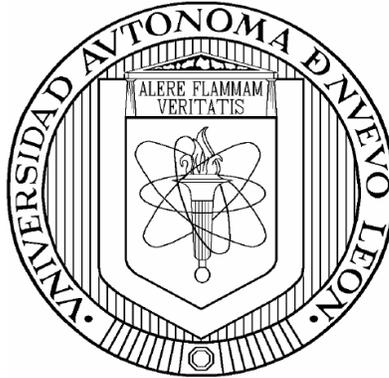


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**EFFECTO DEL ZINC EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE
UNA ALEACIÓN Al-Si TIPO A319**

POR

RAMÓN ELYUD RAMÍREZ MENDOZA

TESIS

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

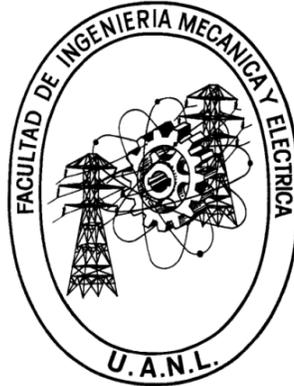
CIUDAD UNIVERSITARIA

ABRIL DE 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**EFFECTO DEL ZINC EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE
UNA ALEACIÓN Al-Si TIPO A319**

POR

RAMÓN ELYUD RAMÍREZ MENDOZA

TESIS

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

CIUDAD UNIVERSITARIA

ABRIL DE 2012

Universidad Autónoma de Nuevo León

Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica

División de Estudios de Postgrado

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis “**Efecto del Zinc en las propiedades mecánicas de una aleación al-si tipo A319**”, realizada por el Ing. Ramón Elyud Ramírez Mendoza con número de matrícula 1210347, 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

Dr. Rafael Colás Ortiz
Asesor

Dr. José Talamantes Silva
Coasesor

Dr. Arturo Juárez Hernández
Coasesor

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera.
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Abril de 2012

DEDICATORIA

A mis cuatro columnas:

Mi padre que me ilumina desde el cielo.

Mi madre y mi hermano por brindarme la fuerza necesaria para continuar en mis proyectos.

Mi Preciosa por apoyarme en todo momento y situación.

Los amo, este logro es vuestro también.

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a su Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, donde me he formado como profesionista. Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado para realizar los estudios de maestría en el Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la FIME.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por invitarme a formar parte de este proyecto, gracias por su asesoría durante la realización de esta tesis y por su tiempo invertido en la revisión de la misma.

A la empresa NEMAK y a su departamento de Investigación y Desarrollo, dirigido por el Dr. José Talamantes Silva, gracias por brindarme su confianza y haberme permitido llegar a formar parte de su equipo de trabajo, facilitando las instalaciones y recursos para la realización de esta tesis de maestría.

A todos los doctores del PDIM por haberme admitido en el programa, por sus enseñanzas y apoyo brindado, especialmente gracias al Dr. Alberto Pérez Unzueta por su gran apoyo.

A mis compañeros del DIMAT, en especial a Asur, Vladimir y Artabán, a quienes les agradezco su excelente amistad.

TABLA DE CONTENIDO

DEDICATORIA	i
AGRADECIMIENTOS	ii
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO 2 ENSAYOS MECÁNICOS	3
2.1 Introducción	3
2.2 Pruebas mecánicas	4
2.2.1 Tipos de ensayos mecánicos	4
2.2.2 Elección de probetas	5
2.3 Ensayo de tensión	6
2.3.1 Curva esfuerzo-deformación ingenieril	6
2.3.2 Resultados de la curva esfuerzo-deformación	9
2.3.3. Curva esfuerzo-deformación real	13
2.4 Ensayo de compresión	15
2.4.1 Distribución de la deformación	16
2.4.2 Deformación y geometría de las muestras	17
2.4.3 Propiedades en compresión	19
2.5 Ensayo de dureza	20
2.5.1 Clasificación de ensayos de dureza	20
2.5.2 Observaciones generales y limitaciones	21
2.5.3 Ensayo Brinell	22
2.5.3 Ensayo Vickers	23
2.5.4 Recuperación elástica	25

CAPÍTULO 3 ALEACIONES DE ALUMINIO	27
3.1 Introducción	27
3.2 Propiedades del aluminio	28
3.3 Aleaciones de aluminio	29
3.3.1 Efecto de elementos aleantes	30
3.3.2 Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico	32
3.3.3 Aleaciones de aluminio para vaciado	33
3.4 Aleaciones Al–Si para vaciado	34
3.4.1 Espaciamiento dendrítico secundario	35
3.4.2 Nivel de modificación	37
3.4.3 Porosidad	39
3.4.4 Tamaño de grano	40
3.5 Tratamiento térmico de aleaciones de aluminio	41
3.5.1 Envejecimiento y mecanismos de endurecimiento	45
3.5.2 Tratamiento térmico de la aleación A319	47
3.6 Índice de calidad	48
CAPÍTULO 4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	53
4.1 Introducción	53
4.2 Diseño de experimentos	54
4.3 Vaciado de piezas y obtención de probetas	54
4.4 Tratamiento térmico	57
4.5 Ensayos de tensión y compresión	58
4.6 Ensayos de dureza Brinell	59
4.7 Análisis microestructural	60
4.7.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS)	61

4.7.2 Porosidad	61
4.7.3 Ensayo de dureza Vickers	62
4.7.4 Nivel de modificación y tamaño de grano	62
CAPÍTULO 5 RESULTADOS	63
5.1 Introducción	63
5.2 Análisis químico	64
5.3 Análisis microestructural	64
5.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario	64
5.3.2 Porosidad	65
5.3.3 Nivel de modificación	65
5.3.4 Tamaño de grano	67
5.4 Ensayos mecánicos	68
5.5 Índice de calidad	68
CAPÍTULO 6 ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	73
6.1 Introducción	73
6.2 Análisis químico	74
6.3 Análisis Microestructural	74
6.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario	74
6.3.2 Porosidad	75
6.3.3 Nivel de modificación y tamaño de grano	76
6.4 Ensayo de tensión	77
6.5 Ensayo de dureza Brinell	79
6.6 Ensayo de compresión	81
6.7 Ensayo de dureza Vickers	82
6.8 Índice de calidad	84

6.9 Análisis de microscopia electrónica de barrido	87
CAPÍTULO 7 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	88
7.1 Conclusiones	88
7.2 Recomendaciones	89
REFERENCIAS	91
LISTA DE TABLASp	97
LISTA DE FIGURAS	98
APÉNDICE A Resultados de la medición de EDS.	101
APÉNDICE B Resultados de la medición de porosidad.	104
APÉNDICE C Micrografías de nivel de modificación y tamaño de grano	107
APÉNDICE D Compendio de propiedades mecánicas.	110
APÉNDICE E Espectrometría de dispersión de rayos x (EDX)	125
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	127

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La ingeniería se encuentra íntimamente ligada a la ciencia de materiales, ya que las estructuras y máquinas que estudia la primera, se basan en las propiedades de los materiales que dicta la segunda; existen infinidad de ejemplos de lo anterior, como lo son el acero del que están fabricadas la tubería de exploración petrolera o el aluminio del que están elaborados algunos componentes automotrices.

El aluminio y sus aleaciones han demostrado tener excelentes propiedades mecánicas aunadas a su relativo peso, razón por la cual tienen una amplia gama de aplicaciones que van desde la industria aérea, la construcción y especialmente en la industria automotriz, donde ha encontrado un excelente mercado; como pistones, cabezas, monobloques y otros componentes estructurales que se fabrican mediante el proceso de vaciado.

Una de las aleaciones de aluminio que ha adquirido gran importancia en dicho sector industrial es la aleación A319, debido a sus excelentes propiedades mecánicas y a que se obtiene de material reciclado, razón que disminuye considerablemente su precio. Por su materia prima tan heterogénea, esta aleación presenta distintos elementos en forma de impurezas como el hierro, el manganeso y el zinc; a este último, lo rodea una gran incertidumbre ya que no se cuenta con suficientes estudios que determinen el efecto que produciría su aumento sobre la aleación antes mencionada.

Lo anterior da raíz a esta investigación, que tiene como objetivo analizar el efecto que produce el zinc sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319.

Para lograr tal propósito se decidió vaciar piezas en forma de cuña con enfriamiento direccionado, lo que permitió tener una amplia gama de condiciones de solidificación, factor de gran importancia en las respuestas mecánicas de las aleaciones de aluminio, como se definirá en éste trabajo.

Dichas piezas se vaciaron en 4 diferentes aleaciones tomando como base la aleación A319 con contenido de zinc de 0.5 % en peso e incrementando este a valores de 0.75, 1 y 1.5 %; de las cuales se obtuvieron probetas para la realización de ensayos de tensión, compresión, macro y microdureza; además se determinaron sus parámetros microestructurales.

Los ensayos se realizaron con probetas en condición de vaciado y con tratamiento térmico, el cual tuvo como parámetros un periodo de solución a 490°C durante 4 horas, un enfriamiento en agua a 90°C y un envejecido a 240°C por 4 horas.

Para analizar los efectos causados por las distintas variables empleadas en este trabajo, se emplean gráficas comparativas para los resultados de cada propiedad mecánica; en el caso específico del ensayo de tensión se presentan gráficas de índice de calidad, las cuales presentan de manera condensada los resultados de las diversas propiedades mecánicas obtenidas de dicho ensayo.

CAPÍTULO 2

ENSAYOS MECÁNICOS

2.1 Introducción

Las propiedades mecánicas de los materiales se determinan realizando ensayos rigurosos de laboratorio que reproducen lo más cercano posible las condiciones de servicio, tomando en cuenta aspectos como la naturaleza de la carga así como la temperatura y las condiciones del medio [1].

Al realizar un ensayo mecánico de cierto material se obtienen medidas que presentan cierta variabilidad debido a la falta de precisión del ensayo o a la variación real de una propiedad entre las muestras, ya que los materiales por lo general no son perfectamente homogéneos [2].

De acuerdo a lo anterior, es imprescindible que exista una concordancia en la manera en la que se conducen las pruebas y en la interpretación de sus resultados; para lograrlo deben usarse técnicas estandarizadas, emitidas por sociedades de profesionistas; una de las más reconocidas en los Estados Unidos por la gran cantidad de estándares sobre técnicas de ensayos mecánicos que ha emitido, es la Sociedad Americana para Pruebas y Materiales (ASTM) [1].

2.2 Pruebas mecánicas

Los ensayos en los materiales pueden efectuarse teniendo alguno de los siguientes objetivos [2]:

- **Ensayo comercial o de control.** Aporta información acerca de la calidad de un producto, los parámetros que validarán su aceptación bajo especificaciones de adquisición o para el control de la producción.
- **Investigación y desarrollo de materiales.** Tiene como propósitos obtener un nuevo entendimiento de los materiales conocidos, descubrir las propiedades de materiales nuevos y elaborar normas o procedimientos de ensayo.
- **Medición científica.** Tiene como finalidad generar un acervo de información ordenada y confiable acerca de las propiedades fundamentales de los materiales.

2.2.1 Tipos de ensayos mecánicos

Existen diversas clasificaciones de los ensayos mecánicos, a saber [2]:

- Las relacionadas con la manera en que se aplica la carga.
- Aquellas en las que influye el material o el tipo de probeta.
- Las que se refieren al medio ambiente durante el transcurso del ensayo.

Siendo la primera de ellas la más utilizada ya que toma en consideración el número de veces de aplicación de la carga, su velocidad y la clase de esfuerzo inducido (tensión, compresión, corte, torsión o flexión).

La velocidad de aplicación implica la siguiente sub clasificación:

- **Ensayo estático.** La carga cambia muy lentamente en función del tiempo, por lo que la duración del ensayo tiene un efecto despreciable sobre los resultados. Si la carga es sostenida durante largos periodos, el ensayo recibe el nombre de termofluencia (*creep*).
- **Ensayo dinámico.** La carga es aplicada rápidamente de modo que el efecto de la inercia y el tiempo quedan involucrados. Un caso especial en el que la carga es aplicada súbitamente, se denomina ensayo de impacto.

2.2.2 Elección de probetas

Las probetas deben cumplir con el propósito de arrojar una manifestación confiable y representativa de las propiedades de los materiales o de las partes de que provienen al ser ensayadas. Existen tres temas involucrados en la elección de probetas [2],[3]:

- Los procedimientos físicos para obtener las muestras.
- El lugar de donde es obtenida la muestra.
- Número de probetas o la frecuencia de los ensayos necesarios.

Los cuales se solventan mediante el seguimiento de especificaciones para muestreo que han sido preparadas por diversas sociedades de profesionales, para una gran diversidad de materiales y de ensayos en la ingeniería. Tal es el caso de la ASTM, que proporciona en su libro anual procedimientos que describen aspectos importantes acerca de la selección de muestras, tamaño, forma, procedimiento y análisis de datos del ensayo.

2.3 Ensayo de tensión

En un ensayo de tensión los extremos de una probeta son inmovilizados y separados mediante una carga monoaxial gradualmente creciente, es decir, estática; hasta que ocurre la falla del material. La porción central de las probetas es de sección transversal menor que los extremos para provocar que la falla ocurra en una sección donde los esfuerzos no resulten afectados por los dispositivos de sujeción [2].

Este ensayo tiene como principales ventajas que el estado de esfuerzos presente está bien identificado, que ha sido estandarizado cuidadosamente, además de que su realización es relativamente fácil y económica. El ensayo de tensión es ampliamente empleado para evaluar las propiedades mecánicas de los materiales, determinando las relacionadas con el comportamiento elástico, la plasticidad del material y su fractura [3].

Durante la realización del ensayo se efectúan observaciones simultáneas del incremento en la carga y de la elongación de la pieza; con los datos obtenidos se construye una curva esfuerzo - deformación [4].

2.3.1 Curva esfuerzo-deformación ingenieril

El esfuerzo 's' utilizado en la curva esfuerzo – deformación ingenieril, representa el esfuerzo longitudinal promedio en la muestra, se obtiene al dividir la carga 'P' entre el área original de la sección transversal de la pieza, 'A_o' [4]:

$$s = \frac{P}{A_o} \quad (2.1)$$

La deformación 'e' graficada en la curva esfuerzo – deformación ingenieril, es la deformación lineal promedio obtenida al dividir la elongación de la longitud calibrada de la muestra, 'δ', entre su longitud original, 'L_o' [4]:

$$e = \frac{\delta}{L_o} = \frac{\delta}{L_o} = \frac{L-L_o}{L_o} \quad (2.2)$$

La forma y magnitud de la curva esfuerzo – deformación de un metal dependerán de su composición química, tratamiento térmico, historia previa de deformación plástica, velocidad de deformación y temperatura. Los parámetros que se usan para describir la curva esfuerzo – deformación de un metal son la resistencia a la tensión, resistencia a la cedencia o punto cedencia, porciento de elongación y de reducción de área. Los primeros dos son los parámetros de resistencia y los últimos dos indican la ductilidad [4].

La Figura 2.1 ilustra una curva esfuerzo - deformación ingenieril típica de un material dúctil. Se observa la región de relación lineal, es decir la región elástica, en la cual el esfuerzo es proporcional a la deformación siguiendo la Ley de Hooke [1]:

$$s = Ee \quad (2.3)$$

Cuando el esfuerzo excede cierto valor, el esfuerzo de cedencia, la muestra exhibe deformación plástica, que se caracteriza por permanecer aún y cuando la muestra se libera de la aplicación de la carga.

Para continuar deformando al material plásticamente se necesitará incrementar el esfuerzo en la medida en que se incremente la deformación plástica, es decir, el material endurece o se fortalece por deformación [4].

Como el volumen del material se mantiene constante durante la deformación plástica ($AL = A_0L_0$) y la pieza se ha alargado, la sección transversal disminuye uniformemente en toda la longitud calibrada. En un principio el endurecimiento del material se realiza a una velocidad tal que compensa la reducción en la sección transversal, de tal manera que el esfuerzo se incrementa con el aumento en la deformación plástica [4].

Finalmente se llega a un punto en que la disminución de la sección transversal es mayor que el incremento en la carga de deformación debida al endurecimiento por deformación; esta condición se alcanza en el punto del material que es más débil.

A partir de lo anterior, toda la deformación plástica queda concentrada en esa región y empieza a surgir una estricción; como ahora la reducción en la sección transversal de la pieza se lleva a cabo más rápidamente que el aumento en la carga, esta se reduce y el esfuerzo ingenieril dado por la ecuación (2.1) sigue disminuyendo hasta que se presenta la fractura [4].

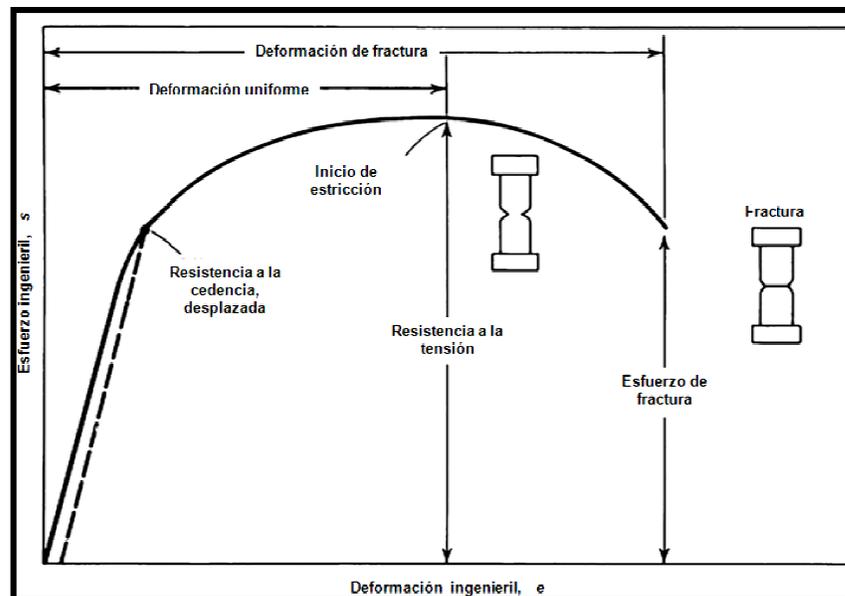


Figura 2.1 Curva Esfuerzo – Deformación Ingenieril [4].

2.3.2 Resultados de la curva esfuerzo-deformación

El comportamiento mecánico de un metal bajo el ensayo de tensión determina dos diferentes clases de propiedades mecánicas que son: propiedades de resistencia, a la cedencia y a la tensión o última; y las propiedades de ductilidad como lo son el porcentaje de elongación y de reducción de área.

Resistencia última. También llamada resistencia a la tensión (s_u), se define como la carga máxima dividida entre el área inicial de la muestra y es el valor utilizado con mayor frecuencia de los resultados de un ensayo de tensión [4]:

$$s_u = \frac{P_{max}}{A_o} \quad (2.4)$$

Por muchos años se ha basado la resistencia de los elementos en este esfuerzo, convirtiéndose en una propiedad muy familiar, por lo que es útil como medio de identificación de un material en un sentido semejante al de la composición química. Además, debido a la facilidad con la que se obtiene, la resistencia a la tensión o última es útil para propósitos de especificación o de control de calidad de un producto [4].

Resistencia a la cedencia. Es el esfuerzo que divide el comportamiento elástico y plástico del material, para el cual la deformación plástica se hace importante; con la mayoría de los materiales existe una transición gradual entre ambos comportamientos, lo que dificulta ubicar con precisión el punto exacto donde esta transición ocurre. Se han utilizado varios criterios para la determinación de la cedencia, dependiendo de la medición de la deformación y del uso que se le dará a los datos [4].

- Límite elástico verdadero. Se basa en mediciones de micro deformaciones, en el orden de 2×10^{-6} ; se relaciona con el movimiento de unos pocos cientos de dislocaciones.
- Límite proporcional. Es el máximo esfuerzo hasta el cual se mantiene la proporción entre esfuerzo y deformación. Se obtiene al ver el inicio de la porción curva en la curva esfuerzo-deformación.
- Límite elástico. Es el mayor esfuerzo que el material puede soportar sin presentar deformación permanente.
- Resistencia a la cedencia (s_o). Es el esfuerzo requerido para producir una pequeña cantidad de deformación plástica especificada. Es usual determinar el esfuerzo correspondiente a la intersección de la curva esfuerzo – deformación y una línea paralela a la parte elástica de la curva desplazada una específica cantidad de deformación, 0.2 % según el estándar ASTM - E 8:

$$s_o = \frac{P(\text{deformación específica } e = 0.002)}{A_o} \quad (2.5)$$

Ductilidad. Es una medida del grado de deformación plástica que el material puede soportar sin presentar fractura, tiene gran importancia en operaciones de conformado, como la laminación o el extruido; además se puede especificar como un parámetro para evaluar la calidad del material, ya que se ve afectada por el nivel de inclusiones o impurezas. Las mediciones de ductilidad que comúnmente se realizan en un ensayo de tensión son la elongación (e_f) y la reducción de área (q), normalmente expresados en por ciento [4]:

$$e_f = \frac{L_f - L_o}{L_o} \quad (2.6)$$

$$q = \frac{A_f - A_o}{A_o} \quad (2.7)$$

Módulo de elasticidad. Conocido también como el módulo de Young, E , representa la pendiente de la parte lineal de la curva esfuerzo-deformación (ecuación (2.3)) y es una medida de la rigidez del material, es decir, su resistencia a ser deformado elásticamente. Entre mayor sea este módulo menor será la deformación elástica del material para un esfuerzo dado; es un valor importante de diseño, pues se utiliza en el cálculo de deflexiones en vigas y otros miembros [4].

El módulo de elasticidad es determinado por las fuerzas de enlace entre átomos, lo que provoca que el módulo de elasticidad sea una propiedad mecánica insensible a la estructura; de modo que la adición de aleantes, el tratamiento térmico o el trabajado mecánico lo afectan sólo ligeramente [4].

Resiliencia. Así se conoce a la habilidad del material para absorber energía en la zona elástica y disiparla nuevamente al ser descargado. Se mide a través del módulo de resiliencia, U_R , definido como la energía de deformación por unidad de volumen requerida para deformarlo desde cero hasta el esfuerzo de cedencia (s_o) [4]:

$$U_R = \frac{1}{2} s_o e_o = \frac{1}{2} s_o \frac{s_o}{E} = \frac{s_o^2}{2 E} \quad (2.8)$$

Ésta expresión representa el área bajo la curva esfuerzo-deformación en la porción elástica; los materiales resilientes serán aquellos con un alto esfuerzo de cedencia y un bajo módulo de elasticidad [1]. Lo anterior se puede apreciar en la Figura 2.2, donde se comparan las curvas esfuerzo – deformación de dos aceros con diferente composición, uno con alto carbono, utilizado para la fabricación de resortes y otro con bajo carbono, empleado para la manufactura de estructuras; puede distinguirse el desempeño del acero para resortes, quien posee un mayor módulo de resiliencia (líneas sombreadas) por presentar una mayor resistencia a la cedencia [4].

Tenacidad. La tenacidad de un material es su capacidad para absorber energía en la zona plástica. Es importante que el material pueda soportar ocasionalmente esfuerzos superiores al de cedencia sin presentar fractura, como en el caso de acoplamientos, engranes, cadenas y ganchos de grúas [4].

La tenacidad es determinada calculando el área total bajo la curva esfuerzo-deformación, pues comprende tanto a la resistencia como a la ductilidad; este parámetro es un indicio del trabajo por unidad de volumen que se puede realizar sobre el material sin que presente fractura [1].

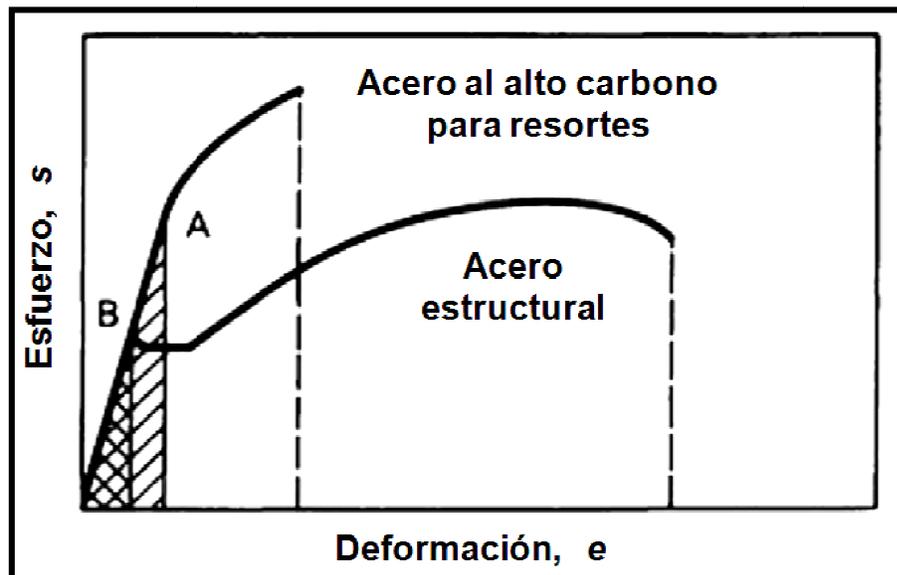


Figura 2.2 Curvas esfuerzo - deformación de materiales con alta y baja tenacidad [5].

La Figura 2.2 muestra el comportamiento de la tenacidad de dos materiales, el acero estructural, por presentar mayor elongación total, posee un valor de tenacidad mayor que la del acero para resortes [4],[5].

2.3.3. Curva esfuerzo-deformación real

Al observar la curva esfuerzo – deformación ingenieril, se puede notar una disminución en la tensión al continuar la deformación una vez superado el punto máximo; la aparente disminución en la capacidad de la probeta para soportar una carga se debe a que la sección transversal disminuye rápidamente dentro de la estricción.

La reducción en el esfuerzo después de la carga máxima ocurre debido a que el esfuerzo se sigue calculando a partir del área inicial A_0 , (ecuación (2.1)), cuando en realidad después de ese valor de esfuerzo el área que le corresponde es un valor mucho menor [1],[3].

La tensión real, σ , se define como la carga dividida por el área de la sección instantánea, (ecuación (2.9)), quedando a su vez, la deformación real, ε , definida por la ecuación (2.10) [4].

$$\sigma = \frac{P}{A_0}(e + 1) = s(e + 1) \quad (2.9)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) = s(e + 1) \quad (2.10)$$

La curva construida con éstos parámetros continúa ascendiendo hasta la fractura, por lo que, en ocasiones tiene más sentido utilizar curvas de tensión - deformación reales [3]. Al inicio de la estricción las ecuaciones (2.9) y (2.10) dejan de ser válidas y la tensión y la deformación reales deben ser calculadas a partir de las medidas de cargas, secciones transversales y longitudes de prueba reales [3],[4]:

$$\sigma = \frac{P}{\left[\frac{1+2R}{a}\right] \left[\ln\left(1+\frac{2a}{R}\right)\right]} \quad (2.11)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A_i}\right) = 2\ln\left(\frac{D_0}{D_i}\right) \quad (2.12)$$

Donde a es el radio mínimo en la estricción y R el radio de curvatura de la misma. En la Figura 2.3 se comparan las curvas de tracción ingenieril con las reales. Nótese que la tensión real necesaria para aumentar la deformación continua aumentando una vez superado el punto de esfuerzo máximo.

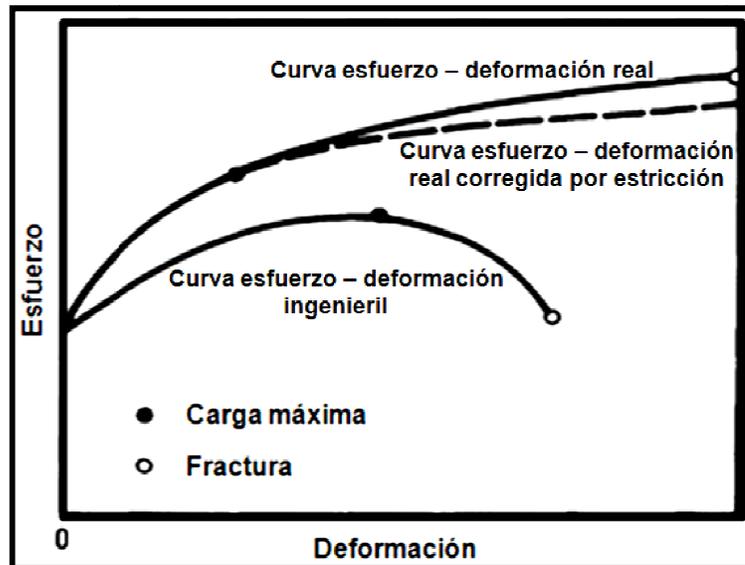


Figura 2.3 Comparación entre curvas Esfuerzo - Deformación [5].

En algunos metales y aleaciones, la región de deformación uniforme de la curva tensión-deformación real entre el límite elástico y el punto en que comienza la estricción puede aproximarse mediante la ecuación [3]:

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (2.13)$$

El parámetro n , exponente de endurecimiento por deformación, tiene valores entre $n = 0$ (sólido perfectamente plástico) y $n = 1$ (sólido elástico); para los metales tiene un valor entre 0.10 y 0.50; por su parte el parámetro K se denomina coeficiente de resistencia [5]. La ecuación (2.13) se cumple si en una gráfica doble logaritmo una curva esfuerzo real vs deformación real resulta en una línea recta; donde n es la pendiente y K es el valor de esfuerzo para una deformación real igual a 1, (Figura 2.4) [5].

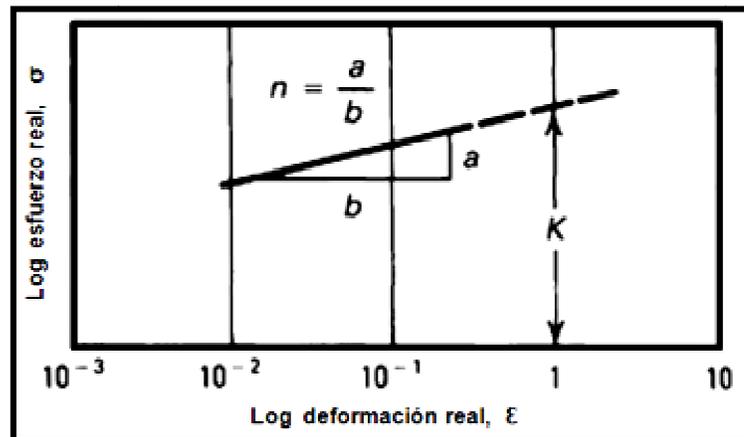


Figura 2.4 Diagrama Log σ real vs Log ϵ real [5].

2.4 Ensayo de compresión

En una amplia variedad de aplicaciones, los materiales soportan cargas de compresión, como por ejemplo en las estructuras de acero para edificios, las delgadas hojas de metal que forman las alas de las aeronaves, en los soportes de concreto para los puentes y en diversos procesos de conformado de materiales, como la laminación o el forjado. Por lo anterior, la realización de ensayos que describan el comportamiento compresivo de los materiales es de suma importancia en la ingeniería.

El ensayo de compresión consiste en deformar una muestra cilíndrica disminuyendo su altura, aumentando su diámetro; es un método conveniente para determinar la relación esfuerzo-deformación de los materiales sometidos a grandes deformaciones ($e > 0.5$), debido a que no está sujeto a la limitación que presenta el ensayo de tensión debido al surgimiento de la estricción; a la vez cuenta con la ventaja de que el espécimen de prueba es relativamente fácil de maquinar y no requiere una gran cantidad de material [5].

A pesar de tales ventajas, existen dos problemas que limitan su uso: la fricción y el pandeo o distorsión. La fricción suprime la expansión del material cerca de los extremos del espécimen, creando una región cónica de material no deformado, denominada zona muerta, provocando que la muestra tenga un abarrilamiento, la cual se reduce mediante lubricación, puliendo las caras en contacto o incrementando la relación altura/diámetro de la muestra [7].

El pandeo o distorsión, es un modo de falla caracterizado por una deflexión lateral de la muestra, se controla seleccionando una geometría con una relación altura/diámetro menor a 2, (Figura 2.5), [6].

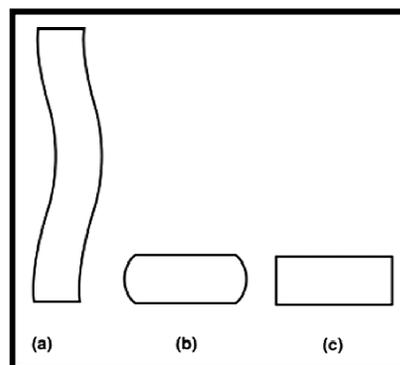


Figura 2.5 Modos de deformación en compresión: (a)Pandeo o distorsión, $L/D > 5$. (b)Abarrilamiento, $L/D < 2$ y con fricción. (c)Compresión homogénea, $L/D < 2$ y no se presenta fricción [6].

2.4.1 Distribución de la deformación

Las restricciones a la deformación inducidas por la fricción en los extremos de las muestras en un ensayo de compresión evitan la deformación uniforme y producen que la muestra se expanda en el centro de la altura [3],[6],[8]:

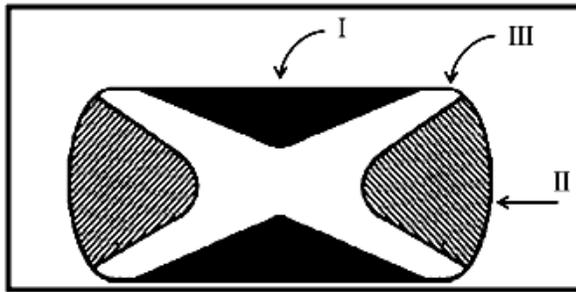


Figura 2.6 Zonas de deformación en una sección longitudinal de una probeta cilíndrica bajo compresión [8].

En la Figura 2.6 se distinguen las regiones de deformación debido al flujo heterogéneo de metal:

- Metal estacionario en la parte superior e inferior en contacto con las placas de compresión, son también llamadas zonas muertas (I).
- Metal cercano a la superficie externa del cilindro se deforma debido a la compresión, lo que resulta en la superficie expandida (II).
- Zonas de corte donde se concentra la deformación más severa (III).

Empleando cinta de teflón o MoS_2 como lubricante, se logra reducir el efecto de la fricción, consiguiendo una distribución uniforme de la deformación en la muestra.

2.4.2 Deformación y geometría de las muestras

En la superficie libre de la muestra, las deformaciones se componen de tensión circunferencial y compresión axial, (Figura 2.7 a)); a medida que aumenta la fricción, la expansión de la muestra se vuelve más severa, por lo que la deformación tensil aumenta y la compresiva disminuye favoreciendo el abarillamiento. En la Figura 2.7 b) se observa que a partir del caso de deformación homogénea, con excelente lubricación, la pendiente de las curvas se incrementa al aumentar la fricción [6].

