

**UNIVERSIDAD DE ORIENTE**  
**NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI**  
**ESCUELA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**  
**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**



**“DETERMINACIÓN MEDIANTE EL USO DE LOS ELEMENTOS  
FINITOS DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN  
ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 309S CON  
PRECIPITADOS ESFEROIDALES”**

**Realizado por:**  
**Br. LUIS ALFONSO LÓPEZ QUIAME**

Trabajo de Grado presentado ante la Universidad de Oriente como Requisito Parcial  
para optar al Título de **INGENIERO MECÁNICO**

**Barcelona, Agosto de 2008**

**UNIVERSIDAD DE ORIENTE**  
**NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI**  
**ESCUELA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**  
**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**



**“DETERMINACIÓN MEDIANTE EL USO DE LOS ELEMENTOS  
FINITOS DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN  
ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 309S CON  
PRECIPITADOS ESFEROIDALES”**

**Asesor**

---

Prof. Gaetano Sterlacci  
Asesor Académico

**Barcelona, Agosto de 2008**

**UNIVERSIDAD DE ORIENTE**  
**NÚCLEO DE ANZOÁTEGUI**  
**ESCUELA DE INGENIERÍA Y CIENCIAS APLICADAS**  
**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**



**“DETERMINACIÓN MEDIANTE EL USO DE LOS ELEMENTOS  
FINITOS DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN  
ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 309S CON  
PRECIPITADOS ESFEROIDALES”**

El jurado hace constar que asignó a esta tesis la calificación de:

---

**Prof. Gaetano Sterlacci**  
Asesor Académico

---

**Prof. Glorys López**  
Jurado Principal

---

**Prof. Félix Payares**  
Jurado Principal

**Barcelona, Agosto de 2008**

## **RESOLUCIÓN**

De acuerdo al artículo 44 del Reglamento de Trabajos de Grado de la Universidad de Oriente:

“Los Trabajos de Grado son de la exclusiva propiedad de la Universidad de Oriente y sólo podrán ser utilizados a otros fines con el consentimiento del Consejo de Núcleo respectivo, quien le participará al Consejo Universitario”.

## DEDICATORIA

Primero que nada, a **Dios todopoderoso**, por darme la vida, así como las ganas y fuerzas para salir adelante, logrando las metas que me he propuesto. También por mostrarme que las cosas mas lindas de la vida no siempre son las más grandes, sino que también pueden ser las más pequeñas, como lo son estas cortas líneas que escribo a continuación.

**A mis Padres, Mirna y Pedro**, porque gracias a ellos es que he podido lograr todas las metas que me he propuesto hasta ahora. Sus consejos, confianza, y el amor que me han transmitido han sido los pilares para ser el hombre que soy hoy. Se que siempre estarán en mi corazón, de verdad los amo mucho. Espero que se sientan orgullosos de esto, pues es completamente para ustedes. Realmente quiero que sepan que soy muy afortunado por tenerlos a ustedes como padres.

**A mis hermanos, Isvarly y Pedro José**. Por ser el menor de los tres, siempre me han cuidado, y se que siempre podré contar con su apoyo incondicional para seguir adelante y lograr cumplir cualquier meta que me proponga a través de los años. También a mi sobrino **Erik José**, que ahora es el más pequeño de la casa, y es un símbolo entero de alegría para toda la familia. Los quiero mucho.

**A mis tíos, José Miguel, Yolanda, Luisa y Alfredo (†)**, los cuales a pesar de la distancia siempre han estado conmigo, apoyándome en cada uno de mis logros. Se que este logro lo disfrutarán como si se tratase de un hijo; pues para mi ellos han representado ser como unos padres.

Significan mucho en mi vida...

*Luis Alfonso*

## AGRADECIMIENTOS

Primero que nada, a **Dios todopoderoso**, por darme la capacidad de poder cumplir esta meta, así como también ser el soporte en todos y cada uno de los sueños que se han cristalizado a lo largo de toda mi vida

Al profesor Gaetano Sterlacci, quien como asesor, amigo y profesional supo guiarme en cada fase de este trabajo.

A la profesora Glorys López, por su insustituible ayuda a lo largo del desarrollo de este proyecto.

Al profesor Carlos Gómez, por su colaboración indispensable en una de las etapas de este trabajo.

A mis compañeros de trabajo Rebeca Bass y Ramón Díaz, que al ser ingenieros egresados de esta casa de estudios, con sus consejos y soluciones han colaborado de manera fundamental para la culminación de este logro.

A mis compañeros de estudios, Luis Valladares, Carlos Cotua, Jesús Martínez, Luis Pérez, Jessica Smith, Beylu Zambrano, Julio Sosa, Daniela Zacarías, Jhoana González, Lissete Trisini, Dublán Blanco, Daniel Llovera, Stevenson Guerrero, Hernando Graterol, Elda Abreu, Neyla Román, Rubén Gracilazo, Simón Flores, Arturo Morillo. Todos ellos han sido portadores de alegría y ayuda en mis años de estudios.

A los muchachos del centro de métodos de Ingeniería mecánica.

A mis amigos, los cuales consideré mis hermanos, el Dr. Eduardo Sanoja, Manuel Guzmán, y Alexandro Paolucci, por compartir todos los momentos, tanto buenos como malos, y siempre estar allí de manera incondicional. Los quiero mucho.

A todas esas personas, que de una u otra forma han influido en mi vida de manera positiva para la consecución de este logro.

Muchísimas gracias a todos....

*Luis Alfonso*

## RESUMEN

En este proyecto se realizó una simulación del comportamiento mecánico de un acero inoxidable austenítico AISI 309S afectado por precipitación de fases secundarias. Esta fue realizada mediante la creación de modelos de la microestructura presente en el acero en las condiciones original y precipitada utilizando un software de elementos finitos. Dichos modelos se realizaron en base a una matriz austenítica para la condición original y con la presencia de precipitados esferoidales, específicamente de fase sigma y del carburo del tipo  $M_{23}C_6$ . Las microestructuras modeladas se fundamentaron en la evaluación porcentual y morfológica de las fases presentes en el acero luego de ser este sometido a análisis metalográfico. En los modelos se asumieron las características mecánicas de los microconstituyentes identificados y se varió el radio de los precipitados con morfología esferoidal manteniendo constante la concentración volumétrica de los mismos en cada modelo. A través del software se realizó la simulación del comportamiento mecánico aplicando cargas de tensión en probetas diseñadas con las microestructuras modeladas. El comportamiento obtenido fue analizado tomando como referencia los resultados de ensayos de tracción reportados por M. Ramos [1]. Del estudio se obtuvo un rango de tensiones alrededor de los precipitados cuyos valores son superiores al valor de tensión de fluencia del material sin precipitados. Los mayores esfuerzos se producen en los precipitados de carburo  $M_{23}C_6$  los cuales cuando están alineados con otros carburos producen un campo de tensión que aunado al producido por discontinuidades geométricas superan la tensión máxima y de rotura del material. Para la fracción volumétrica de precipitados estudiados, la máxima resistencia se obtiene con los precipitados de 3,9359 mm de radio y los de dimensiones inferiores a 2,7289 mm, no tienen un efecto apreciable sobre la resistencia de la matriz austenítica. Los resultados de las simulaciones de las tensiones y la predicción del comportamiento mecánico global están en concordancia cualitativa con los resultados obtenidos por M. Ramos [1].



## CONTENIDO

	Págs.
RESOLUCIÓN .....	iv
DEDICATORIA .....	v
AGRADECIMIENTOS .....	vi
RESUMEN.....	viii
CONTENIDO .....	ix
CAPÍTULO 1 .....	1
INTRODUCCIÓN .....	1
1.1 Planteamiento del Problema.....	15
1.2 Objetivos .....	17
1.2.1 Objetivo General.....	17
1.2.2 Objetivos Específicos.....	17
CAPÍTULO 2 .....	19
MARCO TEÓRICO.....	19
2.1 Antecedentes .....	19
2.2 Acero .....	21
2.2.1 Aceros Inoxidables.....	21
2.3 Clasificación de los Aceros Inoxidables .....	23
2.3.1 Aceros Inoxidables Martensíticos.....	23
2.3.2 Aceros Inoxidables Ferríticos .....	24
2.3.3 Aceros Inoxidables Austeníticos.....	25
2.3.4 Aceros Inoxidables Dúplex.....	28
2.3.5 Aceros Inoxidables Endurecibles por Precipitación .....	29
2.4 Influencia de los Elementos Aleantes sobre los Aceros Inoxidables	
Austeníticos.....	31
2.4.1 Níquel.....	32
2.4.2 Nitrógeno .....	33

2.4.3 Cobre.....	33
2.4.4 Titanio-Niobo.....	33
2.5 Aceros Inoxidables Austeníticos Resistentes a Elevadas Temperaturas.....	36
2.6 Precipitación de Carburos y Formación de Fases Intermedias en Aceros	
Inoxidables.....	37
2.6.1 Descripción General.....	37
2.6.2 Carburos.....	38
2.6.3 Fase sigma ( $\sigma$ ).....	43
2.7 Endurecimiento por Precipitación.....	46
2.7.1 Nucleación y Formación de Precipitados Incoherentes.....	47
2.7.2 Crecimiento y Formación de Precipitados Incoherentes.....	48
2.7.3 Endurecimiento.....	49
2.8 Esfuerzo.....	51
2.8.1 Estado General de Esfuerzo.....	54
2.8.2 Transformación del Esfuerzo Plano.....	55
2.8.3 Tensión.....	56
2.8.4 Ensayo de Tracción.....	57
2.8.4.1 Módulo de Elasticidad.....	57
2.8.4.2 Límite Elástico.....	58
2.8.4.3 Porcentaje de Elongación.....	59
2.8.4.4 Relación de Poisson ( $\nu$ ).....	60
2.9 Métodos de los Elementos Finitos.....	61
2.9.1 Procedimiento General para el Uso del Método de los Elementos	
Finitos.....	62
2.9.2 Aspectos Importantes del Método de los Elementos Finitos.....	63
2.9.2.1 Discretización en el MEF.....	63
2.9.2.2 Modelos Axisimétricos.....	64
2.9.2.3 Material Homogéneo e Isotrópico.....	64
2.10 Ansys Estructural 9.0.....	64

CAPÍTULO 3 .....	66
DESARROLLO DEL PROYECTO .....	66
3.1 Caracterización del Acero Inoxidable Austenítico AISI 309s .....	66
3.1.1 Investigación Bibliográfica .....	67
3.1.2 Ensayo De Tracción .....	67
3.1.3 Análisis Metalográfico .....	70
3.1.4 Características de los Precipitados de Fases Secundarias en el Acero AISI 309S .....	72
3.2 Porcentaje de Fases en el Acero Austenítico AISI 309s en las Condiciones Original y Retirado de Servicio .....	72
3.2.1 Método Planimétrico .....	73
3.2.2 Método Gravimétrico .....	74
3.3 Modelado de la Microestructura Mediante el Metodo de los Elementos Finitos .....	76
3.3.1 Desarrollo de los Modelos en el Software Comercial ANSYS 9.0 .....	81
3.4 Modelos 3D Variando los Parámetros de Dimensiones, Composición y Distribución de las Fases Precipitadas. ....	81
3.4.1 Celda con una Esfera (Modelo M1.1 con Fase Sigma y M1.2 con Carburo $M_{23}C_6$ ) .....	82
3.4.2 Celda con dos Esferas (Modelo M2.1 con Fase Sigma y M2.2 con Carburo $M_{23}C_6$ ) .....	83
3.4.3 Celda con Tres Esferas (M3.1 con Fase Sigma y M3.2 Carburo $M_{23}C_6$ ) ...	85
3.4.4 Celda con diez Esferas (M10 con Combinación de Fase Sigma y Carburo $M_{23}C_6$ ) .....	87
3.4.5 Creación de Probetas Basadas en las Celdas y Modelos Utilizados para Simulación del Comportamiento Bajo Carga .....	89
3.4.5.1 Modelo de Probeta Original (PO) .....	90
3.4.5.2 Modelo de Probetas con Precipitados (PP) .....	90
3.5 Simulación del Comportamiento Mecánico de los Modelos Desarrollados .....	96

3.5.1 Pasos para Cargar el Modelo.....	96
3.5.1.1 Mallado del Modelo.....	96
3.5.1.2 Aplicación de Condiciones de Borde al Modelo.....	97
3.5.1.3 Refinación de la Malla.....	98
3.5.1.4 Simulación de la Carga y Estudio de los Esfuerzos en el Modelo.....	99
3.5.2 Condiciones para los Modelos de Probetas con Combinación de Precipitados.....	100
CAPÍTULO 4.....	103
ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS.....	103
4.1 Propiedades del Material.....	103
4.2 Análisis de la Distribución y Magnitud de los Esfuerzos al Aplicar Carga Uniaxial de Tracción en los Modelos de Celdas Constitutivas.....	106
4.2.1 Distribución de Esfuerzos en los Modelos M1.1 y M1.2.....	106
4.2.2 Distribución de Esfuerzos en los Modelos M2.1 y M2.2.....	109
4.2.3 Distribución de Esfuerzos en los Modelos M3.1 y M3.2.....	113
4.2.4 Distribución de esfuerzos en los modelos M10.....	117
4.3 Análisis de la Distribución y Magnitud de los Esfuerzos al Aplicar Carga Uniaxial de Tracción a los Modelos de Probetas Diseñadas.....	120
4.3.1 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PO Sin Precipitados	121
4.3.2 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP4 con Cuatro Precipitados Combinados.....	122
4.3.3 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP8 Con Ocho Precipitados Combinados.....	124
4.3.4 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP12 Con Doce Precipitados Combinados.....	126
4.3.5 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP40 Con Cuarenta Precipitados Combinados.....	128
4.4 Análisis de las Tendencias del Comportamiento Mecánico de las Probetas ..	130
4.5 Validación de los Modelos de Probetas Diseñadas.....	132

CAPÍTULO 5 .....	138
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	138
5.1 Conclusiones .....	138
5.2 Recomendaciones.....	140
BIBLIOGRAFÍA .....	141
Bibliografía Citada.....	144
METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:.....	<b>¡Error!</b>
<b>Marcador no definido.</b>	

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN

En la actualidad, el diseño en el campo de la ingeniería es uno de los procesos más importantes para el desarrollo de la industria. Este es un proceso en el cual se emplean conocimientos científicos y técnicos, con el fin de satisfacer una necesidad determinada. Uno de estos aspectos técnicos, el cual es fundamental a la hora de describir un diseño, es la determinación de los esfuerzos a los cuales estará sometido el elemento en cuestión, de acuerdo a una geometría y carga aplicada específica. En muchos casos estos elementos presentan discontinuidades como rechupes, poros, rayas, ranuras o cambios de sección, produciendo de esta manera, concentradores de esfuerzos o esfuerzos localizados, los cuales afectan al acero de manera negativa.

Pero no solamente estas discontinuidades en la geometría y superficie de un elemento representan riesgos para la operatividad de un acero, sino que también a nivel microscópico se producen fases secundarias (debido a condiciones de temperatura y tiempo de trabajo específicas), las cuales propician la presencia de fallas en el acero durante su vida útil.

La determinación del porcentaje de estas fases y de sus características mecánicas y morfológicas permite realizar un estudio de los esfuerzos aplicados sobre las mismas, es decir se puede investigar el comportamiento mecánico del acero con su matriz y las fases secundarias perjudiciales, utilizando información obtenida del estudio metalográfico y aplicando conocimientos de mecánica de los sólidos, así como herramientas computacionales capaces de simular el comportamiento mecánico macroscópico y microscópico de un material dado cuando el mismo es sometido a carga.

Este estudio se realizó a un acero inoxidable austenítico, el cual después de aproximadamente 10 años de servicio y soportando temperaturas entre los 460 °C y los 746 °C ha sufrido la precipitación de fases secundarias en su matriz austenítica, las cuales lo han fragilizado. Las fases reconocidas de acuerdo al estudio metalográfico, fueron la fase sigma y el carburo  $M_{23}C_6$  representadas por planchones delgados, esferas y formas irregulares dentro de la matriz austenítica.

La idea del proyecto es desarrollar mediante el software de los elementos finitos (ANSYS 9.0), modelos que se asemejen a lo que en físico sería el mencionado acero inoxidable austenítico con fases precipitadas de morfología esférica.

Una vez desarrollados estos modelos se procederá mediante el mismo programa a la aplicación de cargas uniaxiales de tensión para poder analizar la distribución de esfuerzos internos y el comportamiento de este acero con sus precipitados de morfología esferoidal dentro de la matriz austenítica.

## **1.1 Planteamiento del Problema**

La familia de los aceros inoxidables austeníticos es la más utilizada de la gama de los aceros inoxidables, por sus buenas propiedades mecánicas. Estos aceros son usados en muchos sectores, teniendo como características principales su resistencia a la mayoría de los ácidos y agentes químicos industriales. Es de vital uso en la industria química, petroquímica, alimenticia, y vitivinícola, así como también es usado en construcciones navales y aeronáuticas.

En la condición de recocido o apagado, los aceros inoxidables austeníticos presentan en su microestructura una sola fase homogénea denominada austenita ( $\gamma$ ).

Cuando este tipo de acero se encuentra trabajando durante un tiempo prolongado y bajo condiciones de altas temperaturas, presenta una serie de variaciones microestructurales en su matriz o fase primaria, convirtiéndose en un material heterogéneo desde el punto de vista microestructural.

Uno de los más notables de esos cambios es la formación de fases secundarias, las cuales producen un efecto negativo en su comportamiento mecánico.