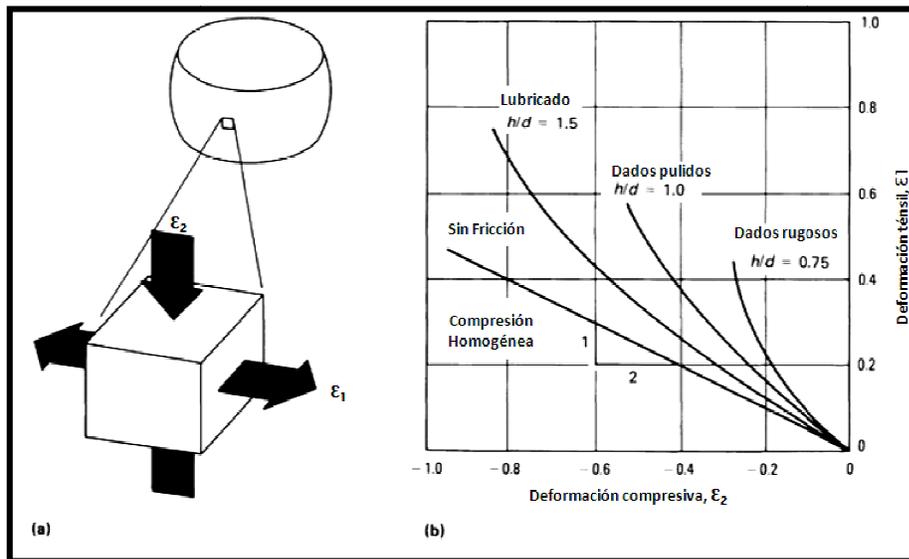


Figura 2.7 a) Deformaciones localizadas en la superficie libre de una muestra sometida a compresión. b) Deformación con respecto a la razón de aspecto y la fricción [6].

Se han generado modificaciones a la geometría del espécimen cilíndrico, con el objetivo de aumentar el rango de las deformaciones, de manera que sean aplicables a las condiciones de los procesos de conformado, ya sea con un reborde o con forma cónica en los extremos (Figura 2.8).

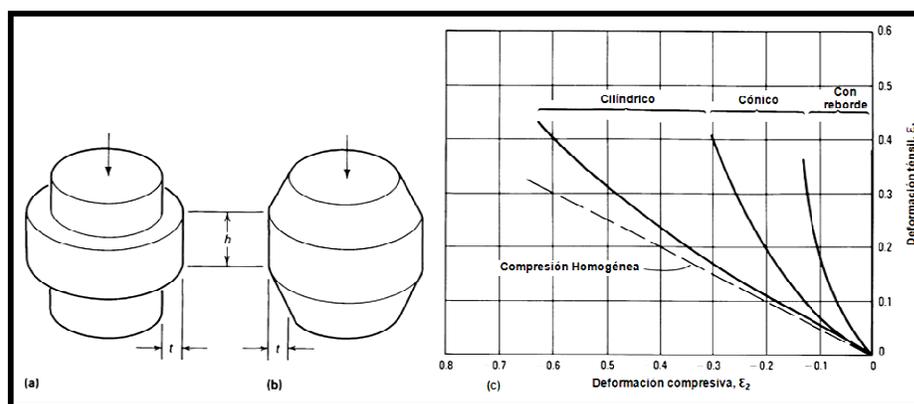


Figura 2.8 Probetas maquinadas para incrementar los esfuerzos ténsiles: a) Con reborde. b) Con extremos cónicos. c) Curva de comportamiento de diferentes geometrías de muestras [6].

2.4.3 Propiedades en compresión

Las características de las deformaciones elásticas y plásticas de los materiales policristalinos son generalmente las mismas en tensión y en compresión; como resultado de esto el módulo elástico, la resistencia a la cedencia y las curvas de endurecimiento por deformación serán las mismas en ambos ensayos.

La resistencia a la fractura, resistencia última y ductilidad, dependen de mecanismos de deformación localizada, por lo que son diferentes según la prueba a la que el material es sometido [6].

La resistencia a la fractura de un material dúctil se comporta de manera muy diferente en tensión y en compresión; en tensión se determina por el comportamiento de su estricción, el cual concentra la deformación plástica en una pequeña región, generando un estado de esfuerzo triaxial y propagando la fractura desde huecos que se inician en el centro de la estricción [6].

En compresión, la estricción no se presenta, debido a que la fractura no se genera en el centro de la probeta, sino que ocurre en la superficie libre de la muestra, esta por lo general crece lentamente y no conlleva una completa separación de la muestra, por lo que no limita la capacidad del material de soportar carga; como resultado, no existe definición de la resistencia a la fractura en el ensayo de compresión de los materiales dúctiles.

La resistencia última en un material dúctil en tensión es definida como la carga máxima capaz de soportar, justo en el instante de surgir la estricción; como esta no ocurre en el ensayo a compresión, por lo tanto, no existe una carga última [6].

2.5 Ensayo de dureza

El término dureza se define como la capacidad del material para resistir una deformación permanente cuando se encuentra en contacto con un indentador bajo cierta carga. Generalmente un ensayo de dureza consiste en presionar un indentador de geometría y propiedades mecánicas conocidas sobre el material a ensayar.

La dureza de un material se cuantifica utilizando escalas que indican directa o indirectamente la presión de contacto involucrada en la deformación de la superficie de prueba. Debido a que el indentador es presionado sobre el material durante la prueba, la dureza también es vista como la habilidad del material para resistir cargas compresivas [4],[9].

Diversas razones hacen del ensayo de dureza el método más simple y barato de caracterizar mecánicamente un material, entre ellas se puede mencionar su naturaleza no destructiva, el espécimen no requiere una preparación detallada y su relativa rapidez.

2.5.1 Clasificación de ensayos de dureza

Los ensayos de dureza pueden ser clasificados usando distintos criterios [9]:

- **Tipo de indentador.** Puede ser esférico (Brinell), piramidal (Vickers y Knoop) o cónico (Rockwell).
 - **Tipo de la medición.** Aquéllos que involucran la medición de las dimensiones de la indentación (Brinell, Vickers, Knoop) y los que miden su profundidad (Rockwell, nano indentación).
-

- **Magnitud de la carga de indentación.** Se subdivide en macrodureza, microdureza, y nanodureza. Para las pruebas de macrodureza, las cargas de indentación van desde 1 kg hasta 3000 kg. Para los ensayos de microdureza se utilizan cargas desde 1 g a 1 kg, siendo las más comunes entre 100 y 500 g; mientras que para los ensayos de nanodureza, se aplican cargas tan pequeñas como 0.01 g.
- **Naturaleza de la carga.** Se subdivide en ensayos estáticos, dinámicos o de rayado. En los ensayos estáticos, la carga se aplica con lentitud; en los dinámicos se utilizan dispositivos denominados escleroscopios con un indentador esférico que se deja caer sobre el material a prueba y la altura del rebote, es utilizada para medir la dureza. En los ensayos de rayado, un material conocido es utilizado para rasgar la superficie del material a analizar y así determinar su dureza de acuerdo con la escala de Mohs.

2.5.2 Observaciones generales y limitaciones

Se deben de tomar en cuenta las siguientes precauciones antes de realizar cualquier ensayo de dureza [10]:

- **Espesor de la muestra.** Este debe ser tal que no se fracture o llegue a presentar marcas o abultamientos en el lado opuesto a la indentación, generalmente se utiliza un espesor de al menos diez veces la profundidad de la indentación.
 - **Superficie de la muestra.** Debe ser plana para que la carga sea aplicada de manera perpendicular a ella; además debe estar pulida, para definir claramente la indentación y permitir una correcta medición.
 - **Sujeción.** La muestra debe estar perfectamente sujeta para minimizar su movimiento durante el ensayo y mantener la superficie a analizar perpendicular al indentador.
-

-
- **Espaciado entre indentaciones.** Para evitar que el espécimen se vuelque, debe existir un espacio entre la indentación y los vértices de la muestra; además también debe existir una distancia mínima entre una indentación y otra, con tal de eliminar el error debido al endurecimiento por deformación. Tal espaciado varía según el ensayo, en por lo menos 3 veces el diámetro de la indentación para el ensayo Brinell y 2.5 veces la longitud de la diagonal para el ensayo Vickers.

2.5.3 Ensayo Brinell

Fue propuesto por J. A. Brinell en 1900 y consiste en la aplicación de una carga constante, usualmente entre 500 y 3000 kg, sobre la superficie del material a analizar, por un tiempo específico (de 10 a 30 s compensando así la recuperación elástica) y utilizando una bola de 10 mm de diámetro de carburo de tungsteno para aceros o materiales duros y de acero endurecido para metales no ferrosos, (Figura 2.9), [4],[10].

Después de haber removido la carga, la dureza se determina midiendo el diámetro promedio de la indentación (dos lecturas a 90°) y calculando el número de dureza Brinell (HB) dividiendo la carga aplicada entre la superficie de la indentación [10]:

$$HB = \frac{2P}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2.14)$$

donde P es la carga en kg, D es el diámetro del indentador en mm y d es el diámetro de la indentación en mm. Para especificar que indentador se utilizó, el número de dureza deberá ser reportado como HBS para una esfera de acero y como HBW para una de tungsteno.

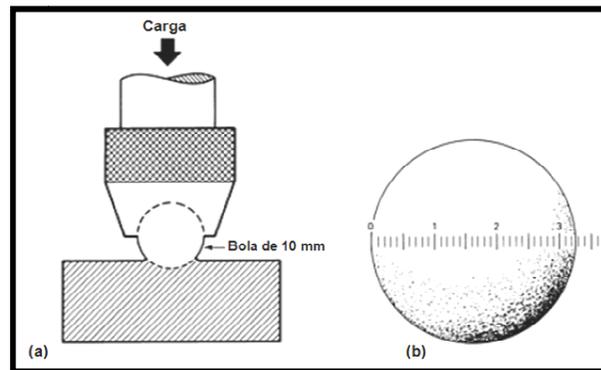


Figura 2.9 Proceso de indentación Brinell: a) Esquema del ensayo. b) Medición de una indentación con escala en mm [10].

La carga a utilizar dependerá principalmente del tamaño de la impresión, del espesor y de la superficie de la muestra, generalmente se consideran como estándar 500, 1000, 1500, 2000, 2500 y 3000 kg. Las cargas de 500 kg son usadas para aleaciones de aluminio y cobre, mientras que para aceros y hierros grises se aplican cargas de 3000 kg [10].

Es recomendable que la carga a utilizar sea de tal magnitud que el diámetro de la impresión se encuentre dentro del rango de 2.4 a 6.0 mm (del 24 al 60% el diámetro del indentador), si se exceden tales límites, la sensibilidad del ensayo se reduce [10].

2.5.3 Ensayo Vickers

Fue creado en Inglaterra en 1925 por R. Smith y G. Sandland, como una mejora del ensayo Brinell, debe su nombre al primer fabricante, Vicker-Armstrong Limited; utiliza una pirámide con base cuadrada como indentador con un ángulo entre caras opuestas de 136° , este ángulo fue elegido para que los resultados obtenidos mantuvieran equivalencia con aquellos obtenidos mediante el ensayo Brinell [11].

Como se mencionó previamente el principio básico del ensayo Vickers es similar al del Brinell; el indentador de diamante en forma de pirámide con base cuadrada es presionado con cierta carga sobre el material a analizar, (Figura 2.10). Después de que la carga ha llegado a una condición estática y cesa la penetración, la carga permanece de 10 a 15 s para compensar la recuperación elástica, para luego ser removida. Las diagonales de la indentación resultante son medidas y el promedio, en milímetros, se utiliza para calcular el número de dureza Vickers (HVN) [4],[11]:

$$HV = \frac{2P \operatorname{sen}(132/2)}{d^2} = \frac{1.8544 P}{d^2} \quad (2.15)$$

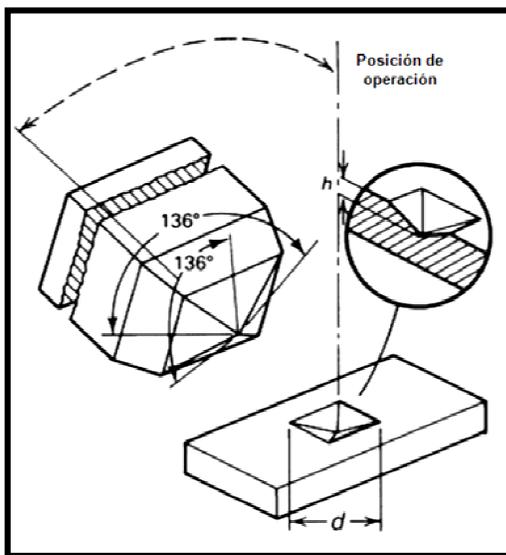


Figura 2.10 Indentador piramidal de diamante usado para el ensayo Vickers e indentación resultante, *d* diagonal media de la indentación [11].

El ensayo Vickers tiene como ventajas que el número de dureza es independiente de la carga, los vértices de la indentación están bien definidos lo que facilita su medición, utiliza una escala continua para una carga dada y la deformación del indentador es despreciable incluso cuando se analizan materiales duros [4],[10],[11].

A pesar de las ventajas mencionadas anteriormente, algunos aspectos negativos que presenta el ensayo es que la superficie del espécimen debe prepararse cuidadosamente en especial para indentaciones poco profundas, además debe tomarse en cuenta que las mediciones de las diagonales dependen del operador, por lo que se puede introducir un error si existe fatiga o cansancio.

Según la magnitud de la carga aplicada, el ensayo Vickers está dividido en: Microindentación Vickers (ASTM E 384) cargas de 1 hasta 1000 g. Macroindentación Vickers (ASTM E 92) cargas desde 1 hasta 120 kg.

2.5.4 Recuperación elástica

Una causa fundamental de error en la medición de las indentaciones en los ensayos de dureza es la deformación localizada en el perímetro del borde. Este puede adoptar diferentes formas que se pueden observar en una sección transversal de la huella, como lo son el rebordeado, el hundimiento o simplemente no existir una diferencia significativa entre la indentación y la superficie no deformada [4],[10],[11].

El rebordeado se presenta en metales trabajados en frío con poca capacidad de endurecimiento por deformación; se caracteriza por la existencia de una arista alrededor de la indentación que se extiende sobre la superficie de la muestra. Los metales recocidos que endurecen rápidamente por deformación presentan hundimiento, donde el borde de la indentación se encuentra bajo la superficie. Los fenómenos mencionados anteriormente se observan en los diferentes ensayos de dureza, con características particulares para cada uno de ellos.

Brinell. Cuando se presenta el rebordeado, el diámetro aparente es mayor que el real indicando erróneamente un valor de dureza menor al real; en el caso del hundimiento, la difícil distinción del borde de la indentación y la lectura de su diámetro, pueden arrojar una errónea mayor dureza, (Figura 2.11) [4],[10].

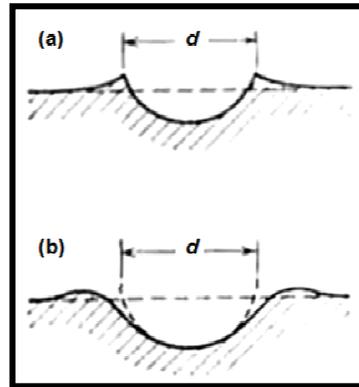


Figura 2.11 Secciones transversales de una indentación Brinell (a) Rebordeado (b) Hundimiento [4].

Vickers. Las indentaciones que presentan hundimiento muestran una curvatura descendente del material a lo largo de la cara del indentador denominada concavidad. Este fenómeno orilla a una lectura de un área mayor y un menor valor de la dureza del material, (Figura 2.12 (a)). Por su parte, en el rebordeado el material se eleva sobre la cara del indentador dejando a las esquinas en su nivel original. En este caso las mediciones de las diagonales podrían indicar erróneamente un mayor valor de dureza, (Figura 2.12 (c)) [4],[10].

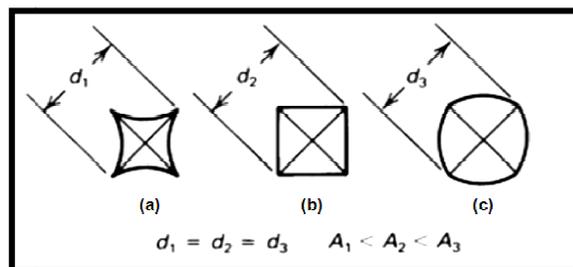


Figura 2.12 Tipos de indentaciones Vickers: (a) Con hundimiento (b) Indentación perfecta (c) Con rebordeado [10].

CAPÍTULO 3

ALEACIONES DE ALUMINIO

3.1 Introducción

Los antiguos griegos y romanos usaban el alumbre (sulfato de aluminio, $(\text{SO}_4)_3\text{Al}_2$) como astringente y para el teñido de sus ropas. En 1809, Sir Humphry Davy experimentando con tal compuesto, obtuvo una forma impura de un metal desconocido, al que más tarde denominaría aluminio [12].

El aluminio es el elemento metálico más abundante en la corteza terrestre, sus compuestos forman el 8% de la misma; tiene alta afinidad química con el oxígeno, por lo que en la naturaleza se encuentra presente en forma de óxidos con gran estabilidad termodinámica, por esta razón el desarrollo comercial del aluminio estuvo limitado durante mucho tiempo [12],[13].

Fue hasta la segunda mitad del siglo XIX, específicamente en 1886, cuando Charles Martin Hall y Paul L. T. Héroult descubrieron la obtención del aluminio a partir de la alúmina (Al_2O_3) por medio de electrólisis en un baño de criolita.

La popularidad del proceso Hall - Héroult y las tendencias tecnológicas actuales han hecho del aluminio el metal no ferroso de mayor consumo en el mundo [13].

3.2 Propiedades del aluminio

Las propiedades del aluminio (Tabla 3.1) lo hacen un material ideal para aplicaciones convencionales y de reciente desarrollo, llegando a ser de gran importancia en industrias como la automotriz, alimenticia, de la construcción, transmisión de energía, aeroespacial, de defensa, manufacturera, entre otras [14].

Las aplicaciones prácticas del aluminio seguirán expandiéndose conforme la tecnología avance incrementando la demanda de productos con alta relación resistencia - peso y a la vez con menor impacto ecológico [14].

Tabla 3.1 Propiedades del aluminio [13–15].

Químicas.	
Símbolo químico	Al
Número atómico	13
Peso atómico	26.9815 uma
Radio atómico	0.143 nm
Isótopos	Ninguno
Valencia	3
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras
Parámetro de red	0.404 nm
Plano de deslizamiento	{111}
Físicas.	
Densidad	2.7 g/cm ³
Punto de fusión	660°C
Punto de ebullición	2,480°C
Cambio de volumen en la solidificación	6.7%
Contracción por vaciado (lineal)	1.7-1.8%
Color-Luz reflejada	Blanco plateado
Ingenieriles.	
Módulo de elasticidad	72.4 GPa
Módulo de corte	27.5 GPa
Coefficiente de Poisson	0.31
Calor específico promedio (0–100°C)	917 J kg ⁻¹ K ⁻¹
Conductividad térmica (20–100°C)	238 W m ⁻¹ K ⁻¹
Coefficiente de expansión térmica (0–100°C)	23.5x10 ⁻⁶ K ⁻¹

3.3 Aleaciones de aluminio

Las propiedades de una aleación de aluminio dependen de una compleja interacción entre su composición química y características microestructurales desarrolladas durante su solidificación, tratamientos térmicos y procesos de deformación a los que se someta [16].

Aunque la mayoría de los metales pueden alearse con el aluminio, pocos tienen la suficiente solubilidad en sólido para servir como principales elementos de aleación, dentro de éstos se encuentran el zinc, magnesio, cobre y silicio, (Tabla 3.2), [13],[17].

Otros elementos como el cromo, manganeso y zirconio presentan baja solubilidad, sin embargo, aportan importantes mejoras a las propiedades de la aleación [13].

Tabla 3.2 Solubilidad de diversos elementos en el aluminio [17].

Elemento	Temperatura (°C)	Solubilidad (% peso)
Cobre	548.0	5.65
Cromo	661.0	0.77
Hierro	655.0	0.05
Litio	600.0	4.20
Magnesio	450.0	17.40
Manganeso	658.0	1.82
Níquel	640.0	0.04
Silicio	577.0	1.65
Plata	566.0	55.60
Estaño	228.0	~0.06
Titanio	665.0	~1.30
Zinc	443.0	70.00
Zirconio	660.5	0.28

Por su parte los elementos gaseosos, a excepción del hidrógeno, no tienen una solubilidad apreciable en el aluminio, ya sea en estado líquido o sólido [13].

3.3.1 Efecto de elementos aleantes

A continuación se presenta un breve resumen del efecto que tienen algunos elementos sobre el aluminio y sus aleaciones [18]:

- **Antimonio (Sb).** Modifica el eutéctico en las aleaciones Al–Si, forma compuestos con el estroncio o calcio que afectan la fluidez y la estructura del eutéctico; es potencialmente tóxico.
 - **Berilio (Be).** Afecta la morfología de las fases de hierro provocando una mejora en la resistencia a la tensión o en la ductilidad.
 - **Boro (B).** Formar boruros, tales como AlB_2 y TiB_2 , este último forma sitios de nucleación estables para partículas refinadoras de grano.
 - **Calcio (Ca).** Es un débil modificador del eutéctico Al–Si, pero incrementa la solubilidad del hidrógeno, el cual es frecuentemente responsable de porosidad.
 - **Cobre (Cu).** Incrementa la resistencia a la tensión y la dureza mediante tratamiento térmico. Reduce la resistencia a la corrosión, la resistencia al agrietamiento en caliente (*hot tearing*) y la facilidad de vaciado.
 - **Cromo (Cr).** En bajas concentraciones ayuda a reprimir el crecimiento de grano en aleaciones que son susceptibles a este fenómeno. Mejora la resistencia a la corrosión en algunas aleaciones.
 - **Estroncio (Sr).** Se adiciona normalmente en cantidades muy pequeñas (0.008–0.04%) para modificar la fase del eutéctico Al–Si en aleaciones hipoeutécticas.
 - **Estaño (Sn).** Es efectivo para reducir la fricción, por lo que es usado en aplicaciones como rodamientos.
 - **Fósforo (P).** Reduce la efectividad de los modificadores sodio y estroncio, aunque contribuye a la disminución de las partículas de silicio primario en las aleaciones Al–Si hipoeutécticas, aumentando la resistencia al desgaste.
-

- **Hierro (Fe).** Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente y reduce la tendencia a la adhesión en moldes permanentes (*die sticking*). Al incrementarse su contenido se reduce la ductilidad. Tiende a formar varios compuestos insolubles que afectan las propiedades de la aleación.
- **Magnesio (Mg).** Contribuye al incremento de resistencia a la tensión y dureza mediante el proceso de tratamiento térmico en las aleaciones de los sistemas Al-Mg, Al-Si y Al-Si-Cu.
- **Manganeso (Mn).** Se considera como una impureza y por lo tanto es controlado a un nivel mínimo. Se combina con el hierro formando fases insolubles que reducen el efecto perjudicial de este último sobre la ductilidad de la aleación.
- **Níquel (Ni).** Es usado en combinación con el cobre para aumentar las propiedades en altas temperaturas.
- **Silicio (Si).** Incrementa las características de vaciado del aluminio, mejora su fluidez y aumenta la resistencia al agrietamiento en caliente.
- **Sodio (Na).** Actúa como modificador del eutéctico Al-Si. Reacciona fácilmente con el fósforo, provocando una disminución en la efectividad de la modificación y en el tamaño de las fases de silicio primario.
- **Titanio (Ti).** Es usado para refinar el tamaño de grano, comúnmente es empleado en combinación con el Boro.
- **Zinc (Zn).** Es adicionado en algunas aleaciones debido a que presenta una excelente respuesta al tratamiento térmico de envejecimiento.

En Estados Unidos, la Asociación del Aluminio (*Aluminum Association*) desarrolló un sistema de designación para las aleaciones de aluminio de acuerdo a la forma en que son procesadas para obtener un producto [19]:

- **Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico.**
 - **Aleaciones de aluminio para vaciado.**
-

3.3.2 Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico

Son utilizadas para fabricar productos mediante distintos procesos de formado partiendo de lingotes previamente vaciados [13]. La clasificación de estas aleaciones de acuerdo con la Asociación del Aluminio se muestra en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3 Designación para aleaciones de aluminio para trabajo mecánico [19].

Serie	Principal elemento de aleación
1xxx	99.00% mínimo de aluminio
2xxx	Cobre
3xxx	Manganeso
4xxx	Silicio
5xxx	Magnesio
6xxx	Magnesio y silicio
7xxx	Zinc
8xxx	Otros elementos
9xxx	Sin uso

El primer dígito indica el principal elemento de aleación, el segundo (si es diferente de 0) una modificación a la aleación original o un cambio en los límites de las impurezas. Los últimos dos dígitos son arbitrarios e identifican una aleación en específico; en el caso de la serie 1xxx, indican el porcentaje mínimo de aluminio. Para aleaciones en etapa experimental se agrega el prefijo X [13],[19].

Estas aleaciones se subdividen de acuerdo a la manera en que pueden incrementar su resistencia mecánica [13],[19]:

- **Tratables térmicamente:** áquellas que responden al endurecimiento por precipitación, series: 2xxx, 6xxx y 7xxx.
- **No tratables térmicamente,** que endurecen por solución sólida, dispersión o deformación. Series: 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx y 8xxx.

3.3.3 Aleaciones de aluminio para vaciado

Están especialmente diseñadas para fluir con cierta facilidad dentro de un molde cuya forma final será la obtenida del vaciado (Tabla 3.4) [19].

Tabla 3.4 Designación para aleaciones de aluminio para vaciado [19].

Serie	Principal elemento de aleación
1xx.x	99.00% mínimo de aluminio
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio con cobre o magnesio
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin uso
7xx.x	Zinc
8xx.x	Estaño
9xx.x	Otros elementos

El primer dígito indica el principal elemento de aleación, los siguientes dos sirven para identificar a aleaciones de la misma serie o en el caso de la serie 1xx.x, especifica el porcentaje mínimo de aluminio. El dígito a la derecha del punto decimal designa el tipo de producto, siendo 0 cuando la pieza vaciada es el producto final y 1 ó 2 cuando es lingote.

Para indicar una modificación a la aleación original o un cambio en los límites de las impurezas se utilizan letras como prefijos siguiendo un orden alfabético, empezando con la A pero omitiendo I, O, Q y X, esta última siendo reservada para aleaciones en etapa experimental [13],[19].

Esta clasificación se subdivide según incrementan su resistencia mecánica [13],[18],[19]:

- **Tratables térmicamente**, series: 2xxx, 3xxx y 7xxx.
- **No tratables térmicamente**, series: 1xxx, 4xxx, 5xxx, 8xxx y 9xxx.

3.4 Aleaciones Al–Si para vaciado

Las aleaciones aluminio - silicio son las más utilizadas en el proceso de vaciado, ya que constituyen un 85–90% del total de piezas producidas, debido a su alta fluidez, alta resistencia a la corrosión, facilidad para ser unidas mediante soldadura [13].

Las aleaciones comerciales de este tipo presentan composiciones hipoeutécticas con un 5 a 10% de Si, eutécticas con un 11 a 13% y aleaciones hipereutécticas con un 14 a 20 % (Figura 3.1) [20].

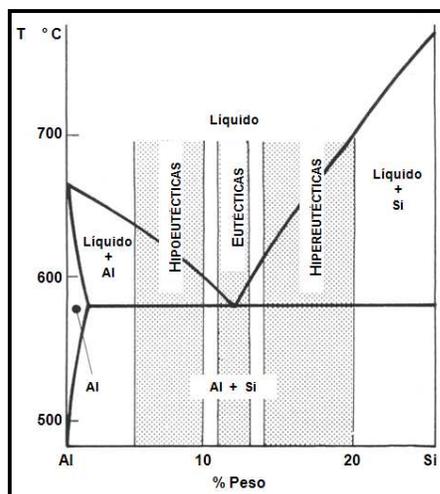


Figura 3.1 Diagrama de fases en equilibrio de Al–Si [20].

Las características microestructurales, la composición y el proceso de vaciado varían parámetros que influyen en las propiedades de las aleaciones aluminio – silicio, entre éstos se encuentran:

- **Espaciamiento dendrítico secundario (EDS).**
- **Modificación de la morfología del silicio eutéctico.**
- **Tamaño de grano.**
- **Porosidad.**

3.4.1 Espaciamiento dendrítico secundario

La solidificación de las aleaciones Al - Si presenta una morfología de crecimiento dendrítico, dando origen a una estructura como la que se muestra en la Figura 3.2 [21].

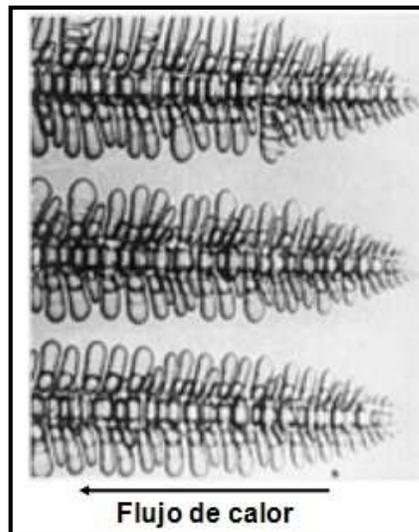


Figura 3.2 Solidificación dendrítica [21].

A la porción central de cada una de las dendritas se le conoce como brazo dendrítico primario, crece en sentido contrario a la dirección del flujo de calor.

Las protuberancias que crecen perpendicularmente del brazo dendrítico primario reciben el nombre de brazos dendríticos secundarios, a la distancia de separación entre estos últimos se le conoce como espaciamiento dendrítico secundario (EDS) o SDAS (*Secondary Dendritic Arm Spacing*) [21].

Para determinar el EDS se emplea un método que consiste en contar los brazos interceptados por una línea perpendicular a ellos y se divide la longitud de la línea entre el número de brazos [21-23].

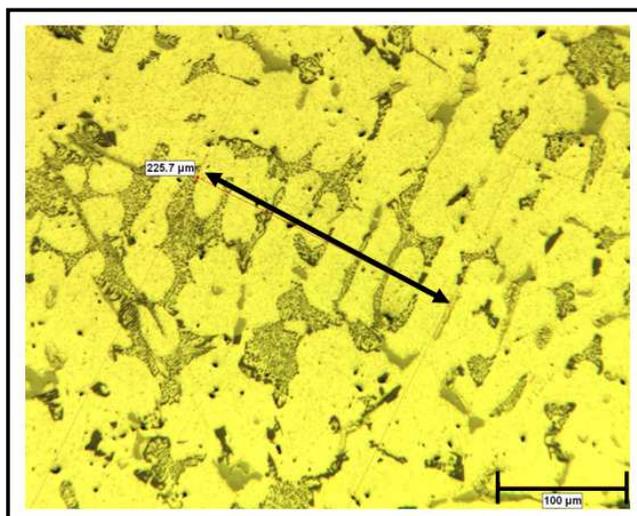


Figura 3.3 Técnica empleada para la medición del EDS de una aleación Al-Si hipoeutéctica [11]

Como las propiedades mecánicas de los productos vaciados aumentan cuando el EDS disminuye (Figura 3.4 (a)), es de suma importancia el poder controlarlo mediante la velocidad de solidificación (Figura 3.4 (b)), ya que para una composición determinada se tiene [18],[21-26]:

$$t = \left[\frac{\text{EDS}}{10} \right]^3 \quad (3.1)$$

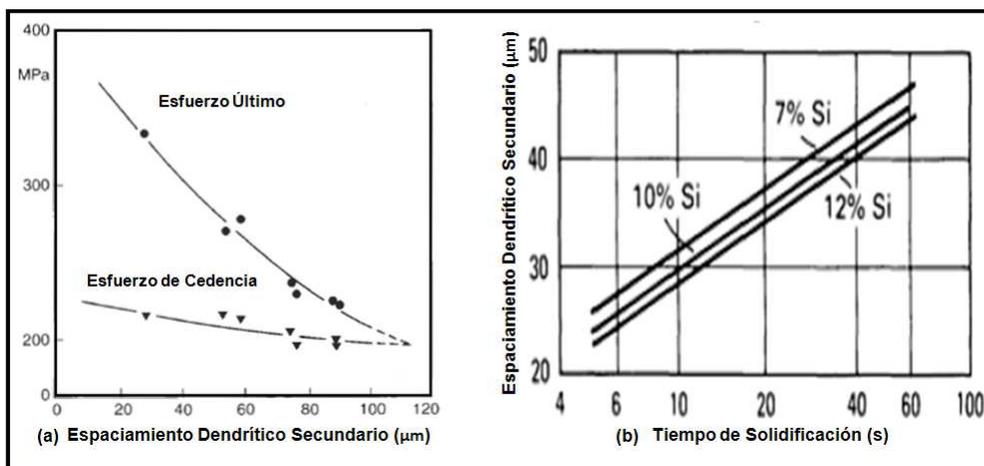


Figura 3.4 Relación entre EDS y (a) Propiedades mecánicas [24]. (b)Tiempo de Solidificación [26].

3.4.2 Nivel de modificación

Con el objetivo de incrementar las propiedades mecánicas de las aleaciones aluminio – silicio, se provocan cambios morfológicos en el silicio eutéctico, de un aspecto acicular a uno fibroso, los cuales reciben el nombre de modificación; existen dos tipos de esta: química y por enfriamiento rápido [17],[18].

Modificación química. Se lleva a cabo cuando un elemento, agente modificador, crea en el silicio eutéctico una gran cantidad de maclas, cambiando su morfología acicular a fibrosa. Este fenómeno se produce debido a que la impureza provoca que grupos de átomos de silicio cambien su posición uniformemente a través de un plano específico; forzando a que el crecimiento facetado del silicio se ramifique.

La característica que debe cumplir un elemento para funcionar como agente modificador es que se acerque a la relación, $r_{\text{modificador}}:r_{\text{Si}} = 1.646$; como el sodio presenta una relación de 1.641, este es el agente modificador más efectivo.

Existen distintos elementos que pueden ser usados como agentes modificadores, entre ellos sobresalen los grupos IA y IIA de la tabla periódica y algunas tierras raras; cabe mencionar que el sodio y el estroncio tienen preferencia y una aplicación industrial amplia, debido a que presentan un buen efecto modificador con bajos niveles de adición.

El sodio a pesar de su excelente efecto modificador, tiene grandes pérdidas por vaporización; el estroncio por su parte, tiene pérdidas considerablemente menores que se presentan por oxidación; a diferencia de los anteriores el antimonio es un agente modificador muy estable, pero su uso se restringe debido a la alta toxicidad de los gases producidos al reaccionar con el hidrógeno disuelto en el aluminio líquido.

Dependiendo de la cantidad de agente modificador, así como de la composición de la propia aleación aluminio – silicio, se pueden obtener estructuras del silicio eutéctico intermedias entre la acicular y la fibrosa.

La AFS (*American Foundrymen's Society*) divide esta gama de estructuras en seis niveles de modificación: el nivel 1 corresponde a una estructura sin modificar; a los niveles del 2 al 4, estructuras parcialmente modificadas; el nivel 5 a una estructura completamente modificada y el nivel 6 a una estructura sobremodificada (Figura 3.5) [17].

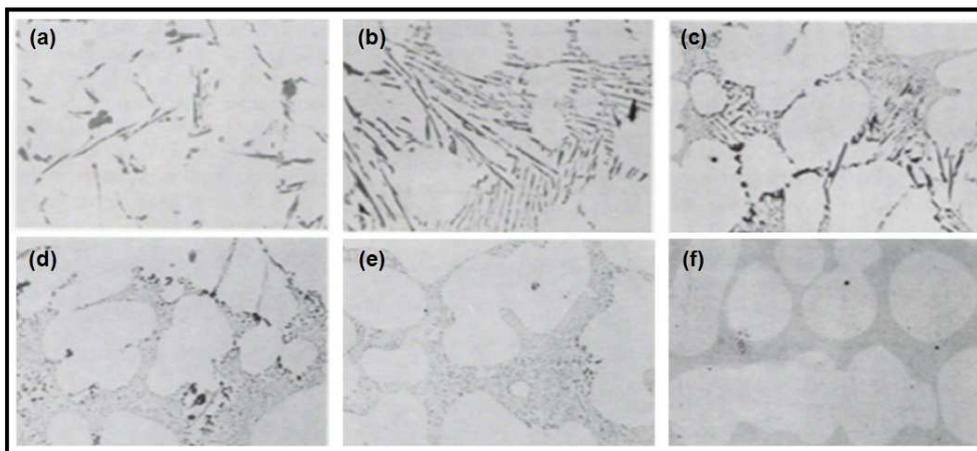


Figura 3.5 Estructuras del Silicio eutéctico modificado químicamente:
(a) Nivel 1 - Sin modificar. (b) Nivel 2 - Laminar. (c) Nivel 3 - Modificada Parcialmente. (d) Nivel 4 – Ausente de Laminas. (e) Nivel 5 - Fibrosa. (f) Nivel 6 - Sobremodificada. [17].

Modificación por enfriamiento rápido. Por medio de una solidificación rápida en un rango de crecimiento de 400 a 1000 μm por segundo se puede obtener una estructura fibrosa del eutéctico. Analizando este tipo de modificación bajo microscopía electrónica de barrido, se ha encontrado que las estructuras obtenidas por este método presentan una morfología acicular pero extremadamente fina [17].

3.4.3 Porosidad

La porosidad es el defecto más común encontrado en aleaciones Al – Si, se clasifica de acuerdo a su origen [17],[18]:

- **Porosidad por hidrógeno.** Se genera cuando el hidrógeno disuelto en el aluminio líquido queda atrapado en forma de burbujas durante la solidificación debido a la disminución en su solubilidad.
- **Porosidad por contracción.** Es provocada por una alimentación deficiente de metal líquido para poder contrarrestar la contracción volumétrica que experimenta la pieza durante la solidificación.

La porosidad se considera una característica indeseable debido a que degrada ciertas propiedades importantes, principalmente la resistencia a la tensión y la elongación, (Figura 3.6), [18].

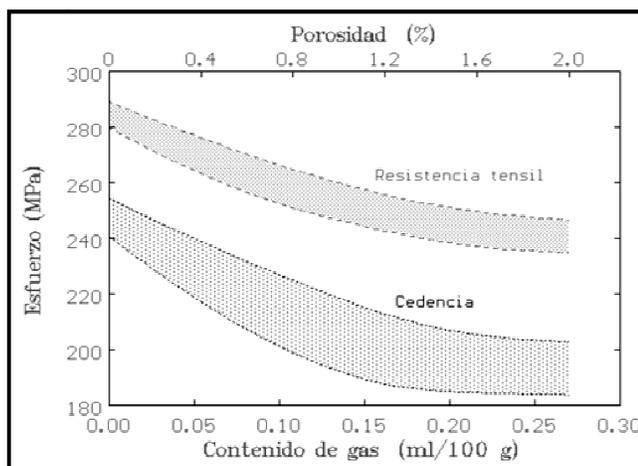


Figura 3.6 Efecto de la porosidad sobre las propiedades en tensión de una aleación tipo 356 [18].

Utilizando altas velocidades de enfriamiento y métodos de refinamiento de grano se puede lograr que la porosidad disminuya o por lo menos que se distribuya uniformemente en poros de menor volumen [17].

3.4.4 Tamaño de grano

En las aleaciones Al–Si cada grano contiene una familia de dendritas de aluminio y entre sus brazos una mezcla eutéctica; por lo que el control del EDS y la modificación son mucho más importantes que el proceso de refinamiento de grano. Algunas propiedades mecánicas llegan a incrementarse cuando se refina el tamaño de grano debido a que puede obtenerse una mejor distribución de la porosidad por contracción y reducirse aquella causada por hidrógeno (Figura 3.7). Existen dos métodos de refinamiento de grano [17],[18],[26]:

- **Por enfriamiento rápido.** Los núcleos presentes en el líquido se activan durante la solidificación utilizando una alta velocidad de enfriamiento.
- **Por métodos químicos.** Consiste en adicionar a la aleación en estado líquido agentes de nucleación (titanio de 0.02 a 0.15% y boro de 0.01% en peso), que sirven como núcleos activos incluso a bajas velocidades de enfriamiento.

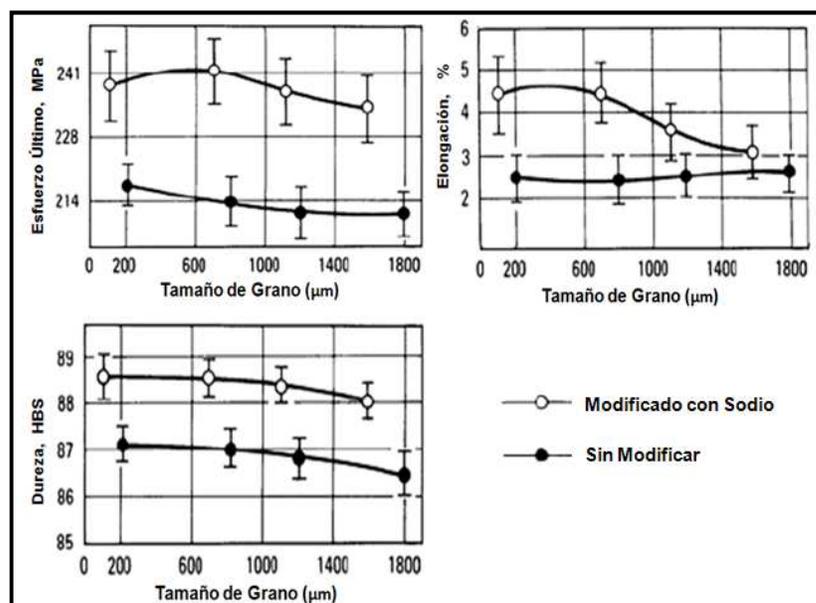


Figura 3.7 Efecto del tamaño de grano en las propiedades mecánicas de una aleación aluminio – silicio hipoeutéctica [26].

3.5 Tratamiento térmico de aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio son sometidas a tratamiento mecánico o térmico para aumentar su resistencia mecánica. En las aleaciones para trabajo mecánico se utilizan ambos métodos y en las aleaciones para vaciado sólo es aplicable el tratamiento térmico, ya que el producto que se obtiene mediante este proceso tiene su forma final.

La Asociación del Aluminio ha establecido un sistema de designación para especificar la condición metalúrgica de una aleación, se usa en las procesadas para trabajado mecánico y en las destinadas para vaciado; colocando la nomenclatura después de la aleación y separándolas por un guión (Tabla 3.5) [19].

Tabla 3.5 Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio [8].

F	Condición de fabricación
O	Recocido
W	Tratamiento de solución
H	Endurecimiento por deformación
H1	Únicamente endurecimiento por deformación
H2	Endurecimiento por deformación y recocido parcial
H3	Endurecimiento por deformación y estabilizado
T	Tratamiento térmico
T1	Envejecimiento natural
T2	Trabajo en frío y envejecimiento natural
T3	Solución, trabajo en frío y envejecimiento natural
T4	Solución y envejecimiento natural
T5	Envejecimiento artificial
T6	Solución y envejecimiento artificial
T7	Solución y estabilización
T8	Solución, trabajo en frío y envejecimiento artificial
T9	Solución, envejecimiento artificial y trabajo en frío
T10	Trabajo en frío y envejecimiento artificial

Las aleaciones de aluminio que incrementan su resistencia mediante tratamiento térmico responden al endurecimiento por precipitación, proceso que se caracteriza por un incremento en la solubilidad de uno o más elementos de aleación al incrementarse la temperatura y consta de tres etapas [27],[28]:

Tratamiento de solución. Consiste en calentar la aleación hasta una temperatura menor a la de fusión del eutéctico y mantenerla durante cierto tiempo para obtener la máxima cantidad de soluto en solución sólida (Figura 3.8). Si se alcanzan temperaturas por encima de la temperatura de fusión del eutéctico, se puede causar fusión localizada, provocando una disminución en las propiedades mecánicas esperadas después del tratamiento térmico [19].

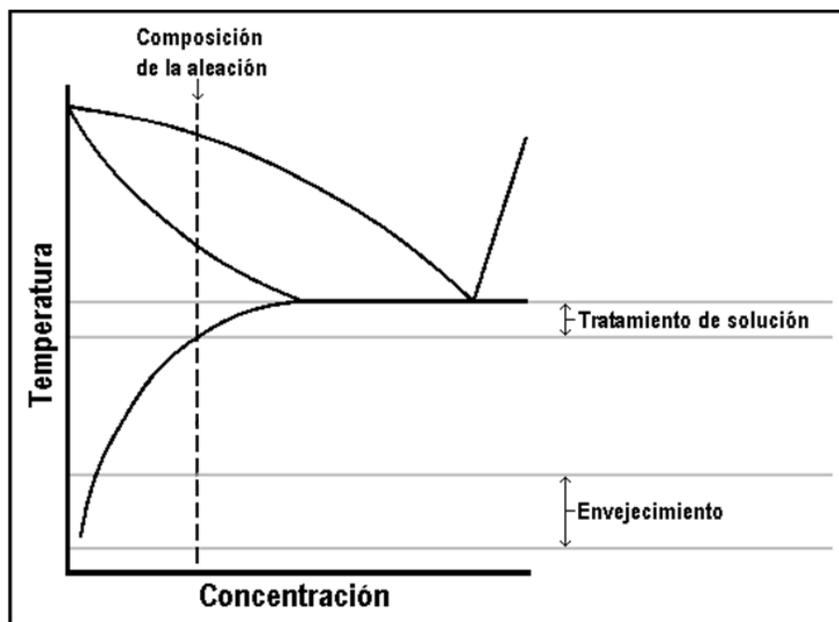


Figura 3.8 Intervalos de temperatura para tratamiento térmico de aleaciones binarias de aluminio [28].

Enfriamiento brusco (temple). Esta etapa tiene como objetivos obtener una solución sólida sobresaturada y conservar una cierta densidad de vacancias, esto se logra colocando la aleación, justo después de la etapa de solubilizado, a un medio que proporcione altas velocidades de enfriamiento.

El tiempo en que la aleación pasa de una etapa a otra debe ser muy corto además la velocidad de extracción de calor debe ser lo suficientemente alta para evitar que ocurra cierto grado precipitación; debido a lo anterior se utiliza agua fría, sin embargo puede generar grandes esfuerzos residuales, distorsión dimensional y grietas; éstos efectos pueden evitarse usando agua caliente (65–90°C) o aire a presión [27].

Existen dos formas de poner en contacto el agente de extracción de calor con el producto: atomizándolo sobre el producto y mediante inmersión, en esta última es importante que exista agitación para evitar que se produzcan bolsas de vapor que reduzcan la transferencia de calor [19],[27].

Envejecimiento. Consiste en mantener la aleación a una cierta temperatura durante el tiempo suficiente para que ocurra la precipitación de átomos de soluto en forma de fases metaestables finamente dispersas (Figura 3.8); se clasifica en natural, cuando ocurre a temperatura ambiente en el transcurso de días y artificial, cuando se utilizan temperaturas elevadas para favorecer la precipitación en el lapso de algunas horas [27].

Las fases metaestables precipitan a partir de la solución sólida sobresaturada formada en el enfriamiento brusco, en regiones que presentan mayor concentración de soluto, conocidas como zonas GP (en honor a los científicos Guinier y Preston quienes fueron los primeros en descubrir su existencia), las cuales se clasifican según el orden en que se forman y su tamaño en zonas GP1 y zonas GP2 [13],[28].

A mayor tiempo de envejecimiento se incrementa el tamaño de los precipitados, provocando un aumento en la resistencia a la tensión y la dureza hasta llegar a un valor máximo (T6), con una óptima distribución y tamaño entre los precipitados coherentes y semicoherentes.

Las temperaturas que deben ser utilizadas para realizar el envejecimiento varían para cada aleación ya que están determinadas por las líneas de solvus de las fases metaestables (Figura 3.8). Cada una de las fases metaestables formadas durante el envejecimiento tiene su propia línea de solvus por debajo de la cual la fase puede ser formada y por arriba de la cual se disuelve [28]. Es necesario que la temperatura de envejecimiento esté por debajo de la línea de solvus de las zonas GP1 [27], sin embargo en algunos casos se utilizan temperaturas mayores (sin sobrepasar la línea de solvus de las zonas GP2) con el fin de mejorar ciertas propiedades (resistencia al agrietamiento por corrosión), aunque sacrificando en cierta medida la resistencia a la tensión [13].

A medida que avanza el tiempo durante el envejecimiento, además de la secuencia de precipitación previamente mencionada, se presenta un incremento en el tamaño de los precipitados, ambos sucesos originan cambios en las propiedades de la aleación. Uno de estos cambios es el aumento en la resistencia a la tensión y la dureza hasta llegar a un valor máximo (T6), el cual se presenta debido a una óptima distribución y tamaño de los precipitados, características asociadas con la presencia combinada de los precipitados coherentes y semicoherentes. Después de alcanzar el valor máximo la resistencia a la tensión y la dureza comienzan a disminuir, este fenómeno se conoce como sobre-envejecimiento o estabilización (T7) y se presenta debido a la formación de los precipitados incoherentes o de equilibrio (Figura 3.9 (a)) [4],[28].

Uno de los factores determinantes de la magnitud del valor máximo de resistencia a la tensión y de dureza que podrá alcanzar la aleación durante el envejecimiento es la temperatura, ya que entre más alta sea la temperatura de envejecimiento estos valores máximos serán de menor magnitud y se alcanzarán en un menor tiempo de envejecimiento [27].

En la Figura 3.9 (b) se muestra un ejemplo de las curvas de envejecimiento de una aleación de aluminio donde puede verse claramente el comportamiento previamente descrito [27],[28].

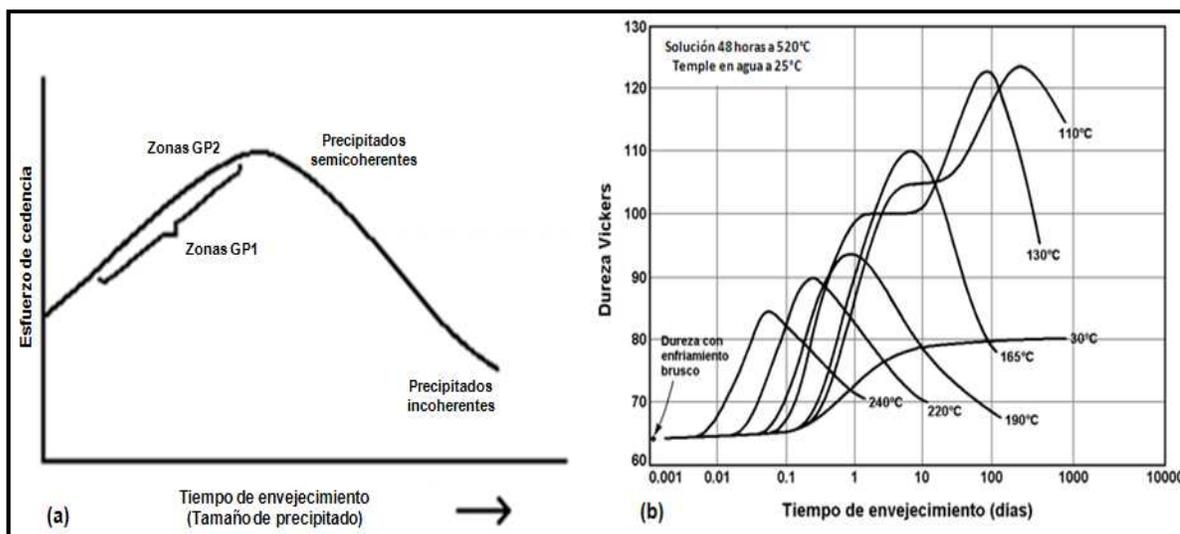


Figura 3.9 (a) Variación del esfuerzo de cedencia con respecto al tiempo de envejecimiento [4]. (b) Dureza en función del tiempo de envejecimiento para una aleación Al-4%Cu. [27].

3.5.1 Envejecimiento y mecanismos de endurecimiento

El endurecimiento en una aleación envejecida se debe a que se requiere de un esfuerzo adicional para el movimiento de las dislocaciones a razón de la presencia de precipitados; dependiendo de la naturaleza de éstos y sus relaciones cristalográficas con la matriz (coherencia), pueden presentar dos mecanismos de interacción con el movimiento de las dislocaciones. El primero denominado endurecimiento por corte (Figura 3.10 (a)), acontece en las primeras etapas del envejecimiento cuando los precipitados son muy pequeños, existe poco espacio entre ellos y son coherentes, es decir, presentan cierta correspondencia entre su red cristalina y la matriz; en este momento para que las dislocaciones continúen con su movimiento deben pasar a través de ellos, cortándolos, para lo cual es necesario un mayor esfuerzo [4],[13].

Conforme transcurre el tiempo de envejecimiento los precipitados comienzan a crecer, a espaciarse cada vez más, a ser incoherentes e impenetrables para las dislocaciones, obstruyendo su movimiento y ocasionando que tengan que doblarse para pasar entre ellos, generando la formación de lazos a su alrededor, este fenómeno se denomina mecanismo de Orowan (Figura 3.10 (b)) [4],[13].

La transición entre los mecanismos mencionados anteriormente origina la existencia de un valor máximo en la resistencia a la tensión debido al envejecimiento (Figura 3.10 (c)) [13].

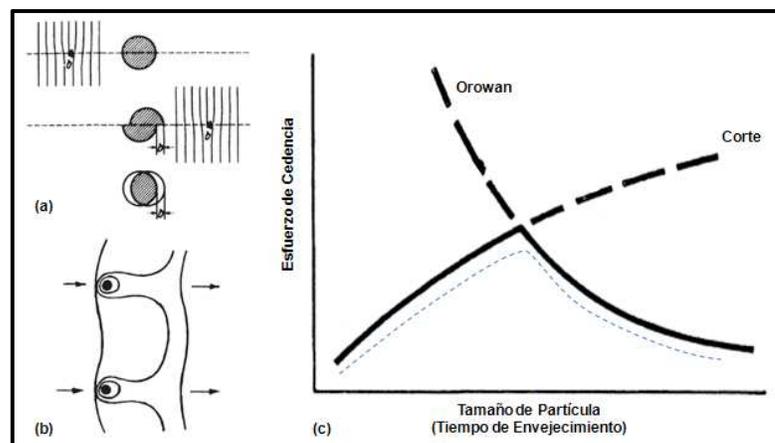


Figura 3.10 Mecanismos de interacción entre precipitados y el movimiento de las dislocaciones (a) Endurecimiento por corte. (b) De Orowan. (c) Mecanismos de endurecimiento determinantes sobre el esfuerzo de cedencia [13].

3.5.2 Tratamiento térmico de la aleación A319

Gran parte de las aleaciones Al–Si usadas en la industria son hipoeutécticas y algunas de ellas, como la tipo A319, se fabrican a partir de chatarra, esto no demerita su aplicación, pues sus excepcionales propiedades mecánicas obtenidas después de tratamiento térmico, la hacen formar componentes automotrices de alta tecnología. Su microestructura está constituida por dendritas de aluminio, mezcla eutéctica Al-Si y diversas fases intermetálicas generadas por los elementos residuales, como Al_5FeSi , $Al_{15}(MnFe)_3Si_2$, $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$, Mg_2Si y Al_2Cu , siendo estas últimas las responsables del endurecimiento por precipitación (Tabla 3.6) [20],[29],[30].

Tabla 3.6 Secuencias de precipitación de las fases Al_2Cu y Mg_2Si [20],[29],[30].

Fase	Precipitado	Características
Al_2Cu	Zonas GP1	Coherente, metaestable
	Zonas GP2 (θ'')	Coherente, metaestable
	θ' – Al_2Cu	Semicoherente, metaestable, tetragonal
	θ – Al_2Cu	Incoherente, estable, tetragonal centrada en el cuerpo
Mg_2Si	Zonas GP	Coherente, metaestable
	β' – Mg_2Si	Semicoherente, metaestable, hexagonal
	β – Mg_2Si	Incoherente, estable, cúbica centrada en las caras

A continuación se presentan las recomendaciones de diversos autores para optimizar el tratamiento térmico de la aleación A319 [30-34].

Solución. Convencionalmente en aleaciones Al–Si–Cu–Mg, como la A319, se utiliza como regla general que la temperatura del tratamiento de solución esté restringida por debajo de 490°C cerca del punto de fusión de las fases Al_2Cu y $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$. Se ha encontrado que utilizando 490°C para el tratamiento de solución, la resistencia a la tensión y la ductilidad mejoran conforme se incrementa el tiempo de tratamiento hasta llegar a 4 horas.

Enfriamiento brusco. Se recomienda generalmente el uso de agua caliente (65–90°C) como medio de extracción de calor, con el objetivo de obtener la mayor solución sólida posible, sin que los esfuerzos residuales y la distorsión lleguen a ser de consideración.

Envejecimiento. El empleo de temperaturas entre 180 y 200°C permite alcanzar los valores máximos de resistencia a la tensión en 6 horas o menos y elevando la temperatura al intervalo de 220–270°C se puede llegar al sobre-envejecimiento o estabilización en ese mismo tiempo.

3.6 Índice de calidad

Evalúa los efectos del tratamiento térmico, composición química y microestructura sobre la resistencia a la tensión y la ductilidad de las aleaciones de aluminio para vaciado [35].

Drouzy y coautores desarrollaron un modelo para el cálculo del índice de calidad de aleaciones Al–Si–Mg, basados en una gráfica semilogarítmica de la resistencia a la tensión contra la elongación plástica (s_f) en la cual presentaron líneas de índice de calidad constante, “Iso–Q” y de resistencia a la cedencia constante, “Iso–YS” (Figura 3.11); mediante las siguientes ecuaciones [36–39]:

$$Q = UTS + d \log (s_f) \quad (3.2)$$

$$YS = a UTS - b \log(s_f) - c \quad (3.3)$$

Donde Q es el índice de calidad, UTS la resistencia a la tensión, YS la resistencia a la cedencia al 0.2%, $a = 1$, $b = 60$, $c = 13$ y $d = 150$ en MPa y s_f es la elongación plástica en porcentaje.

Como las ecuaciones (3.2) y (3.3) fueron calculados empíricamente para el sistema Al-Si-Mg, el modelo presentado por Drouzy y coautores tiene una reducida validez y poca significancia física [37–39].

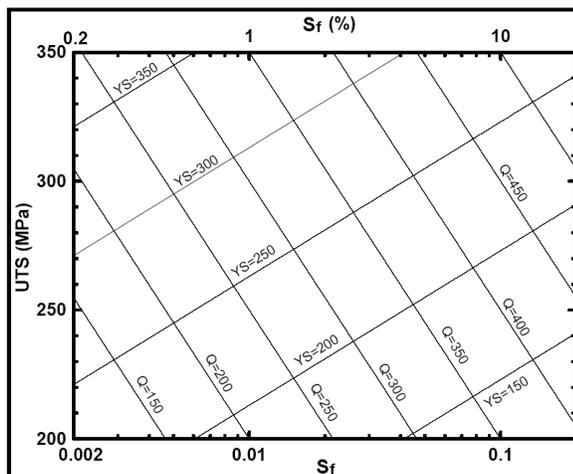


Figura 3.11 Gráfica de índice de calidad según Drouzy y coautores [39].

Por su parte, Cáceres y coautores realizaron un modelo analítico que relaciona el índice de calidad con la fracción de deformación uniforme disponible en el material utilizando mecánica del medio continuo y tomando en cuenta el endurecimiento por deformación del material [37 - 43].

Generó dos juegos de curvas equivalentes a las líneas Iso-YS e Iso-Q del modelo de Drouzy y coautores. La primera ecuación la obtuvo expresando la ecuación de Hollomon (ecuación (2.13)) en términos de esfuerzo y deformación de ingeniería, bajo ciertas consideraciones validas para aleaciones de vaciado como lo son ignorar la deformación elástica y considerar que la diferencia entre la deformación verdadera y de ingeniería es despreciable, llegando así a [37],[40]:

$$P = K \cdot s^n \cdot e^{-s} \quad (3.4)$$

Donde: P es el esfuerzo de ingeniería, K es el coeficiente de resistencia mecánica, s es la deformación plástica y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

Variando el valor de n en la ecuación (3.4), Cáceres y coautores generaron un juego de curvas en una gráfica semilogarítmica de esfuerzo–deformación plástica, cada curva correspondiendo a una condición de envejecimiento y valor de YS constantes (Figura 3.12), las cuales consideró equivalentes a las líneas Iso– YS obtenidas por Drouzy y coautores [37].

Además, Cáceres definió el parámetro q como la ductilidad relativa o fracción de deformación uniforme disponible en el material [37]:

$$q = s_f/n \quad (3.5)$$

Donde: q es la ductilidad relativa, s_f es la elongación plástica y n es el exponente de endurecimiento por deformación.

Sustituyendo (3.5) en (3.4) Cáceres llegó a la ecuación (3.6), con la cual generó un segundo juego de curvas en la gráfica semilogarítmica de esfuerzo – deformación plástica, cada curva correspondiendo a un determinado valor de q :

$$P = K \cdot s^{s/q} \cdot e^{-s} \quad (3.6)$$

Donde: P es el esfuerzo de ingeniería, K es el coeficiente de resistencia mecánica, s es la deformación plástica y q es la ductilidad relativa.

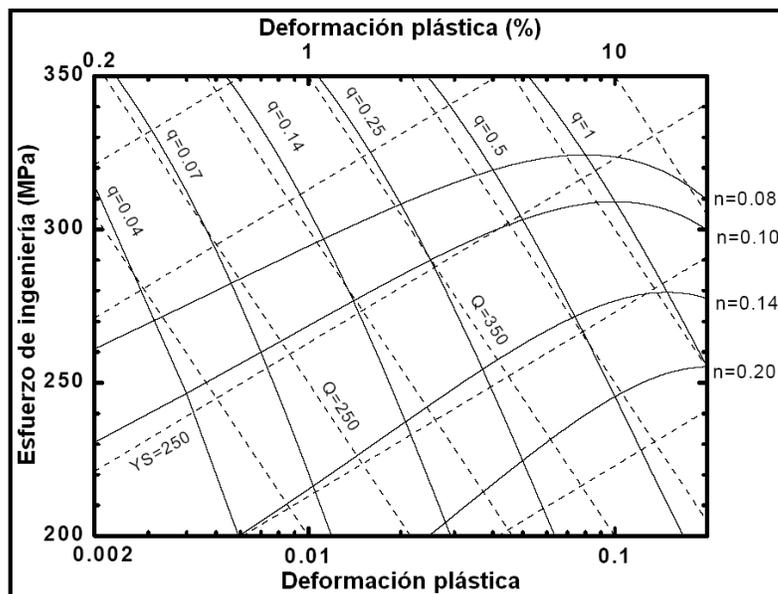


Figura 3.12 Curvas generadas por Cáceres (continuas) y aquellas obtenidas por Drouzy y coautores (Al-7%Si-0.4%Mg) (punteadas) [39].

Cáceres y coautores obtuvieron la pendiente de las curvas Iso- q generadas con la ecuación (3.6) y la relacionó con la pendiente (d) de las líneas Iso- Q obtenidas con la ecuación (3.2) llegando a:

$$d = 0.4 K \quad (\text{para } q = 1) \quad (3.7)$$

Combinando las ecuaciones (3.2) y (3.7), considerando válida esta última para cualquier valor de q , se obtiene la ecuación (3.8) que permite calcular el índice de calidad a partir de los resultados de un ensayo de tensión [36].

$$Q = UTS + 0.4 K \log (s_f) \quad (3.8)$$

Donde: Q es el índice de calidad en MPa, UTS es la resistencia a la tensión en MPa, K es el coeficiente de resistencia mecánica y s_f es la elongación plástica en porcentaje.

El modelo desarrollado por Cáceres y coautores permite construir una gráfica de índice de calidad para cualquier aleación y definir los efectos causados por cambios en composición química, microestructura y tratamientos térmicos sobre las propiedades mecánicas del material (Figura 3.13) [32], [36].

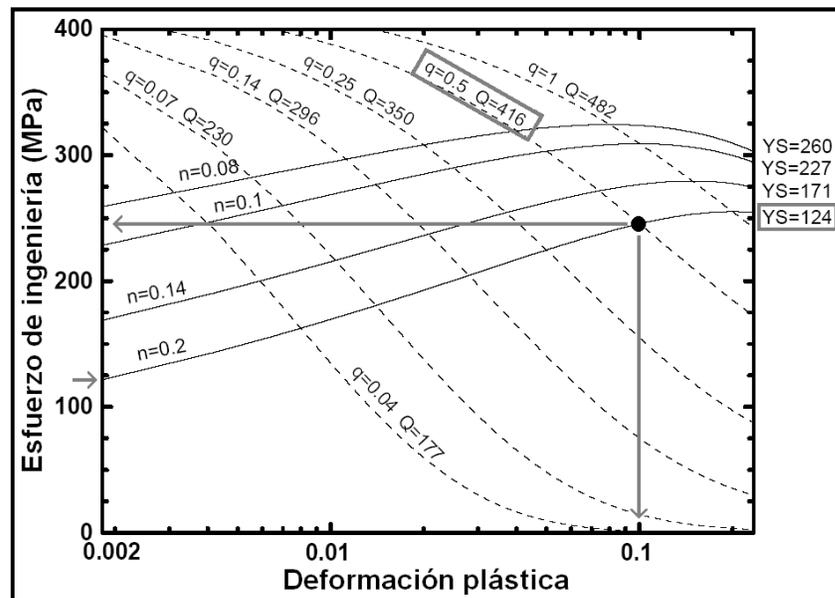


Figura 3.13 Gráfica de índice de calidad según el modelo de Cáceres y coautores [37].

CAPÍTULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

En éste Capítulo se expone la metodología realizada para analizar el efecto que produce el zinc sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319.

Para llevar a cabo lo anterior, en páginas posteriores se indican los contenidos de zinc en las aleaciones experimentales, su codificación, el procedimiento utilizado para la preparación del metal líquido en cada una de ellas, así también se determinó la cantidad y morfología de las piezas vaciadas, de manera que se optimizó el aprovechamiento del material disponible.

Además, se esquematiza el tratamiento térmico que se aplicó a ciertas piezas, con el objetivo de analizar el efecto combinado de cambio en la composición química de la aleación A319 y el estado de la misma.

El presente Capítulo igualmente define la manera en que se obtuvieron las probetas para los diferentes ensayos mecánicos, los análisis microestructurales correspondientes, los equipos auxiliares utilizados, así como las normas que dirigieron cada caso.

4.2 Diseño de experimentos

Para evaluar el efecto del zinc sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319 se seleccionaron 4 diferentes contenidos de este elemento y se identificó cada composición con un número romano en orden creciente; a su vez se seleccionaron dos estados de la aleación, condición de vaciado y sometida a tratamiento térmico; lo anterior queda especificado en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1 Diseño de experimentos e identificación de piezas.

Condicción	Contenido de zinc			
	0.5 %	0.75 %	1.0 %	1.5 %
Vaciado	I A	II A	III A	IV A
Tratamiento Térmico	I B	II B	III B	IV B

Con el objetivo de cumplir con los ensayos mecánicos y las condiciones de tratamiento térmico a realizar en esta investigación, se determinó que se vaciaran 3 piezas para cada uno de los contenidos de zinc mencionados anteriormente.

4.3 Vaciado de piezas y obtención de probetas

El modelo que se eligió para vaciar las piezas experimentales fue en forma de cuña con templadera inferior (Figura 4.1); ya que esta morfología ha demostrado en estudios previos [23,44-46] la capacidad de producir un gradiente de EDS y de niveles de modificación debido a su enfriamiento direccionado. El vaciado de las piezas se realizó en moldes de arena sílica de dos partes, la inferior contiene la templadera de hierro y un filtro cerámico para evitar la entrada de óxidos que formarán inclusiones y la superior que contiene el cuerpo de la pieza, su mazarotaje y el canal de alimentación por gravedad.

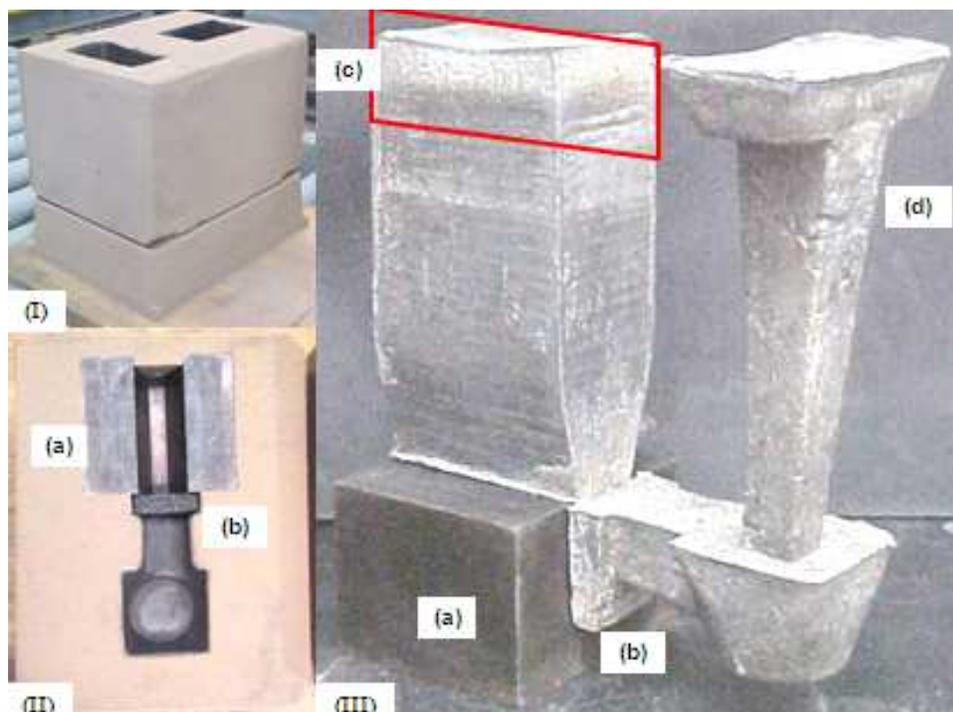


Figura 4.1 (I) Molde utilizado hecho de arena sílica. (II) Parte inferior del molde (a) Templadera. (b) Filtro (III) Piezas vaciadas (c) Mazarota (recuadro). (d) Sistema de alimentación.