Las fases secundarias más importantes por su efecto en el acero son los carburos y la fase llamada sigma ( $\sigma$ ). La precipitación de carburos ocurre en los bordes de grano, por lo que desciende la cantidad de cromo en la zona cerca del borde de grano. Esta zona hará al acero sensible a la corrosión intergranular. En el caso de la fase sigma, su alta dureza y morfología en forma de esferas y planchas representa la fragilización directa del acero, contribuyendo al desarrollo de una fractura frágil a temperaturas iguales o por debajo de la temperatura ambiente. La fase sigma se caracteriza por contener un alto porcentaje de materiales refractarios, obtenidos a partir de la matriz, causando pérdida de resistencia en la aleación. Los diferentes elementos de aleación modifican las condiciones de formación de la fase sigma afectando el equilibrio de las fases en los aceros inoxidable austeníticos.

Debido a lo anteriormente expuesto, se ha planteado el presente estudio, con el fin de analizar y evaluar el comportamiento de un acero inoxidable austenítico AISI 309S el cual ha sufrido precipitación de fases secundarias (sigma y carburo  $M_{23}C_6$ ). Dicho estudio se realizó desde la perspectiva de la mecánica de los sólidos modelando mediante elementos finitos y de la forma más simple posible, las estructuras microscópicas que se obtienen en este tipo de acero al sufrir el fenómeno de precipitación de fases secundarias, estudiando específicamente los precipitados de morfología esferoidal.



Se crearon modelos virtuales en tres dimensiones en base a la muestra física de la microestructura del acero inoxidable austenítico después de haber sido sometidos a procesos de precipitación, es decir cuando ya había presentado las fases intermetálicas secundarias. Se detallaron todos los porcentajes de las fases a partir de fotomicrografías, y se consideró solamente el estudio de las formas esferoidales de los precipitados, haciendo variación en la distribución, radios, y considerando las propiedades de las fases precipitadas. Una vez hecho esto, se procederá mediante el software de los elementos finitos a las aplicaciones de carga, de tal manera que se pueda analizar el comportamiento mecánico a partir de a los esfuerzos obtenidos en los modelos virtuales.

## **1.2 Objetivos**

### **1.2.1 Objetivo General**

Determinar mediante el método de los elementos finitos el comportamiento mecánico de un acero inoxidable austenítico AISI 309S con precipitados esferoidales.

### **1.2.2 Objetivos Específicos**

1. Evaluar las características mecánicas del acero inoxidable austenítico AISI 309S, en su condición de fabricación y después de haber sido sometido a un proceso de precipitación de fases secundarias.

2. Determinar a partir de una fotomicrografía, mediante los métodos planimétrico y gravimétrico el porcentaje de fases precipitadas en el acero inoxidable austenítico AISI 309S.

3. Realizar un modelado geométrico mediante el método de los elementos finitos del acero inoxidable austenítico AISI 309S, basándose en la morfología esférica y en el porcentaje de las fases precipitadas observadas.

4. Desarrollar modelos tridimensionales variando el radio y la distribución de los precipitados esferoidales correspondientes a fase sigma y el carburo  $M_{23}C_6$ .

5. Analizar el comportamiento mecánico de los modelos desarrollados al aplicarse carga uniaxial de tensión, utilizando un software comercial por elementos finitos.

## CAPÍTULO 2

### MARCO TEÓRICO

#### 2.1 Antecedentes

En este capítulo se presenta una breve reseña sobre investigaciones de importancia para el desarrollo de este estudio, así como también la definición de un grupo de términos, los cuales permiten conocer los conceptos fundamentales de los aceros inoxidables austeníticos y sus fases precipitadas, de la misma manera que se expresan conocimientos sobre el diseño y la simulación mediante el software de elementos finitos; todo esto para garantizar un desarrollo efectivo de este proyecto.

En el año 1996, Ramos M. [1] realizó un estudio a los tensores de un horno, los cuales formaban parte de una unidad de destilación atmosférica en la empresa Corpoven (actual PDVSA). Los tensores fabricados en acero inoxidable austenítico AISI 309S presentaron fracturas de forma inesperada, luego de estar operando durante aproximadamente diez años, soportando temperaturas variables entre 427°C y 760°C. En el estudio se destaca el problema de la fragilización del acero, ocasionado por la precipitación de fases secundarias en el mismo, las cuales afectaron de manera negativa las propiedades mecánicas del material de los tensores.

En el año 2004 Caripa M. [2] realizó una monografía sobre los aceros inoxidables duplex. A lo largo del trabajo se engloba información sobre los aceros inoxidables en general, haciendo referencias específicas en cuanto a composición, propiedades mecánicas, y demás características de los aceros inoxidables duplex. Se realizó una investigación completa sobre estos tipos de aceros la cual destaca como conclusión que los mismos ofrecen dos características muy importantes y

beneficiosas para el campo industrial, como los son una grandísima resistencia a la corrosión, y muy buenas propiedades mecánicas.

En el año 2005 Blanco, J. [3] realizó un trabajo de grado donde destaca el estudio del efecto de la longitud sobre el factor teórico de concentración de esfuerzo (FTCE), perteneciente a una línea de investigación, donde se determina dicho factor para elementos de diferentes geometrías, así como también para aplicaciones de cargas variables. Uno de los puntos más resaltantes es el uso del software de elementos finitos, que permite el cálculo de dicho factor.

En el mismo año Vidal, H. [4] realizó una evaluación del comportamiento de varias probetas estandarizadas para ensayo uniaxial de tracción diseñadas con concentradores de esfuerzos o discontinuidades de área equivalente, pero con diferente distribución. El estudio se realizó a través del ensayo uniaxial de tracción y simulaciones computacionales, utilizando un software comercial de elementos finitos. Los resultados obtenidos demostraron que las discontinuidades macroscópicas y microscópicas afectan la carga que soporta el material estudiado, al ser cargado uniaxialmente a tracción; siendo la configuración de discontinuidades que más afecta el comportamiento mecánico la distribución con continuidades macro alineadas en sentido perpendicular a la acción de la carga. De igual manera se verificó que el diseño de entallas, agujeros y otro tipo de discontinuidades geométricas, pueden ocasionar que un material de naturaleza dúctil, cambie su modo de fractura global a un tipo de fractura frágil.

En el año 2005 Chawla, N y V.V Ganesh. [5] realizaron el modelado de un material compuesto, constituido de partículas de carburo de silicio que actuaban como refuerzo en una matriz blanda de aluminio. El modelo se construyó mediante un programa computacional que permitió la reconstrucción de la microestructura a partir de secciones metalográficas sucesivas extraídas del material en estudio y

analizadas mediante microscopía óptica convencional. Se realizó la representación tridimensional de la microestructura y a partir de la reconstrucción se crearon modelos de probetas que virtualmente fueron cargadas en tensión. Los resultados obtenidos permitieron predecir el comportamiento de las propiedades mecánicas del material compuesto.

## **2.2 Acero**

El Acero es básicamente una aleación o combinación de hierro y carbono (alrededor de 0,05% hasta menos de un 2%). Algunas veces otros elementos de aleación específicos tales como el Cr (Cromo) o Ni (Níquel) se agregan con propósitos determinados.

Ya que el acero es básicamente hierro altamente refinado (más de un 98%), su fabricación comienza con la reducción de hierro (producción de arrabio) el cual se convierte más tarde en acero.

El hierro puro es uno de los elementos del acero, por lo tanto consiste solamente de un tipo de átomo. No se encuentra libre en la naturaleza ya que químicamente reacciona con facilidad con el oxígeno del aire para formar óxido de hierro-herrumbre. El óxido se encuentra en cantidades significativas en el mineral de hierro, el cual es una concentración de óxido de hierro con impurezas y materiales térreos.

### **2.2.1 Aceros Inoxidables**

Los aceros inoxidable son aleaciones a base de hierro, cromo, carbono y otros elementos, principalmente, níquel, molibdeno, manganeso, silicio y titanio, entre otros, que les confieren una resistencia particular a algunos tipos de corrosión en determinadas aplicaciones industriales. Naturalmente, la presencia de cada elemento

en determinados porcentajes produce variaciones distintas de las características intrínsecas de los diversos tipos. Esta característica de buena resistencia a la corrosión se debe a la propiedad de pasivarse en un ambiente oxidante.

La formación de una película superficial de óxido de cromo sirve para la protección del acero inoxidable. Dicha película pasiva se vuelve a reconstruir cuando se le daña si el ambiente es suficientemente oxidante manteniendo una protección permanente del acero de características inoxidables.

La importancia de este tipo de aceros, además de sus características mecánicas y su amplio uso en diferentes ramas de la industria, es que se extiende desde aplicaciones de la vida cotidiana hasta industrias muy complejas (química, petrolífera, nuclear, etc.).

La paternidad y fecha de aparición del acero inoxidable son muy distintas y dieron lugar a célebres procesos, sin embargo parece ser que su aparición en la industria se realizó simultáneamente en diversos países.

En 1913, Brearley reveló en Inglaterra la buena resistencia a la corrosión de los aceros que contenían del 9 al 16% de cromo, patentando esta aleación en Canadá y Estados Unidos. Casi simultáneamente, en los Estados Unidos, Elwood Haynes, quien había estudiado las aleaciones cobalto-cromo y cobalto-cromo-tungsteno, mencionaba la notable resistencia a la corrosión, incluso después de la adición de hierro, pero a condición de que los aceros contengan en su composición, al menos, 10% de cromo y 5% de cobalto.

Debido a sus superficies brillantes, en arquitectura se emplean muchas veces con fines decorativos. El acero inoxidable se utiliza para las tuberías y tanques de

refinerías de petróleo o plantas químicas. También se usan para fabricar instrumentos y equipos quirúrgicos [6].

### 2.3 Clasificación De Los Aceros Inoxidables

El acero inoxidable puede ser clasificado en cinco diferentes familias; cuatro de éstas corresponden a las particulares estructuras cristalinas formadas en la aleación: austenita, ferrita, martensita, y dúplex (austenita más ferrita); mientras que la quinta familia son las aleaciones endurecidas por precipitación, que están basadas más en el tipo de tratamiento térmico usado que en la estructura cristalina. En la tabla 2.1 se presentan las cinco grandes familias de los aceros inoxidables así como su clasificación AISI (siglas en ingles que significan Instituto Americano del hierro y el acero)

**Tabla 2.1.** Clasificación de los aceros inoxidables [7].

Clase	CLASIFICACION AISI	Modelos
I Martensíticos	Serie 400	410, 420,431
II Ferríticos	Serie 400	409,430,434
III Austeníticos	Serie 200 300	202,205,309/309S,316,384
IV Dúplex	Se usa nombre comercial	329,2205
V Endurecibles por precipitación	Se usa nombre comercial	17-4 PH, 15-5 PH 17-7 PH, 15-7 PH

#### 2.3.1 Aceros Inoxidables Martensíticos

En los aceros inoxidables martensíticos, el carbono está en una concentración tal, que permite la formación de austenita a altas temperaturas, que a su vez se transforma en martensita durante el enfriamiento. La martensita es una fase rica en carbono, frágil y extraordinariamente dura. Los aceros inoxidables martensíticos tienen la

característica común de ser magnéticos y endurecibles por tratamiento térmico, presentando cuando son templados, una microestructura acicular (en forma de agujas).

Es importante observar que estos aceros son normalmente producidos por la industria siderúrgica en estado recocido, con ductilidad razonablemente buena. Solamente después de templados serán muy duros y poco dúctiles. Pero es precisamente en esta condición (templados), que serán resistentes a la corrosión.

La configuración metalográfica martensítica posee estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo (bct). El contenido de Cr y C está balanceado para asegurar la formación de la estructura martensítica durante el tratamiento térmico.

Un ejemplo de estas aleaciones es la actualmente conocida AISI 420, siendo el mas simple y barato de los aceros inoxidable en uso comercial. Otros aceros de esta serie son los tipos 403, 410, 414, 416,440 y 431.

### **2.3.2 Aceros Inoxidables Ferríticos**

Los aceros inoxidables ferríticos son magnéticos. A pesar de tener una menor cantidad de carbono que los martensíticos, se tornan parcialmente austeníticos a altas temperaturas y consecuentemente precipitan martensita durante el enfriamiento. Puede decirse que son parcialmente endurecibles por tratamiento térmico.

Los aceros inoxidables ferríticos contienen, de un modo general, un tenor de cromo superior al de los martensíticos. Este aumento en la cantidad de cromo mejora la resistencia a la corrosión en diversos medios, pero sacrifica en parte otras propiedades, como la resistencia al impacto.



El más utilizado de los aceros inoxidable ferríticos es el Tipo 430, que contiene de 16 a 18% de cromo y un máximo de 0,12% de carbono. Entre sus aplicaciones, se puede mencionar: cubiertos, vajillas, cocinas, piletas, monedas, revestimientos, mostradores frigoríficos.

Como su nombre lo indica tienen una configuración metalográfica ferrítica con la estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) que se mantiene estable desde la temperatura ambiente hasta el punto de fusión. El cromo inhibe la formación de austenita y promueve la formación de ferrita. Además de cromo estos aceros también pueden contener molibdeno, silicio, aluminio, titanio y niobio que promueven diferentes características.

### **2.3.3 Aceros Inoxidables Austeníticos**

Estos son esencialmente aleaciones ternarias de Fe, Cr y Ni, que contienen de 16 hasta 25% de Cr y de 7 a 20% de Ni, estas aleaciones son llamadas austeníticas debido a que su estructura permanece austenítica, a temperatura ambiente. La mayor parte de estos aceros contienen de un 0,06 a 0,1 % de C.

Cabe señalar que algo del Ni de esta aleación puede ser reemplazado por Mn sin alterar la estructura austenítica del acero. En la tabla 2.2 se indican los aceros inoxidable más usados en industria actual, así como también su respectiva composición.

**Tabla 2.2.** Típicos Aceros Inoxidables Austeníticos [7].

Tipo	% Cr	% Ni	% C	% Mn	% Mo
<b>302</b>	17-19	8-10	0.15	2.0	-
<b>304</b>	18-20	8-10	0.08	2.0	-
<b>316</b>	16-18	10-14	0.08	2.0	2.3
<b>304L</b>	18-20	8-10	0.03	2.0	
<b>316L</b>	16-18	10-14	0.03	2.0	2-3

Estos tipos de aceros inoxidables poseen una estructura austenítica a temperatura ambiente después de un recocido a alta temperatura, esto es debido principalmente al efecto estabilizador del Ni sobre la austenita.

El Ni amplía la región donde la austenita es estable, además de bajar la temperatura  $M_s$ . Debido a su estructura FCC (cúbica centrada en la cara por sus siglas en inglés) son no magnéticos y poseen alta resistencia al impacto a bajas temperaturas.

Por ser de una sola fase son fácilmente soldables, además, debido a esto su tensión de fluencia es baja y pueden ser endurecidos sólo por trabajo en frío o por elementos en solución sólida. Su desventaja es su alto costo y su susceptibilidad a la corrosión bajo tensión y sensibilización.

Entre las principales aplicaciones para este tipo de acero inoxidable se encuentran: equipos para industria química y petroquímica, así como también equipos para industria alimenticia y farmacéutica. De igual manera se destacan en campos como el de la construcción civil, e incluso hasta en campos mas simples, como es la realización de vajillas y utensilios domésticos.

Los aceros inoxidable austeníticos constituyen la familia con el mayor número de aleaciones disponibles, integra las series 200 y 300 AISI. Su popularidad se debe a su excelente formabilidad y superior resistencia a la corrosión.

Estas series tienen su razón de ser; la serie 300 AISI son aleaciones de cromo con níquel, y las de serie 200 AISI son aleaciones de cromo, manganeso y nitrógeno. En la tabla 2.3, se muestran los principales aceros inoxidable austeníticos de la serie 300 y sus usos.

**Tabla 2.3.** Uso de los principales aceros inoxidable austeníticos [7].

<b>TIPO AISI</b>	<b>Aplicaciones más comunes</b>
<b>301</b>	Partes de aviones, adornos arquitectónicos, cajas de ferrocarril y de tráiler, cubiertas de rines, equipo de proceso para alimentos.
<b>303</b>	Conectores, cerraduras, tuercas y tornillos, bushings, cremalleras, partes maquinadas, partes para bombas, flechas.
<b>303S y 304</b>	Pernos, tornillos, tuercas, accesorios para aviones, remaches. Equipo químico de proceso, equipo de proceso y manejo de alimentos, intercambiadores de calor, equipo para hospitales.
<b>304L 305</b>	Evitar la sensitización durante la soldadura. Equipo para industria del café, reflectores, partes con calentamiento y enfriamiento continuos.
<b>308</b>	Hornos industriales, usado primordialmente como material de aporte para soldadura
<b>309/309S</b>	Calentadores de aire, equipo químico de proceso, partes de quemadores, de turbinas de gas, intercambiadores de calor.
<b>310/310S</b>	Calentadores de aire, equipo para tratamiento térmico de aceros, equipo químico de proceso.
<b>316</b>	Adornos arquitectónicos, equipo químico de proceso, equipo para el procesamiento de alimentos. Evitar sensibilización durante la soldadura

### 2.3.4 Aceros Inoxidables Dúplex

La denominación duplex (DSS) se aplica a un tipo de acero inoxidable, cuya composición química ha sido cuidadosamente ajustada para lograr una estructura cristalina mixta, de aproximadamente mitad de fase ferrita (50 %) y mitad de fase austenita. Esto se logra incorporando a un acero ferrítico, una cantidad pequeña de níquel (a veces junto a otros elementos). Por eso se dice que además de los tres tipos de aceros inoxidables básicos ya presentados, algunos grados de acero no caen sobre dichas categorías. Por ejemplo, es posible balancear aleantes de modo de obtener una estructura donde coexistan la austenita y la ferrita delta. El tipo AISI 329 es un ejemplo de un acero inoxidable duplex. Estos aceros han sido diseñados para servicios en ambientes con cloruros por su particular buena resistencia a la corrosión bajo tensiones.