Para la obtención de las piezas se preparó el metal líquido conforme a la composición química de una aleación tipo A319 (Tabla 4.2), en un horno tipo basculante marca Thermtronix modelo GT-600, manteniéndolo a una temperatura de 720°C y variando el contenido de zinc en cada ocasión mediante adiciones de aleación maestra Al-50%Zn.

A cada composición se agregaron aleaciones maestras de Ti-B y de Al-10%Sr para refinar el tamaño de grano y modificar el silicio eutéctico, respectivamente; además se realizó un proceso de desgasificación con N₂ durante 40 minutos mediante un rotor impulsor de grafito, esto con el fin de remover el hidrógeno disuelto en el metal líquido. Para corroborar que la composición química fuese la deseada, antes de vaciar las piezas de cada una de las aleaciones de éste estudio, se obtuvieron muestras para análisis químico que fueron analizadas con un espectrómetro de chispa.

Tabla 4.2 Composición química nominal de la aleación A319 [37].

Elemento	Contenido (% peso)
Si	8.00 – 8.25
Cu	3.00 – 3.20
Fe	0.63 – 0.72
Mn	0.40 – 0.46
Mg	0.27 – 0.30
Ti	0.15
B (ppm)	~ 12
Sr (ppm)	~ 130

A cada pieza vaciada se le retiró el sistema de alimentación y la mazarota, quedando una zona útil con la geometría y dimensiones de la Figura 4.2; las piezas fueron seccionadas en 28 barras de 25.4 mm de altura, 25.4 mm de ancho y 150 mm de largo (numeradas del 1 al 29 excluyendo el no. 13, esto con el objetivo de mantener homología con estudios previos [23,44-46]). Por lo anterior, se obtuvieron probetas representativas de diferentes niveles de EDS debido al enfriamiento direccionado provocado por la templadera.

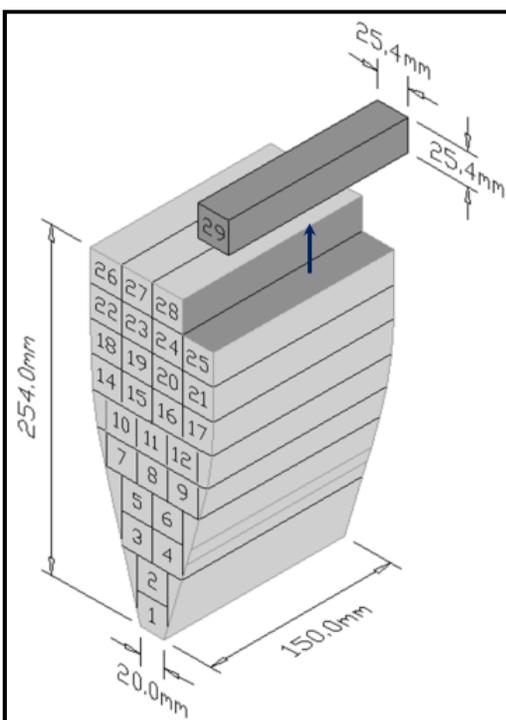


Figura 4.2 Dimensiones de las piezas e identificación de barras.

De las piezas vaciadas para cada contenido de zinc, dos de ellas fueron utilizadas para maquinar probetas de ensayo de tensión, una permaneciendo en condición de vaciado y la otra sometida a tratamiento térmico; la tercera pieza se utilizó para maquinar probetas de ensayo de compresión, para éste caso y con el objetivo de utilizar al máximo el material disponible, cada barra se seccionó sobre la longitud de 150 mm, obteniendo dos tochos de la misma zona, para poder prepararlos en condición de vaciado y tratamiento térmico. Todas las probeta, barras de 150 mm y tochos de 75 mm, fueron identificadas con un código y un número, el primero indica el contenido de zinc y la condición de tratamiento térmico correspondiente (Tabla 4.1) y el segundo señala la zona de la pieza donde se obtuvo la probeta (Figura 4.2).

4.4 Tratamiento térmico

A las barras y a los tochos identificados con el código “B”, se les aplicó tratamiento térmico bajo los parámetros óptimos para la aleación A319 expuestos en capítulos anteriores, los cuales se resumen en la Tabla 4.3.

Tabla 4.3 Parámetros de tratamiento térmico.

Etapa	Temperatura (°C)	Tiempo (horas)	Medio
Solución	490 ± 5	4	Horno Barnstead Thermolyne.
Temple	90 ± 5	-	Agua
Envejecido	240 ± 5	4	Horno MTS.

Durante el tratamiento de las barras y tochos se introdujeron un par de barras patrón, con la misma masa que aquellas experimentales y con un termopar tipo K insertado en ellas, esto con el fin de monitorear la distribución de temperatura dentro de los hornos de una manera más acertada y con ello, evitar incrementos que pudieran causar fusión incipiente.

4.5 Ensayos de tensión y compresión

Las probetas de ensayo de tensión fueron maquinadas a partir de barras de 150 mm y las de compresión a partir de tochos de 75 mm (Tabla 4.4); quedando con la geometría y dimensiones mostradas en la Figura 4.3.

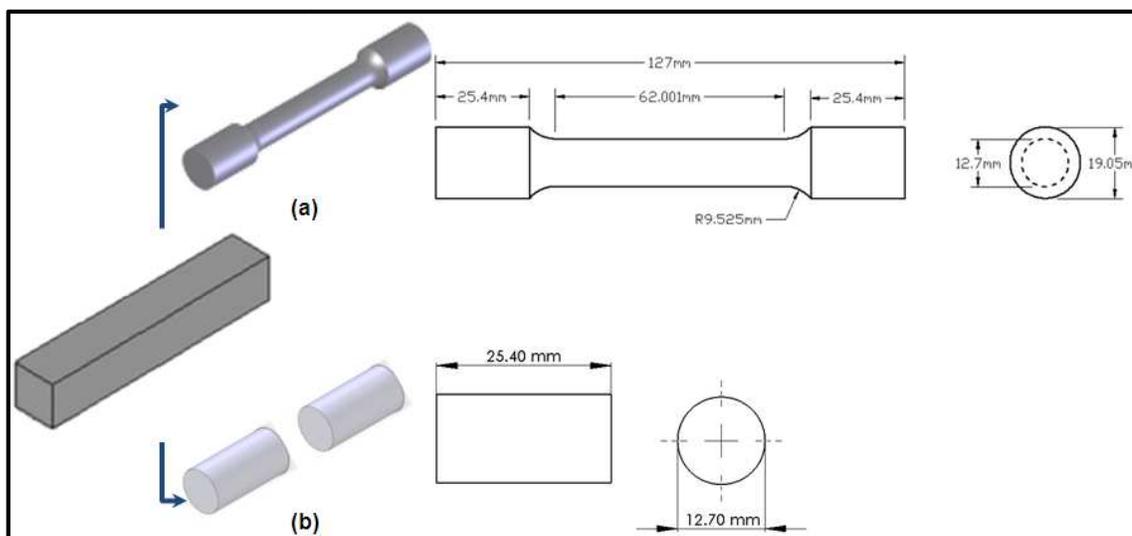


Figura 4.3 Obtención y dimensiones de las probetas: (a) Para ensayo de tensión. (b) Para ensayo de compresión.

Ambos ensayos se realizaron empleando una máquina marca Zwick / Roell modelo Z100, equipada con un extensómetro marca Zwick / Roell modelo BTC-EXMACRO.001, el cual se calibró según el ensayo (Tabla 4.4). Se aplicó una velocidad de desplazamiento de los cabezales de 5 mm/min y los datos de carga - desplazamiento se convirtieron automáticamente en esfuerzo y deformación mediante el software del mismo proveedor.

Tabla 4.4 Parámetros de ensayo mecánico.

Ensayo	Norma a seguir	Longitud de Extensómetro (mm)
Tensión	ASTM E8M-99 [47] y B557M-94[48].	50.80
Compresión	ASTM E9-89a [49].	25.40

4.6 Ensayos de dureza Brinell

De las probetas de ensayo de tensión, se seccionó uno de los extremos de sujeción para ser utilizado como probeta para ensayo de dureza Brinell (Figura 4.4). Esta zona se eligió con el objetivo de que la medición de dureza no se viese afectada por el endurecimiento por deformación provocado durante el ensayo de tensión.

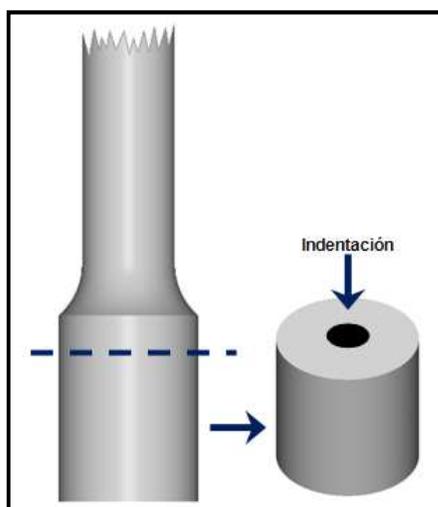


Figura 4.4 Obtención de las probetas para el ensayo de dureza Brinell.

Los ensayos de dureza Brinell fueron realizados de acuerdo a la norma ASTM E10-01 [50], empleando un durómetro de banco marca Wilson modelo AP, se utilizó una carga de 500 kg aplicada durante 10 segundos con un indentador esférico de 10 mm de diámetro de acero endurecido y realizando una indentación a cada probeta; el diámetro de la misma se cuantificó empleando un estereoscopio marca Olympus modelo SZH10, en conjunto con el analizador de imágenes Clemex Vision. El valor de dureza Brinell en cada probeta se calculó utilizando el promedio de dos mediciones del diámetro de la indentación a 90° entre sí y mediante la ecuación (2.14) especificada en la norma antes mencionada.

4.7 Análisis microestructural

Después de realizar los ensayos mecánicos se procedió a cuantificar sus parámetros microestructurales, como el espaciamiento dendrítico secundario (EDS), porosidad, microdureza de la matriz de aluminio, nivel de modificación y tamaño de grano. Estudios previos [23,46-48] demostraron que probetas a la misma altura con respecto a la templadera dentro de una misma pieza no presentan una variación considerable en su microestructura, por lo que se decidió que era suficiente realizar el análisis sólo en una probeta de cada fila, tomando de cada condición de zinc y tratamiento térmico aquellas identificadas con los códigos 1, 2, 3, 6, 8, 11, 15, 20, 23 y 28 (Figura 4.5 (a)).

Como muestra para el análisis microestructural se seccionó un cilindro de una zona aledaña a la fractura de cada probeta seleccionadas, esto permitió conocer el estado que presentó la falla, (Figura 4.5 (b)); dichos cilindros fueron encapsulados en lucita para su preparación metalográfica utilizando lijas de SiC para el desbaste y alúmina de 1 μm para el pulido final.

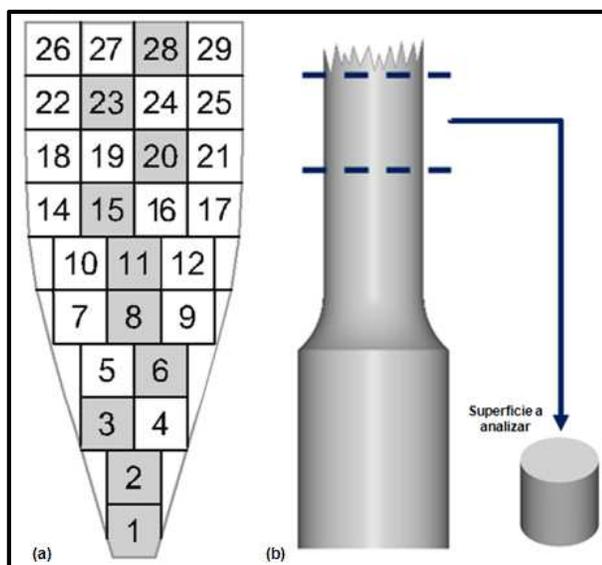


Figura 4.5 (a) Probetas seleccionadas y (b) Obtención de muestra para análisis microestructural.

4.7.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS)

Para determinar éste parámetro, se realizaron mediciones en las muestras utilizando el método de distancias perpendiculares entre brazos, se obtuvo un valor de EDS por cada muestra como resultado de promediar cuatro mediciones de al menos seis brazos dendríticos; lo anterior se llevó a cabo, mediante el uso de un microscopio marca Olympus modelo PMG3 y el software analizador de imágenes Clemex Vision.

4.7.2 Porosidad

Las mediciones de porosidad se efectuaron analizando 20 campos a 50 aumentos, equivalente a una área de $6.02 \times 10^7 \mu\text{m}^2$ de las muestras (Figura 4.6); utilizando un microscopio marca Olympus modelo PMG3 y el software analizador de imágenes Clemex Vision.

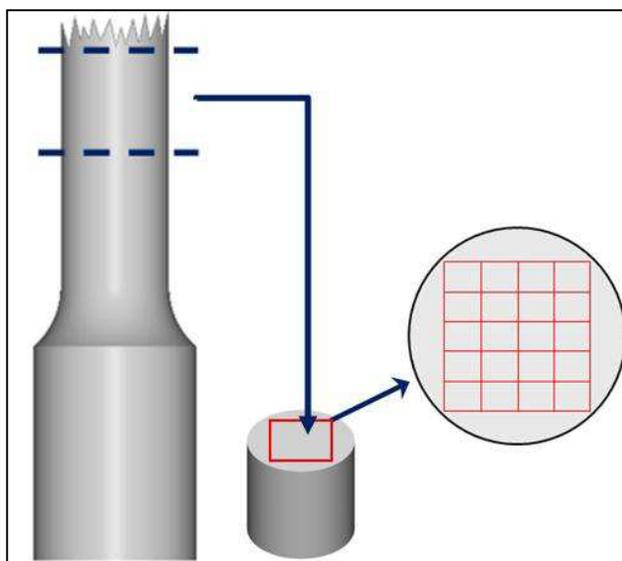


Figura 4.6 Distribución de campos de medición sobre la superficie seleccionada para análisis microestructural.

4.7.3 Ensayo de dureza Vickers

Las muestras encapsuladas en lucita, se sometieron a ensayo de microdureza de acuerdo a la norma ASTM E92-82 [51] en un microdurómetro marca Future Tech modelo FM - 7 y el software analizador de imágenes Clemex CMT, se utilizó una carga calibrada de 50 g con el objetivo de facilitar la indentación en muestras con EDS de 18 μm y un retraso de 15 s para compensar la recuperación elástica. El valor de dureza Vickers se calculó utilizando el promedio de cinco indentaciones en la matriz de aluminio y cuyas dimensiones fueron convertidas en valor de dureza mediante el software del mismo proveedor.

4.7.4 Nivel de modificación y tamaño de grano

El nivel de modificación y el tamaño de grano se efectuaron en las muestras en condición de vaciado de cada contenido de zinc (códigos I A, II A, III A y IV A), ya que está condición favorece la mejor definición de éstos parámetros.

Usando un microscopio marca Olympus modelo PMG3 y el software analizador de imágenes Clemex Vision a 200 aumentos, se determinó el nivel de modificación de las muestras comparando su microestructura con la hoja de control microestructural propuesta por la AFS [52]. Posteriormente, las muestras se atacaron químicamente sumergiéndolas por 4 minutos y con agitación ultrasónica en reactivo Keller (0.5% HF, 1.5% HCl, 2.5% HNO₃ y 95.5% H₂O), utilizado para revelar las fronteras intergranulares de aleaciones de Al-Si hipoeutécticas. Las mediciones de tamaño de grano se realizaron empleando un estereoscopio marca Olympus modelo SZH10 y el software analizador de imágenes Clemex Vision, mediante la técnica de intercepción lineal descrita en la norma ASTM E112-88 [53] y los valores obtenidos se verificaron con una ayuda visual elaborada por la AFS [52].

CAPÍTULO 5

RESULTADOS

5.1 Introducción

En este Capítulo se presentan las evaluaciones microestructurales y los resultados de los ensayos mecánicos descritos en el capítulo anterior.

Inicialmente se muestran los resultados del análisis de la composición química y evaluación microestructural, de esta manera se tiene conocimiento del estado y la sanidad del material de estudio, lo cual está relacionado directamente con el proceso de vaciado de las piezas.

Además se presentan los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos (tensión, dureza Brinell, compresión y dureza Vickers) mostrando su variación dependiendo del contenido de zinc, nivel de EDS y estado de la aleación (condición de vaciado y con tratamiento térmico).

5.2 Análisis químico

En la Tabla 5.1 se presenta la composición química de los principales elementos de las aleaciones estudiadas.

Tabla 5.1 Composición química de las aleaciones estudiadas.

Elemento	Aleación experimental (% peso de zinc)			
	I (0.5)	II (0.75)	III (1.0)	IV (1.5)
Si (%)	8.22	8.14	8.10	8.10
Cu (%)	3.20	3.20	3.10	3.10
Fe (%)	0.77	0.73	0.68	0.65
Mn (%)	0.45	0.43	0.41	0.37
Mg (%)	0.26	0.27	0.26	0.29
Zn (%)	0.47	0.73	1.02	1.62
Ti (%)	0.15	0.15	0.12	0.13
B (ppm)	10	10	8	18
Sr (ppm)	83	130	170	121

5.3 Análisis microestructural

5.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario

En base a estudios anteriores [23,46-48], se decidió obtener el promedio de las mediciones de EDS de todas las probetas a una misma altura con respecto a la templadera, y se consideró que dichos promedios representan los niveles de EDS existentes en todas las piezas vaciadas (Figura 5.1).

Los resultados de la medición del EDS de las probetas seleccionadas de cada contenido de zinc y estado de la aleación (vaciado o con tratamiento térmico), se presentan en el Apéndice A.

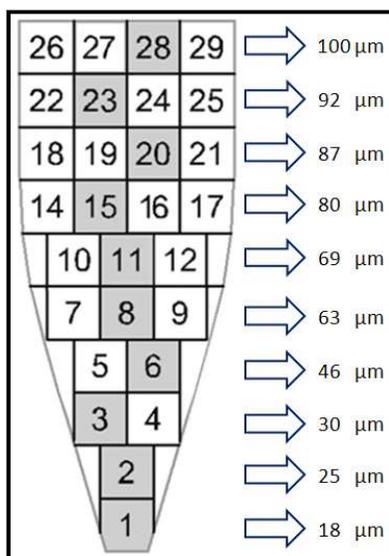


Figura 5.1 Niveles de EDS presentes en las piezas.

5.3.2 Porosidad

En la Figura 5.2 se presenta la porosidad y el tamaño máximo de poro en las piezas de acuerdo a las mediciones hechas en las probetas encapsuladas en lucita provenientes de cada condición. En el Apéndice B se muestran los resultados completos de las mediciones de porosidad y tamaño máximo de poro.

5.3.3 Nivel de modificación

En la Tabla 5.2 se presentan los resultados obtenidos de la comparación entre la microestructura observada en cada probeta y la hoja de control microestructural propuesta por la AFS [52]; en el Apéndice C se exhiben algunas micrografías donde se aprecia la modificación del eutéctico Al-Si en las muestras en condición de vaciado con código 1, 11 y 23, de cada composición química de las aleaciones experimentales.

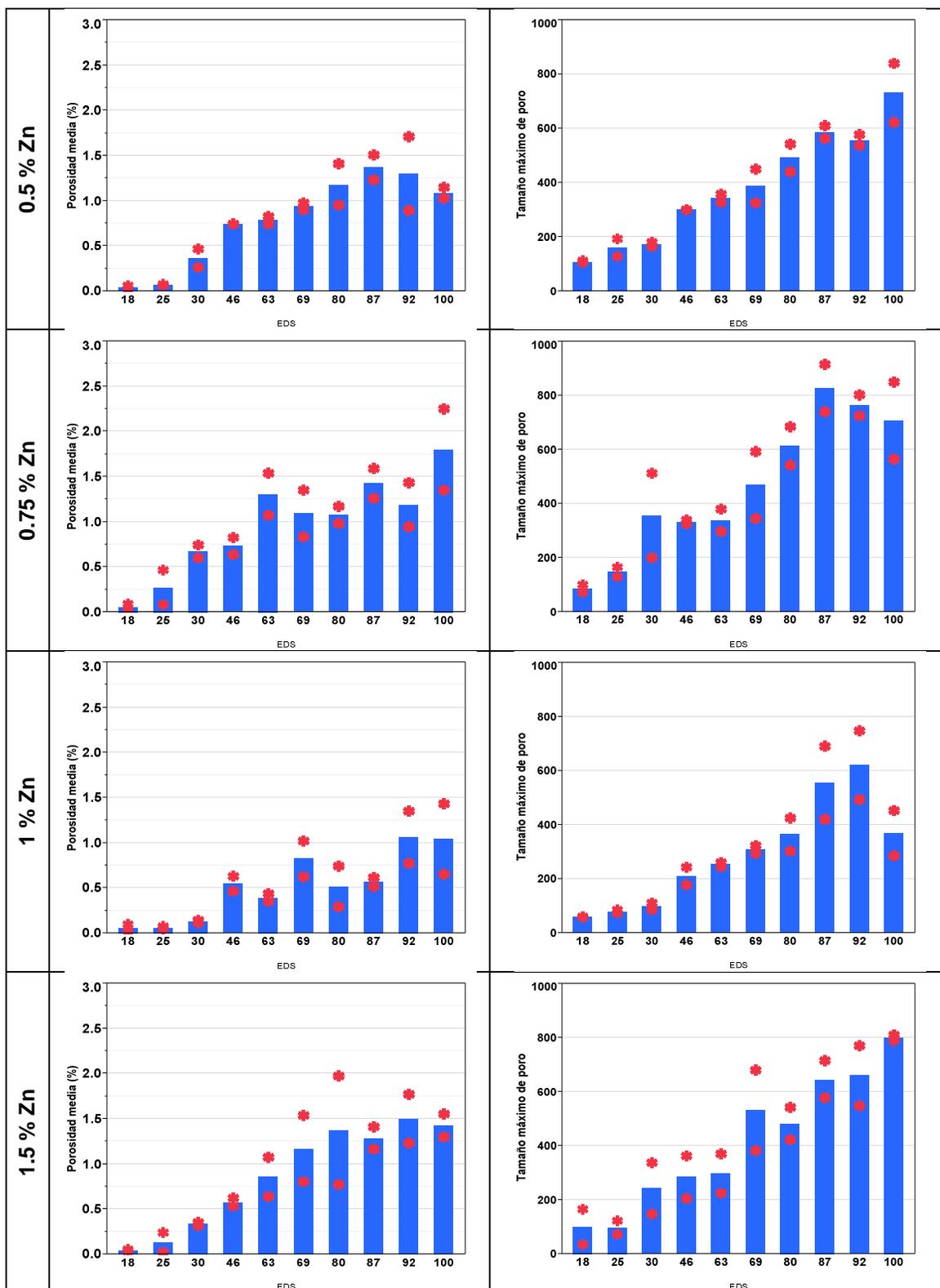


Figura 5.2 Porosidad media (%) y Tamaño máximo de poro (μm) con respecto al EDS (μm) para cada contenido de zinc. Por probeta (*) Promedio (■)

Tabla 5.2 Nivel de Modificación AFS.

Muestra	EDS (μm)	Aleación experimental (% peso de zinc)			
		I (0.5)	II (0.75)	III (1.0)	IV (1.5)
1	18	4	4	4	4
2	25	4	4	4	4
3	30	4	4	4	4
6	46	4	4	4	4
8	63	3	3	4	4
11	69	3	3	3	3
15	80	3	3	3	3
20	87	3	3	3	3
23	92	3	3	3	3
28	100	2	2	2	2

5.3.4 Tamaño de grano

En la Tabla 5.3 se presentan los resultados de las mediciones del tamaño de grano y en el Apéndice C se exhiben algunas macrografías donde se aprecia el tamaño de grano en las muestras en condición de vaciado con código 1, 11 y 23, de cada composición química de las aleaciones estudiadas.

Tabla 5.3 Tamaño de grano (μm).

Muestra	EDS (μm)	Aleación experimental (% peso de zinc)			
		I (0.5)	II (0.75)	III (1.0)	IV (1.5)
1	18	356	353	516	383
2	25	461	539	663	555
3	30	478	540	774	573
6	46	500	538	1302	624
8	63	538	576	1127	676
11	69	689	643	1007	691
15	80	720	719	1213	847
20	87	728	810	1012	883
23	92	741	866	1037	910
28	100	826	872	1275	964

5.4 Ensayos mecánicos

Para presentar los resultados de los ensayos mecánicos se decidió separarlos por nivel de EDS y estado de la aleación (condición de vaciado y con tratamiento térmico), de manera que en cada gráfica sea observado puramente el efecto del contenido creciente de zinc. Los resultados completos de los ensayos mecánicos se incluyen en el Apéndice D.

En la Figura 5.3 se encuentran graficados los resultados de resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y elongación total obtenidos de los ensayos de tensión; por su parte, en la Figura 5.4 se presentan las gráficas de los resultados obtenidos de los ensayos de compresión, ensayos de dureza Brinell y de los ensayos de microdureza Vickers para cada uno de los contenidos de zinc, nivel de EDS y estado de la aleación (condición de vaciado y con tratamiento térmico).

5.5 Índice de calidad

Este parámetro fue calculado utilizando la ecuación (3.8) a partir del coeficiente K obtenido de cada uno de los ensayos de tensión y se presentan en el Apéndice D.

Los valores del índice de calidad no se reportan para aquellas probetas que no presentaron resistencia a la cedencia al 0.2% debido a que no son aplicables las ecuaciones para su cálculo.

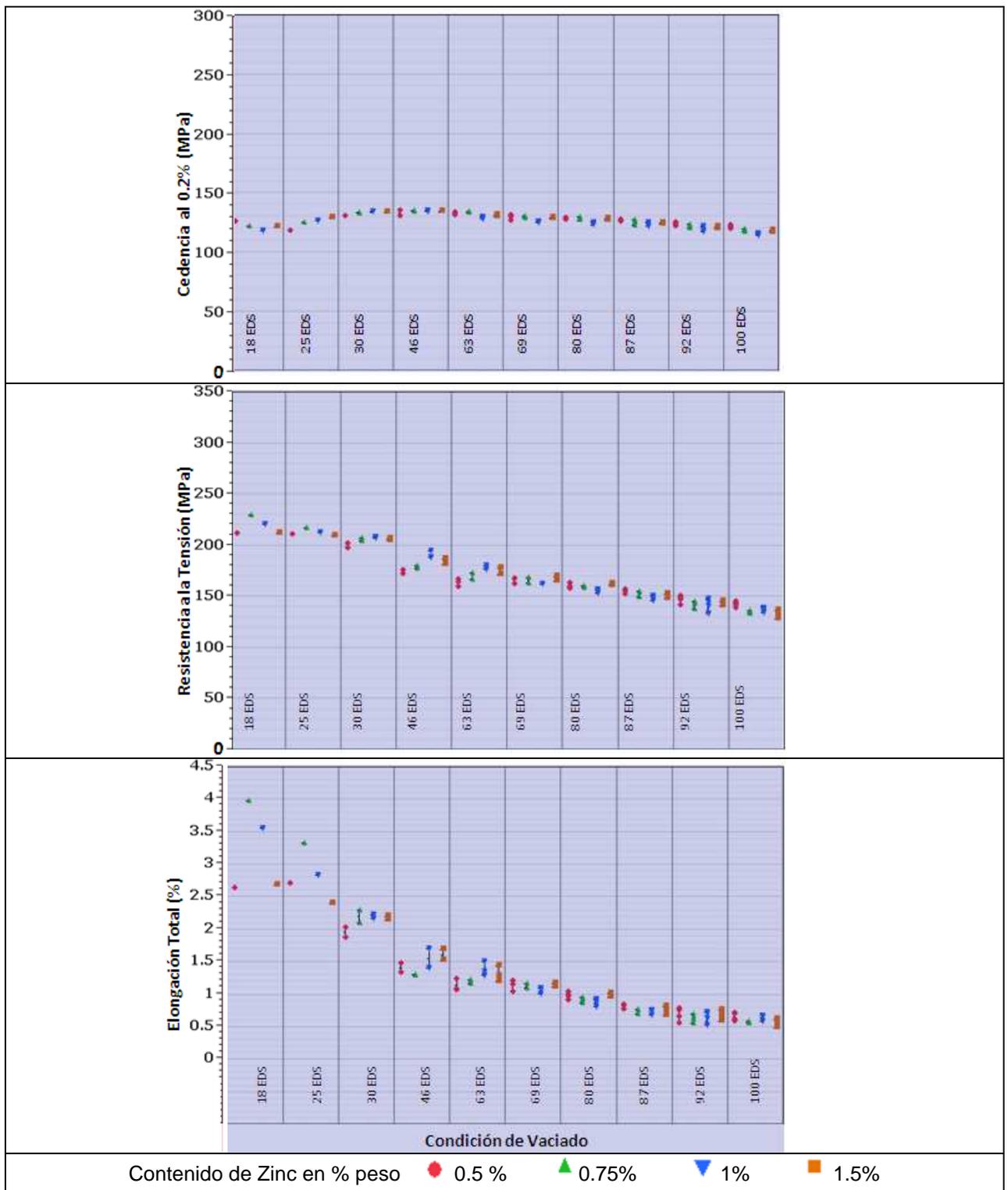


Figura 5.3 Resultados mecánicos, condición de Vaciado: Cedencia al 0.2%, Resistencia a la tensión y elongación total por EDS y contenido de zinc.

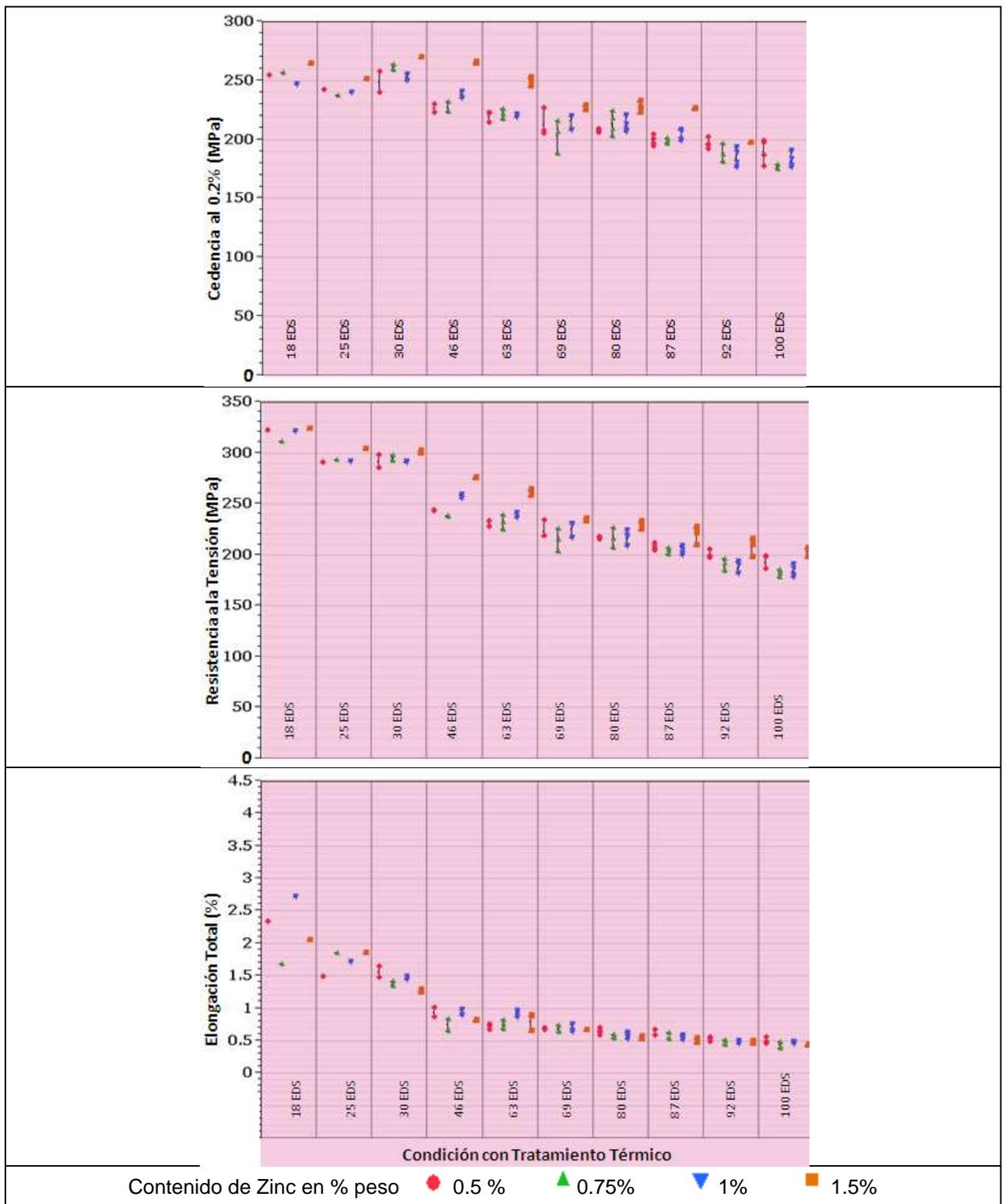


Figura 5.4 Resultados mecánicos, condición con Tratamiento Térmico: Cedencia al 0.2%, Resistencia a la tensión y elongación total por EDS y contenido de zinc.

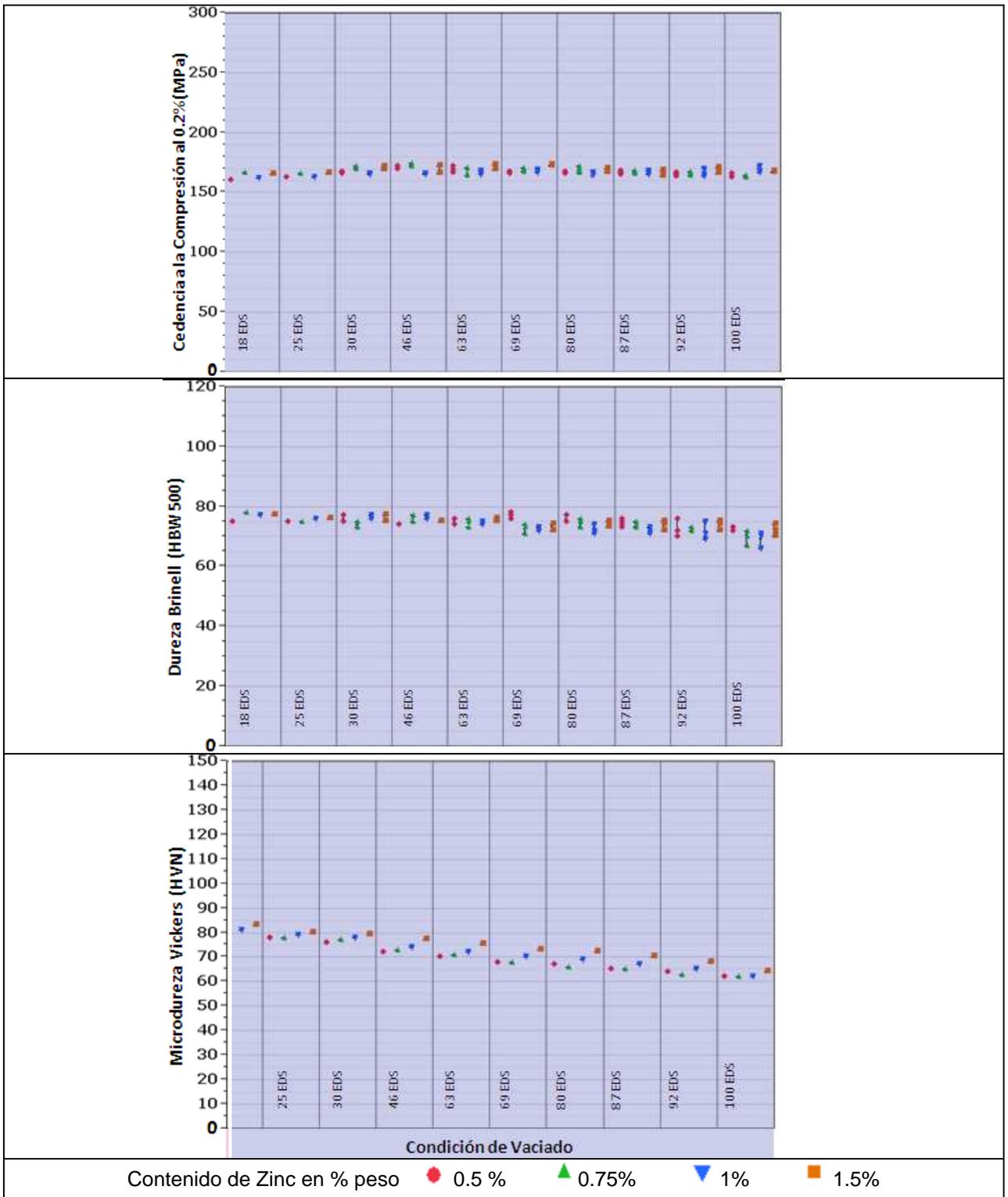


Figura 5.5 Resultados mecánicos, condición con de Vaciado: Cedencia a la Compresión al 0.2%; Dureza Brinell (HBW) y Microdureza Vickers (HVN) por EDS y contenido de zinc..

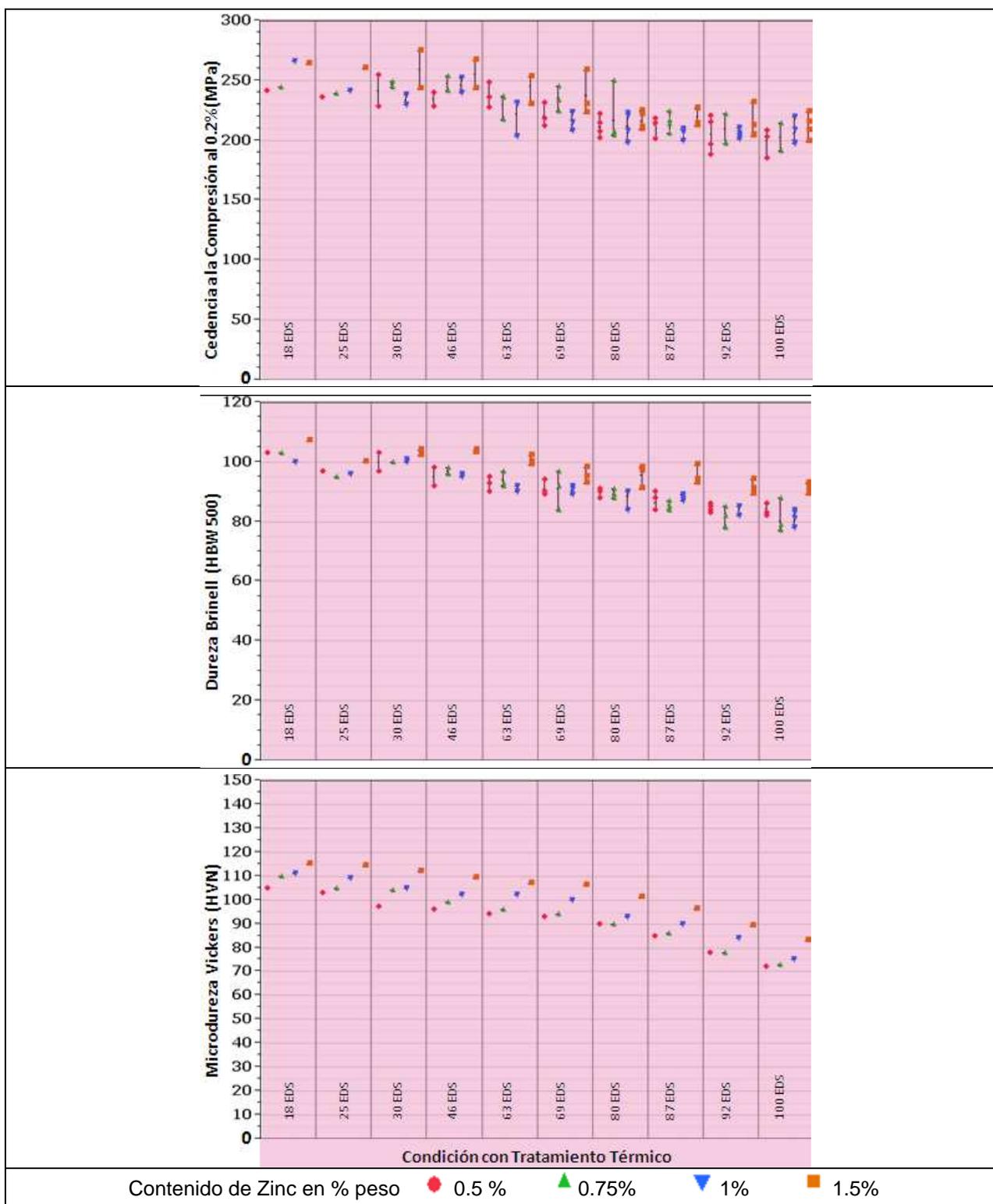


Figura 5.6 Resultados mecánicos, condición con Tratamiento Térmico: Cedencia a la Compresión al 0.2%; Dureza Brinell (HBW) y Microdureza Vickers (HVN) por EDS y contenido de zinc.

CAPÍTULO 6

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

6.1 Introducción

Las condiciones experimentales fueron controladas de manera que permitieran evaluar la respuesta de la aleación A319 al incremento de su contenido de zinc, la interacción entre este con el espaciamiento dendrítico secundario en la condición de vaciado y con tratamiento térmico definidas en capítulos anteriores.

Por lo que se analizaron los resultados obtenidos mediante el estudio de gráficas comparativas de los ensayos mecánicos de la aleación base contra aquellas con un aumento en su contenido de zinc.

Posteriormente se llevó a cabo la construcción de gráficas de índice de calidad que permitieron confirmar fácilmente los efectos provocados por el EDS, el tratamiento térmico y su interacción con el contenido de zinc sobre las propiedades mecánicas de dichas aleaciones.

6.2 Análisis químico

La composición química de cada condición tuvo como restricción que ningún otro elemento variase significativamente a excepción del zinc, (Tabla 5.1), de esta manera se pudo evaluar puramente el efecto del incremento de zinc sobre las propiedades mecánicas en las aleaciones de estudio. Como lo muestra la Tabla 6.1, los contenidos de zinc de cada condición, varían lo mínimo con respecto a lo deseado, por lo que se consideran válidas.

Tabla 6.1 Contenido de zinc de las aleaciones estudiadas.

Aleación Experimental	Contenido de zinc (% en peso)	
	Deseada	Obtenida
I	0.5	0.47
II	0.75	0.73
III	1.0	1.02
IV	1.5	1.62

6.3 Análisis Microestructural

6.3.1 Espaciamiento dendrítico secundario

El enfriamiento direccionado provocado por la templadera de hierro insertada en los moldes para las piezas vaciadas, permitió tener una amplia gama de espaciamientos dendríticos secundarios (Figura 5.5), y de acuerdo a los resultados de la medición del EDS (Apéndice A) se puede concluir que la velocidad de solidificación fue muy similar, lo cual permite hacer comparaciones entre probetas de una misma zona obtenidas de diferentes piezas, con el fin de poder evaluar exclusivamente el efecto del contenido de zinc en cada condición (vaciado y con tratamiento térmico).

6.3.2 Porosidad

Los resultados de porosidad promedio así como de tamaño máximo de poro (Figura 6.1) son los esperados para los niveles de EDS presentes en las piezas vaciadas y la diferencia entre las condiciones de zinc no se considera significativa como para afectar los propósitos de este trabajo, ya que dichas variaciones se deben al contenido de hidrógeno disuelto en el metal líquido al momento de vaciar, debido a que las mediciones se hicieron en una zona aleada a la fractura y no en una zona común para todas las probetas.

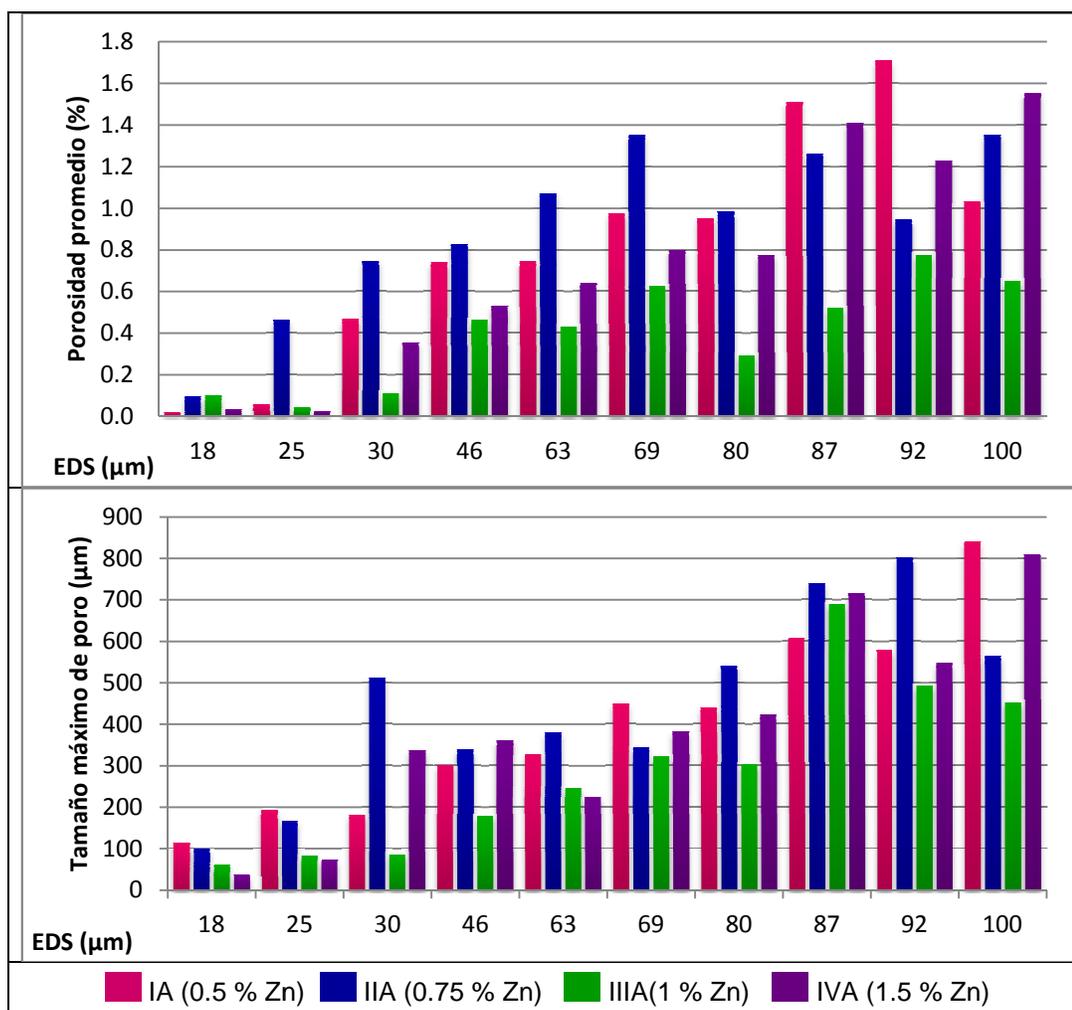


Figura 6.1 Comparación de la porosidad y el tamaño máximo de poro entre las dos condiciones de estroncio con respecto al nivel de EDS.

6.3.3 Nivel de modificación y tamaño de grano

La modificación del silicio eutéctico con estroncio mostró ser efectiva y la requerida para los fines de este trabajo, ya que se obtuvieron los niveles de modificación normalmente observados en piezas (Tabla 5.2).

Ahora bien, los resultados de la medición del tamaño de grano revelan que conforme aumenta el valor del EDS, también lo hace el tamaño de grano (Figura 6.2). Merece especial atención la condición III (1 % Zn), pues en todos los EDS presentó mayor tamaño de grano que las otras condiciones; debido a que la refinación no fue eficiente a causa de la pérdida de activación de las partículas de Ti-B, lo cual se confirma con el análisis químico (Tabla 5.1) que muestra un contenido de boro menor que en la otras condiciones.

Aunque se pretendía tener una refinación efectiva en todas las piezas; este factor no es de gran importancia para los fines de este trabajo puesto que en aleaciones vaciadas, el tamaño de grano no es determinante en la magnitud de las propiedades mecánicas estáticas, como lo demuestran estudios anteriores [7, 54].

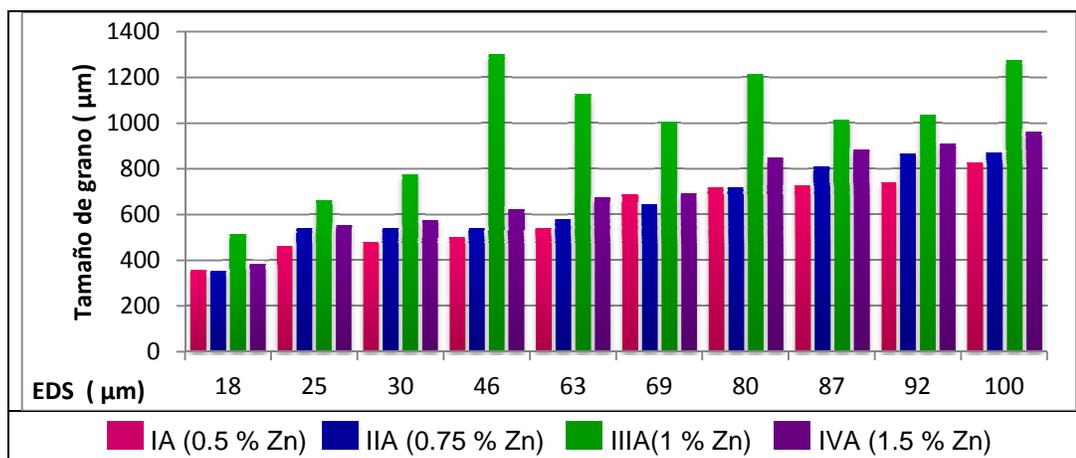


Figura 6.2 Comparación del tamaño de grano entre las cuatro condiciones de zinc (Tabla 5.3)

6.4 Ensayo de tensión

Al comparar los resultados de los ensayos de tensión de la Figuras 5.3 y 5.6, se aprecian dos comportamientos muy marcados; en la condición de vaciado, los valores de los esfuerzos y de las elongaciones se mantienen en los mismos rangos aún con el creciente contenido de zinc; por su parte, en la condición con tratamiento térmico, a medida que el contenido de zinc aumenta, la aleación presenta endurecimiento, al aumentar su resistencia y reducirse su capacidad de deformación.

Para poder visualizar tales afirmaciones se presenta la Figura 6.3 que muestra gráficas relacionando dos propiedades mecánicas, resistencia y elongación; además presenta el impacto del tratamiento térmico sobre la aleación; ya que en ella se definen las poblaciones correspondientes a los estados de vaciado y con tratamiento térmico, para dos niveles de EDS (25 μm y 46 μm).

Al analizar dichas gráficas se puede determinar que en condición de vaciado, el marcador con mayor contenido de zinc se encuentra en el área de mayor elongación total y plástica y mayor resistencia a la tensión y a la cedencia (esquina superior derecha) que la aleación base. También puede observarse que en condición con tratamiento térmico ocurre que el marcador con mayor contenido de zinc se localiza en el área de mayor resistencia a la tensión y a la cedencia y menor elongación total y plástica (esquina superior izquierda) que la aleación base.

Por lo tanto, los resultados de los ensayos de tensión indican que el incremento en el contenido de zinc en la aleación A319, contribuye a un incremento en sus propiedades mecánicas incluso para EDS tan grandes como 100 μm , lo cual puede confirmarse observando gráficas como las expuestas en la Figura 6.3 para los niveles restantes de EDS incluidas en el Apéndice D.

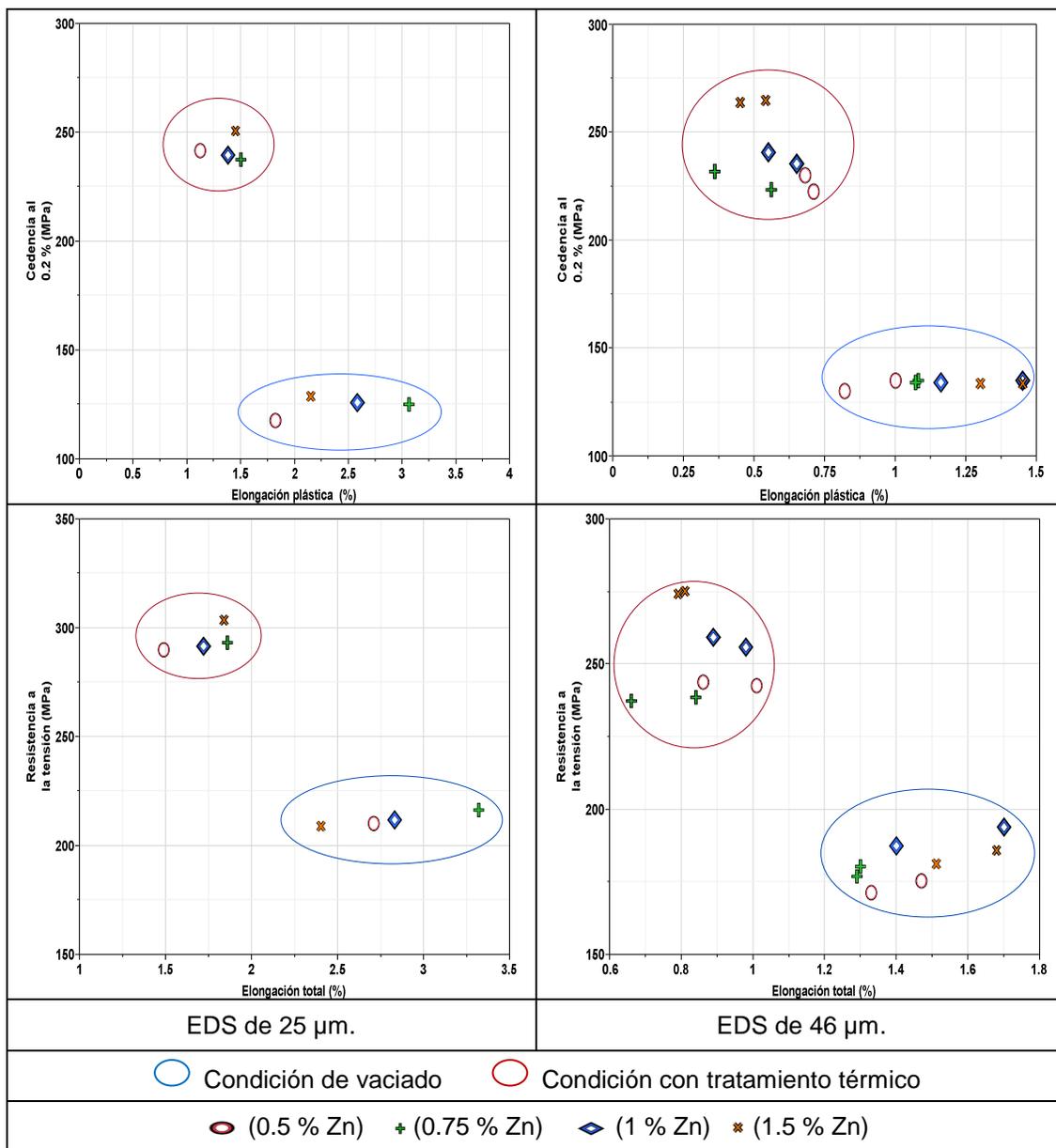


Figura 6.3 Comparación de propiedades mecánicas de las aleaciones estudiadas para EDS de 25 y 46 μm

6.5 Ensayo de dureza Brinell

En las figuras 6.4 y 6.5 se presenta el porcentaje de cambio de la dureza Brinell de las condiciones con un incremento en el contenido de zinc con respecto a la condición base (código I A, 0.5 % Zn).

Puede observarse que en la condición de vaciado (Figura 6.4), el incremento en el contenido de zinc en la aleación A319 (código IV A con 1.5 % Zn) provoca un aumento en la dureza Brinell de 2.67% para un EDS de 18 μm disminuyendo conforme aumenta el EDS llegando a un valor de -1.37 % para un EDS de 100 μm .

En contraste para la condición con tratamiento térmico (Figura 6.5), la aleación con mayor contenido de zinc (código IV B, 1.5% Zn) presenta un aumento en la dureza Brinell para toda la gama de EDS de este estudio, teniendo desde un 3.88% para un EDS de 18 μm hasta un 8.31% para un EDS de 100 μm .

Se concluye que en condición de vaciado el incremento en el contenido de zinc influye de manera moderada sobre los valores de dureza Brinell; además en la condición con tratamiento térmico existe un reforzamiento en la aleación debido al incremento del contenido de zinc y cabe la posibilidad de formación de fases ricas en zinc que aumenten dichos valores de dureza, lo cual será probado mediante los resultados de dureza Vickers y al examen de microscopia electrónica de barrido mostrados en las secciones próximas.

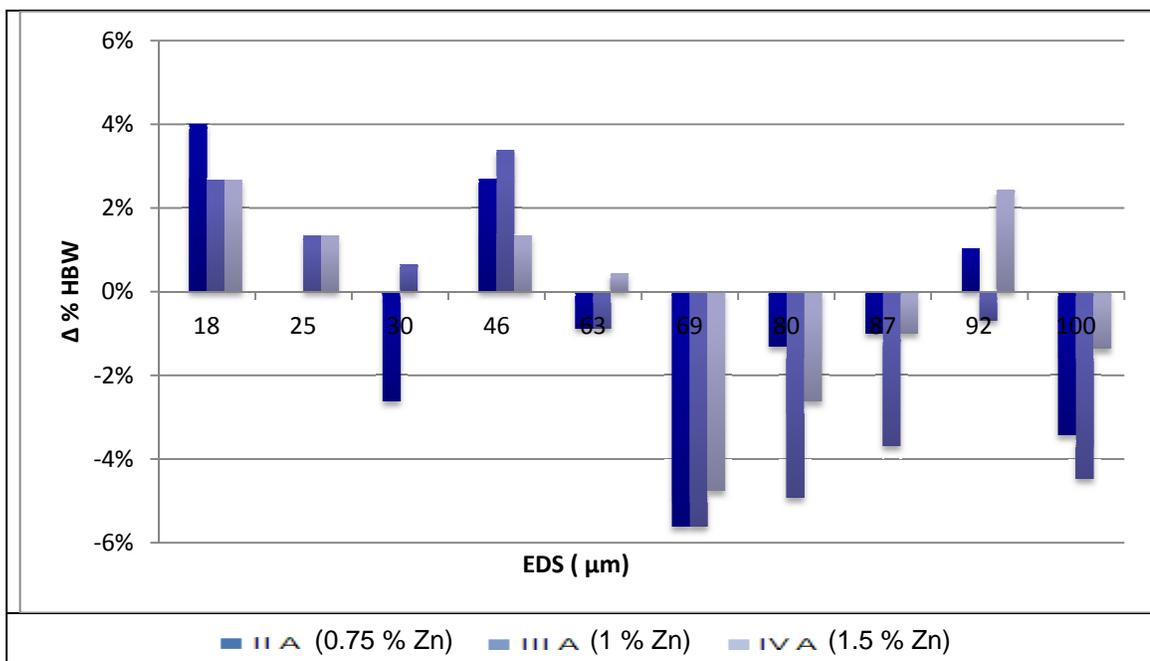


Figura 6.4 Porcentaje de cambio en la dureza Brinell con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición de vaciado.

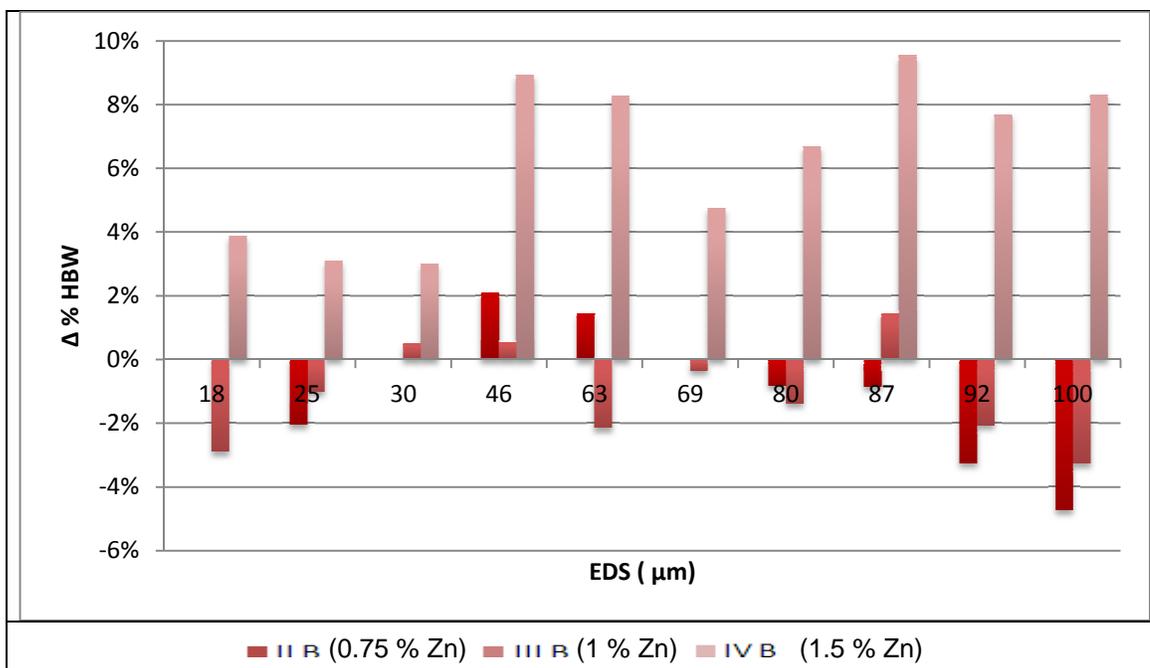


Figura 6.5 Porcentaje de cambio en la dureza Brinell con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición con tratamiento térmico.

6.6 Ensayo de compresión

En las figuras 6.6 y 6.7 se presentan en condición de vaciado y con tratamiento térmico, respectivamente, el porcentaje de cambio del esfuerzo de cedencia a la compresión con respecto a la aleación base (código I A, 0.5 % Zn).

Se observa un moderado incremento en los valores del esfuerzo de Cedencia conforme se aumenta el contenido de zinc en la aleación A319, en el caso específico del código IV se tienen aumentos de 3 % a 2% en la condición de vaciado, por lo que se considera que el incremento del contenido de zinc a 1.5% en peso arrojará un comportamiento muy cercano al de la aleación base en dicho estado. Por su parte, para la condición con tratamiento térmico, el fortalecimiento de la aleación debido al incremento de zinc es más marcado llegando a ser del rango de 3 a 10 % para la aleación con mayor contenido de zinc (código IV B, 1.5% Zn).

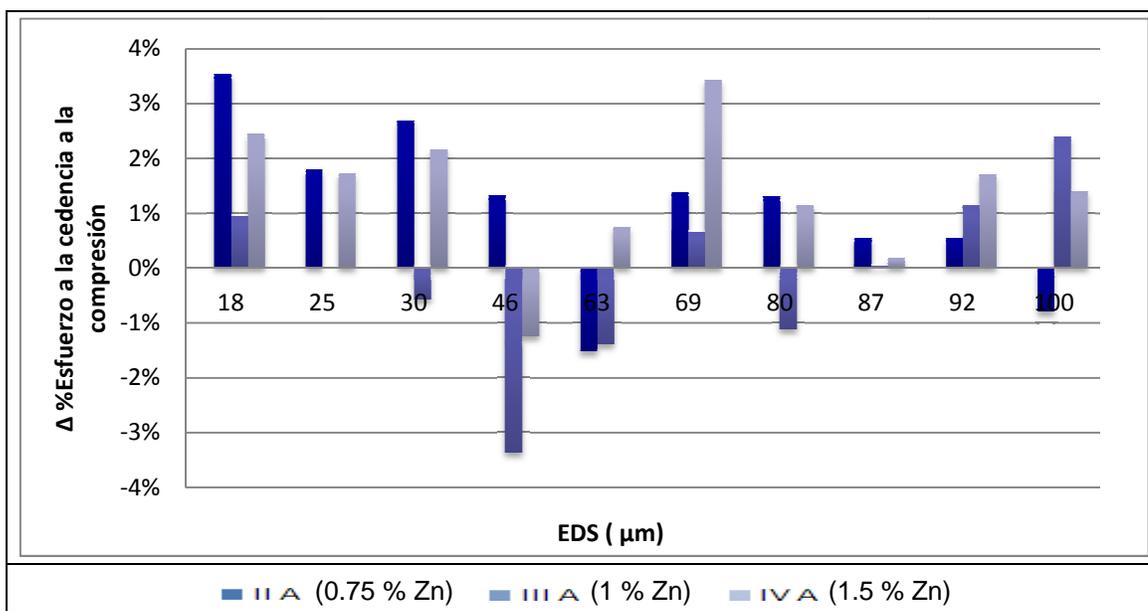


Figura 6.6 Porcentaje de cambio en el esfuerzo de cedencia a la compresión con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición de vaciado.

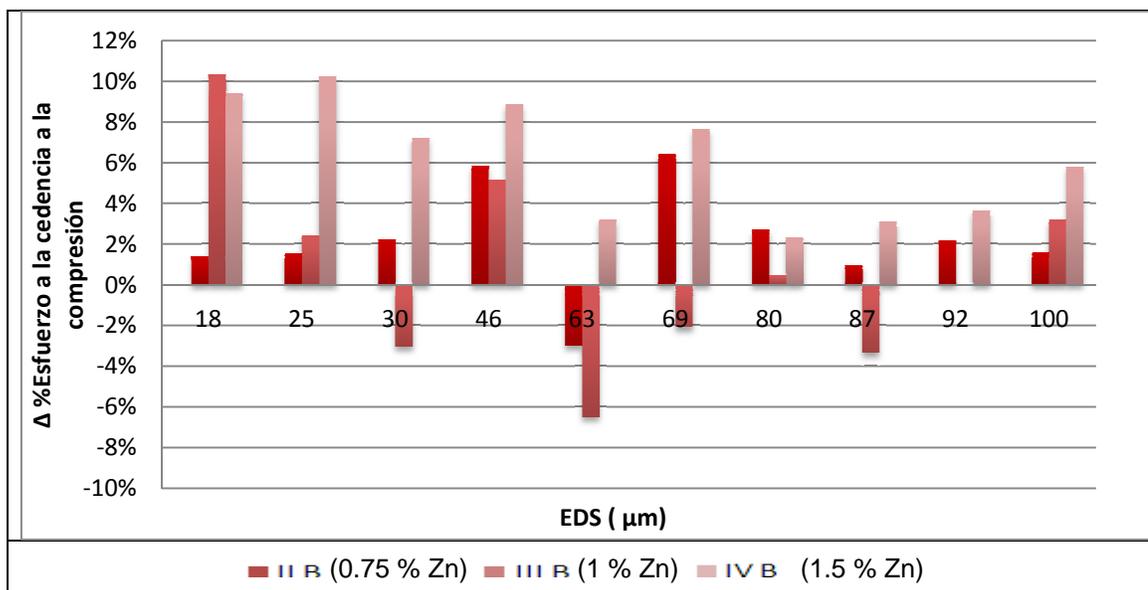


Figura 6.7 Porcentaje de cambio en el esfuerzo de cedencia a la compresión con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición con tratamiento térmico.

6.7 Ensayo de dureza Vickers

En las figuras 6.8 y 6.9 se presenta el porcentaje de cambio de la dureza Vickers con respecto a la aleación base (código I A, 0.5 % Zn) tanto para la condición de vaciado como para la condición con tratamiento térmico.

Se puede observar que en ambas condiciones al incrementarse el contenido de zinc en la aleación A319 se aumenta el valor de dureza Vickers para toda la gama de EDS de este estudio; caso especial merece el código IV (1.5 % Zn), pues presenta los mayores aumentos de dureza Vickers incluso para la condición de vaciado. Cabe señalar que éstos resultados sustentan el razonamiento de que la matriz de aluminio se ve reforzada por el zinc, tal como Seleznev, Zolotorevsky y Ganiev et al afirman en sus estudios [55], [56],[57].

Por su parte en la condición con tratamiento térmico, dicho código presenta mayores aumentos de la dureza Vickers (del rango de 10% con respecto a la condición base).

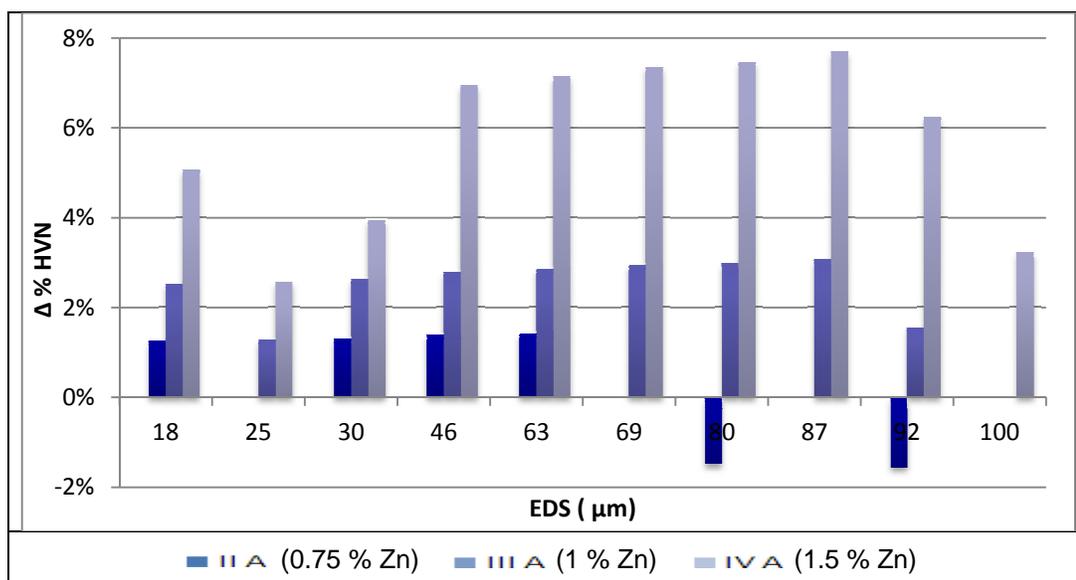


Figura 6.8 Porcentaje de cambio en la dureza Vickers con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición de vaciado.