Los aceros inoxidables dúplex presentan dos fases: dispersión de austenita FCC (cúbica centrada en la cara) en una matriz de ferrita bcc (cúbica centrada en el cuerpo). La cantidad exacta de cada fase está en función de la composición y el tratamiento térmico. Los principales elementos de aleación son cromo y níquel, sin embargo la cantidad de níquel es insuficiente para desarrollar completamente la estructura cristalina austenítica. El contenido de cromo varía del 18 al 26 %, y el contenido de níquel de 4,5 a 6.5 %. La adición de elementos como nitrógeno, molibdeno, cobre, silicio, y tungsteno permite controlar el balance en la configuración metalográfica, así como impartir ciertas características de resistencia a la corrosión.

Las aleaciones dúplex datan de los años 1930, y las primeras aleaciones se identifican hoy por hoy como de primera generación. Desafortunadamente las aleaciones primarias tuvieron el problema de la pérdidas significativa de la resistencia a la corrosión en la soldadura, y tomó un tiempo prolongado para que las aleaciones

de segunda generación superaran esta reputación.

Las ventajas de este tipo de aceros son:

- Resistencia a la corrosión general y por picado.
- Resistencia a la corrosión intergranular
- Buena resistencia a la erosión y abrasión

### **2.3.5 Aceros Inoxidables Endurecibles Por Precipitación**

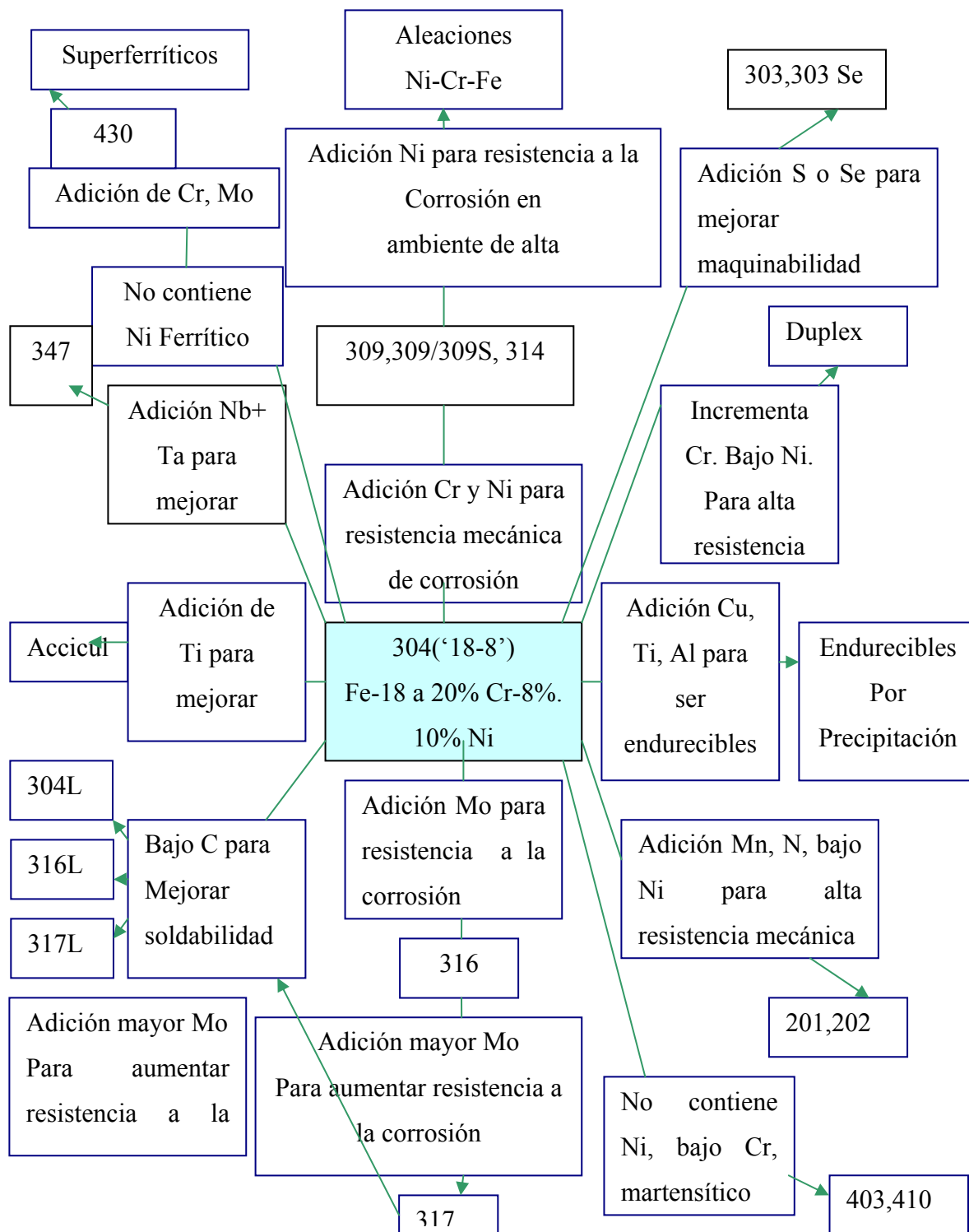
El desarrollo de estos aceros comienza por una demanda de la industria aeronáutica y espacial. Estos aceros se asocian a elevadas características mecánicas, ofrecidas únicamente por los aceros inoxidables al cromo, después de su tratamiento térmico, con las ventajas inherentes de los austeníticos, es decir, buena soldabilidad y buena resistencia a la corrosión.

Este tipo de aceros inoxidables se desarrolló a escala industrial después de la Segunda Guerra Mundial, como una alternativa para elevar las características de resistencia mecánica mediante tratamientos térmicos de envejecimiento. Estos aceros se denominan “endurecibles por precipitación” o PH (precipitation hardening) y ofrecen una alternativa a los aceros inoxidables austeníticos cuando se desee asociar elevadas características mecánicas y de maquinabilidad.

Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación son aleaciones hierro-cromo-níquel que se caracterizan por la resistencia mecánica obtenida a partir del endurecimiento por tratamiento térmico de envejecimiento. Estos grados se pueden clasificar en función de su estructura en estado de recocido y del comportamiento resultante tras el tratamiento de envejecimiento, como austeníticos, semiausteníticos o

martensíticos. Los aceros endurecibles por precipitación están patentados y frecuentemente se les designa con las siglas de la empresa productora.

En la figura 2.1 se indican las familias básicas de los aceros inoxidable.



**Figura 2.1.** Esquema Primario de los aceros inoxidables [7].

## **2.4 Influencia De Los Elementos Aleantes Sobre Los Aceros Inoxidables Austeníticos**

### **2.4.1 Níquel**

Mientras en los aceros martensíticos y ferríticos el cromo es el principal elemento aleado, en los aceros austeníticos el níquel juega también un papel importante. La adición de este elemento a los aceros con 18 % de cromo agranda considerablemente el anillo de la fase austenita ( $\gamma$ ). El incremento del contenido de níquel tiene dos principales efectos; el primero es que aumenta la cantidad de  $\gamma$  presente a la temperatura de solubilización (1050-1100 °C). El segundo efecto es que este elemento baja la temperatura de inicio de la transformación de la martensita ya que con el 8% de níquel dicha temperatura esta justo por debajo de la temperatura ambiente, por lo cual se retiene una austenita estable después del enfriamiento desde las temperaturas de solubilización a temperatura ambiente. En sí, el níquel actúa como estabilizador de la fase austenítica. Esto significa que la adición de este elemento a las bases de hierro permite el cambio en la estructura cristalina BCC (ferrita) a FCC (austenita). La adición de níquel retarda la formación de fases intermedias, pero es menos efectivo que el nitrógeno. Una de las más grandes ventajas que reporta el níquel, es evitar el crecimiento del grano en los tratamientos térmicos, lo que sirve para producir en ellos gran tenacidad.

Los efectos de otros elementos aleantes son también importantes dependiendo de cómo ellos sean gammágenos (austenizantes) o alfégenos (ferritizantes) y de acuerdo a esto, ellos determinaran las estructuras presentes a la temperatura del tratamiento de solubilización.



### **2.4.2 Nitrógeno**

Incrementa la resistencia a la corrosión por picadura y por hendidura en los aceros inoxidable austeníticos, y además incrementa su resistencia mecánica. Este retarda la formación de fases intermedias lo suficiente para permitir el buen procesamiento del material. El nitrógeno se presenta en la fase austenita y puede reemplazar al níquel presente en los aceros inoxidable austeníticos. Otro beneficio del nitrógeno es que incrementa la temperatura a la cual la austenita se forma a partir de la ferrita.

### **2.4.3 Cobre**

Se añade en estos tipos de aceros, pues mejora la resistencia a la corrosión en medios no oxidantes. No tiene influencia sobre la estructura.

### **2.4.4 Titanio-Niobo**

Son utilizados por su mayor afinidad química por el carbono, para evitar la precipitación de carburos durante enfriamientos lentos de aceros inoxidable austeníticos. Son elementos alógenos. En la tabla 2.4 se destacan algunos los tipos de aceros inoxidable austeníticos y la función de los elementos presentes

**Tabla 2.4.** Elementos aleantes en aceros inoxidable austeníticos [8].

<b>Tipo de acero inoxidable austenítico</b>	<b>Elemento aleante y su objetivo</b>	<b>Características</b>
302B	Silicio	Buena resistencia a la formación de escamas a alta temperatura
304N	Nitrógeno	Alta resistencia mecánica
303	Azufre	Buena maquinabilidad
330	níquel	Resistencia al choque térmico y a la carburización

Varias expresiones de Ni y Cr equivalente han sido expuestas. El níquel equivalente muestra el grado de influencia de los elementos gammagenos, sobre la formación austenítica.

El cromo equivalente evalúa la influencia de los elementos alfa genos sobre la ferrita. El C, N, Ni, Co, Mn y Cu son elementos austenizantes y los coeficientes que expresan su potenciabilidad son 30, 25, 1, 1,0.5 y 0.3 respectivamente.

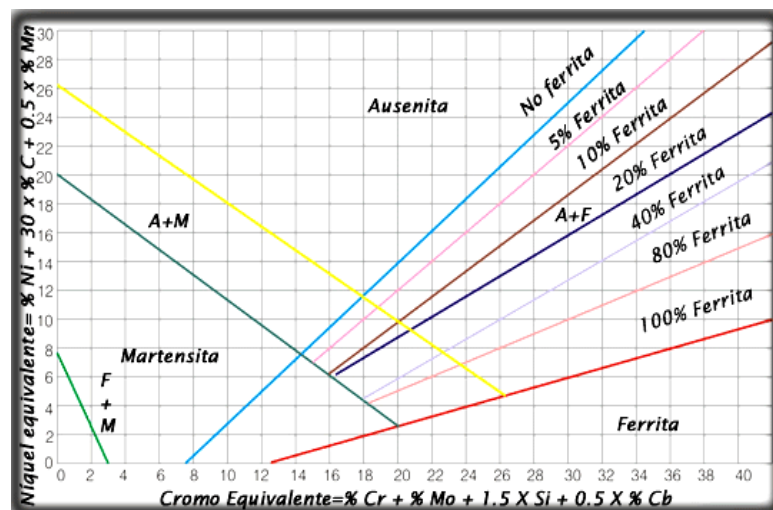
Los elementos ferritizantes son: Al, V, Si, Nb, Mo, Ti, Cr y W, con coeficientes 5.5, 5, 2, 1.75, 1.5, 1.5, 1 y 0.75 respectivamente.

Las tres expresiones clásicas para Cr y Ni equivalente según delong, Schaeffler y Olson son las que se expresan en la figura 2.2, a continuación [8]:

Delong	$\text{Cr} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5\% \text{Si} + 0.5\% \text{Nb}$ $\text{Ni} = 30\% \text{C} + 30\% \text{N} + \% \text{Ni} + 0.5\% \text{Mn}$
Schaeffler	$\text{Cr} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5\% \text{Si} + 0.5\% \text{Nb}$ $\text{Ni} = 30\% \text{C} + 30\% \text{N} + \% \text{Ni} + 0.5\% \text{Mn}$
Olson	$\text{Cr} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1.5\% \text{Si} + 0.5\% \text{Nb}$ $\text{Ni} = 30\% \text{C} + 30\% \text{N} + \% \text{Ni} + 0.5\% \text{Mn}$

**Figura 2.2.** Expresiones clásicas para Cr y Ni equivalente [8]

En la figura 2.3 se muestra el diagrama de Schaeffler para aceros inoxidable, el cual nos permite tener una idea de que tan estable será la austenita en función de los elementos presentes de aleación.



**Figura 2.3.** Diagrama de fases de los aceros inoxidables según A.L Schaeffler [8].

## 2.5 Aceros Inoxidables Austeníticos Resistentes A Elevadas Temperaturas

La resistencia a altas temperaturas será tanto mayor, cuanto mas fuertes sean los enlaces interatómicos y mayor la resistencia de la temperatura dada. De acuerdo con esto, cuanto más elevada sea la temperatura de fusión de una aleación (determinada en primer lugar por la fuerza de los enlaces interatómicos), tanto mayor deberá ser su resistencia a altas temperaturas.

Se conoce que una aleación fcc (cúbica centrada en cara) tiene la temperatura de recristalización mas alta que otra aleación de aproximadamente igual composición, pero de la red cúbica bcc (cúbica centrada en el cuerpo), es decir la estructura austenítica es mas resistente a altas temperaturas que la ferrítica. Esto se debe a que la densidad de la red centrada en las caras es mayor.

Por lo antes expuesto los aceros inoxidables austeníticos presentan alta resistencia a elevadas temperaturas, utilizándose en la fabricación de válvulas para motores, alabes de turbinas a gas, piezas para hornos petroleros, etc. Un ejemplo de estos tipos de acero resistentes a altas temperaturas son los tipos AISI 310 Y 309S, los cuales tienen una estructura cúbica de caras centradas. Son esencialmente no magnéticos en estado recocido y sólo pueden endurecerse en frío. En si, las Aleaciones 309/309S se usan principalmente a temperatura elevada para aprovechar su resistencia a la oxidación. En la tabla 2.5 se observan las composiciones de estas dos clases de aceros resistentes a altas temperaturas.

**Tabla 2.5.** Elementos aleantes en aceros inoxidables austeníticos [9].

ACERO	C%	Si%	Cr%	Mn%	Ni%
AISI 309	0,20 máx.	0,75	22	2	12
AISI 309S	0,08 máx.	1,17	22	2	12

Estos aceros también se asocian a elevadas características mecánicas, ofrecidas únicamente por los aceros inoxidable al cromo, después de su tratamiento térmico, con las ventajas inherentes de los austeníticos.

Ciertas aplicaciones especifican el uso de aleaciones de acero inoxidable 309/309S cuando se necesita una resistencia mayor a la corrosión acuosa. Un ejemplo es el servicio en ácido nítrico concentrado, donde puede ocurrir un ataque preferencial de las fronteras de los granos [9].

## **2.6 Precipitación De Carburos Y Formación De Fases Intermedias En Aceros Inoxidables**

### **2.6.1 Descripción General**

Con la aparición en el mercado de los aceros inoxidables se han logrado resolver una gran variedad de problemas en la industria, sin embargo con su empleo surgieron además diversos inconvenientes con su comportamiento en determinados ambientes. La precipitación de carburos y las fases intermedias, son las comúnmente denominadas fases de la fase, las cuales producen una alteración en las propiedades originales de dicho acero cuando se encuentran en el rango de 427 a 982 °C. Estas dificultades han servido para profundizar aun más el estudio de estos aceros, lo cual ha llevado a la identificación del origen del problema.

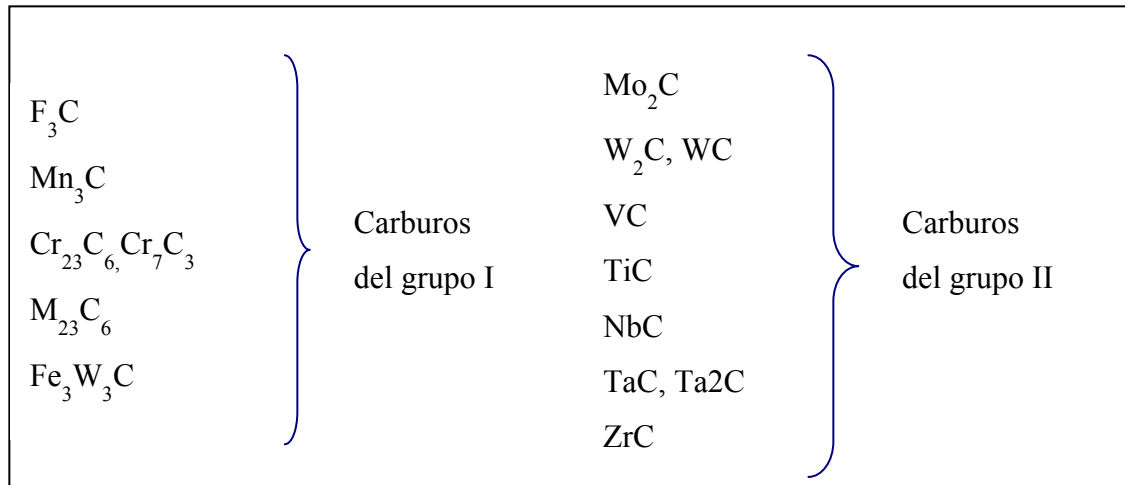
Para mantener las fases ferrita y austenita, se requiere de la adición y ajuste de los elementos aleantes cromo, molibdeno, níquel y nitrógeno, entre otros, controlando la temperatura. Sin embargo aunque la tasa de enfriamiento determina la cantidad de ferrita que puede transformarse a austenita, tasas de enfriamiento seguidas de exposiciones a altas temperaturas influyen en el balance de las fases. En tal sentido, en adición a la ferrita y austenita una larga variedad de fases secundarias indeseadas

se pueden formar en un rango de temperaturas entre los 300 y 1000 °C (generalmente cuando no se realiza un tratamiento térmico correcto). Esto es una consecuencia de la inestabilidad de la ferrita. Estas fases se consideran indeseadas por afectar al acero inoxidable austenítico de modo negativo; entre las más conocidas fases intermedias que se presentan en estos aceros se encuentran carburos, fase sigma, fase R, y la fase  $\pi$  [10].