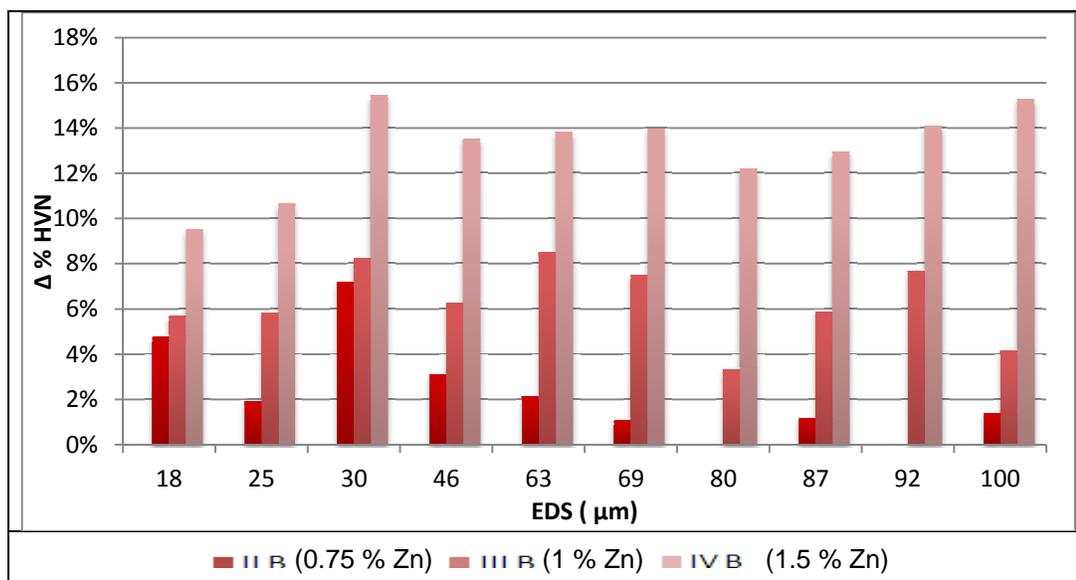


Figura 6.9 Porcentaje de cambio en la dureza Vickers con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición con tratamiento térmico.

6.8 Índice de calidad

Los resultados de índice de calidad (Q) mostrados en el Apéndice D fueron calculados directamente de los resultados de los ensayos de tensión usando la ecuación (3.8) y el parámetro K obtenido de las curvas de esfuerzo - deformación de cada probeta. Para construir las gráficas de índice de calidad (Figuras 6.10 y 6.11) se utilizaron sólo los resultados correspondientes a las probetas que presentaron la mayor ductilidad de cada condición (Tabla 6.2).

La Figura 6.10 incluye la gráfica de índice de calidad para los niveles de EDS de 18 y 80 μm , permitiendo explicar el efecto del EDS y del tratamiento térmico sobre las aleaciones de estudio.

Tabla 6.2 Probetas utilizadas para la elaboración de gráficas de índice de calidad.

EDS (μm)	Muestra	EDS (μm)	Muestra
18	I A - 1	80	I A - 14
	I B - 1		I B - 16
	II A - 1		II A - 16
	II B - 1		II B - 14
	III A - 1		III A - 15
	III B - 1		III B - 14
	IV A - 1		IV A - 16
	IV B - 1		IV B - 17
30	I A - 4	100	I A - 27
	I B - 4		I B - 27
	II A - 4		II A - 29
	II B - 3		II B - 29
	III A - 4		III A - 29
	III B - 3		III B - 26
	IV A - 3		IV A - 27
	IV B - 3		IV B - 27

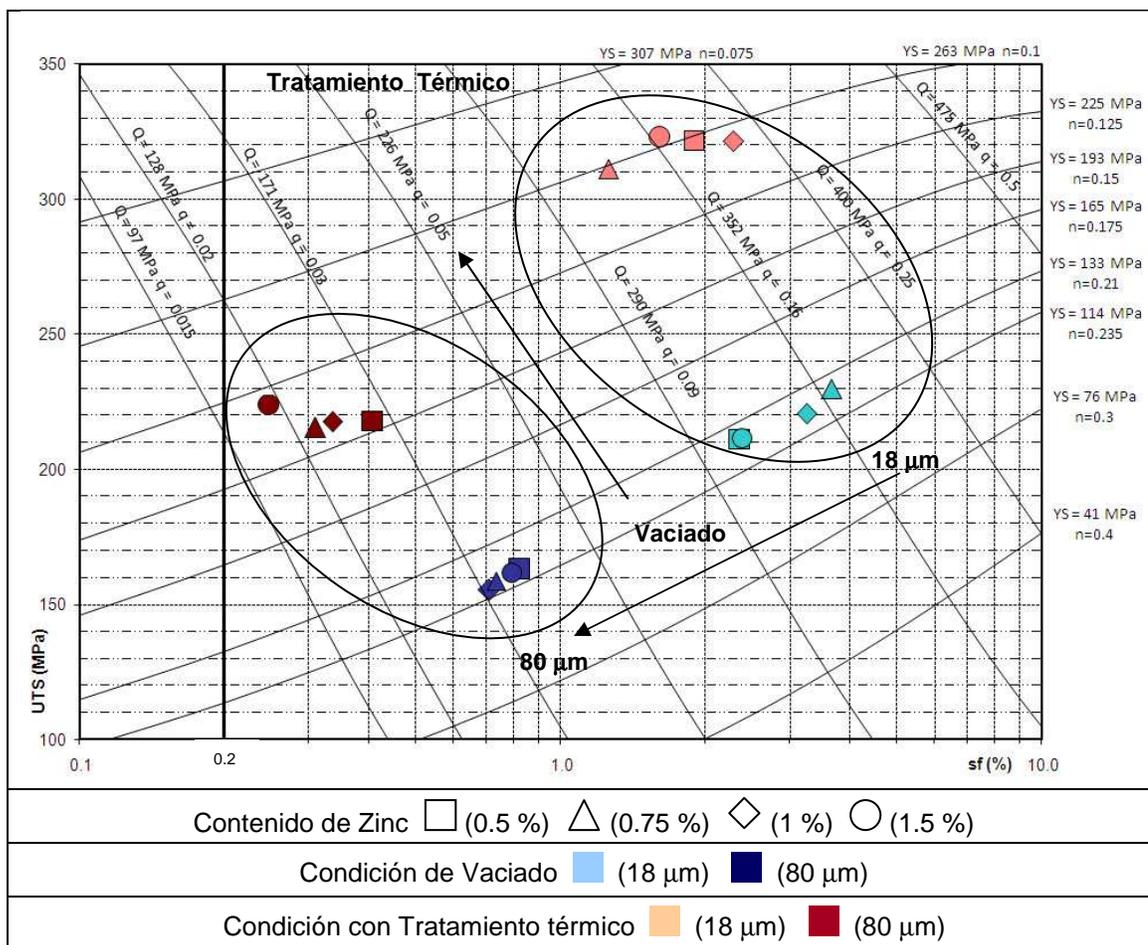


Figura 6.10 Gráfica de índice de calidad con los niveles de EDS de 18 μ m y 80 μ m mostrando el efecto del incremento en el EDS y del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319.

En la Figura 6.10 se observa el efecto del incremento en el EDS que causa la reducción en las propiedades mecánicas, ocasionando que el valor de índice de calidad (Q) disminuya, fenómeno enmarcado por el traslado de los marcadores hacia la esquina inferior izquierda.

Además, en la misma figura, se visualiza el efecto del tratamiento térmico sobre las aleaciones, lo que provoca un aumento en la resistencia de la aleación a costa de una reducción en la ductilidad de la misma, en este caso el traslado de los marcadores es hacia la esquina superior izquierda.

Pero el más importante efecto y razón de ser de este estudio es el provocado por el aumento en el contenido de zinc en la aleación, Figura 6.12; se observa que en la condición de vaciado el zinc provoca un ligero fortalecimiento de la aleación, teniendo los marcadores posiciones muy cercanas e incluso llegando hasta superponerse, como es el caso para los contenidos de 0.5% y 1.5%. Por su parte para la condición con tratamiento térmico el aumento de zinc provocó un aumento en la resistencia mecánica pero a la vez una pérdida de ductilidad, como queda señalado por los marcadores de la aleación con 1.5% Zn que se encuentran hacia la esquina superior izquierda en todos los casos, tanto así que para un EDS de 100 no presenta fluencia al 0.2%.

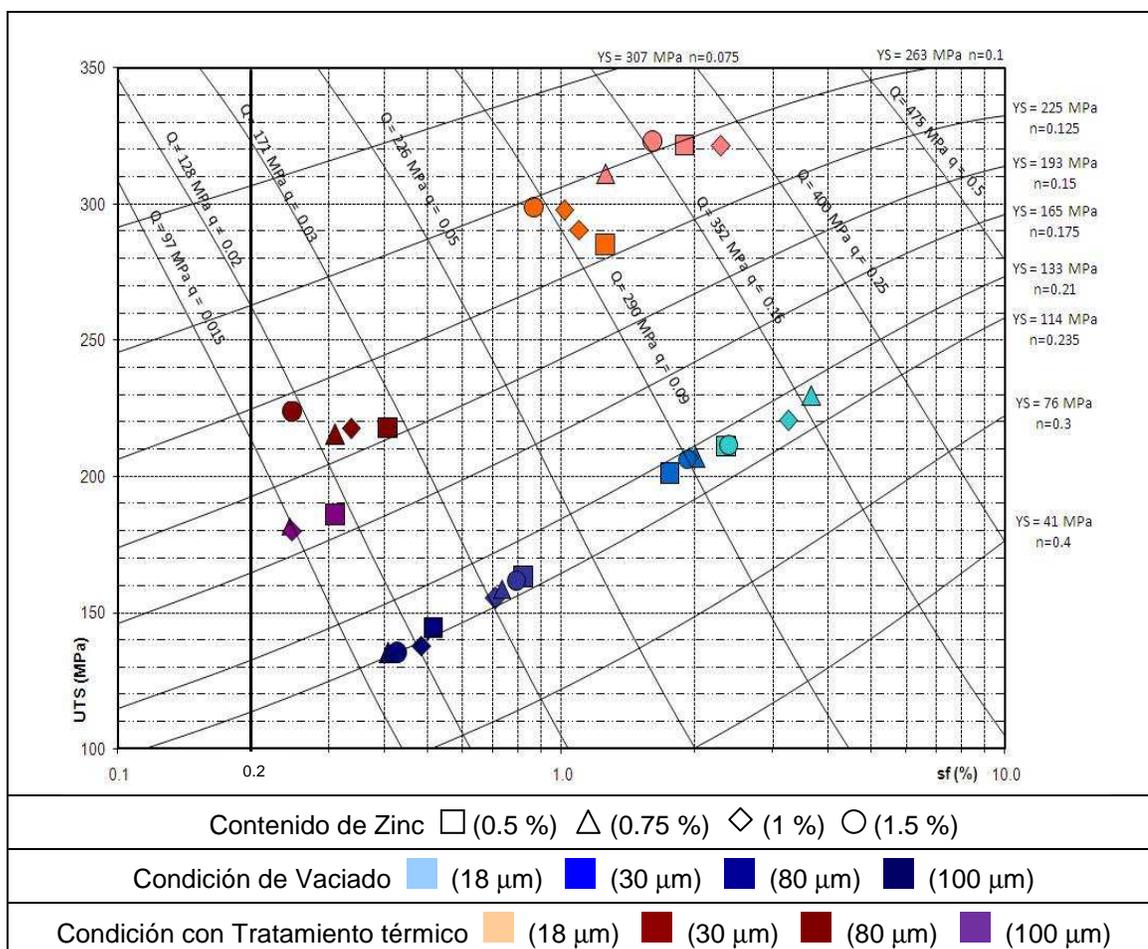


Figura 6.11 Gráfica de índice de calidad mostrando el efecto del incremento del contenido de zinc sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319.

6.9 Análisis de microscopía electrónica de barrido

Para determinar la causa del aumento en las propiedades mecánicas en la aleación A319 a razón de un incremento en el contenido de zinc, se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) la matriz α de aluminio de diversas probetas distintivas del código IV (1.5 % en peso de Zinc), ya que fue este quien obtuvo los mayores cambios en sus propiedades con respecto a la aleación base.

Para ello se utilizaron muestras de EDS representativas de diferentes velocidades de solidificación y que fueron preparadas para la evaluación microestructural. Los resultados obtenidos del análisis MEB se muestran en la Tabla 6.3 y pueden estudiarse a detalle en el Apéndice E.

Tabla 6.3 Muestras y resultados obtenidos del análisis MEB.

Condición	Código	EDS (μm)	Tiempo de solidificación (s) ^(a)	% peso de Zn en la matriz α de aluminio
Vaciado	IV - 1	18	6	2.09
	IV - 11	69	320	1.62
	IV - 28	100	980	1.69
Con Tratamiento térmico	IV B - 1	18	6	1.97
	IV B - 11	69	320	2.05
	IV B - 28	100	980	2.58

(a) Calculado mediante la ecuación $t = [\text{EDS}/10] \wedge 3 [10]$.

De dicho análisis químico se concluye que la totalidad del zinc se encuentra en solución en la matriz α de aluminio, reforzándola y provocando el aumento en las propiedades mecánicas expuestas en los resultados del presente estudio, afirmación que corresponde con los resultados publicados por Seleznev, Zolotorevsky y Ganiev, et al en sus trabajos previos [55], [56],[57].

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 Conclusiones

- 1.- El incremento en el contenido de zinc en la aleación A319 provoca un fortalecimiento en las propiedades mecánicas para las condiciones y niveles de EDS de este estudio.
 - 2.- Al analizar las gráficas de índice de calidad se concluye que en la condición de vaciado, el aumento hasta un valor de 1.5% de zinc se obtiene un fortalecimiento de la aleación base sin pérdida de ductilidad. Por su parte, para la condición con tratamiento térmico, el aumento hasta un 1.5% de zinc provocó un aumento en la resistencia mecánica de la aleación, pero una pérdida de ductilidad, no presentando Cedencia al 0.2 % en EDS de 100 μm .
 - 3.- Debido a ciertas eventualidades no se logró obtener una refinación efectiva del tamaño de grano en todas las piezas vaciadas, aun así el presente estudio; este factor no es determinante en la magnitud de las propiedades mecánicas estáticas.
-

- 4.- Se determinó que el aumento en el contenido de zinc en la aleación A319 provoca un aumento en la macro y microdureza tanto en condición de vaciado como con tratamiento térmico para toda la gama de EDS de este tratado.
- 5.- Se concluye que el incremento del contenido de zinc arrojará un comportamiento a la compresión muy cercano al de la aleación base para la condición de vaciado; por otro lado, para la condición con tratamiento térmico, se tendrá un fortalecimiento del material.
- 6.- Por medio de espectrometría de dispersión de rayos x se comprobó que la totalidad del zinc de las aleaciones de estudio se encuentra en solución en la matriz α de aluminio, reforzándola y provocando el aumento en sus propiedades mecánicas.

7.2 Recomendaciones

- 1.- En base al estudio anterior, se recomienda utilizar la aleación A319 incrementando su contenido de Zinc de 0.5% hasta 1% en peso, ya que se demostró que éste provoca un fortalecimiento en la matriz α de aluminio resultando en mayores valores de resistencia mecánica sin pérdida significativa de ductilidad.
 - 2.- Analizar el efecto del incremento del zinc sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319 a porcentajes mayores a 1.5 %, tanto en condición de vaciado como con el tratamiento térmico realizado en éstos experimentos.
-

- 3.- Explorar el impacto de diversos tratamientos térmicos sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones estudiadas.
 - 4.- Definir si el incremento de zinc en las aleaciones de este trabajo induce algún cambio en la resistencia a la corrosión de las mismas.
 - 5.- Variar los contenidos de cobre o magnesio en las aleaciones de estudio y aplicar los mismos tratamientos térmicos para evaluar la interacción con el creciente contenido de zinc y su efecto sobre las propiedades mecánicas.
-

REFERENCIAS

- [1]. William D. Callister Jr., "Materials Science and Engineering, an Introduction, 7th. Edition", Editorial Reverté, pp.132,137,150 – 152,2007.
 - [2]. Harmer E. Davis, "Ensayo e Inspección de los materiales en Ingeniería, 3ra. Edición", CECSA. pp 26 – 31,43 – 44,1966.
 - [3]. Cesar G. Dimas, "Efecto de la temperatura de solubilización sobre las propiedades mecánicas en una aleación Al-Si tipo A319", Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, pp. 10-40, 1999.
 - [4]. George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition, 3rd Edition", Mc Graw Hill. pp. 275 – 285, 1988.
 - [5]. George E. Dieter, "Mechanical Behavior under Tensile and Compressive Loads", "ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation" , ASM Internacional, pp. 237 - 247, 2000.
 - [6]. Howard A. Kuhn, "Uniaxial Compression Testing", "ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation" , ASM Internacional, pp. 338 - 341, 2000.
 - [7]. William F. Hosford, "Mechanical Behavior of Materials", Cambridge University Press, pp. 53 – 56, 2005.
 - [8]. George E. Dieter, "Introduction to Workability", "ASM Handbook Vol. 14: Forming and Forging" , ASM Internacional, pp. 786 - 787, 1988.
 - [9]. Gopal Revankar, "Introduction to Hardness Testing", "ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation" , ASM Internacional, pp. 416, 426 - 427, 2000.
 - [10]. Edward L. Tobolski, "Macroindentation Hardness Testing", "ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation" , ASM Internacional, pp. 428 - 468, 2000.
-

-
- [11]. George F. Vander Voort, "Microindentation Hardness Testing", "ASM Handbook Vol. 8: Mechanical Testing and Evaluation", ASM Internacional, pp. 469 - 471, 2000.
- [12]. Alexey Sverdlin, "Introduction to Aluminum". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 1, 2003.
- [13]. I. J. Polmear, "Light Alloys, Metallurgy of the Light Metals", Edward Arnold, pp. 7–9, 15–27, 47, 58–62, 89, 110–125, 1981.
- [14]. Alexey Sverdlin, "Properties of Pure Aluminum". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 33–59, 66–72, 2003.
- [15]. E. A. Brandes y G. B. Brook, "Smithells Light Metals Handbook", Butterworth-Heinemann, pp 5-9, 1998.
- [16]. Murat Tiryakioğlu y James T. Staley, "Physical Metallurgy and the Effect of Alloying Additions in Aluminum Alloys". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 1, 91, 2003.
- [17]. John E. Gruzleski y Bernard M. Closset, "The Treatment of Liquid Aluminum–Silicon Alloys", The American Foundrymen's Society, Inc., pp. 1–59, 75–77, 127–140, 149, 1990.
- [18]. Rafael Colás, Eulogio Velasco y Salvador Valtierra, "Castings". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 591–593, 602, 2003.
- [19]. Robert Howard, Neils Bogh y D. Scott MacKenzie, "Heat Treating Processes and Equipment", "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 881–916, 920, 2003.
- [20]. Lennart Bäckerud, Guocai Chai y Jarmo Tamminen, "Solidification Characteristics of Aluminum Alloys, Volume 2, Foundry Alloys", AFS/SKANALUMINIUM, 1990.
- [21]. R. Trivedi y W. Kurz, "Solidification of Single-Phase Alloys", "ASM Handbook Vol. 15: Casting", ASM Internacional, pp. 244-256, 1992.
-

-
- [22]. Marcos I. Z. Cardoso, "Análisis de la solidificación de los precipitados de Cu en la aleación de aluminio A319", Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, pp. 25 – 28, 2006.
- [23]. Efrén A. Carrera, "Estudio de la influencia del Sr y los parámetros de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si con 2.5% de Cu", Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, pp. ,2006.
- [24]. John Campbell, "Castings", Butterworth-Heinemann, pp 267-306, 1991.
- [25]. M. C. Flemings, T. Z. Kattamis, B. P. Bardes. "Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloys". AFS Transactions, pp. 91-176.
- [26]. Douglas A. Granger "Solidification of Eutectic Alloys: Aluminum-Silicon Alloys", "ASM Handbook Vol. 15: Casting", ASM Internacional, pp. 348-370, 1992.
- [27]. Charlie R. Brooks, "Heat Treating of Aluminum Alloys". ASM Handbook, Vol.4, "Heat Treating", ASM International, pp. 1826-1960, 1991.
- [28]. Laurens Katgerman y D. Eskin, "Hardening, Annealing and Aging". George E. Totten y D. Scott MacKenzie, "Handbook of Aluminum, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 259–289, 2003.
- [29]. P. Ouellet y F. H. Samuel, "Effect of Mg on the ageing behaviour of Al–Si–Cu 319 type aluminium casting alloys", Journal of Materials Science 34, 1999.
- [30]. Guiqing Wang, Xiufang Bian, Weimin Wang y Junyan Zhang, "Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al–Si–Cu–Mg cast alloys", Materials Letters 57, 2003.
- [31]. S. Shivkumar, S. Ricci, Jr., B. Steenhof, D. Apelian y G. Sigworth, "An experimental study to optimize the heat treatment of A356 alloy", AFS Transactions, Vol.97, 1989.
- [32]. J. Gauthier, P. R. Louchez y F. H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy. Part 1, solution heat treatment", Cast Metals, Vol.8, No.2, 1995.
-

-
- [33]. J. Gilbert Kaufman e Elwin L. Rooy, "Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes and Applications", AFS y ASM International, pp. 61–66, 152, 153, 2004.
- [34]. J. Gauthier, P. R. Louchez y F. H. Samuel, "Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy. Part 2, ageing behaviour", *Cast Metals*, Vol.8, No.2, 1995.
- [35]. C. H. Cáceres, "Material properties and quality index in Al–Si–Mg casting alloys", *AFS Transactions*, 1998.
- [36]. M. Drouzy, S. Jacob y M. Richard, "Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength", *AFS International Cast Metals Journal*, 1980.
- [37]. C. H. Cáceres, "A rationale for the quality index of Al–Si–Mg casting alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, 1998.
- [38]. C. H. Cáceres, J. H. Sokolowski y P. Gallo, "Effect of ageing and Mg content on the quality index of two model Al–Cu–Si–Mg alloys", *Materials Science and Engineering A271*, 1999.
- [39]. C. H. Cáceres, T. Din, A. K. M. B. Rashid y J. Campbell, "The effect of ageing on quality index of an Al–Cu casting alloy", *Materials Science and Technology*, 1999.
- [40]. C. H. Cáceres, "A phenomenological approach to the quality index of Al–Si–Mg casting alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, 2000.
- [41]. C. H. Cáceres, "Microstructure design and heat treatment selection for casting alloys using the quality index", *ASM–IMS 1999 Meeting*, Cincinnati, 1999.
- [42]. C. H. Cáceres y J. Barresi, "Selection of temper and Mg content to optimise the quality index of Al–7Si–Mg casting alloys", *International Journal of Cast Metals Research*, 2000.
- [43]. C. H. Cáceres, I. L. Svensson y J. A. Taylor, "Strength–ductility behaviour of Al–Si–Cu–Mg casting alloys in T6 temper", *International Journal of Cast Metals Research*, 2002.
-

-
- [44]. Neibi R. Andrade, "Variación de las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si-Mg en función del espaciamiento dendrítico secundario y de los parámetros de tratamiento térmico", Tesis de Maestría, Instituto Tecnológico de Saltillo, pp. 41-55, 2001.
- [45]. Moisés A. Talamantes, "Tratamientos térmicos en una aleación Al-Cu del tipo A206", Tesis de Licenciatura, Universidad Autónoma de Nuevo León, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, pp. 24-32, 2007.
- [46]. Carlos A. Silva y Guillermo H. Garza, "Desarrollo de tratamientos térmicos para una aleación 354 Al-Si-Cu-Mg", Tesis de Licenciatura, Universidad de Monterrey, pp. 50-62, 2007.
- [47]. ASTM, "E8M-99 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]", 1999.
- [48]. ASTM, "B557M-94 Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products [Metric]", 1994.
- [49]. ASTM, "E10-01 Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials", 2001.
- [50]. ASTM, "E 9 - 89a Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature", 2000.
- [51]. ASTM, "E 92 - 82 Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials", 2003.
- [52]. AFS Thermal Analysis Committee (2-G), "Microstructure Control in Hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloys", American Foundrymen's Society, Inc., 1986.
- [53]. ASTM, "E112-88 Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", 1988.
- [54]. José Encarnación Maldonado Ramírez, "Efectos del titanio en una aleación aluminio-silicio tipo A319", Tesis de Ingeniería, Instituto Tecnológico Superior de Irapuato, 2006.
- [55]. L. P. Seleznev, Vadim S. Zolotorevsky et al., "Effect of zinc on the properties of silumins from secondary raw materials", *Tsvetnye Metally / Non-Ferrous Metals*, 1983.
-

- [56]. Vadim S. Zolotarevsky, Nikolai A. Belov y Michael V. Glazoff, "Casting Aluminum Alloys", Elsevier, pp. 327-376, 2007.
- [57]. I.N. Ganiev, O. N. Semenova and A. V. Vakhobov "Mechanical Properties Of Alloys Of The Al-Si-Zn-Mg-Ti System Unmodified And Modified With Strontium", UDC 669.715'721'5.018.2:620.17
-

LISTA DE TABLAS

Tabla 3.1 Propiedades del aluminio [13–15].	28
Tabla 3.2 Solubilidad de diversos elementos en el aluminio [17].	29
Tabla 3.3 Designación para aleaciones de aluminio para trabajo mecánico [19].	32
Tabla 3.4 Designación para aleaciones de aluminio para vaciado [19].	33
Tabla 3.5 Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio [8].	41
Tabla 3.6 Secuencias de precipitación de las fases Al_2Cu y Mg_2Si [20],[29],[30].	47
Tabla 4.1 Diseño de experimentos e identificación de piezas.	54
Tabla 4.2 Composición química nominal de la aleación A319 [37].	56
Tabla 4.3 Parámetros de tratamiento térmico.	57
Tabla 4.4 Parámetros de ensayo mecánico.	58
Tabla 5.1 Composición química de las aleaciones estudiadas.	64
Tabla 5.2 Nivel de Modificación AFS.	67
Tabla 5.3 Tamaño de grano (μm).	67
Tabla 6.1 Contenido de zinc de las aleaciones estudiadas.	74
Tabla 6.2 Probetas utilizadas para la elaboración de gráficas de índice de calidad.	84
Tabla 6.3 Muestras y resultados obtenidos del análisis MEB.	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Curva Esfuerzo – Deformación Ingenieril [4].	8
Figura 2.2 Curvas esfuerzo - deformación de materiales con alta y baja tenacidad [5].	12
Figura 2.3 Comparación entre curvas Esfuerzo – Deformación [5].	14
Figura 2.4 Diagrama Log σ real vs Log ϵ real [5].	15
Figura 2.5 Modos de deformación en compresión: (a)Pandeo o distorsión, $L/D > 5$. (b)Abarrilamiento, $L/D < 2$ y con fricción. (c)Compresión homogénea, $L/D < 2$ y no se presenta fricción [6].	16
Figura 2.6 Zonas de deformación en una sección longitudinal de una probeta cilíndrica bajo compresión [8].	17
Figura 2.7 a) Deformaciones localizadas en la superficie libre de una muestra sometida a compresión. b) Deformación con respecto a la razón de aspecto y la fricción [6].	18
Figura 2.8 Probetas maquinadas para incrementar los esfuerzos ténsiles: a) Con reborde. b) Con extremos cónicos. c) Curva de comportamiento de diferentes geometrías de muestras [6].	18
Figura 2.9 Proceso de indentación Brinell: a) Esquema del ensayo. b) Medición de una indentación con escala en mm [10].	23
Figura 2.10 Indentador piramidal de diamante usado para el ensayo Vickers e indentación resultante, d diagonal media de la indentación [11].	24
Figura 2.11 Secciones transversales de una indentación Brinell (a) Rebordeado (b) Hundimiento [4].	26
Figura 2.12 Tipos de indentaciones Vickers: (a) Con hundimiento (b) Indentación perfecta (c) Con rebordeado [10].	26
Figura 3.1 Diagrama de fases en equilibrio de Al–Si [20].	34
Figura 3.2 Solidificación dendrítica [21].	35
Figura 3.3 Técnica empleada para la medición del EDS de una aleación Al-Si hipoeutéctica [11]	36
Figura 3.4 Relación entre EDS y (a) Propiedades mecánicas [24]. (b)Tiempo de Solidificación [26].	36
Figura 3.5 Estructuras del Silicio eutéctico modificado químicamente:	38
Figura 3.6 Efecto de la porosidad sobre las propiedades en tensión de una aleación tipo 356 [18].	39
Figura 3.7 Efecto del tamaño de grano en las propiedades mecánicas de una aleación aluminio – silicio hipoeutéctica [26].	40
Figura 3.8 Intervalos de temperatura para tratamiento térmico de aleaciones binarias de aluminio [28].	42
Figura 3.9 (a) Variación del esfuerzo de cedencia con respecto al tiempo de envejecimiento [4]. (b) Dureza en función del tiempo de envejecimiento para una aleación Al–4%Cu. [27].	45

Figura 3.10 Mecanismos de interacción entre precipitados y el movimiento de las dislocaciones (a) Endurecimiento por corte. (b) De Orowan. (c) Mecanismos de endurecimiento determinantes sobre el esfuerzo de cedencia [13].	46
Figura 3.11 Gráfica de índice de calidad según Drouzy y coautores [39].	49
Figura 3.12 Curvas generadas por Cáceres (continuas) y aquellas obtenidas por Drouzy y coautores (Al-7%Si-0.4%Mg) (punteadas) [39].	51
Figura 3.13 Gráfica de índice de calidad según el modelo de Cáceres y coautores [37].	52
Figura 4.1 (I) Molde utilizado hecho de arena sílica. (II) Parte inferior del molde (a) Templadera. (b) Filtro (III) Piezas vaciadas (c) Mazarota (recuadro). (d) Sistema de alimentación.	55
Figura 4.2 Dimensiones de las piezas e identificación de barras.	56
Figura 4.3 Obtención y dimensiones de las probetas: (a) Para ensayo de tensión. (b) Para ensayo de compresión.	58
Figura 4.4 Obtención de las probetas para el ensayo de dureza Brinell.	59
Figura 4.5 (a) Probetas seleccionadas y (b) Obtención de muestra para análisis microestructural.	60
Figura 4.6 Distribución de campos de medición sobre la superficie seleccionada para análisis microestructural.	61
Figura 5.1 Niveles de EDS presentes en las piezas.	65
Figura 5.2 Porosidad media (%) y Tamaño máximo de poro (μm) con respecto al EDS (μm) para cada contenido de zinc. Por probeta (•) Promedio (■)	66
Figura 5.3 Resultados mecánicos, condición de Vaciado: Cedencia al 0.2%, Resistencia a la tensión y elongación total por EDS y contenido de zinc.	69
Figura 5.4 Resultados mecánicos, condición con Tratamiento Térmico: Cedencia al 0.2%, Resistencia a la tensión y elongación total por EDS y contenido de zinc.	70
Figura 5.5 Resultados mecánicos, condición con de Vaciado: Cedencia a la Compresión al 0.2%; Dureza Brinell (HBW) y Microdureza Vickers (HVN) por EDS y contenido de zinc..	71
Figura 5.6 Resultados mecánicos, condición con Tratamiento Térmico: Cedencia a la Compresión al 0.2%; Dureza Brinell (HBW) y Microdureza Vickers (HVN) por EDS y contenido de zinc.	72
Figura 6.1 Comparación de la porosidad y el tamaño máximo de poro entre las dos condiciones de estroncio con respecto al nivel de EDS.	75
Figura 6.2 Comparación del tamaño de grano entre las cuatro condiciones de zinc (Tabla 5.3)	76
Figura 6.3 Comparación de propiedades mecánicas de las aleaciones estudiadas para EDS de 25 y 46 μm	78
Figura 6.4 Porcentaje de cambio en la dureza Brinell con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición de vaciado.	80

Figura 6.5 Porcentaje de cambio en la dureza Brinell con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición con tratamiento térmico.	80
Figura 6.6 Porcentaje de cambio en el esfuerzo de cedencia a la compresión con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición de vaciado.	81
Figura 6.7 Porcentaje de cambio en el esfuerzo de cedencia a la compresión con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición con tratamiento térmico.	82
Figura 6.8 Porcentaje de cambio en la dureza Vickers con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición de vaciado.	83
Figura 6.9 Porcentaje de cambio en la dureza Vickers con respecto al contenido de zinc y el EDS en la condición con tratamiento térmico.	83
Figura 6.10 Gráfica de índice de calidad con los niveles de EDS de 18 μm y 80 μm mostrando el efecto del incremento en el EDS y del tratamiento térmico sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319.	85
Figura 6.11 Gráfica de índice de calidad mostrando el efecto del incremento del contenido de zinc sobre las propiedades mecánicas de la aleación A319.	86

APÉNDICE A

Resultados de la medición de EDS.

Tabla A.1. Medición de EDS por fila de cada pieza vaciada.

Fila ^(a)	Probeta	EDS (μm)	EDS por fila		
			Promedio (μm)	σ	Tiempo de Solidificación (s) ^(b)
1	I A 1	21.64	18	2.42	5.83
	I B 1	21.81			
	II A 1	16.47			
	II B 1	17.50			
	III A 1	16.26			
	III B 1	15.67			
	IV A 1	17.30			
	IV B 1	16.74			
2	I A 2	24.25	25	0.85	15.63
	I B 2	23.98			
	II A 2	25.86			
	II B 2	24.42			
	III A 2	24.36			
	III B 2	22.81			
	IV A 2	24.01			
	IV B 2	24.82			
3	I A 3	30.03	30	1.07	27.00
	I B 3	27.70			
	II A 3	30.98			
	II B 3	28.46			
	III A 3	29.69			
	III B 3	29.91			
	IV A 3	29.23			
	IV B 3	30.49			
4	I A 6	45.42	46	1.48	97.34
	I B 6	47.44			
	II A 6	47.29			
	II B 6	43.44			
	III A 6	43.78			
	III B 6	45.81			
	IV A 6	46.63			
	IV B 6	46.04			

(a) Probetas a una misma altura con respecto a la templadera.

(b) Calculado mediante la ecuación $t = [\text{EDS}/10]^3 [10]$.

Tabla A.2. Medición de EDS por fila de cada pieza vaciada.

Fila ^(a)	Probeta	EDS (μm)	EDS por fila		
			Promedio (μm)	σ	Tiempo de Solidificación (s) ^(b)
5	I A 8	65.93	63	2.53	250.05
	I B 8	65.94			
	II A 8	60.91			
	II B 8	60.88			
	III A 8	61.08			
	III B 8	63.82			
	IV A 8	59.70			
	IV B 8	64.90			
6	I A 11	67.37	69	1.83	328.51
	I B 11	65.83			
	II A 11	71.04			
	II B 11	69.93			
	III A 11	70.12			
	III B 11	70.55			
	IV A 11	67.56			
	IV B 11	69.26			
7	I A 15	72.76	80	3.28	512.00
	I B 15	77.97			
	II A 15	79.61			
	II B 15	81.95			
	III A 15	82.58			
	III B 15	81.31			
	IV A 15	80.65			
	IV B 15	82.48			
8	I A 20	84.44	87	1.38	658.50
	I B 20	88.45			
	II A 20	86.23			
	II B 20	86.79			
	III A 20	86.75			
	III B 20	88.89			
	IV A 20	86.36			
	IV B 20	86.55			

(a) Probetas a una misma altura con respecto a la templadera.

(b) Calculado mediante la ecuación $t = [\text{EDS}/10]^3 [10]$.

Tabla A.3. Medición de EDS por fila de cada pieza vaciada.

Fila ^(a)	Probeta	EDS (μm)	EDS por fila		
			Promedio (μm)	σ	Tiempo de Solidificación (s) ^(b)
9	I A 23	90.62	92	1.34	778.69
	I B 23	90.04			
	II A 23	91.07			
	II B 23	91.71			
	III A 23	92.96			
	III B 23	91.66			
	IV A 23	94.29			
	IV B 23	92.00			
10	I A 28	97.16	100	2.91	1000.00
	I B 28	98.12			
	II A 28	99.41			
	II B 28	97.59			
	III A 28	101.43			
	III B 28	106.14			
	IV A 28	98.66			
	IV B 28	99.11			

(a) Probetas a una misma altura con respecto a la templadera.

(b) Calculado mediante la ecuación $t = [\text{EDS}/10]^3 [10]$.

APÉNDICE B

Resultados de la medición de porosidad.

Tabla B.1. Medición de porosidad y tamaño máximo de poro por fila de cada pieza vaciada.

Fila	Probeta	EDS (μm)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro (μm)
1	I A 1	18	0.019	113
	I B 1	18	0.061	104
	II A 1	18	0.093	100
	II B 1	18	0.017	72
	III A 1	18	0.098	61
	III B 1	18	0.022	58
	IV A 1	18	0.032	36
	IV B 1	18	0.052	166
2	I A 2	25	0.058	192
	I B 2	25	0.077	127
	II A 2	25	0.463	166
	II B 2	25	0.082	129
	III A 2	25	0.044	84
	III B 2	25	0.078	72
	IV A 2	25	0.023	72
	IV B 2	25	0.239	123
3	I A 3	30	0.467	181
	I B 3	30	0.261	165
	II A 3	30	0.746	513
	II B 3	30	0.6	199
	III A 3	30	0.11	86
	III B 3	30	0.146	109
	IV A 3	30	0.355	337
	IV B 3	30	0.316	147

Tabla B.2. Medición de porosidad y tamaño máximo de poro por fila de cada pieza vaciada.

Fila	Probeta	EDS (μm)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro (μm)
4	I A 5	46	0.739	300
	I B 5	46	0.739	300
	II A 5	46	0.824	339
	II B 5	46	0.64	326
	III A 5	46	0.462	178
	III B 5	46	0.629	243
	IV A 5	46	0.529	362
	IV B 5	46	0.62	206
5	I A 8	63	0.744	327
	I B 8	63	0.825	357
	II A 8	63	1.07	380
	II B 8	63	1.54	297
	III A 8	63	0.432	246
	III B 8	63	0.349	260
	IV A 8	63	0.64	225
	IV B 8	63	1.07	369
6	I A 11	69	0.974	450
	I B 11	69	0.9	324
	II A 11	69	1.35	345
	II B 11	69	0.836	593
	III A 11	69	0.625	322
	III B 11	69	1.02	295
	IV A 11	69	0.8	383
	IV B 11	69	1.54	680
7	I A 15	80	0.952	440
	I B 15	80	1.41	543
	II A 15	80	0.981	542
	II B 15	80	1.17	685

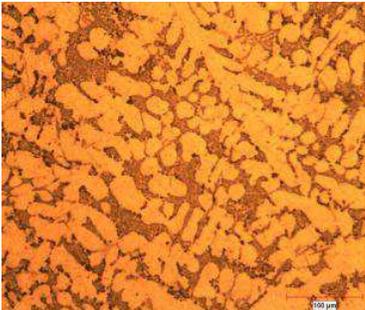
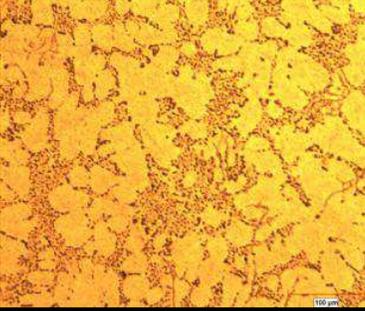
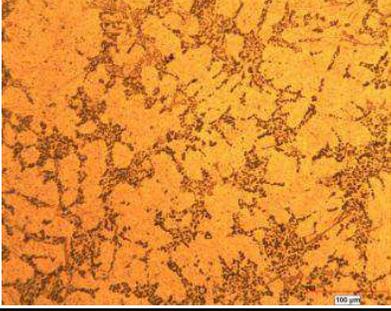
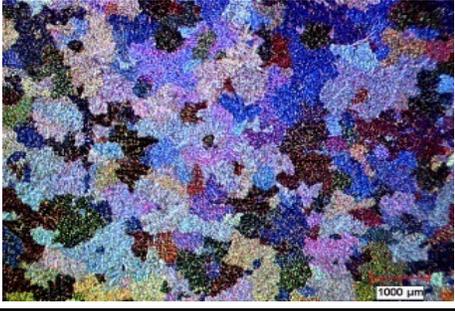
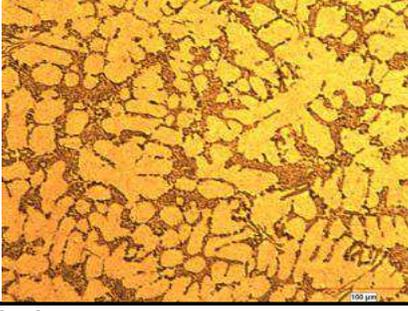
Tabla B.3. Medición de porosidad y tamaño máximo de poro por fila de cada pieza vaciada.

Fila	Probeta	EDS (μm)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro (μm)
7	III A 15	80	0.294	303
	III B 15	80	0.746	425
	IV A 15	80	0.775	423
	IV B 15	80	1.97	542
8	I A 20	87	1.51	609
	I B 20	87	1.23	563
	II A 20	87	1.26	741
	II B 20	87	1.59	916
	III A 20	87	0.52	689
	III B 20	87	0.618	421
	IV A 20	87	1.41	715
	IV B 20	87	1.16	577
9	I A 23	92	1.71	578
	I B 23	92	0.896	537
	II A 23	92	0.943	802
	II B 23	92	1.43	725
	III A 23	92	0.774	492
	III B 23	92	1.35	748
	IV A 23	92	1.23	547
	IV B 23	92	1.77	771
10	I A 28	100	1.03	841
	I B 28	100	1.15	622
	II A 28	100	1.35	564
	II B 28	100	2.25	851
	III A 28	100	0.65	452
	III B 28	100	1.43	284
	IV A 28	100	1.55	810
	IV B 28	100	1.3	789

APÉNDICE C

Micrografías de nivel de modificación y tamaño de grano

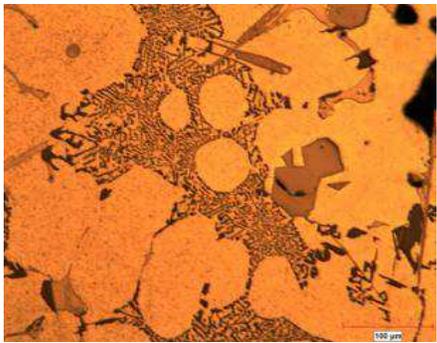
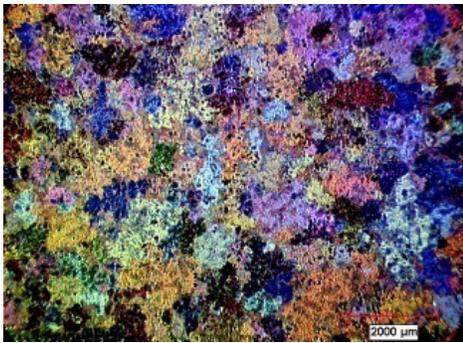
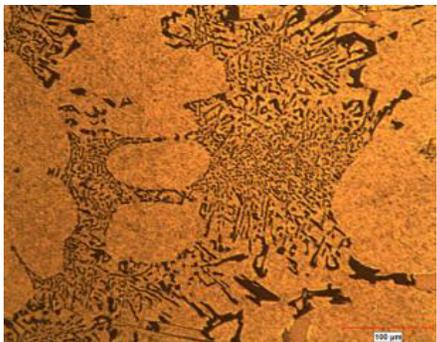
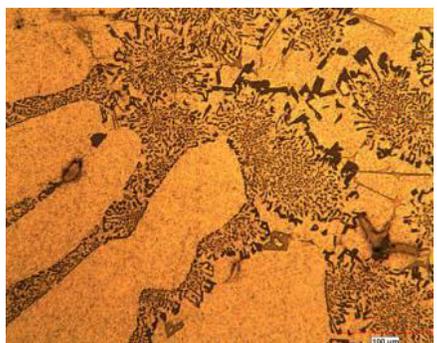
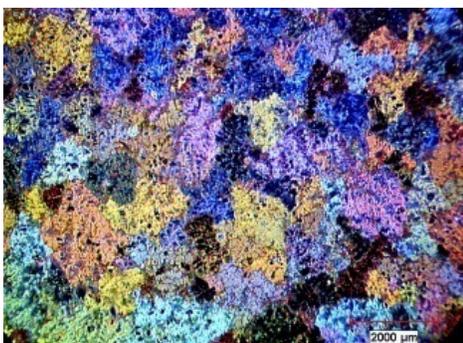
Tabla C.1. Micrografías de nivel de modificación y tamaño de grano a 18 μm de EDS.

	Nivel de Modificación ^(a)	Tamaño de Grano ^(b)
I A - 1		
II A - 1		
III A - 1		
IV A - 1		

(a) Micrografía óptica a 200 x

(b) Micrografía mediante estereoscopio a 15 x

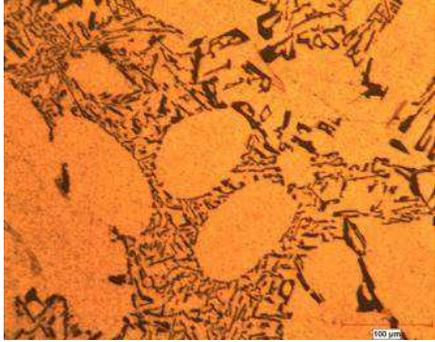
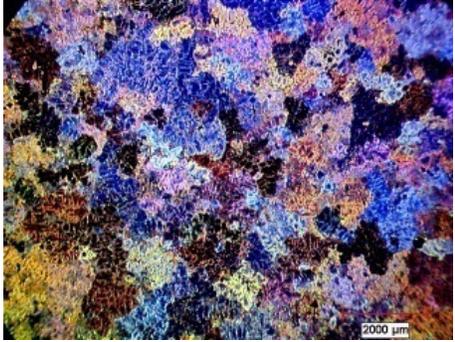
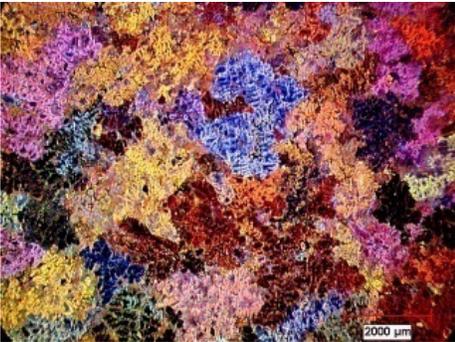
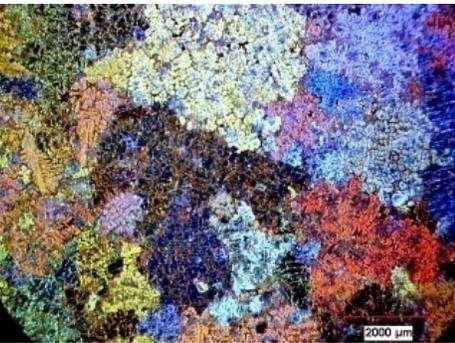
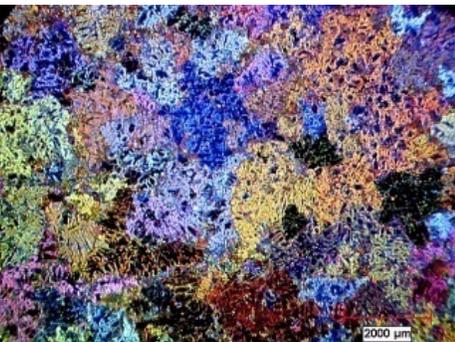
Tabla C.2. Micrografías de nivel de modificación y tamaño de grano a 69 µm de EDS.

	Nivel de Modificación ^(a)	Tamaño de Grano ^(b)
I A - 11		
II A - 11		
III A - 11		
IV A - 11		

(a) Micrografía óptica a 200 x

(b) Micrografía mediante estereoscopio a 15 x

Tabla C.3. Micrografías de nivel de modificación y tamaño de grano a 92 µm de EDS.

	Nivel de Modificación ^(a)	Tamaño de Grano ^(b)
I A - 23		
II A - 23		
III A - 23		
IV A - 23		

(a) Micrografía óptica a 200 x

(b) Micrografía mediante estereoscopio a 15 x

APÉNDICE D

Compendio de propiedades mecánicas.

Tabla D.1. Propiedades mecánicas promedio de las aleaciones de estudio por EDS.

EDS (μm)	Muestra	YS ^(a) (MPa)	UTS ^(b) (MPa)	EP ^(c) (%)	ET ^(d) (%)	Q (MPa)	HBW 500	YS a la compr.(MPa)	HVN
18	I A	125.65	211.22	1.88	2.64	280.55	75	160.76	79
	I B	254.64	321.73	1.94	2.33	374.89	103	241.07	105
	II A	121.90	229.73	3.71	3.97	343.13	78	166.44	80
	II B	256.65	311.17	1.31	1.68	329.44	103	244.42	110
	III A	117.67	220.71	3.26	3.55	323.45	77	162.29	81
	III B	246.67	321.43	2.34	2.72	389.31	100	265.97	111
	IV A	120.76	211.50	2.41	2.67	285.69	77	164.69	83
	IV B	263.77	323.23	1.65	2.04	361.35	107	263.72	115
25	I A	117.87	210.17	1.82	2.71	290.24	75	162.91	78
	I B	241.88	290.19	1.12	1.49	297.39	97	235.71	103
	II A	125.04	216.43	3.06	3.32	306.56	75	165.82	78
	II B	237.67	293.55	1.50	1.86	335.39	95	239.35	105
	III A	126.17	211.99	2.58	2.83	286.46	76	162.90	79
	III B	239.86	291.87	1.38	1.72	312.69	96	241.43	109
	IV A	128.95	208.99	2.15	2.40	268.57	76	165.73	80
	IV B	250.64	303.55	1.45	1.84	331.19	100	259.77	114
30	I A	130.66	198.92	1.34	1.95	239.58	76	166.55	76
	I B	248.91	291.56	1.21	1.56	302.77	100	241.46	97
	II A	132.82	205.58	1.94	2.19	257.04	74	171.00	77
	II B	261.36	295.08	1.02	1.38	293.59	100	246.88	104
	III A	133.81	207.38	1.93	2.20	259.93	77	165.57	78
	III B	252.86	291.13	1.12	1.47	296.19	101	234.06	105
	IV A	133.58	205.47	1.91	2.17	268.53	76	170.16	79
	IV B	269.07	300.09	0.92	1.26	287.99	103	258.89	112

(a) Resistencia a la cedencia al 0.2%.

(b) Resistencia a la tensión.

(c) Elongación total.

(d) Elongación plástica.

Tabla D.2. Propiedades mecánicas promedio de las aleaciones de estudio por EDS.

EDS (μm)	Muestra	YS ^(a) (MPa)	UTS ^(b) (MPa)	EP ^(c) (%)	ET ^(d) (%)	Q (MPa)	HBW 500	YS a la compr.(MPa)	HVN
46	I A	132.76	173.46	0.91	1.40	182.00	74	170.96	72
	I B	226.47	243.17	0.70	0.94	209.68	95	234.21	96
	II A	134.47	178.57	1.08	1.30	182.00	76	173.22	73
	II B	227.82	238.02	0.46	0.75	183.67	97	247.86	99
	III A	134.55	190.84	1.31	1.55	209.87	77	165.19	74
	III B	238.17	257.65	0.60	0.94	220.17	96	246.33	102
	IV A	133.86	183.64	1.38	1.60	202.45	75	168.83	77
	IV B	264.44	274.69	0.50	0.80	220.09	104	254.95	109
63	I A	132.20	163.12	0.65	1.13	157.01	75	169.19	70
	I B	219.83	229.37	0.43	0.72	177.19	93	237.35	94
	II A	133.43	168.65	1.01	1.20	167.01	75	166.61	71
	II B	221.56	232.18	0.47	0.75	173.59	94	230.19	96
	III A	128.94	177.53	1.14	1.38	187.11	75	166.82	72
	III B	220.38	238.10	0.62	0.92	205.30	91	221.89	102
	IV A	130.42	173.11	1.09	1.30	177.15	76	170.46	75
	IV B	248.47	260.17	0.49	0.80	203.21	100	244.97	107
69	I A	129.10	165.26	0.62	1.13	158.37	77	166.58	68
	I B	213.07	223.27	0.42	0.68	161.23	91	220.41	93
	II A	129.33	166.28	0.90	1.11	158.83	73	168.90	68
	II B	203.71	214.69	0.41	0.68	153.94	91	234.59	94
	III A	125.52	162.10	0.82	1.06	150.06	73	167.68	70
	III B	215.96	225.25	0.41	0.68	168.63	91	215.79	100
	IV A	128.22	167.02	0.93	1.14	161.09	73	172.30	73
	IV B	226.09	233.61	0.36	0.66	161.71	95	237.24	106

(a) Resistencia a la cedencia al 0.2%.

(b) Resistencia a la tensión.

(c) Elongación total.

(d) Elongación plástica.

Tabla D.3. Propiedades mecánicas promedio de las aleaciones de estudio por EDS

EDS (μm)	Muestra	YS ^(a) (MPa)	UTS ^(b) (MPa)	EP ^(c) (%)	ET ^(d) (%)	Q (MPa)	HBW 500	YS a la compr.(MPa)	HVN
80	I A	128.16	160.90	0.60	0.98	143.64	76	166.78	67
	I B	207.16	216.51	0.39	0.64	148.70	90	211.40	90
	II A	127.87	159.29	0.72	0.91	135.82	75	168.95	66
	II B	213.55	216.22	0.30	0.57	124.88	89	217.09	90
	III A	123.56	154.54	0.67	0.87	126.46	72	164.90	69
	III B	211.99	217.19	0.31	0.58	123.85	89	212.39	93
	IV A	127.18	161.37	0.79	0.99	145.11	74	168.69	72
	IV B	226.13	227.22	0.27	0.53	138.82	96	216.31	101
87	I A	126.27	154.93	0.56	0.82	122.04	75	166.20	65
	I B	199.17	207.81	0.35	0.61	131.42	87	213.08	85
	II A	125.38	151.83	0.56	0.75	111.57	74	167.11	65
	II B	199.20	203.99	0.29	0.55	105.57	86	215.17	86
	III A	123.01	148.48	0.52	0.71	100.06	72	166.27	67
	III B	203.33	203.94	0.30	0.55	126.03	88	205.95	90
	IV A	123.93	149.57	0.55	0.74	110.50	74	166.49	70
	IV B	225.58	220.43	0.21	0.49	105.63	95	219.66	96
92	I A	123.52	146.41	0.50	0.69	100.39	72	164.96	64
	I B	196.15	199.97	0.29	0.53	112.90	85	205.24	78
	II A	121.99	142.54	0.45	0.63	88.45	73	165.87	63
	II B	188.28	189.49	0.24	0.48	89.04	82	209.67	78
	III A	118.70	141.11	0.45	0.65	84.24	72	166.83	65
	III B	184.66	186.63	0.23	0.48	75.73	83	205.31	84
	IV A	120.81	142.50	0.49	0.67	100.23	74	167.77	68
	IV B	196.92	207.52	0.21	0.46	99.81	91	212.71	89

(a) Resistencia a la cedencia al 0.2%.

(b) Resistencia a la tensión.

(c) Elongación total.

(d) Elongación plástica.

* No presenta cedencia al 0.2%.

** No se calcula cuando no hay cedencia al 0.2%.

Tabla D.4. Propiedades mecánicas promedio de las aleaciones de estudio por EDS

EDS (μm)	Muestra	YS ^(a) (MPa)	UTS ^(b) (MPa)	EP ^(c) (%)	ET ^(d) (%)	Q (MPa)	HBW 500	Cedencia a la compresión (MPa)	HVN
100	I A	121.14	141.97	0.47	0.65	91.44	73	164.42	62
	I B	190.09	192.38	0.25	0.49	87.11	84	199.84	72
	II A	117.98	134.67	0.39	0.58	79.28	70	163.09	62
	II B	176.96	182.19	0.21	0.44	86.03	80	202.97	73
	III A	114.83	136.69	0.45	0.64	88.05	70	168.36	62
	III B	182.16	183.87	0.26	0.48	96.05	82	206.21	75
	IV A	117.24	132.09	0.40	0.56	83.31	72	166.72	64
	IV B	*	202.35	0.19	0.42	**	91	211.44	83

(a) Resistencia a la cedencia al 0.2%.

(b) Resistencia a la tensión.

(c) Elongación total.

(d) Elongación plástica.

* No presenta cedencia al 0.2%.

** No se calcula cuando no hay cedencia al 0.2%.

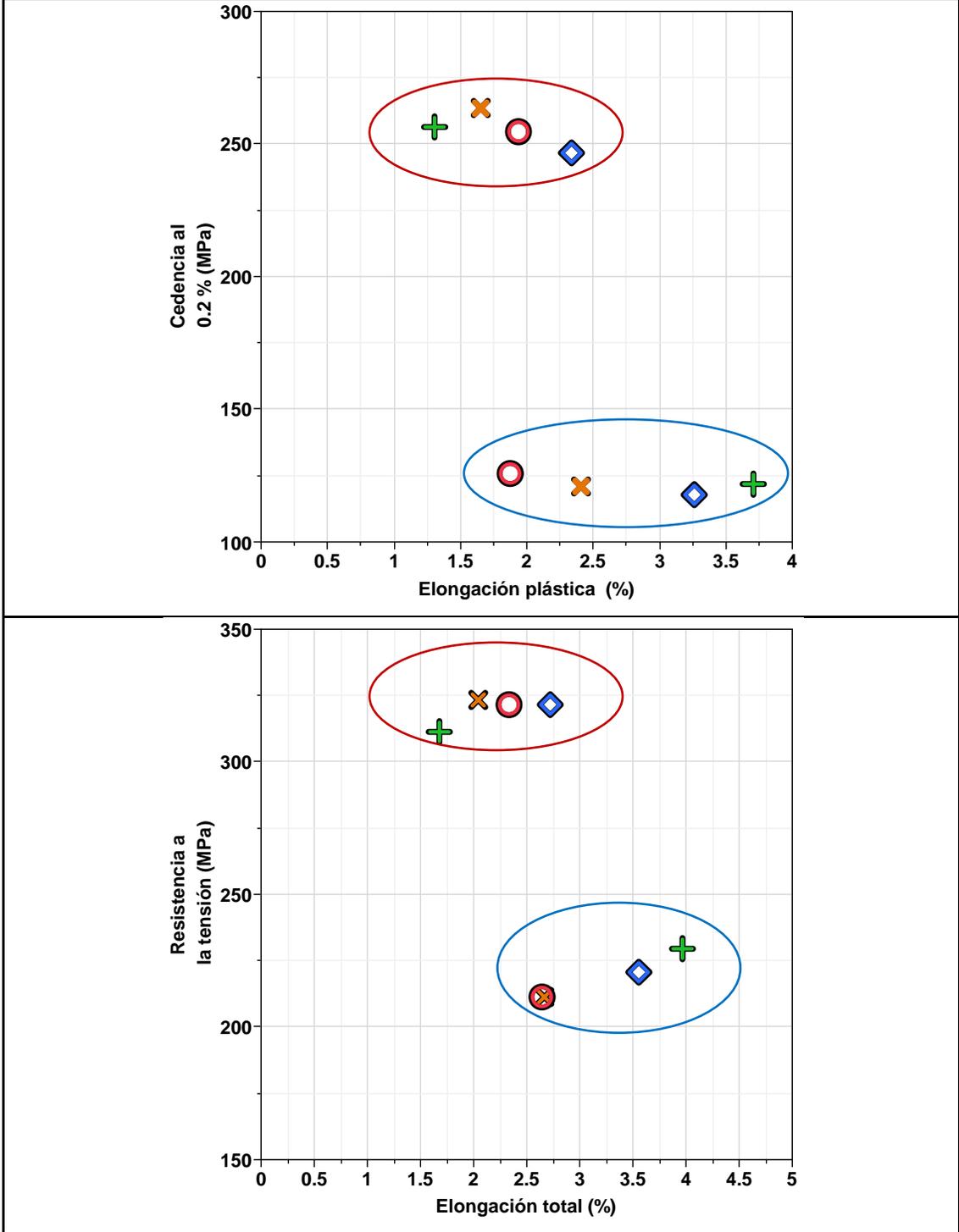
Tabla D.5. Probetas utilizadas para la elaboración de las gráficas de Índice de calidad.

EDS (μm)	Muestra	sf (%) ^(a)	K (MPa)	Q (MPa)
18	I A - 1	2.355	466.011	280.546
	I B - 1	1.895	478.649	374.891
	II A - 1	3.660	503.171	343.130
	II B - 1	1.260	455.852	329.440
	III A - 1	3.252	501.532	323.447
	III B - 1	2.286	472.697	389.311
	IV A - 1	2.384	491.562	285.695
	IV B - 1	1.603	464.910	361.351
30	I A - 4	1.758	451.456	245.460
	I B - 4	1.255	428.497	302.056
	II A - 4	2.010	457.928	262.604
	II B - 3	1.017	434.856	299.251
	III A - 4	1.940	465.810	260.503
	III B - 3	1.097	423.165	297.371
	IV A - 3	1.921	569.248	270.842
	IV B - 3	0.866	426.202	288.308
80	I A - 14	0.819	359.906	150.796
	I B - 16	0.406	369.446	159.976
	II A - 16	0.736	373.674	138.753
	II B - 14	0.309	406.345	132.556
	III A - 15	0.710	392.652	132.073
	III B - 14	0.336	423.730	137.285
	IV A - 16	0.791	352.064	147.425
	IV B - 17	0.247	337.882	142.039
100	I A - 27	0.515	367.040	102.114
	I B - 27	0.309	407.507	102.830
	II A - 29	0.407	341.117	82.166
	II B - 29	0.245	380.696	88.391
	III A - 29	0.484	354.558	93.018
	III B - 26	0.247	342.538	96.631
	IV A - 27	0.427	287.217	93.020
	IV B - 27	0.156	316.959	**

(a) Elongación plástica.

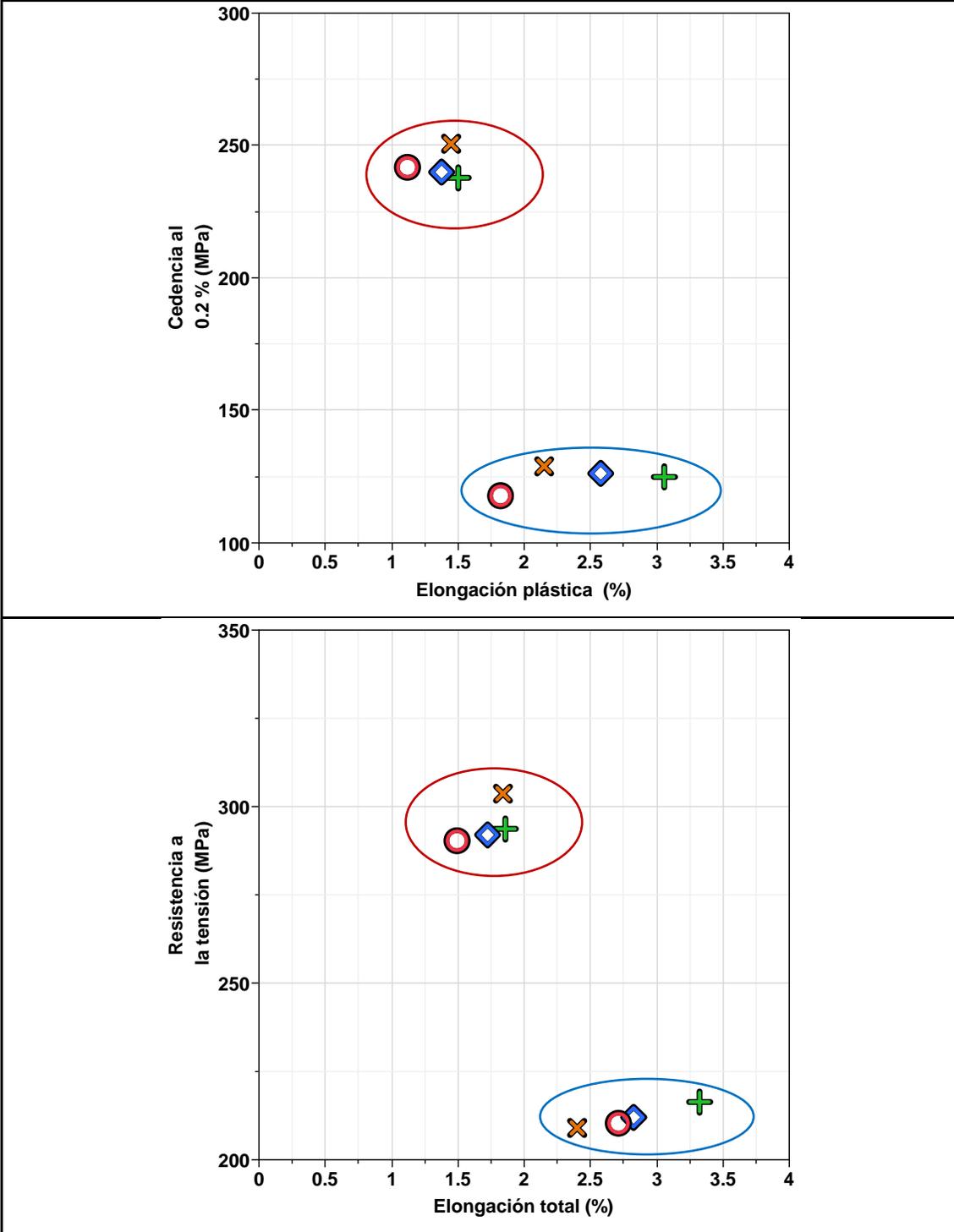
* No se calcula cuando no hay cedencia al 0.2%.

Tabla D.6. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 18 μm .



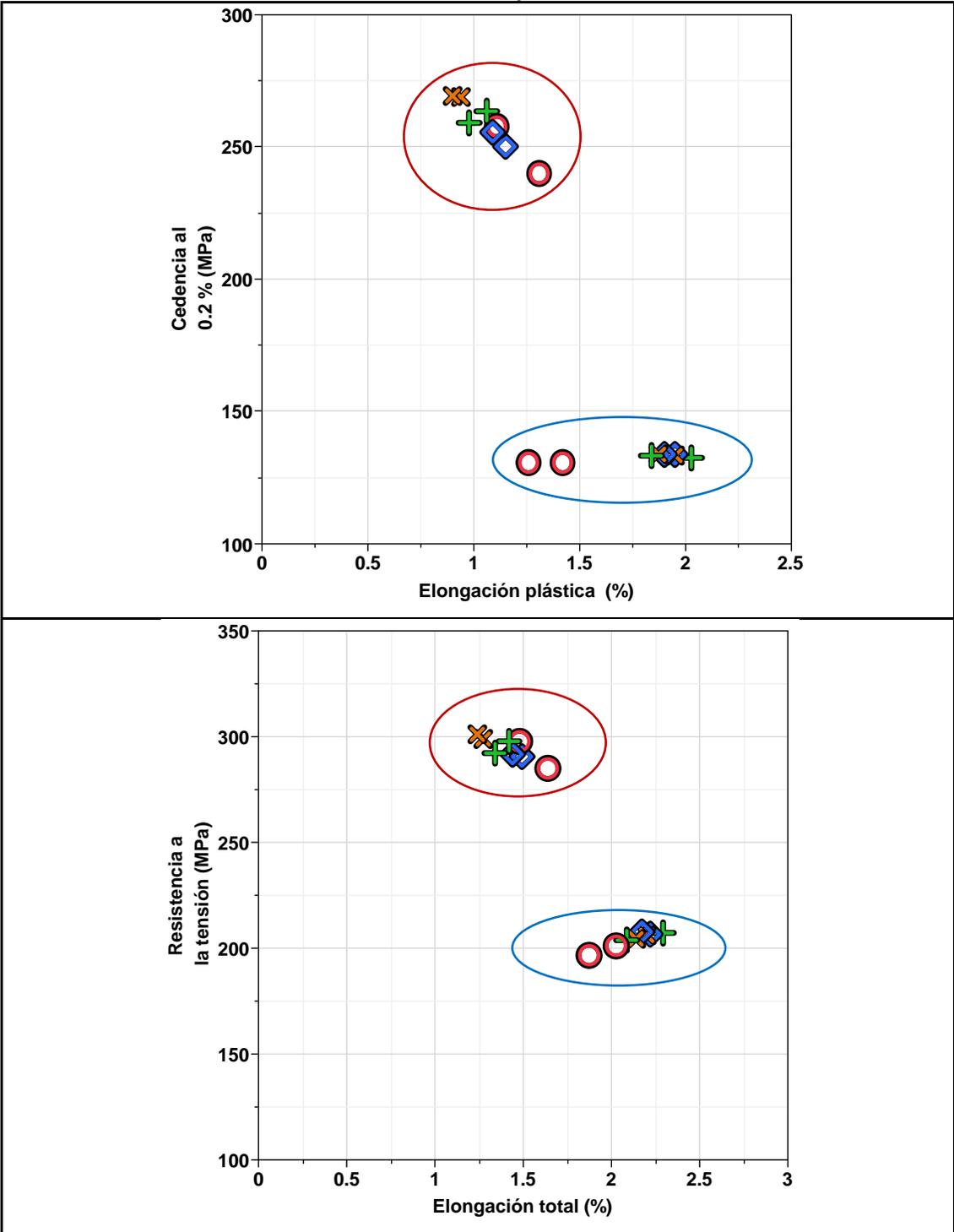
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) * (1.5 % Zn)

Tabla D.7. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 25 μm .