### 2.6.2 Carburos

En los aceros solo forman carburos los metales que en el sistema periódico se encuentran a la izquierda del hierro (Ti, V, Cr, Mn, Zr, Nb, Mo, Tc, Hf, Ta, W, Re). Estos metales al igual que el hierro, corresponden a los elementos de grupo de transición, pero tienen ocupado el subnivel electrónico **d**. Cuanto más a la izquierda se encuentre el elemento formador de carburos, tanto menos ocupado estará su subnivel electrónico **d**. Numerosos experimentos demuestran que cuanto más a la izquierda se encuentre el elemento en el sistema periódico es decir cuanto menos lleno tenga el subnivel electrónico **d**, tanto mas estable será el carburo.

Los carburos poseen dos clasificaciones principales las cuales se muestran a continuación en la figura 2.4:



**Figura 2.4.** Clasificaciones principales de los carburos. [10]

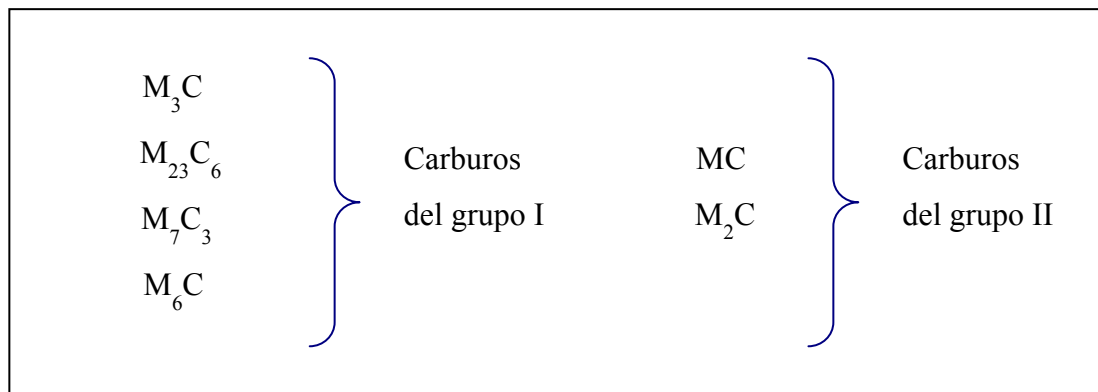
Los carburos reunidos en el grupo I tienen estructura cristalina compleja. Un representante típico de este grupo es la cementita (estructura ortorrómbica).

La peculiaridad de la estructura de los carburos del grupo II, como fases de inserción, consiste en que tienen una red cristalina simple y cristalizan por lo general con un déficit considerable de carbono. Conviene advertir que las fases de inserción son difícilmente solubles en austenita. En cambio los carburos del grupo I se disuelven fácilmente de la austenita. Todas las fases de carburo poseen alta temperatura de fusión y gran dureza. Las fases de inserción superan en este sentido a los carburos del grupo I.

Sin embargo, los carburos enumerados no existen puros en los aceros. Los carburos de todos los elementos de aleación contienen hierro en disolución, y si en el acero existen varios elementos capaces de formar carburos, también contendrán estos elementos. Así en los aceros al cromo-manganeso se forma el carburo  $(Cr, Mn, Fe)_{23}C_6$ , que lleva en disolución hierro y manganeso.

Los carburos que tienen la misma fórmula química se disuelven mutuamente, por ejemplo, si en el acero hay, al mismo tiempo, niobio y titanio, no se formarán dos tipos separados de carburos, sino un carburo común, en el cual en iguales condiciones entra el titanio y el niobio.

Por esto las posibles variedades de formación de carburos son menos que la antes indicada, de hecho, en los aceros nos encontraremos únicamente con carburos de los seis tipos siguientes, mostrados en la figura 2.5.



**Figura 2.5.** Carburos encontrados en los aceros. [10]

Donde se entiende por M la suma de los elementos metálicos que forman carburos.

El papel de los carburos en las aleaciones austeníticas es bastante complejo. Al principio, los carburos aparecen preferiblemente en los límites de grano, pudiendo aparecer según la composición química de la aleación, dentro del grano (intragranular).

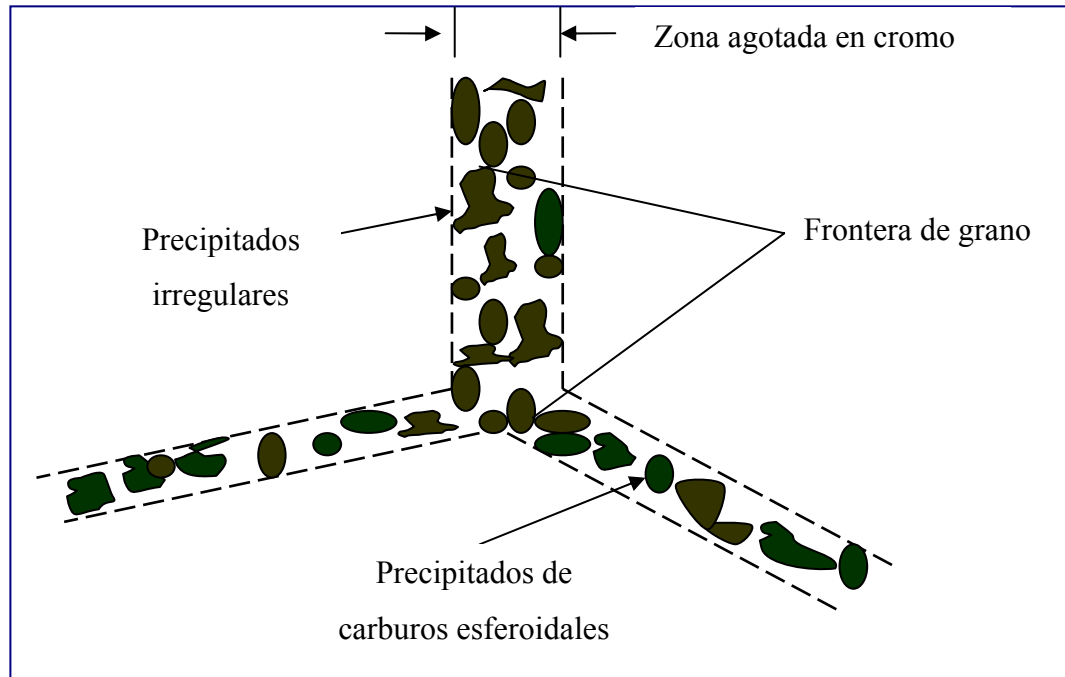
Muchas investigaciones han determinado que la morfología del carburo tiene gran influencia sobre la ductilidad demás propiedades mecánicas y, además de esto,



el carburo puede influenciar la estabilidad química de la matriz removiendo elementos reactantes. Por consiguiente, el entendimiento de los aspectos químicos, clase y morfología del carburo es crítico para la selección de composiciones y tratamientos térmicos.

Los carburos comunes en las aleaciones austeníticas, son MC,  $M_{23}C_6$ , y el  $M_6C$ . El MC comúnmente toma una forma tosca o gruesa y en algunos casos fina. La precipitación de  $M_{23}C_6$  ocurre en los bordes de grano, por lo que descende la cantidad de cromo en la zona cerca del borde de grano. Esta zona hará al acero sensible a la corrosión intergranular. Esta ocurre usualmente en forma de placas y formas de geometría regular (esferas).

El  $M_6C$  puede crecer en la línea sobre el límite de grano y más raramente dentro del grano. La mayoría de los estudios convergen en el hecho de que estos carburos deben ser evitados en los límites de grano para evitar el deterioro de la ductilidad y la vida útil. En la figura 2.6 se puede observar la forma de los carburos en general.



**Figura 2.6.** Esquema de la morfología de los carburos precipitados en los límites de grano de un acero [10].

Los carburos MC usualmente se forman en las aleaciones austeníticas durante el enfriamiento (427-760 °C). Ellas ocurren como partículas discontinuas distribuidas heterogéneamente por toda la aleación, tanto en la forma intergranular como transgranular y en algunos casos interdendriticamente. Poca o ninguna orientación preferente ha sido observada.

Los carburos  $M_{23}C_6$  son abundantes en aleaciones con moderado alto cromo. Ellos se forman a menores temperaturas del tratamiento térmico y en servicio a temperaturas comprendidas entre 704 a 982 °C, tanto a partir de la degeneración de los carburos MC y a partir del carbono residual en la matriz de la aleación. El carburo  $M_{23}C_6$  tiene una estructura cúbica compleja, la cual si el carbono fuese removido, se convertiría en estructura TCP (tetragonal compacta) mejor conocida como fase sigma

( $\sigma$ ). En realidad la relación entre  $M_{23}C_6$  y  $\sigma$  es bastante alta, ya que se ha visto que las morfologías de planchas y esferas de fase sigma nuclean sobre partículas de  $M_{23}C_6$ .

Los carburos  $M_{23}C_6$  tienen un significativo efecto sobre las propiedades de la aleación. Su localización crítica sobre los límites de grano promueve un significativo efecto sobre la resistencia a la ruptura. Eventualmente, la falla por ruptura puede iniciarse ya sea por las fracturas de las partículas de  $M_{23}C_6$  ubicadas en los límites de grano o por decohesión entre las caras de las partículas de  $M_{23}C_6$ .

La mayor concentración de carbono en la mayoría de las aleaciones austeníticas por debajo de los 982°C la poseen los carburos MC. Sin embargo durante el tratamiento térmico y operaciones de servicio este carburo MC se descompone lentamente dándose un número de importantes reacciones. La reacción más predominante de carburos en la mayoría de las aleaciones austeníticas es la que permite obtener como precipitado final el  $M_{23}C_6$ . En la tabla 2.6 se listan los carburos más comunes, junto con su estructura y su origen.

El principal efecto de la precipitación de carburos es la aparición de la susceptibilidad a la corrosión intercrystalina, vinculada a las modificaciones de estructura y eventualmente a una modificación de las propiedades mecánicas. Salvo en los casos de contenidos de carbono reducidísimos las estructuras homogéneas tratadas a temperatura elevada resulta de un falso equilibrio [10].

### 2.6.3 Fase Sigma ( $\Sigma$ )

La fase sigma es un compuesto intermetálico concentrado de hierro - cromo, duro y frágil. La fase sigma tiende a crearse entre los 600°C y 900°C, formándose más

rápido cerca de los 900°C. Se localiza en las fronteras del grano, básicamente destruyendo la “pega” que mantiene la estructura compacta.

**Tabla 2.6.** Tipos de carburos en aceros inoxidable [10].

Tipo de carburo	Estructura	Observaciones
$M_{23}C_6$	Cúbica centrada en la cara (FCC)	Tipo $Cr_3C_6$ presente en los aceros al cromo, provee carburos junto con el hierro. Incluye carburos a base de tungsteno y molibdeno.
$M_7C_3$	Hexagonal	Es un producto de revenido y se usa para eliminar la austenita retenida en aceros rápidos que se halla en aceros al cromo, resultante de la disolución a alta temperaturas.
$M_3C$	Ortorrómico	Tipo $Fe_3C$ . Puede ser formado con manganeso, cromo, tungsteno, molibdeno y vanadio en pequeñas cantidades.
$MC$	Cúbica centrada en la cara (FCC)	Tipo VC ó $V_4C_3$ , se forman carburos con vanadio resistentes a la disolución a altas temperaturas; precipitan en revenidos dobles y son usados para alta resistencia a temperaturas elevadas al desgaste, y evitan el crecimiento del grano.

Cada vez que se presenta incremento de fase sigma, el metal se vuelve menos dúctil, reduciendo la resistencia al impacto a baja temperatura. Existen dos métodos para disminuir la fase sigma:

- Balancear químicamente la aleación, de manera que se desfavorezca la formación de fase sigma.
- Seleccionar aleaciones que no presenten fase sigma en el rango de temperatura a trabajar.

A temperatura de 730 °C la fase sigma se puede formar rápidamente, pero a bajas temperaturas es necesario un tiempo mayor para su formación.

Una variación en la composición, cambiará la velocidad de formación de esta fase y la temperatura a la cual se inicia. El molibdeno y el niobio aceleran la reacción sigma, mientras que el níquel eleva al máximo la temperatura a la cual esta fase aún está presente.

A nivel de microscopio, se puede identificar la fase sigma, ya que esta se distingue por conformarse en pequeñas esferas, y trazos rectos (formas de agujas o formas aciculares) negros que se encuentran en forma desordenada

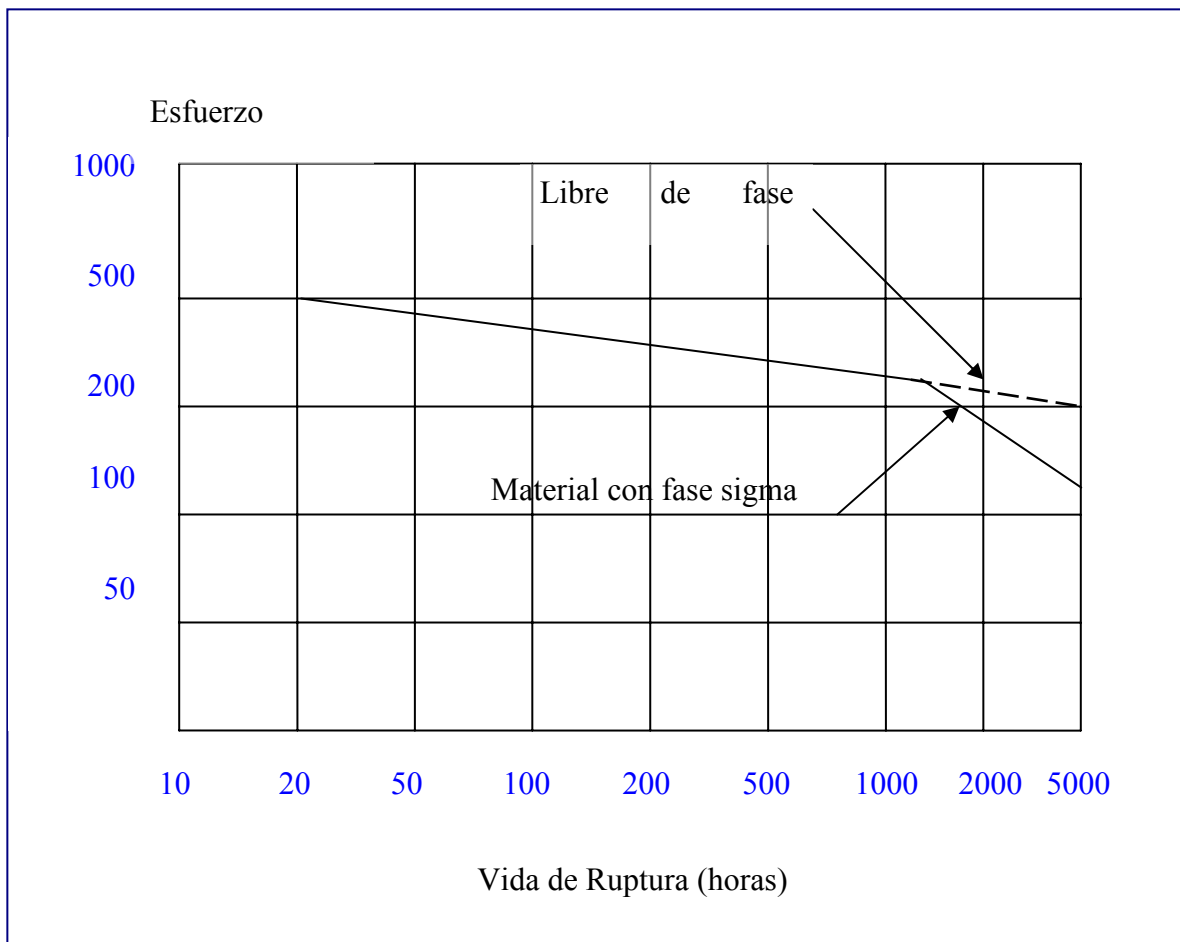
La fase sigma causa fragilidad a temperatura ambiente, y cuando se encuentra en cantidades apreciables, la resistencia a la corrosión disminuye. Sin embargo, prestando atención al tiempo mínimo en el rango de formación de la fase sigma durante el temple y soldadura, un mejor control de proceso en la usina de fabricación y el efecto benéfico del nitrógeno, pueden eliminar cualquier problema debido a la fase sigma.

El porcentaje de fase sigma que se forma en un acero depende principalmente, aparte de la temperatura, a otros factores como la composición química del acero, así como también del grado de deformación que se aplica al material.

Elementos como el carbono, nitrógeno y boro que están disueltos en la red cristalina, influyen sobre la velocidad de difusión.