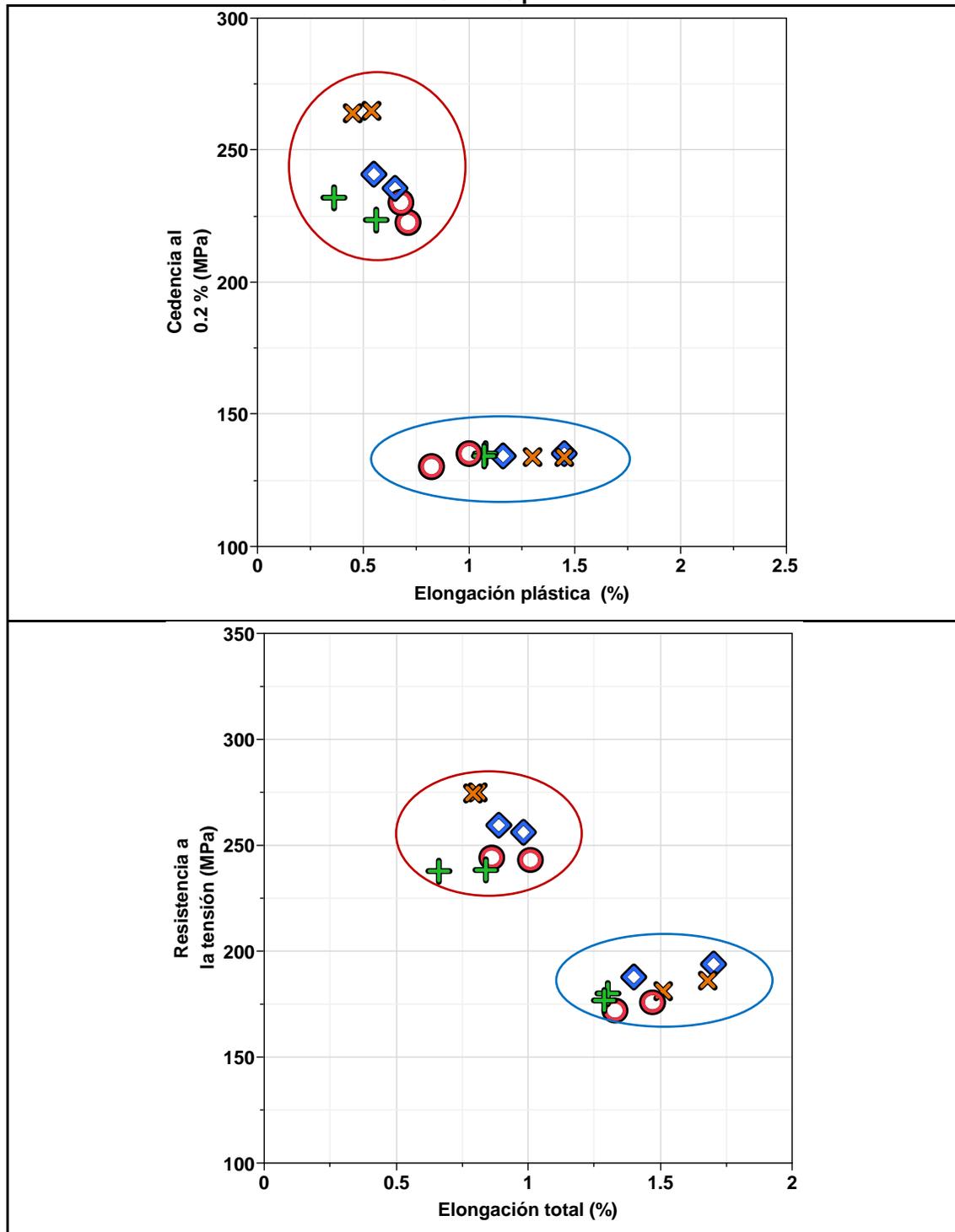
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✕ (1.5 % Zn)

Tabla D.8. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 30 μm .



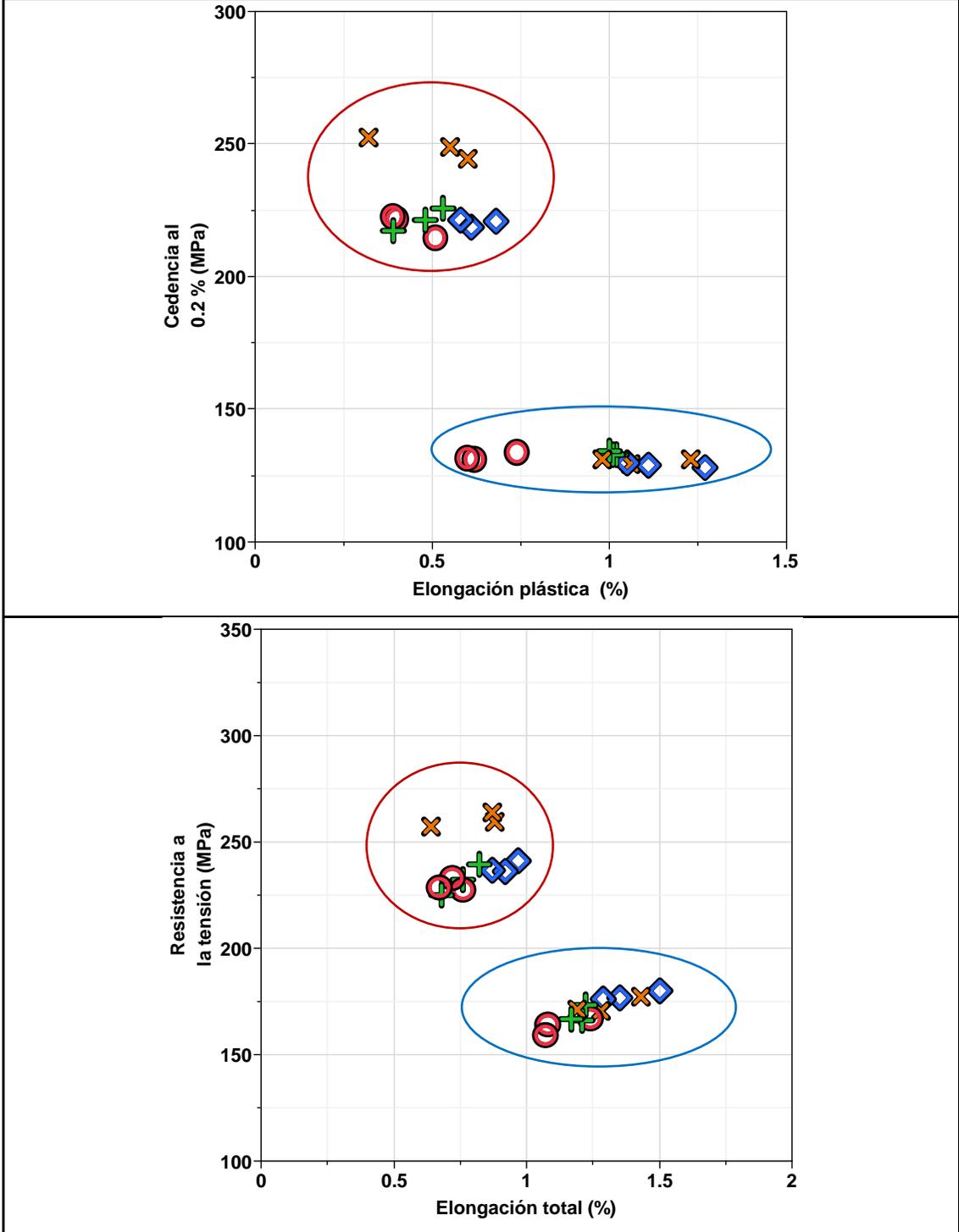
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✖ (1.5 % Zn)

Tabla D.9. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 46 μm .



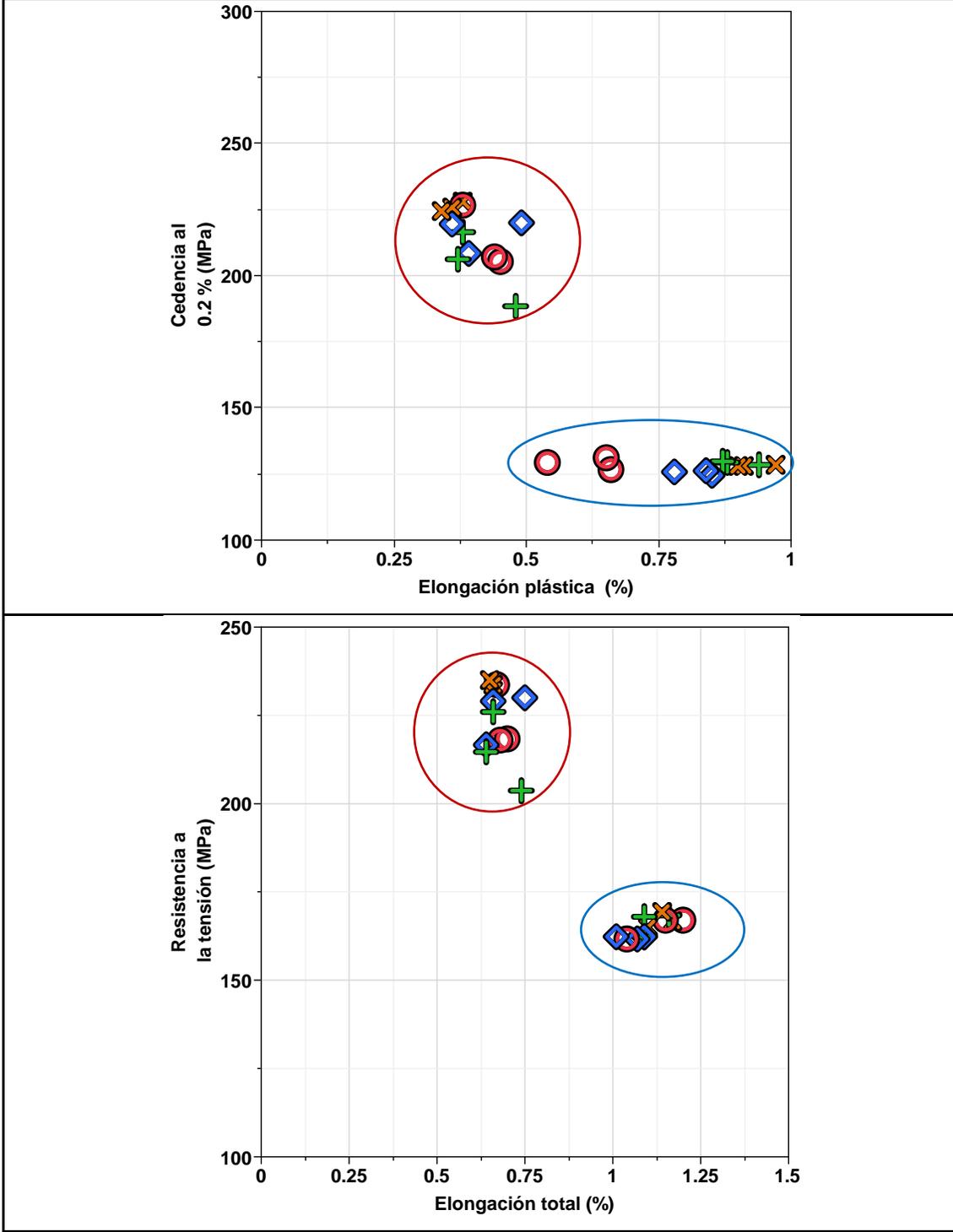
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
 ● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✖ (1.5 % Zn)

Tabla D.10. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 63 µm.



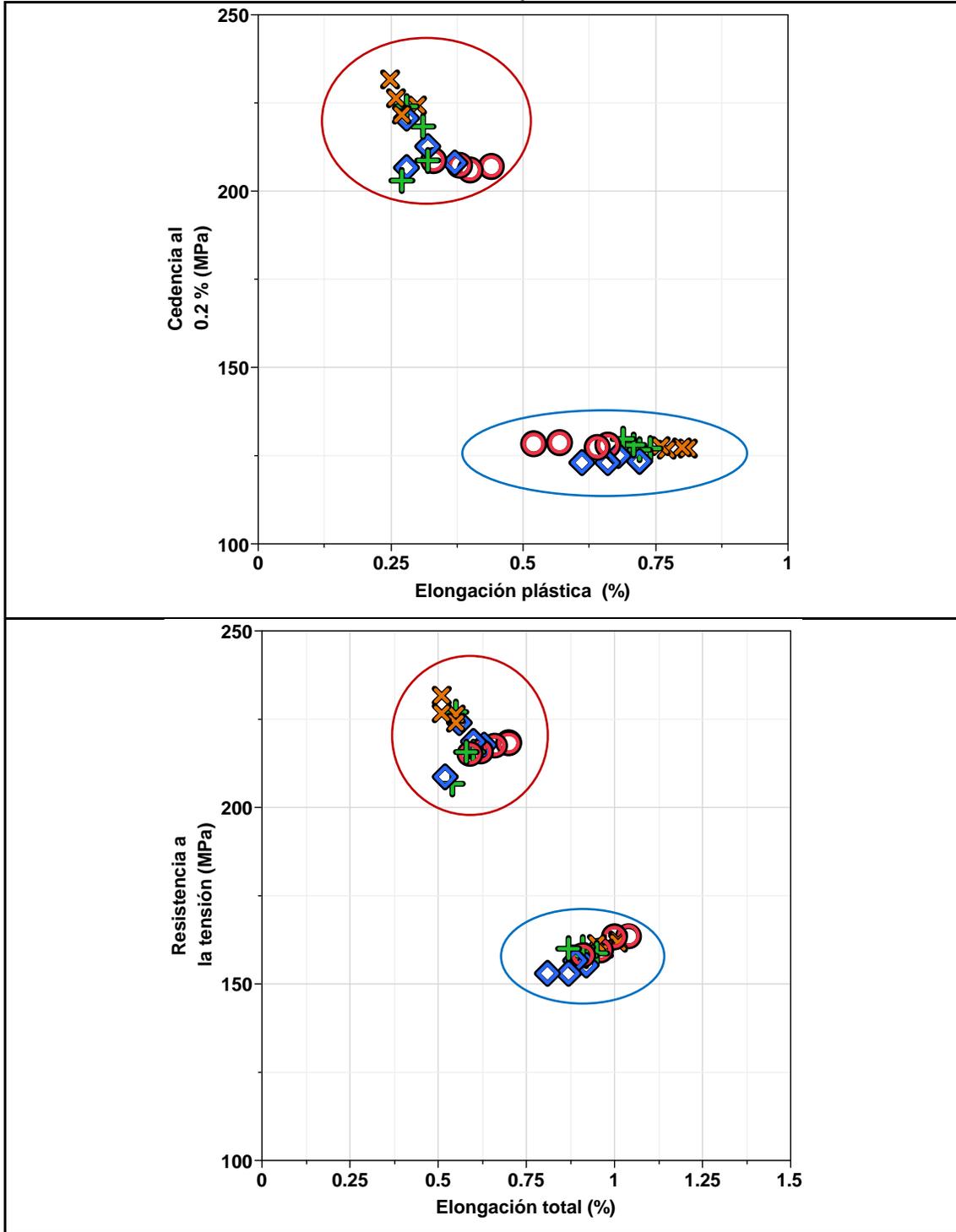
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✕ (1.5 % Zn)

Tabla D.11. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 69 μm .



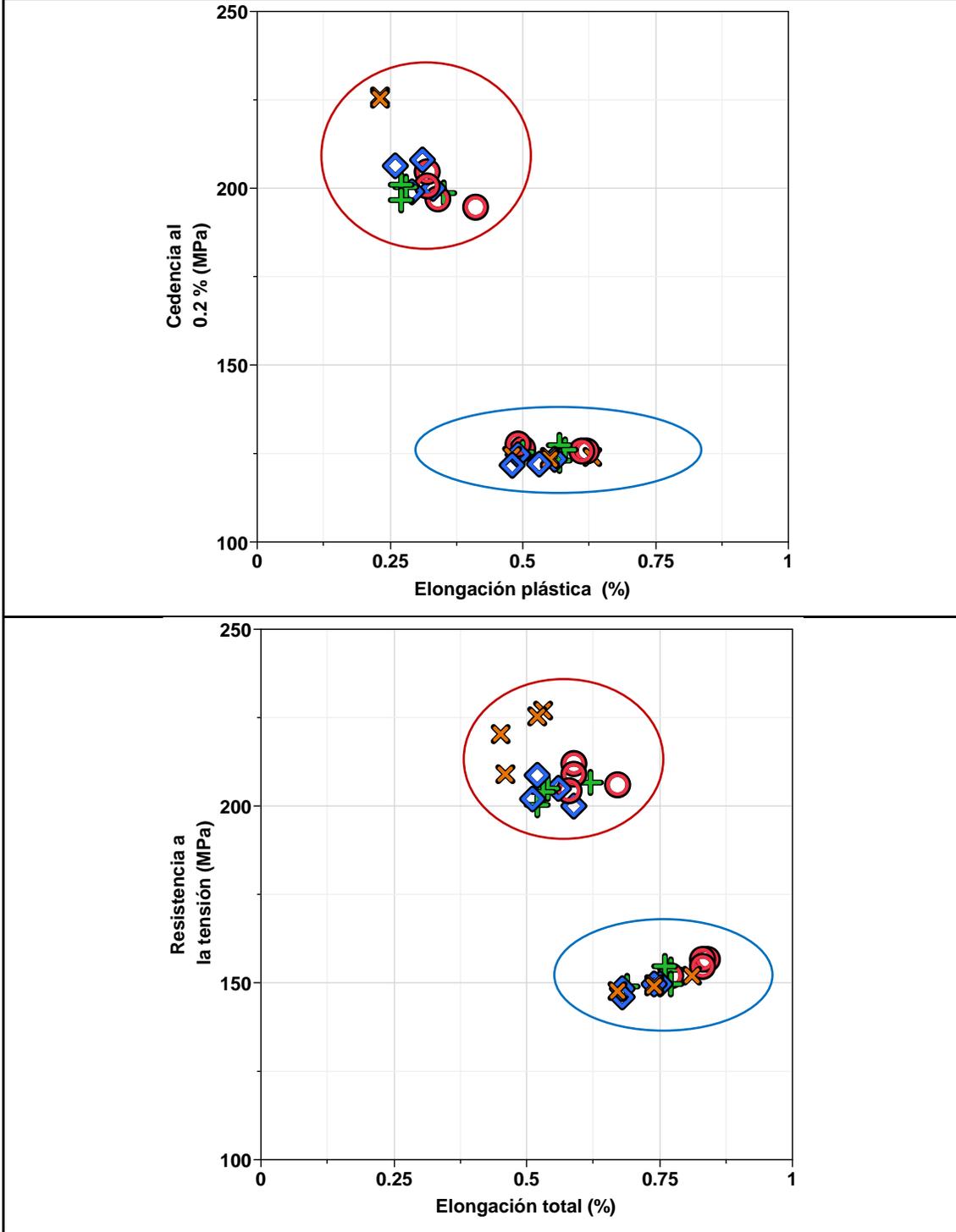
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✖ (1.5 % Zn)

Tabla D.12. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 80 µm.



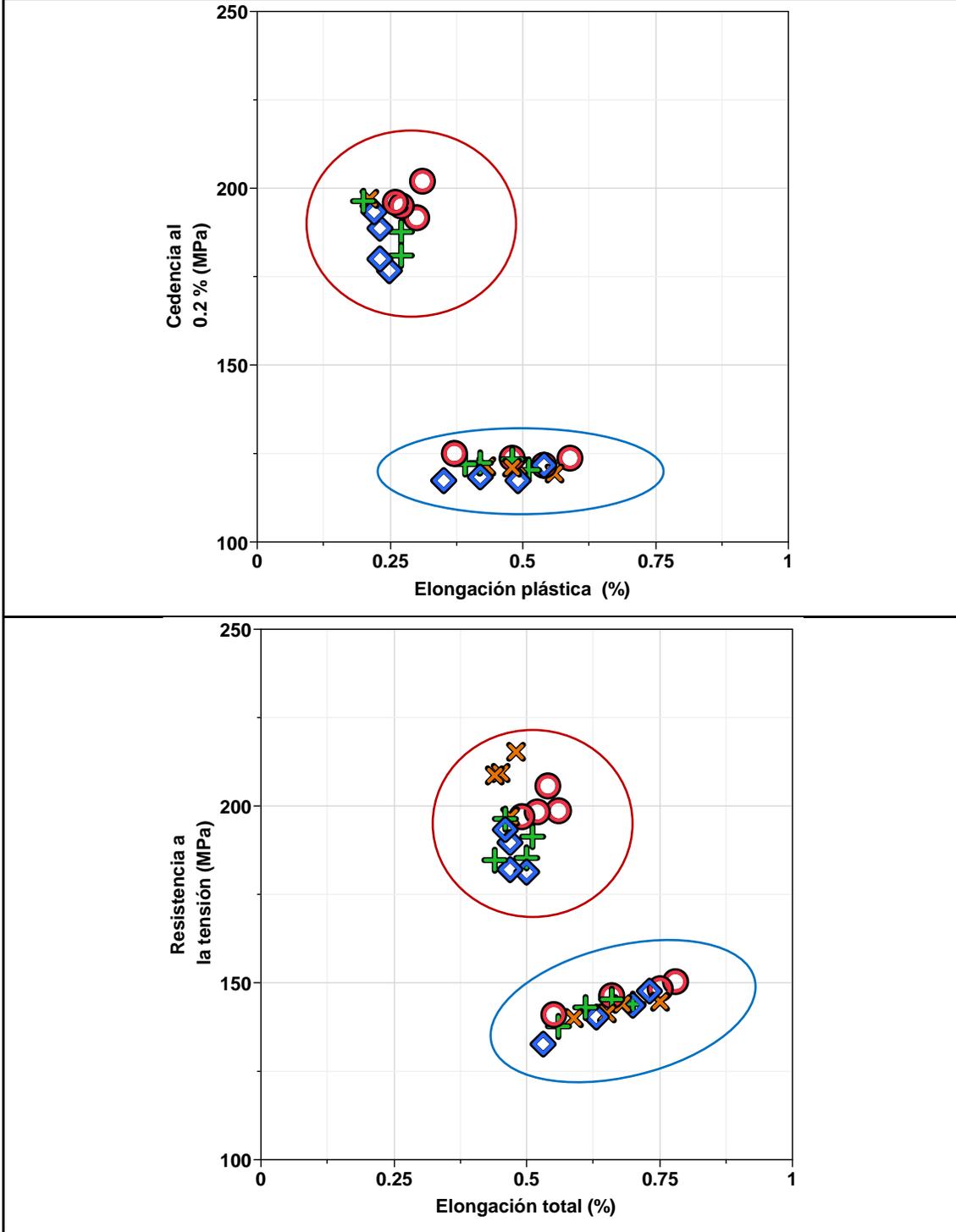
- Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
- (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✕ (1.5 % Zn)

Tabla D.13. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 87 μm .



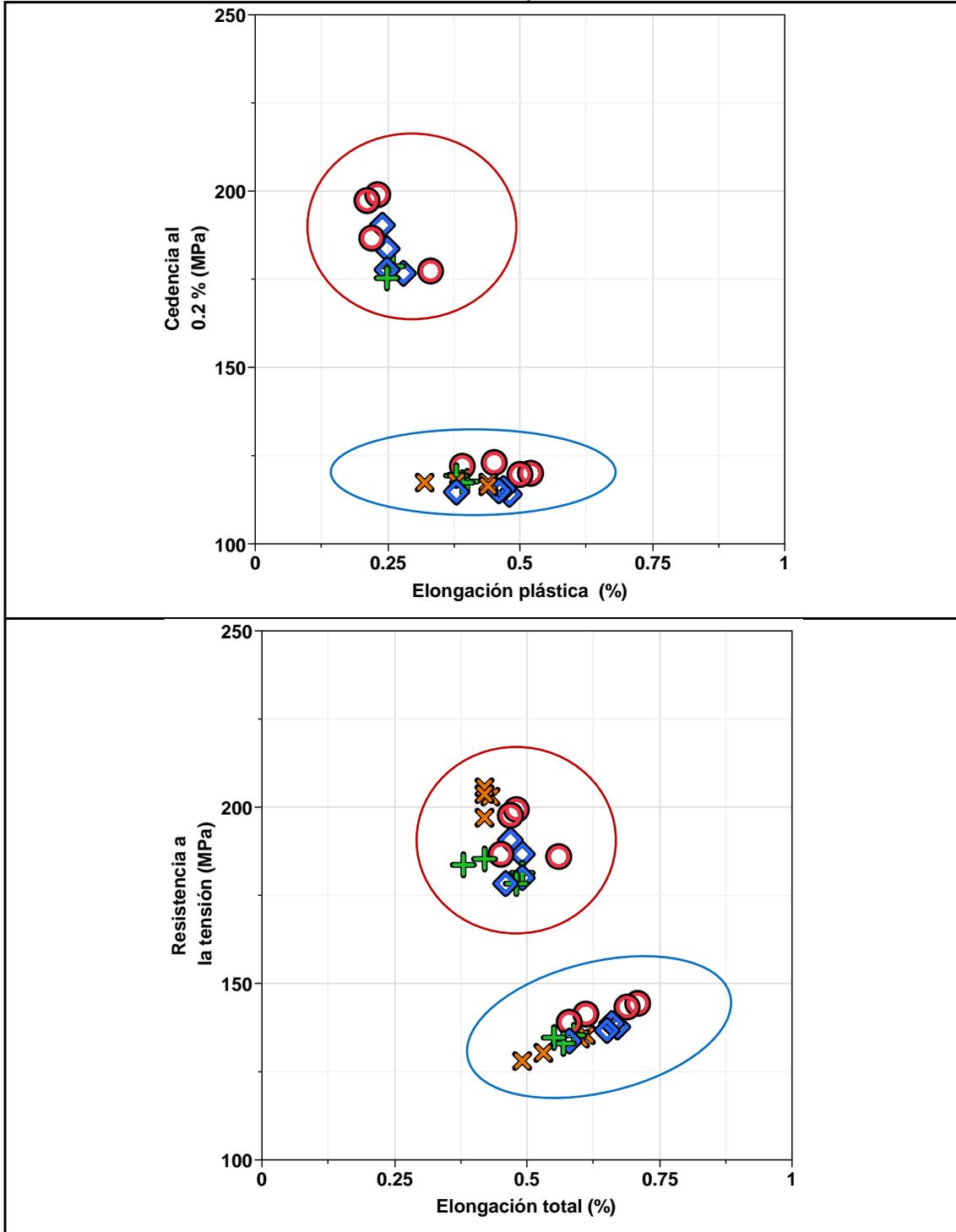
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✖ (1.5 % Zn)

Tabla D.14. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 92 μm .



○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✖ (1.5 % Zn)

Tabla D.15. Gráficas de comparación de propiedades mecánicas a la tensión para un EDS de 100 μm .



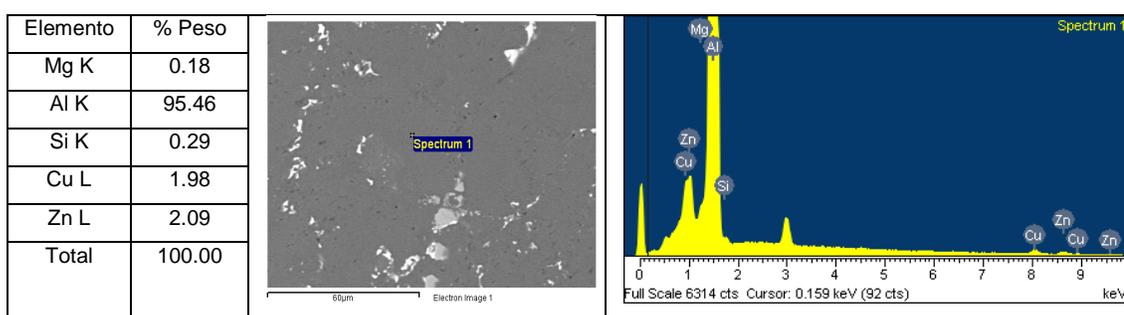
○ Condición de vaciado ○ Condición con tratamiento térmico
 ● (0.5 % Zn) + (0.75 % Zn) ◆ (1 % Zn) ✖ (1.5 % Zn)

APÉNDICE E

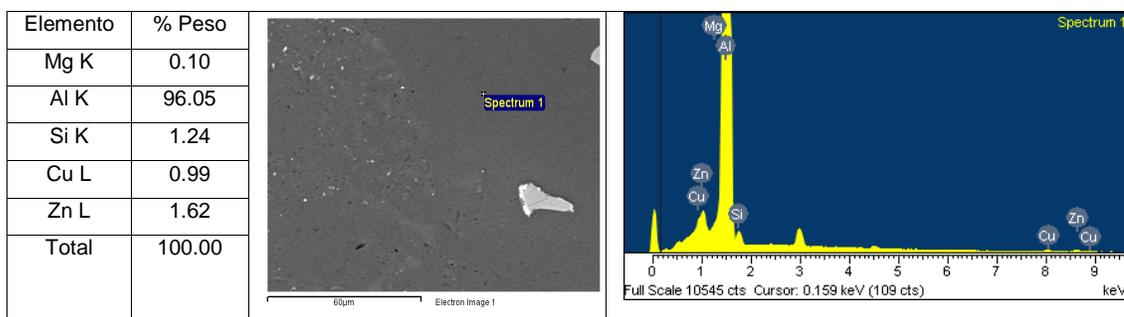
Espectrometría de dispersión de rayos x (EDX)

Tabla E.1. Composición química de la matriz de la condición IV A (A319 + 1.5 % Zn en condición de vaciado).

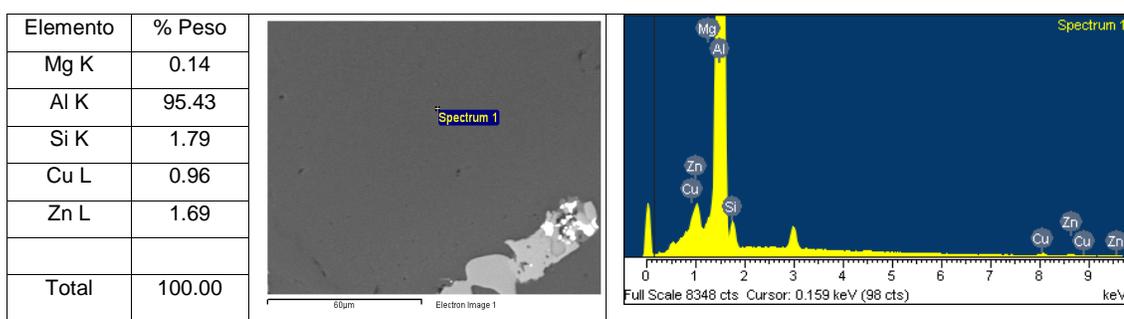
IV A - 1



IV A - 11

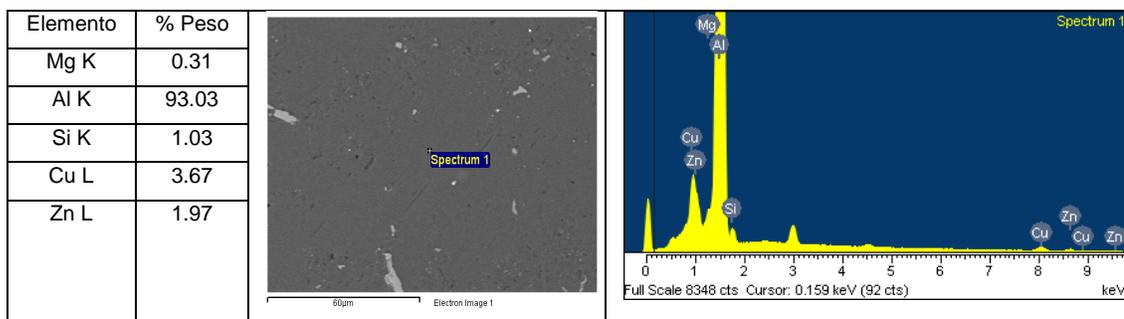


IV A - 28

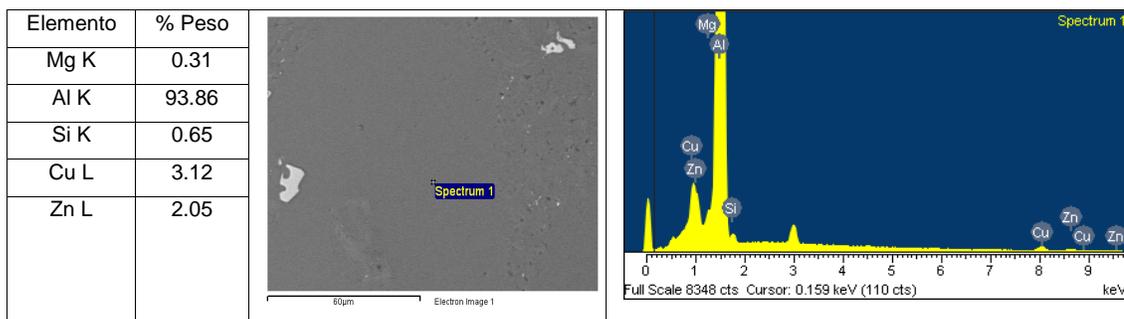


**Tabla E.2. Composición química de la matriz de la condición IV B
(A319 + 1.5 % Zn con tratamiento térmico).**

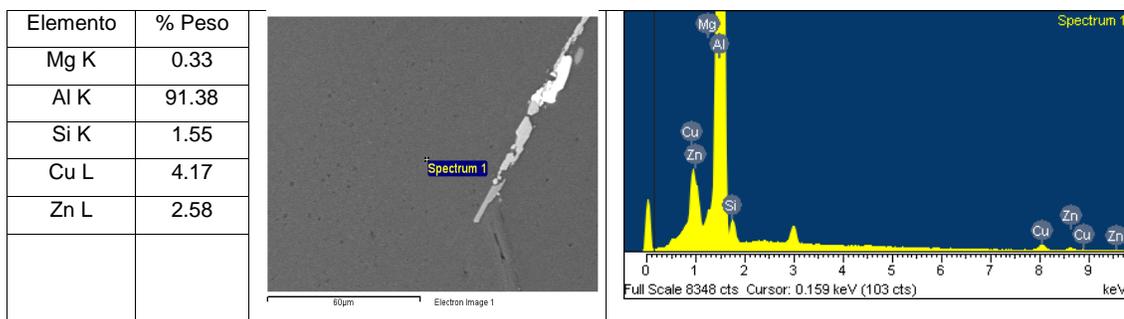
IV B - 1



IV B - 11



IV B - 28



RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Ramón Elyud Ramírez Mendoza.

Candidato al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

Tesis: **“Efecto del zinc en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si tipo A319”.**

Ramón Elyud Ramírez Mendoza, nació en Cd. Reynosa, Tamaulipas el 11 de Enero de 1984. Es hijo del Profr. Ramón Ramírez López (†) y la Profra. Martha Imelda Mendoza Díaz.

Inició sus estudios de licenciatura el año 2002, en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), donde obtuvo el título de Ingeniero Mecánico Administrador (IMA) en el año 2007. En Agosto del mismo año, ingresó al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la FIME para cursar sus estudios de maestría.

Ha laborado en empresas de la industria metalmecánica y automotriz, en donde adquirió experiencia en procesos de producción, análisis microestructural, caracterización de defectos y fundición. Actualmente funge como Ingeniero de Producto en la industria siderúrgica, realizando actividades enfocadas a la investigación y desarrollo de productos de alta especificación.