Otros elementos como silicio, molibdeno y niobio, titanio, son formadores de ferrita, y como se sabe que esta fase se forma congruentemente a partir de la ferrita, por lo tanto favorecerán a la precipitación de esta fase; además de esto los dos primeros elementos citados desplazan hacia temperaturas superiores en la zona de estabilidad de la fase sigma, requiriendo mayores temperaturas para disolverlas [11].

La fase sigma sigue siendo la que merece más atención en la práctica industrial debido a que porcentajes reducidos de dicha fase son suficientes para provocar efectos muy perjudiciales sobre la ductilidad y la tenacidad del acero, afectando su tiempo de operación, tal como se muestra en la figura 2.7.



**Figura 2.7.** Efectos de la formación de fase sigma sobre la vida de ruptura. [1].

## 2.7 Endurecimiento Por Precipitación

La precipitación de fases secundarias constituye la forma de endurecimiento más empleada y se logra por tratamiento térmico, pero en algunos casos como en los

aceros inoxidables austeníticos expuestos a ciertas temperaturas, ocurre espontáneamente y es indeseable por el efecto adverso que dichos precipitados producen en estos tipos de aceros. Este proceso ocurre por nucleación y crecimiento.

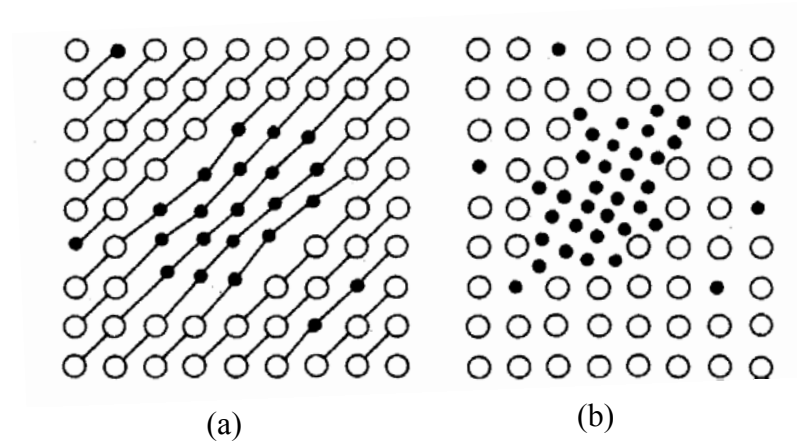
### **2.7.1 Nucleación Y Formación De Precipitados Incoherentes**

En esta etapa del proceso de precipitación, átomos de soluto presente en la matriz de solución sólida, que para el caso de los inoxidables austenítico es la austenita, se separan de ésta y forman un pequeño núcleo de segunda fase que distorsiona la red de austenita.

El precipitado pequeño presentará una composición química distinta al de la matriz, tiene la misma estructura de la matriz y comparte la misma red estructural, es decir, existe continuidad de la red entre la zona o entre el pequeño precipitado de una parte y la matriz de otra.

La distorsión que los pequeños núcleos hacen en la red de la matriz, ocasiona tensiones internas como consecuencia de su tamaño y constituyen el centro de un campo de deformación elástica ya que una pequeña diferencia en los parámetros reticulares puede dar como resultado deformaciones elásticas.

Existen algunos límites con respecto al efecto que estos pequeños núcleos tienen dentro de la matriz en la que se forman. Estos límites son que cuando los precipitados son muy pequeños éstos no son lo suficientemente fuertes como para impedir o bloquear el paso de dislocaciones. Este tipo de precipitado, se denomina *precipitado o partícula coherente* y está formado por unos pocos átomos, como se muestra esquemáticamente en la figura 2.8 (a)



**Figura 2.8.** Precipitado coherente (a) y precipitado incoherente (b).

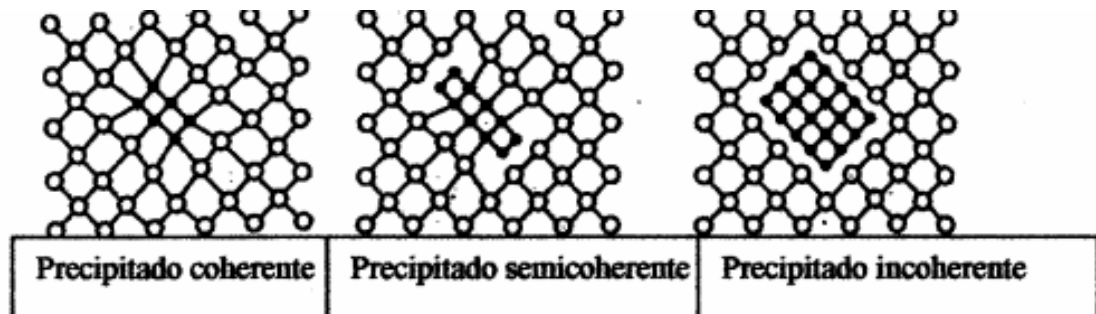
### 2.7.2 Crecimiento Y Formación De Precipitados Incoherentes

En el transcurso de un mismo tratamiento se puede observar la evolución debida al crecimiento de los precipitados coherentes, que suman más átomos provenientes de la matriz de solución sólida y pierden progresivamente su coherencia como consecuencia del efecto de tamaño y el parámetro de red del precipitado ya no será igual al de la matriz; a este tipo de precipitado se le denomina *incoherente*.

Entre la etapa de coherencia e incoherencia, los precipitados pueden presentarse como *semicoherentes*, es decir, cuando las deformaciones elásticas coherentes se tornan excesivas dando como resultado una interfase parcialmente coherente e incoherente. Ulteriormente se observa una coalescencia de los precipitados incoherentes.

En el transcurso de un tratamiento o exposición prolongada a temperatura, el tamaño y la distribución de precipitados pueden pues variar, así como la naturaleza de la intercara precipitado-matriz, como se observa en la figura 2.8 (b) y en la siguiente figura 2.9.





**Figura 2.9.** Evolución de precipitados durante las etapas de nucleación y crecimiento

Las partículas coherentes y semicoherentes pueden adoptar una variedad de formas, como por ejemplo, esferas, cubos, discos y agujas. Tales morfologías dependen del grado de desajuste entre las partículas y la matriz, así como de la energía interfacial. Cuando el desajuste atómico es muy pequeño, se forman partículas esféricas y cuando los desajustes son grandes, las partículas generalmente asumen la forma de discos o agujas.

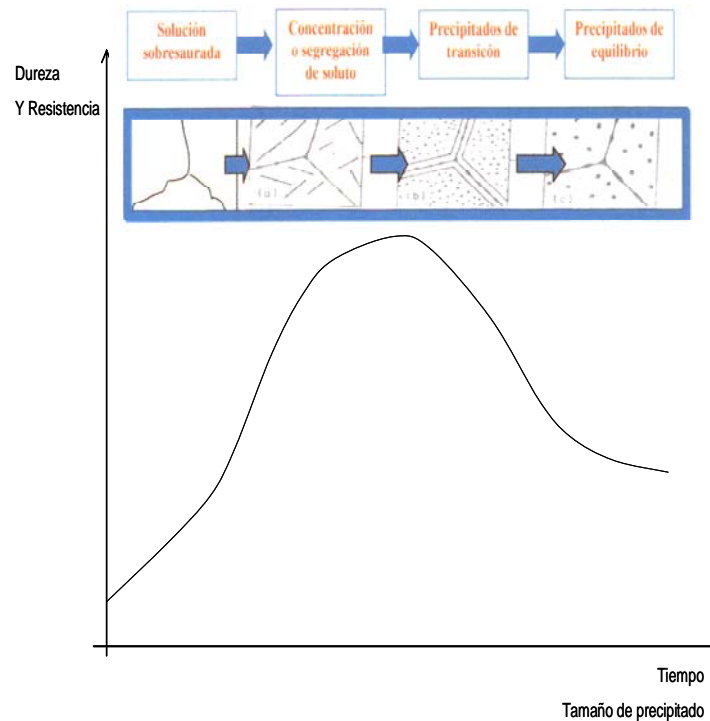
### 2.7.3 Endurecimiento

El efecto más importante del proceso de precipitación de fases secundarias es que la matriz se endurece e incrementa su resistencia. Estas dos características están relacionadas a la fracción volumétrica de los precipitados, así como al tamaño de los mismos.

La figura 2.10 muestra un proceso típico de endurecimiento por precipitación y los efectos de cada etapa sobre la dureza y resistencia del material. La forma de la curva de precipitación es función principalmente de dos variables: la temperatura a la que ocurre el proceso y la composición del metal. Si la temperatura es baja los el movimiento de los átomos de soluto será lento y no ocurrirá precipitación apreciable,

pero existirá una temperatura óptima para la cual se obtiene un máximo de dureza en un tiempo razonable.

El proceso de precipitación normalmente sigue la secuencia que se indica en a continuación:



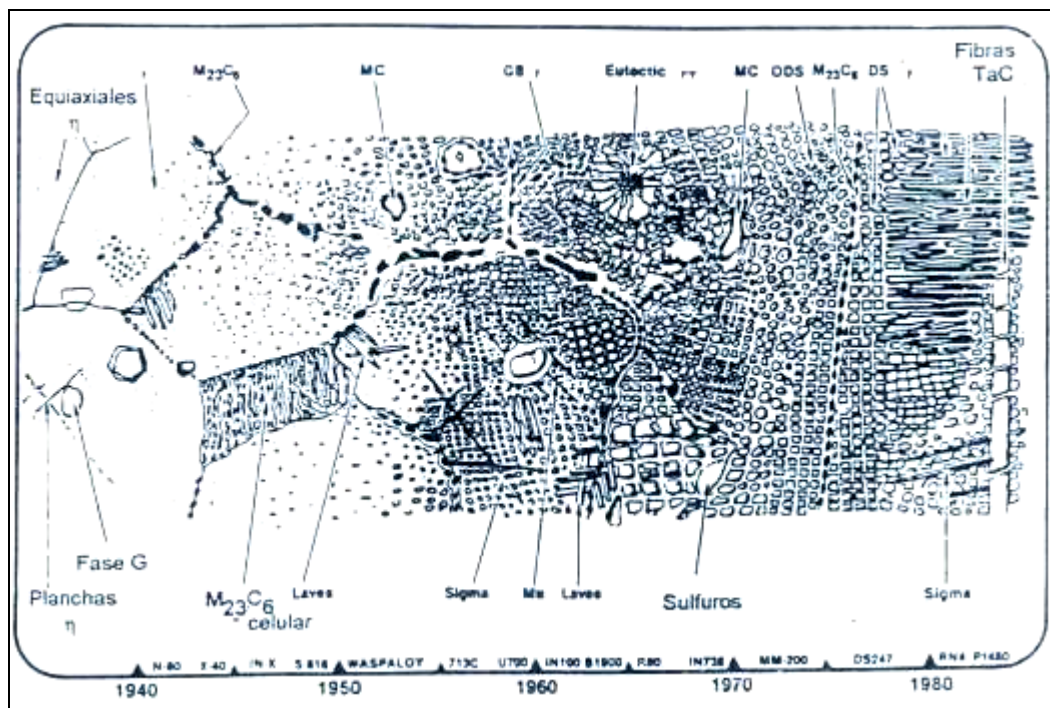
**Figura 2.10.** Secuencia general de un proceso de precipitación y variación de dureza y resistencia en función del tiempo y tamaño de precipitados

El proceso de precipitación se inicia desde una solución sólida sobresaturada a partir de la segregación de átomos de soluto y la formación de precipitados muy pequeños (incoherentes), que crecen (semicoherentes) y coalescen hasta formar precipitados más grandes llamados precipitados sobrevenidos (incoherentes).

La dureza y resistencia máxima (máximo de la curva en la figura 2.10), es asociada a un tamaño óptimo de partículas, las cuales usualmente son semicoherentes

con la red parental, se presentan en grandes cantidades y dificultan el movimiento de las dislocaciones, tanto por sus características (usualmente compuestos químicos de alta dureza), como por el campo de tensiones asociado a cada partícula.

En la figura 2.11 se presenta un resumen de las fases secundarias que han sido descubiertas como precipitados en aceros inoxidable desde 1940 hasta 1980.



**Figura 2.11.** Desarrollo de las investigaciones de las distintas fases intermedias en las aleaciones austeníticas [10].

## 2.8 Esfuerzo

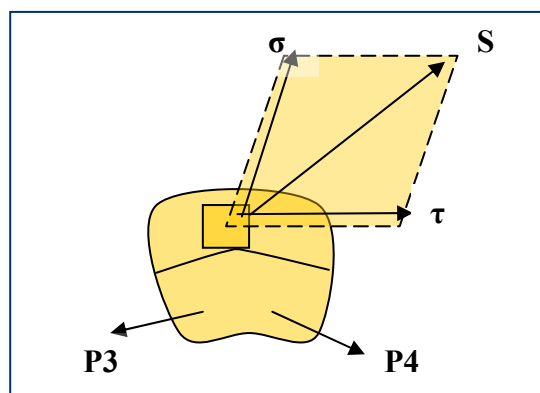
“El esfuerzo es la fuerza por unidad de área, o intensidad de las fuerzas distribuidas sobre una sección dada” [11]. Las fuerzas que actúan en áreas infinitesimales de un corte o sección en un cuerpo pueden ser de magnitudes y

direcciones variables. Estas fuerzas internas son de naturaleza vectorial y se mantienen en equilibrio con las fuerzas aplicadas exteriormente.

Las intensidades de estas fuerzas varían de un punto otro de las áreas infinitesimales y, en general, son inclinadas con respecto al plano de corte. En ingeniería se acostumbra descomponer o resolver esta intensidad de fuerza en las direcciones perpendicular paralela a la superficie. Basándose en esto, los esfuerzos se clasifican en dos tipos: los esfuerzos normales, en los cuales la intensidad de fuerza actúa en la dirección perpendicular al área sobre la cual actúan y los esfuerzos cortantes en los cuales la intensidad de la fuerza actúa paralela al plano del área.

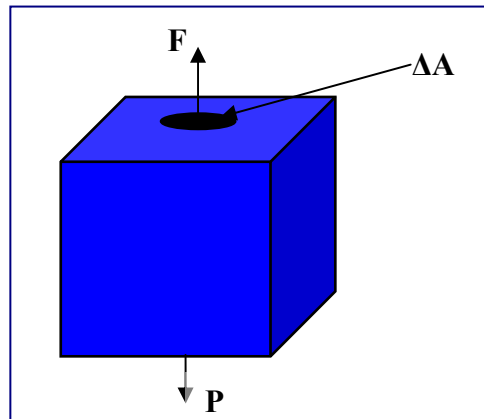
En la figura 2.12 se ilustra la descomposición de la intensidad de la fuerza actuando en un área infinitesimal. La componente perpendicular o normal a la sección se denomina esfuerzo normal y se designa con la letra griega sigma ( $\sigma$ ). Como el concepto de esfuerzo se considera generalmente en un punto, se define matemáticamente como:

$$\sigma = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta P}{\Delta A} \quad \text{Ec. 2.1}$$



**Figura 2.12.** Componentes normal y cortante del esfuerzo [12].

Donde  $P$  es la fuerza normal al corte y  $A$  es el área respectiva alrededor del punto. Se acostumbra a denominar a los esfuerzos normales que originan tracción o estiramiento en la superficie de la sección como esfuerzos de tensión, en tanto que los que causan presión o empuje contra la superficie de corte se llaman esfuerzos de compresión.



**Figura 2.13.** Representación del esfuerzo a tensión [12].

La otra componente de la fuerza actúa paralelamente al plano de la sección transversal. Esta componente de la intensidad se denomina esfuerzo cortante. Se designa con la letra griega Tau ( $\tau$ ) y matemáticamente se define como:

$$\tau = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta V}{\Delta A} \quad \text{Ec. 2.2}$$

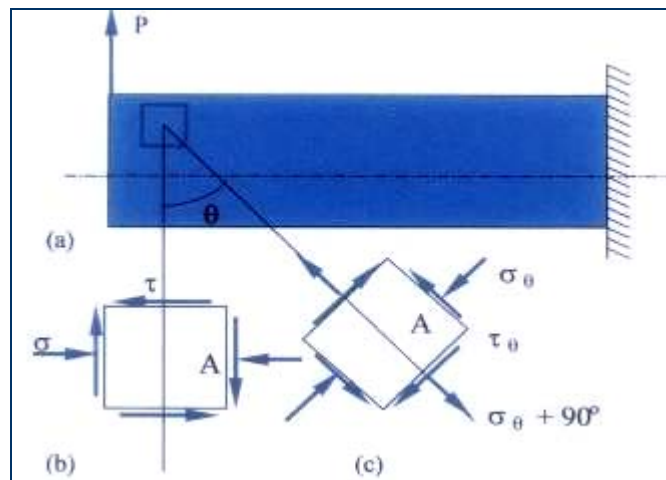
Donde  $A$  representa el área y  $V$  es la componente de la fuerza paralela a la selección de corte.

Se debe observar que estas definiciones de esfuerzo en un punto implican el concepto de considerar que  $\Delta A$  tiende a cero, esto es cuestionable desde el punto de vista estrictamente atómico referente al material. Sin embargo, el modelo homogéneo descrito por estas ecuaciones ha sido una buena aproximación para materiales no

homogéneos a nivel macroscópico. Por consiguiente es útil este enfoque llamado fenomenológico [12].

### 2.8.1 Estado General de Esfuerzo

El estado general de esfuerzos permite describir completamente todos los esfuerzos en un punto en una pieza. Un caso particular del estado de esfuerzo de un elemento de dimensiones infinitesimales ‘A’ de una viga como se muestra en la figura 2.14 (a), se da en la figura 2.14 (b).

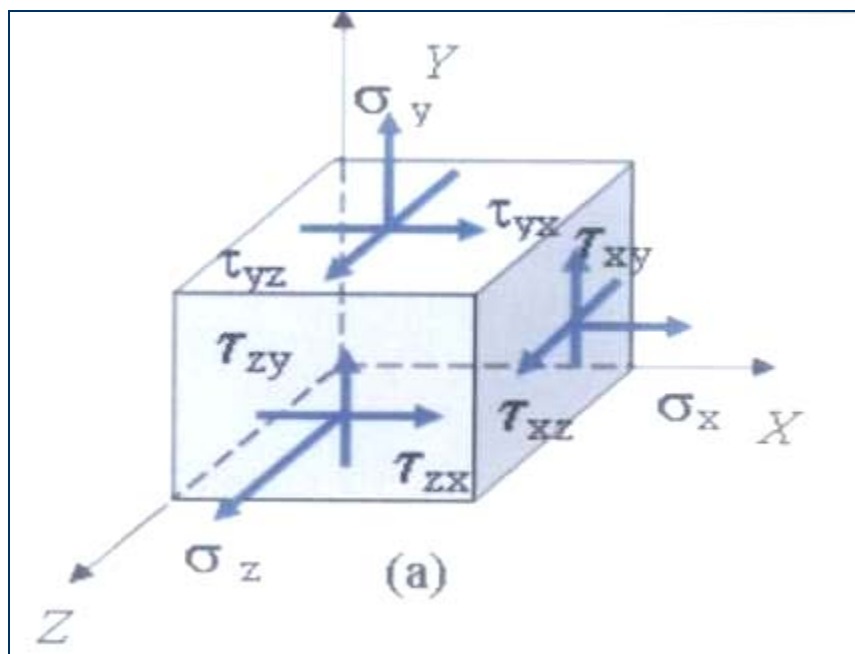


**Figura 2.14.** Estado de esfuerzo en un punto descrito alternativamente [13].

Cambiando la orientación de un elemento definido por el ángulo  $\theta$  en el caso de la figura 2.14 (c), es posible decir de un número infinito de modos, todos equivalentes, el estado de esfuerzo en un punto. Al desarrollar este procedimiento se efectúa la combinación y la descomposición de los esfuerzos normales y cortantes. Para esto se desarrollan “*las leyes de la transformación de esfuerzos*”; es decir, se deducen ecuaciones que transforman la información dada por las formulas usuales para los esfuerzos, en esfuerzos equivalentes que actúan en un plano que pasa por un

punto dado; “un caso particular de estos esfuerzos recibe el nombre de esfuerzos principales”.

En la figura 2.15 se observa un elemento en un estado general de esfuerzo tridimensional y se muestran tres esfuerzos normales,  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ ; y seis esfuerzos cortantes  $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{yx}$ ,  $\tau_{yz}$ ,  $\tau_{zy}$ ,  $\tau_{zx}$ ,  $\tau_{xz}$ .



**Figura 2.15.** Representación de esfuerzos que actúan en un elemento [13].

### 2.8.2 Transformación del Esfuerzo Plano

El análisis de esfuerzo permite determinar los esfuerzos máximos y mínimos que actúan en una determinada dirección en un elemento de volumen de un sólido, sometido a determinadas condiciones de carga.

Si se conoce el estado de esfuerzos en un punto cualquiera de una viga, en un sistema  $xy$  de coordenadas, se puede determinar aplicando las ecuaciones de equilibrio estático, tanto la dirección como los valores de esfuerzos máximos, mejor conocidos como “*esfuerzos principales*”

Los planos sobre los cuales actúan los esfuerzos normales máximos o mínimos, se denominan planos principales de esfuerzo, y no hay esfuerzo cortante en estos planos.

Mediante un análisis matemático se puede demostrar que la ecuación que permite obtener la magnitud de los esfuerzos normales máximos y mínimos es la siguiente:

$$\sigma_1, \sigma_2 = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad \text{Ec. 2.3}$$

De manera análoga, y considerando las condiciones de borde inherentes al problema, se puede demostrar que los valores de los esfuerzos cortantes máximos y mínimos en el plano del elemento infinitesimal, están dados por la siguiente expresión [13]:

$$T_1, T_2 = \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2} \quad \text{Ec. 2.4}$$

### 2.8.3 Tensión

Considerando una varilla cuadrada de longitud  $l_0$  y una sección transversal de área  $A_0$  sometida a una fuerza de tensión uniaxial  $F$ . Por definición, la tensión  $\sigma$  en la



barra es igual al cociente entre la fuerza de tensión uniaxial media  $F$  y la sección transversal original de la muestra  $A_0$ . De este modo:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad \text{Ec. 2.5}$$

#### **2.8.4 Ensayo De Tracción**

El ensayo de tracción de un material consiste en someter a una probeta normalizada realizada con dicho material a un esfuerzo axial de tracción creciente hasta que se produce la rotura de la probeta. En un ensayo de tracción pueden determinarse diversas características de los materiales elásticos.

##### **2.8.4.1 Módulo De Elasticidad**

En la primera parte del ensayo de tensión el metal se deforma elásticamente. Para metales, la máxima deformación elástica es usualmente menor a un 0,5%. En general los metales y aleaciones muestran una relación lineal entre la tensión y la deformación en la región elástica en un diagrama tensión-deformación que se describe mediante la ley de Hooke.

$$E = \frac{\sigma(\text{Esfuerzo})}{\varepsilon(\text{Deformacion})} \quad \text{Ec. 2.6}$$

Donde  $E$  es el modulo de elasticidad o Modulo de Young.

El módulo de elasticidad está relacionado con la fuerza del enlace entre los átomos en un metal o aleación. Los materiales con un modulo elástico alto son relativamente rígidos y no se deforman fácilmente. Los aceros, por ejemplo, tienen

módulos de elasticidad mayores de 207 Gpa ( $30 \times 10^6$  psi). La región elástica en un diagrama tensión-deformación no cambia al aumentar la tensión.

#### **2.8.4.2 Límite Elástico**

Es un dato muy importante para el diseño de estructuras en ingeniería puesto que es la tensión a partir de la cual un metal o aleación muestra deformación plástica significativa. Debido a que no hay un punto definido en la curva tensión-deformación donde acabe la deformación elástica y se presente la deformación plástica se elige el límite elástico cuando tiene lugar un 0,2% de deformación plástica o permanente.

A causa de las dificultades prácticas que existen para determinar el verdadero límite elástico o límite de proporcionalidad, el límite elástico convencional y límite elástico aparente son los parámetros preferidos en la ingeniería para expresar el comienzo de la deformación plástica. Cuando en el proyecto con un metal dúctil es necesario evitar la deformación plástica, el límite elástico es el criterio apropiado con respecto a la resistencia del metal. Una importante característica del límite elástico convencional es que el valor determinado por el ensayo de tracción puede utilizarse para predecir las condiciones de fluencia estática, bajo otras condiciones de tensión más complejas, por medio del criterio de fluencia de la energía de la distorsión.

La resistencia máxima a la tensión es la tensión máxima alcanzada en la curva tensión-deformación. Si la muestra desarrolla un decrecimiento localizado en su sección, la tensión decrecerá al aumentar la deformación hasta que ocurra la fractura puesto que la tensión se determina usando la sección inicial de la muestra. A mayor ductilidad del metal, mayor será el crecimiento en la tensión en la curva esfuerzo tensión-deformación después de la tensión máxima. Un punto importante en los diagramas tensión-deformación es que el metal o aleación continua incrementando su

tensión hasta la fractura. Esto es debido a que el área de la sección inicial para determinar la tensión se mantiene constante en los cálculos.

La resistencia máxima a la tensión de un metal se determina dibujando una línea horizontal desde el punto máximo de la curva tensión-deformación hasta el eje de tensiones. La tensión a la que la línea intercepta el eje de tensión se denomina resistencia máxima a la tensión, o simplemente resistencia a la tensión o tensión de fractura.

La resistencia máxima a la tensión no es tan utilizada en el diseño de ingeniería para aleaciones dúctiles puesto que tiene lugar demasiada deformación plástica antes de que esta alcance la fractura. Sin embargo, la resistencia máxima a la tensión puede dar alguna indicación de la presencia de defectos. Si el metal contiene porosidades o inclusiones, estos defectos pueden causar un decrecimiento mayor al normal en la resistencia máxima a tensión del metal.

#### **2.8.4.3 Porcentaje De Elongación**

La cantidad de elongación que presenta una muestra bajo tensión durante un ensayo proporciona un valor de ductilidad de un metal. La ductilidad de los metales comúnmente se expresa como porcentaje de elongación, comenzando con una longitud de calibración usualmente de 50 mm (2 pulgadas). En general, a mayor ductilidad (más deformable es el metal), mayor será el porcentaje de elongación.

Durante el ensayo de tracción se utiliza el extensómetro para medir continuamente el alargamiento de la muestra que esta siendo analizada. Sin embargo, el porcentaje de elongación de una muestra después de la fractura puede medirse juntando la muestra fracturada y midiendo longitud final con un calibrador. El porcentaje de elongación puede calcularse mediante la ecuación:

$$\% \text{ Elongacion} = \frac{\text{longitud final} - \text{longitud inicial}}{\text{longitud inicial}} \times 100 \quad \text{Ec. 2.7}$$

El porcentaje de elongación en la fractura es de importancia en ingeniería no solo como una medida de ductilidad, sino también es un índice de la calidad del metal. Si hay presencia de porosidades, inclusiones o si ha ocurrido daño debido a un sobrecalentamiento del metal, el porcentaje de elongación de la muestra puede decrecer por debajo de lo normal.

#### 2.8.4.4 Relación De Poisson (Y)

Una deformación elástica longitudinal de un metal, produce un cambio dimensional lateral asociado. Una tensión  $\sigma_z$  produce una deformación axial  $+\varepsilon_z$  y una contracción lateral de  $-\varepsilon_x$  y  $-\varepsilon_y$ . Si el comportamiento es isotropito  $\varepsilon_x$  y  $\varepsilon_y$  son iguales. El cociente expresado en la ecuación se llama coeficiente de Poisson:

$$\nu = \frac{\varepsilon(\text{lateral})}{\varepsilon(\text{longitudinal})} = -\frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_z} = \frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_z} \quad \text{Ec. 2.8}$$

Para materiales ideales  $\nu = 0,5$ . Para materiales reales los típicos rangos del coeficiente de Poisson varían desde 0,20 hasta 0,4 con un promedio entorno a 0,3 [14].

## 2.9 Métodos De Los Elementos Finitos

Las aplicaciones prácticas de la mecánica del sólido pueden agruparse en dos grandes familias: La de los problemas asociados con sistemas discretos y la de los problemas asociados a sistemas continuos.

En los primeros sistemas se denota que el sistema esta dividido de forma natural, en elementos claramente definidos. En el caso, por ejemplo, el análisis de estructura de un edificio en la que cada viga constituye una entidad aislada bien definida. En los segundos el sistema no puede ser dividido en forma natural en unidades simples, por lo que su análisis resulta mucho más complejo.

Por lo que se hace referencia al cálculo estructural, el método de elementos finitos (M.E.F.) puede ser entendido como una generalización de estructuras al análisis de sistemas continuos.

El M.E.F sirve, para resolver problemas de tipo estructural, pero también de dinámica de fluidos, transferencia de calor, electromagnetismo, es decir, todo tipo de problemas que matemáticamente pueda ser descrito mediante ecuaciones diferenciales en derivadas parciales. Un problema real es de tipo continuo y tiene infinitos grados de libertad, con el M.E.F básicamente lo que se hace es reducir el problema a un número finito de grados de libertad, dividiendo (mallando) la pieza en un número determinado de "trocitos" (elementos). Si dividimos la pieza en un número muy grande de elementos, obtendremos unos resultados muy precisos, pero el problema será más complicado de resolver (más grados de libertad, más tiempo de cálculo para el ordenador). Si la dividimos en unos pocos elementos, el cálculo será muy rápido, pero los resultados no serán muy fiables porque el sistema de ecuaciones que se plantea se aleja mucho de la realidad.

Normalmente lo que se hace es utilizar una malla un tanto gruesa en las zonas de la pieza donde suponemos que las tensiones van a ser menores y una malla más fina (mayor densidad de elementos) en aquellas zonas donde suponemos que va a haber una mayor concentración de tensiones. Así pues en el M.E.F. se supone que el comportamiento mecánico de cada parte o elemento, en los que se subdivide queda definido por un número finito de parámetros (grados de libertad) asociados a los puntos que en dicho momento se unen al resto de los elementos de su entorno (modos).

Como puede apreciarse, en el método de los elementos finitos son casi esenciales los conceptos de "discretización" o acción de transformar la realidad de la naturaleza continua en un modelo discreto aproximado y de "interpolación", o acción de aproximar los valores de una función a partir de su conocimiento en un número discreto de puntos [15].

### **2.9.1 Procedimiento General Para El Uso Del Método De Los Elementos Finitos**

Los pasos de este procedimiento se describen a continuación:

1.-Discretizar el continuo; es decir, dividir el sistema en elementos finitos mediante líneas interconectadas con un número discreto de puntos (nodos).

2.- Tomar un conjunto de funciones que definan una aproximación a los desplazamientos de los nodos dentro de cada elemento.

3.- Especificaciones de borde o frontera; es decir, se deben definir las condiciones externas que actúan sobre el continuo en estudio.

4.-Ensamblaje del conjunto de funciones, determinando un sistema de fuerzas concentradas en los nodos.

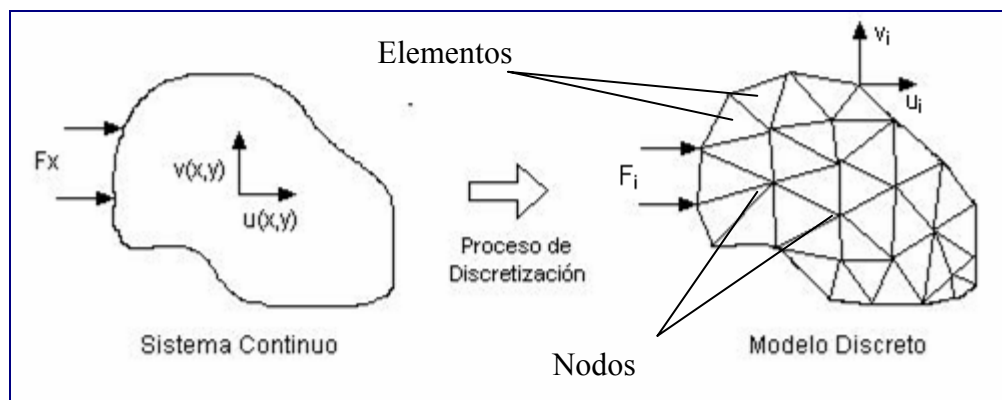
5.-Resolución del sistema de ecuaciones, es decir, hallar la solución del sistema de ecuaciones algebraicas que representan el continuo.

## 2.9.2 Aspectos Importantes Del Método De Los Elementos Finitos

### 2.9.2.1 Discretización En El MEF

El punto de arranque del método de elementos finitos (MEF) es la subdivisión del dominio en subdominios pequeños llamados elementos. Aunque los elementos no necesitan ser triángulos, (esas subdivisiones se llaman triangulaciones).

Un elemento es descrito por vértices y puntos que se llaman nodos. La malla de este método es constituida por los nodos y los elementos tal como se muestra en la figura 2.16.



**Figura 2.16.** Discretización en el método de los elementos finitos [16]

En cada elemento la solución buscada es aproximada por un polinomio de orden  $n$ . La aproximación se calcula en los nodos del elemento que son suficientes para representar la aproximación en el elemento total.

El problema es encontrar los valores de la aproximación de la solución a los nodos de la malla del método de elementos finitos de la ecuación diferencial parcial dada

### **2.9.2.2 Modelos Axisimétricos**

Siempre que exista simetría respecto a un eje es conveniente utilizar un elemento axisimétrico. Esto reduce en gran cantidad el tiempo de solución comparado con un modelo equivalente realizado en tres dimensiones, y en general lleva a mejores resultados. La sección dibujada para los modelos debe yacer sobre el plano XY, con el eje X siendo el eje radial y el eje Y el de simetría del elemento. [16]

### **2.9.2.3 Material Homogéneo e Isotrópico**

Un material homogéneo tiene las mismas propiedades físicas y mecánicas en todo su volumen; un material isotrópico tiene esas mismas propiedades en todas direcciones. [12]

## **2.10 Ansys Estructural 9.0**

Este es un software de gran complejidad, pero a su vez de altísima eficiencia, el cual permite la simulación de estructuras, para la resolución de problemas que van desde el diseño de un material, hasta el estudio de uno que ya está construido.

Este programa, a través de sus herramientas y capacidades incluye todas las perspectivas de análisis lineales y no lineales, para obtener los resultados precisos y las simulaciones más realistas. Además de esto, el software incluye una insuperable lógica de detección de contactos y de generación automática de elementos de contacto, lo que permite manejar de forma eficaz los ensamblajes más complejos.



Gracias a ello, se podrá simular todos los comportamientos estructurales, tanto estáticos como dinámicos, lineales y no lineales (materiales, geométricas y de estado) [17].

## **CAPÍTULO 3**

### **DESARROLLO DEL PROYECTO**

En este capítulo se describen las etapas desarrolladas para alcanzar los objetivos propuestos para este estudio.

#### **3.1 Caracterización Del Acero Inoxidable Austenítico AISI 309s**

Como el objetivo general es determinar mediante el método de los elementos finitos el comportamiento mecánico del acero inoxidable con precipitados, se hizo necesario el determinar la constitución desde el punto de vista microestructural y las características mecánicas del acero en estudio. Varias de las características determinadas en esta etapa serán luego utilizadas para poder simular el comportamiento del acero con precipitados.

Atendiendo a las razones anteriores, la caracterización del acero inoxidable austenítico AISI 309S, consistió en la determinación de las características mecánicas y microestructurales en su condición original o de fabricación, y luego de este haber sido sometido a procesos de precipitación de fases secundarias.

Para conocer las principales características mecánicas y microestructurales del acero en las dos condiciones descritas, se procedió de la forma que se describe a continuación:

### 3.1.1 Investigación Bibliográfica

Se analizaron varios catálogos y publicaciones de estudios realizados utilizando el acero AISI 309S en su estado de fabricación. Las características mecánicas obtenidas se indican en la tabla 3.1.

**Tabla 3.1.** Propiedades mecánicas de la aleación AISI 309S en estado original [1].

<b>Módulo de Elasticidad (kg/mm<sup>2</sup>)</b>	21414,04
<b>Esfuerzo de cedencia (kg/mm<sup>2</sup>)</b>	21,06
<b>Esfuerzo de rotura (kg/mm<sup>2</sup>)</b>	49,4
<b>Esfuerzo Máximo (kg/mm<sup>2</sup>)</b>	52.73
<b>Relación de Poisson</b>	0,333

### 3.1.2 Ensayo De Tracción

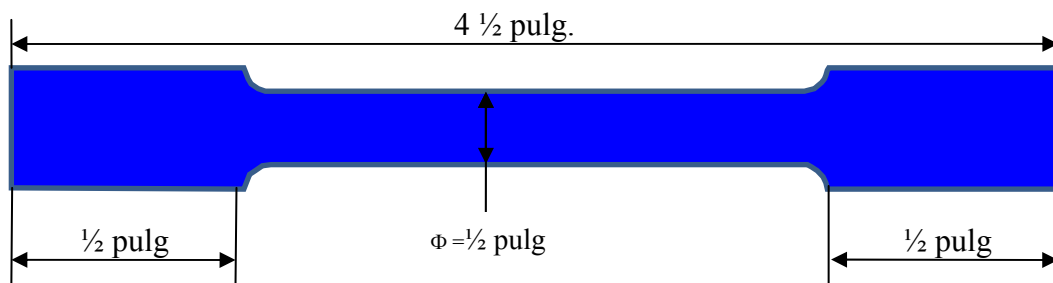
Como para la condición de retiro de servicio de un material no es usual encontrar las características mecánicas en la bibliografía a menos que se trate de un estudio especial, se procedió a registrar la data obtenida por M. Ramos [1] quien ensayó probetas fabricadas del acero inoxidable AISI 309S.

El material ensayado procedía de un tensor de un horno de calentamiento de crudo. El tensor falló después de haber estado aproximadamente 10 años de servicio soportando temperaturas entre los 470 y 900 grados centígrados.

Las probetas (A hasta G) para el ensayo uniaxial de tensión fueron fabricadas con sección cilíndrica de  $\frac{1}{2}$  plg y longitud de ensayo de 2 plg, basándose en la normativa COVENIN 299-89.

Se escogió la data de una de las probetas ensayadas (probeta F) y partiendo de los datos obtenidos en el ensayo se obtuvo la curva esfuerzo deformación y las características mecánicas relevantes (esfuerzo máximo, esfuerzo de ruptura, % de elongación y de estricción) del acero en condición de retiro, lográndose comparar el comportamiento con la curva para el mismo acero, pero en su condición de fabricación (probeta O).

La geometría y medidas de las probetas se indican en la figura 3.1, y las condiciones de ensayo se presentan en la tabla 3.2. Los datos obtenidos se indican en la tabla 3.3.



**Figura 3.1.** Dimensiones de probeta cilíndrica utilizada en ensayo de tracción.[1]

**Tabla 3.2.** Condiciones del ensayo tracción realizado en las probeta en la condición de retiro (probeta F) y en la condición original de fabricación (probeta O).

[1]

<b>Rango de carga (kg)</b>	0-1000
<b>Velocidad (cm/mm)</b>	7,6
<b>Temperatura (°C)</b>	Ambiente

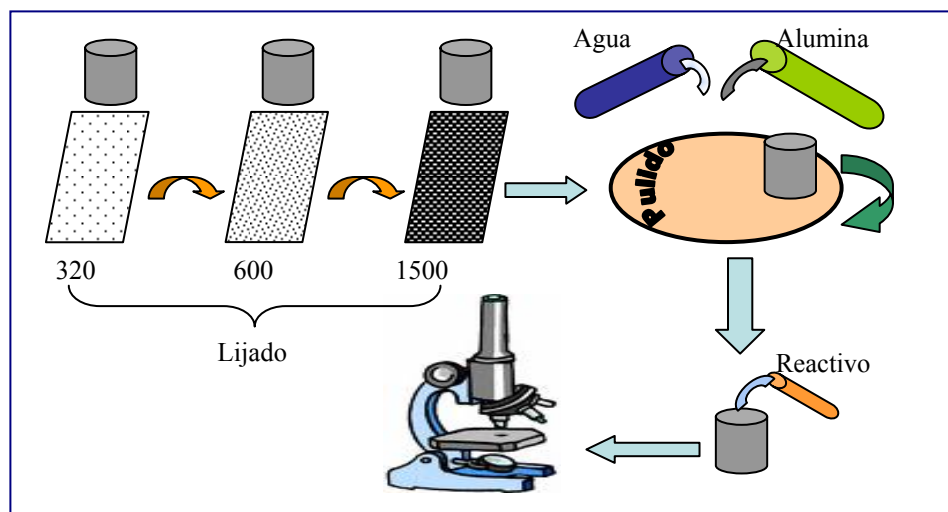
**Tabla 3.3.** Datos del ensayo de tracción de la probeta F, ensayada por M. Ramos.

<b>Medición</b>	<b>Carga (Kg)</b>	<b>Probeta Original(O)</b>	<b>Probeta Retirada de Servicio (F)</b>
		$\Delta L$ ( $10^{-2}$ mm)	$\Delta L$ ( $10^{-2}$ mm)
<b>1</b>	500	0	1
<b>2</b>	1000	1	3
<b>3</b>	1500	2	4
<b>4</b>	2000	3	5
<b>5</b>	2500	4	7
<b>6</b>	3000	8	10
<b>7</b>	3500	31	13
<b>8</b>	4000	83	19
<b>9</b>	4500	164	27
<b>10</b>	5000	260	36
<b>11</b>	5500	380	48
<b>12</b>	6000	-	66
<b>13</b>	6500	-	90
<b>14</b>	7000	-	129
<b>Rotura Probeta O (kg)</b>	7100		
<b>Rotura Probeta F (kg)</b>	8550		
<b>Longitud Final Probeta O(mm)</b>	84,960		
<b>Longitud Final Probeta F(mm)</b>	54,860		

### 3.1.3 Análisis Metalográfico

Del material en las condiciones original y retirado de servicio se tomaron muestras para análisis microestructural. La fase inicial de esta etapa fue preparar las muestras para poder hacer el estudio metalográfico.

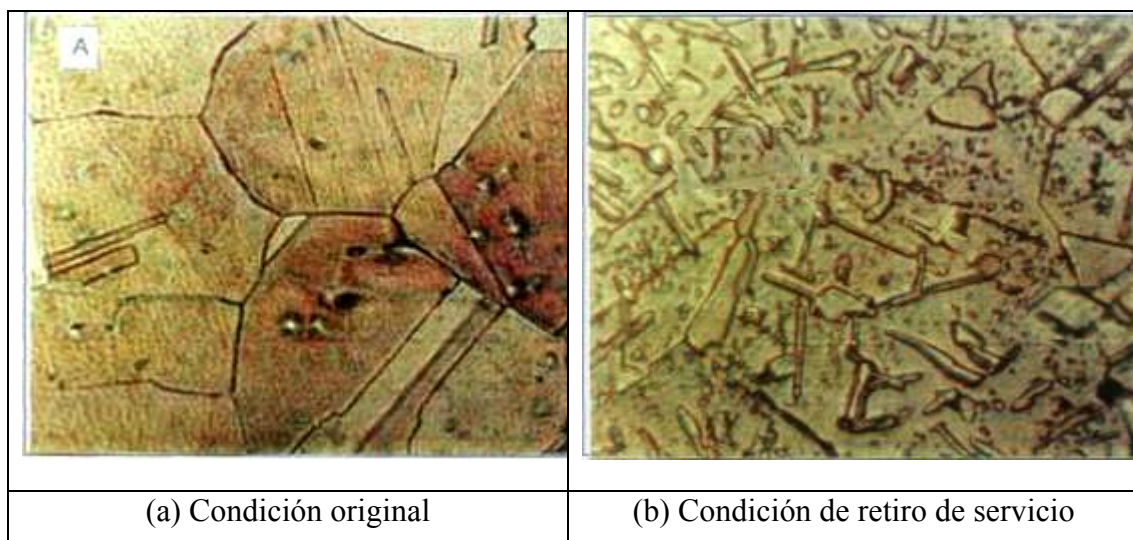
Para realizar el estudio metalográfico se procedió a desbastar las muestras utilizando lijas de diferentes granulometrías (desde grado 180 hasta 1500) y luego se continuó con un pulido final en paños de pulido hasta obtener una superficie especular. Finalmente se procedió al ataque de las muestras utilizando como reactivo de ataque  $\text{HNO}_3 + \text{HCl} + \text{Metanol}$ . Una vez finalizada la preparación del material, este fue llevado al microscopio para su observación. Allí se magnificó la imagen del material hasta 1900 veces y se capturó la imagen mediante una cámara fotográfica. En la figura 3.2 se puede apreciar un esquema que resume la secuencia de pasos para el estudio metalográfico de las probetas.



**Figura 3.2.** Esquema de la preparación de la probeta para el estudio metalográfico  
[Fuente Propia].

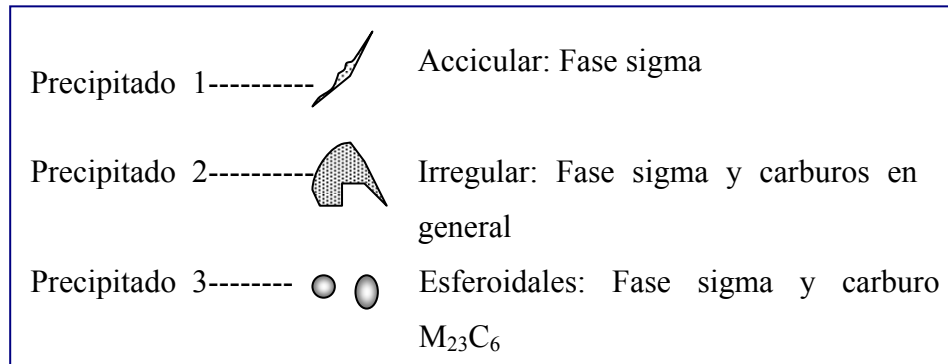
En las figuras 3.3 (a) y 3.3 (b), se presentan imágenes de la microestructura observada en el acero en su condición original de fabricación y de retiro del servicio luego de haber sido este expuesto a temperatura por 10 años. En la figura 3.3 (a), se observa que la microestructura está constituida por una sola fase formada por granos austeníticos poligonales y maclas de recocido; mientras que en la figura 3.3 (b), la microestructura está constituida por precipitados de diferentes morfologías alojados en una matriz austenítica.

M. Ramos [1], en su estudio consideró las diferentes formas de precipitados presentes en la matriz para clasificar éstos de acuerdo a su morfología. Realizó un análisis visual detallado de la muestra, estableciendo una clasificación de las morfologías observadas.



**Figura 3.3.** Características microestructurales del acero inoxidable austenítico AISI 309S (a) Condición original de fabricación a 900X. (b) Condición de retiro a 1900 X. Fuente: [1].

En la figura 3.4 se detallan las morfologías de los precipitados presentes en la fotomicrografía, denotando el tipo o naturaleza de fases a las cuales pertenecen.



**Figura 3.4.** Fases precipitadas de acuerdo a su morfología. [Fuente Propia]

### 3.1.4 Características De Los Precipitados De Fases Secundarias En El Acero AISI 309S.

De acuerdo a la bibliografía consultada, las características de las fases secundarias tipo carburo  $M_{23}C_6$  y fase sigma en cualquiera de las morfologías anteriores poseen las características que se presentan en la tabla 3.4.

**Tabla 3.4.** Características de fases secundarias precipitadas en aceros inoxidables.

[7].

Fase Secundaria	Módulo de elasticidad (kg/mm <sup>2</sup> )	Relación de Poisson ( $\nu$ )
Fase sigma	41808,3647	0,28
Carburo $M_{23}C_6$	66281,5538	0,20

### 3.2 Porcentaje De Fases En El Acero Austenítico AISI 309s En Las Condiciones Original Y Retirado De Servicio

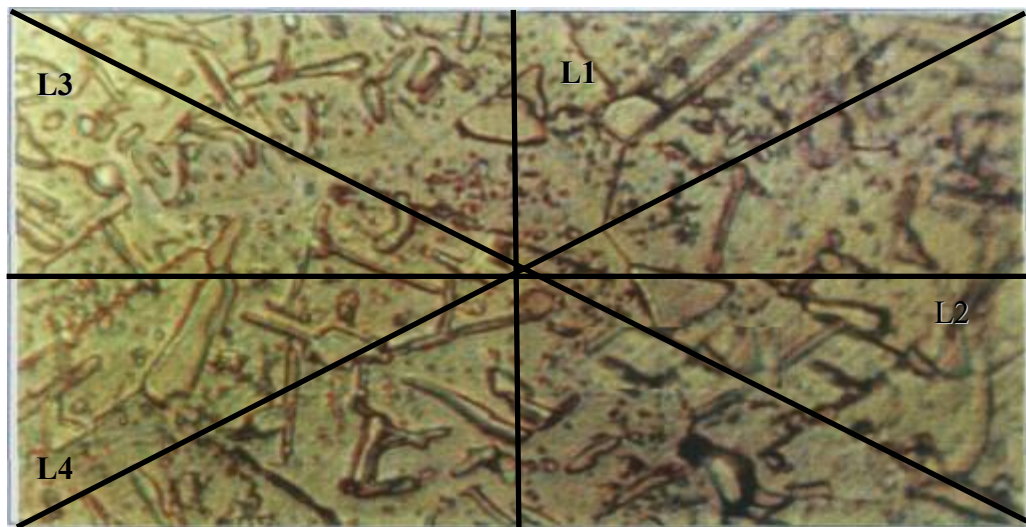
A partir de las fotomicrografías del acero inoxidable austenítico AISI 309S mostradas en la figura 3.3 se procedió a realizar la evaluación del porcentaje de fases



presentes para cada condición. En la condición original se consideró presencia de 100% fase austenítica, pero en la condición de retiro con presencia de las fases precipitadas en la matriz austenítica, se evaluó el porcentaje de precipitados y de matriz (austenita) mediante dos métodos: Método planimétrico y Método gravimétrico.

### 3.2.1 Método Planimétrico

Este método consistió en la estimación de las fases presentes mediante un barrido sobre la imagen capturada bajo el microscopio. Esto se realizó trazando cuatro líneas rectas denotadas con la letra L y un número que indica la orientación de la línea, siendo L1 la recta trazada con orientación vertical, L2 con orientación horizontal, L3 y L4 son dos rectas diagonales, como se muestra en la figura 3.5.



**Figura 3.5.** Líneas de barrido sobre la probeta Magnificación 1900X.

Se procedió a contar sobre cada línea los milímetros que correspondían a la matriz austenítica y a las fases precipitadas en las tres morfologías indicadas en la figura 3.4. Luego de realizar este procedimiento para cada una de las líneas se totalizó

la longitud en milímetros correspondiente para cada una de las fases, y se dividió este valor sobre la longitud total de las líneas, expresando el resultado en porcentaje. En la tabla 3.5 se indica los valores obtenidos aplicando este método planimétrico.

**Tabla 3.5.** Datos obtenidos del análisis planimétrico

Línea	P1(mm)	P2(mm)	P3 (mm)	Matriz ( $\gamma$ )	Total (mm)
<b>L1</b>	15	6	16	115	152
<b>L2</b>	6	4	12	56	72
<b>L3</b>	14	8	13	111	152
<b>L4</b>	8	9	11	105	133
<b>Total</b>	43	27	52	387	509
<b>%</b>	<b>8,4</b>	<b>5,3</b>	<b>10,2</b>	<b>76,10</b>	<b>100</b>

De la tabla 3.5 se obtiene un porcentaje total de precipitados esferoidales de 10,2 %.

### 3.2.2 Método Gravimétrico

Para asegurar la validez del procedimiento anterior, se realizó evaluación de las mismas fases mediante gravimetría. Para aplicar este método se utilizó una balanza analítica digital con apreciación de 0,0001 g. Este método consistió básicamente en realizar un aumento de la fotomicrografía de 160 %, para trabajar con las proporciones en gramos de las fases observadas en la fotomicrografía. Se pesó la fotomicrografía objeto de análisis y se asumió el valor promedio de tres medidas en gramos como el peso total de la muestra.

Una copia adicional de la misma fotomicrografía fue utilizada para determinar el peso de las fases secundarias precipitadas. Esto se realizó separando mediante corte los precipitados de la matriz austenítica, para lo cual se utilizó un escalpelo

procediendo a separar todas las fases precipitadas de la matriz austenítica, es decir, se recortaron de la muestra completa todas las figuras representativas de precipitados en sus diferentes morfologías (esferoidal, lineal e irregular), pesando por separado la totalidad de los precipitados extraídos.

Finalmente se procedió a pesar todos los precipitados que fueron extraídos de la segunda imagen de manera conjunta a la primera imagen ampliada para corroborar la calibración y la buena estimación de los porcentajes de fases presentes mediante este método. Al igual que en el análisis planimétrico, pero esta vez con la medida en gramos, se estimó el porcentaje de cada morfología de la fase secundaria precipitada. Es importante decir que el procedimiento se repitió en tres ocasiones para obtener mayor certeza en los resultados.

En la tabla 3.6 se muestran los datos obtenidos del método gravimétrico para determinación del porcentaje de fases secundarias precipitadas.

**Tabla 3.6.** Datos obtenidos del análisis gravimétrico

<b>Medición</b>	<b>Muestra total (g)</b>	<b>P1(g)</b>	<b>P2(g)</b>	<b>P3 (g)</b>	<b>Matriz (<math>\gamma</math>)</b>
<b>1</b>	2,5641	0,2245	0,1448	0,2405	1,9543
<b>2</b>	2,5632	0,2289	0,1498	0,2398	1,9456
<b>3</b>	2,5588	0,2301	0,1505	0,2845	1,8937
<b>Promedio</b>	<b>2,5620</b>	<b>0,2278</b>	<b>0,1500</b>	<b>0,2549</b>	<b>1,9312</b>
<b>%</b>	<b>100</b>	<b>8,89</b>	<b>5,85</b>	<b>9,96</b>	<b>75,30</b>

También mediante este método se obtuvo que el mayor porcentaje corresponde a los precipitados de morfología esférica (P3) y los resultados para esta morfología presentan poca variación con respecto a lo obtenido con el método planimétrico.

### **3.3 Modelado De La Microestructura Mediante El Metodo De Los Elementos Finitos.**

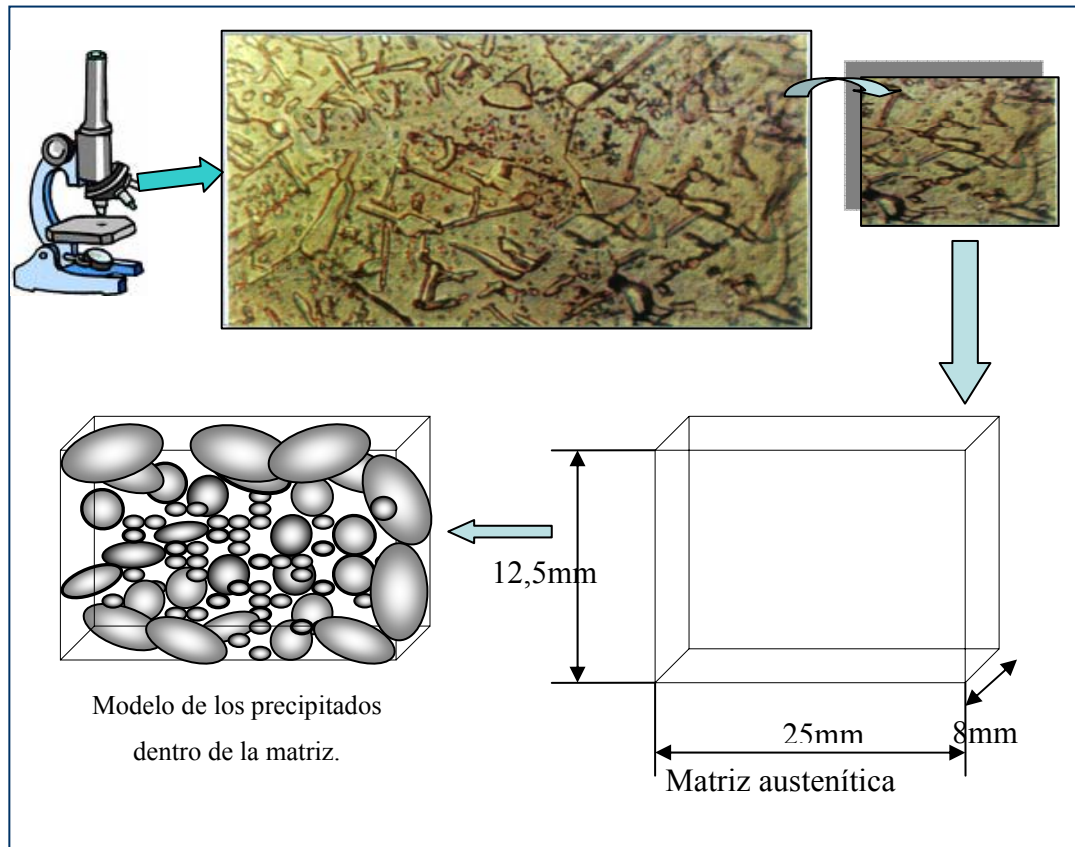
La construcción de los modelos se hizo tomando como base la información obtenida del estudio microestructural. De dicha información se reconstruyó la microestructura en varios modelos sencillos con las siguientes consideraciones:

- 1) Los modelos estarán constituidos por celdas volumétricas de fase austenítica en la que se insertan precipitados de fase secundaria con morfología esférica que es común para la fase sigma y el carburo del tipo  $M_{23}C_6$ .
- 2) La consideración de solo la morfología esférica se hace por simplicidad de cálculo, ya que el estudio del total de las morfologías significaría un proyecto difícil de desarrollar tanto por lo extenso en tiempo que duraría la investigación así como por la poca capacidad del procesador disponible.
- 3) Se asume que en cada celda los precipitados poseen las mismas dimensiones y están distribuidos al azar cuando se presenten en número mayor a dos.
- 4) El volumen total que los precipitados ocupan en la celda se mantiene constante e igual a 10,22 % del volumen total de la celda o modelo.
- 5) La matriz y los precipitados son isotrópicos.
- 6) Se considera una unión perfecta entre la matriz y los precipitados.
- 7) El comportamiento mecánico de la matriz y de los precipitados es lineal elástico.

- 8) Cada modelo representa una unidad constitutiva que se repite muchas veces en un sólido de mayores dimensiones.

Para representar un modelo tridimensional de la muestra a partir de una fotomicrografía se extrajo una pequeña sección de la fotomicrografía y se procedió a otorgarle una profundidad a las medidas del área plana (12,5 mm x 25 mm) de la micrografía. Dicha profundidad se le dio un valor de 8 mm que corresponde al espesor de la probeta para ensayos uniaxial de tracción especificada según norma ASTM 370. El esquema mostrado en la figura 3.6 describe el proceso para crear el modelo.

En la figura se generalizan los precipitados de fase sigma y del carburo  $M_{23}C_6$ , dentro de la matriz preestablecida para el modelo junto con sus cotas. Es importante destacar que los modelos basados en los microconstituyentes observados en la fotomicrografía, no están en dimensiones reales ya que se trabajó con una fotomicrografía magnificada 1900 veces (Mag. 1900X). Trabajar con las medidas reales (precipitados de tamaños excesivamente pequeños), requería de un procesador altamente capacitado para poder desarrollar y analizar el comportamiento del número real de precipitados presentes en la matriz. Por lo tanto los precipitados esferoidales que se modelaron son equivalentes a un conglomerado de precipitados de tamaño muy pequeño.



**Figura 3.6.** Esquema para la obtención del modelo tridimensional de la muestra para recrearla en el software [Fuente Propia].

Con base en el porcentaje de precipitados esferoidales de fase sigma y  $M_{23}C_6$  obtenidos anteriormente y teniendo la matriz preestablecida como modelo, se procedió al cálculo del volumen de la muestra o celda mediante la siguiente ecuación:

$$v = a \times b \times p \quad \text{Ec. 3.1}$$

Donde:

$v$  = Volumen del paralelepípedo

$a$  = Altura

$b$  = Base

p = Profundidad

Entonces:

$$v = 12,5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$$

$$v = 2500 \text{ mm}^3$$

Conociendo el porcentaje de precipitados esferoidales (10,22%) calculado experimentalmente, se procedió a calcular el volumen para una esfera dentro de la matriz austenítica (de volumen  $2500 \text{ mm}^3$ ) mediante una simple regla de tres.

$$\begin{array}{r} 2.500 \text{ mm}^3 \text{ ----- } 100 \% \\ \times \quad \text{----- } 10,22\% \end{array}$$

$$\text{Volumen de una esfera (x)} = 255,4 \text{ mm}^3$$

Con el volumen de la esfera obtenido se cálculo del radio de la esfera mediante la ecuación 3.2, correspondiente al volumen de una esfera.

$$\text{volumen esfera} = \frac{4\pi}{3} \times r_1^3 \quad \text{Ec. 3.2}$$

Despejando el radio queda:

$$r_1 = \sqrt[3]{\text{volumenesfera} \times \frac{3}{4\pi}}$$

Entonces.

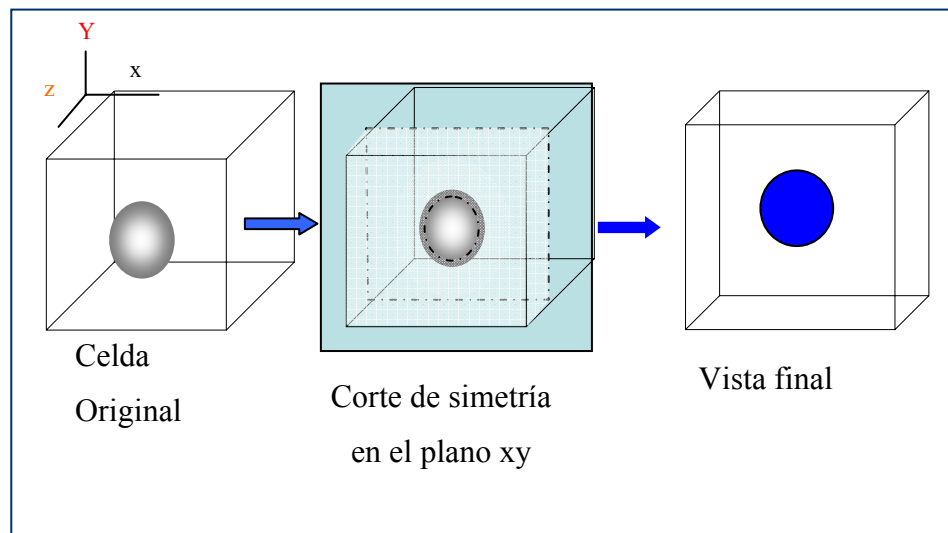
$$r_1 = \sqrt[3]{255,4 \text{ mm}^3 \times \frac{3}{4\pi}}$$

$$r_1 = 3,9359 \text{ mm}$$

Con este radio de esfera se diseñó la primera celda en el software ANSYS 9.0, donde el conglomerado de esferas se representa mediante una única esfera. Es preciso decir que el valor del radio obtenido es el valor de un radio ampliado, que en realidad correspondería al de una esfera de radio real  $2,07 \text{ micras}$  ( $2,07 \times 10^{-3} \text{ mm}$ ) ya que se deriva de una fotomicrografía magnificada 1900 veces.

Se ubicó la esfera en el centro del volumen, lo cual permitió hacer un corte en el plano para trabajar solo con la mitad de la muestra por concepto de simetría. Esto permitiría al software ejecutar las acciones de forma más rápida a la hora del cálculo, puesto que implicará menos ecuaciones y matrices, las cuales son la base del programa.

En la figura 3.7 se muestra un esquema sobre la creación de la celda.



**Figura 3.7.** Esquema del modelo simétrico de una celda con una esfera.



### **3.3.1 Desarrollo de los Modelos en el Software Comercial ANSYS 9.0**

Se procedió a ingresar al software comercial de elementos finitos los datos de entrada, es decir las especificaciones del problema como las propiedades del material.

Seguidamente, se le suministró al software el tipo de problema, el cual corresponde a un análisis estático estructural; las características de los materiales del modelo (las de la austenita como en el acero en su estado de fabricación, como para los precipitados sigma y  $M_{23}C_6$ ).

Los materiales constitutivos del modelo se asumieron como materiales isotrópicos y homogéneos, los cuales poseen módulos de elasticidad de 21414,04  $kg/mm^2$ , 41808,36  $kg/mm^2$  y 66281,55  $kg/mm^2$  respectivamente.

Se indicó al software la relación de poisson para la matriz austenítica (la del acero en estado de fabricación), para la fase sigma y para el carburo  $M_{23}C_6$ , siendo los valores de esta relación 0,33, 0,28 y 0,20 respectivamente.

El tipo de elemento utilizado para realizar el análisis fue ‘SOLID 187’, el cual es un elemento plano, estructural, sólido de tres dimensiones, de forma tetraédrica y de 10 nodos.

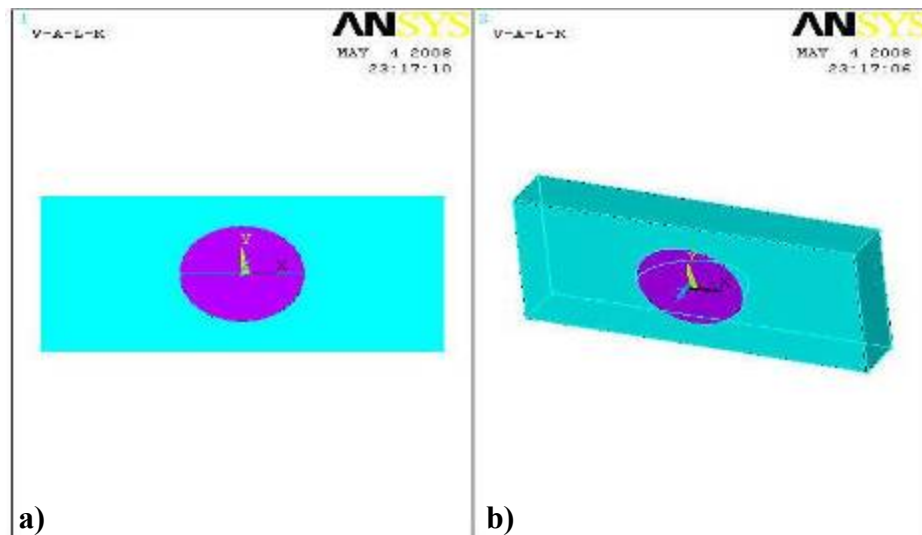
### **3.4 Modelos 3D Variando los Parámetros de Dimensiones, Composición y Distribución de las Fases Precipitadas.**

Se diseñaron cuatro tipos de celdas M1, M2, M3 y M10 con 1, 2, 3 y 10 esferas cada una respectivamente. En todas las celdas se mantuvo el mismo porcentaje de precipitados y de matriz y solo se varió la cantidad y dimensiones de precipitados en cada celda. Los modelos que se construyeron se describen a continuación:

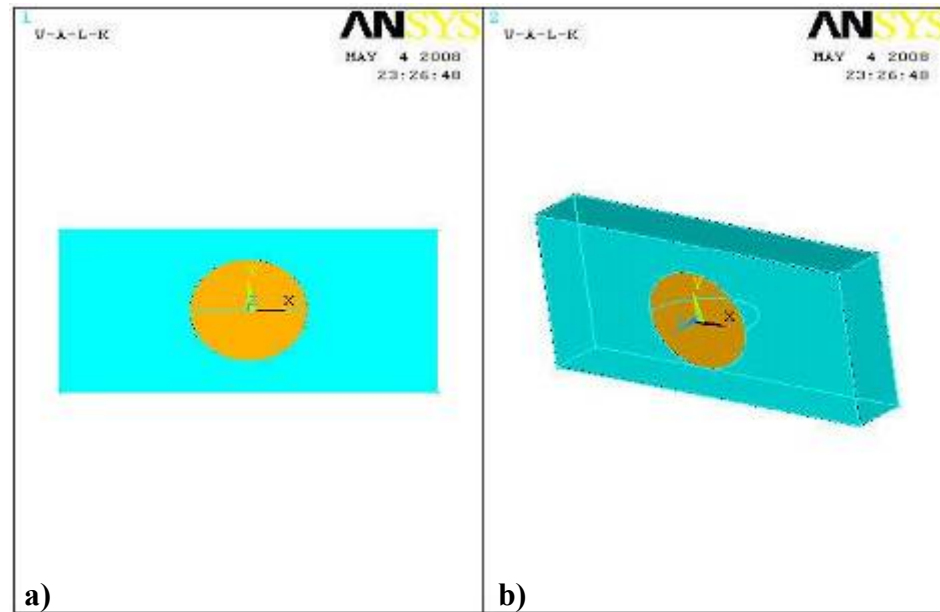
### 3.4.1 Celda con una Esfera (Modelo M1.1 con Fase Sigma y M1.2 con Carburo $M_{23}C_6$ )

Para la primera celda de una esfera (M1), se hicieron dos modelos similares cambiando solo la naturaleza el precipitado (fase sigma o carburo  $M_{23}C_6$ ). Por lo tanto, el primer modelo (M1.1) consistió de una celda con un precipitado de fase sigma insertado en una matriz austenítica y el segundo modelo (M1.2), consistió de una celda con un precipitado de  $M_{23}C_6$  igualmente insertado en una matriz austenítica.

Las figuras 3.8 y 3.9 muestran varias vistas de los primeros modelos realizados.



**Figura 3.8.** a) Modelo M1.1 de una esfera de fase sigma de radio ampliado de 3,9359 mm vista de frente. b) Imagen tridimensional del modelo. [Fuente Propia]



**Figura 3.9. a)** Modelo M1.2 de una esfera de carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado de 3,9359 mm vista de frente. **b)** Imagen tridimensional del modelo. [Fuente Propia]

### 3.4.2 Celda con dos Esferas (Modelo M2.1 con Fase Sigma y M2.2 con Carburo $M_{23}C_6$ )

Una vez realizados los primeros modelos con una sola esfera de fase sigma (M1.1) y de carburo  $M_{23}C_6$  (M1.2) respectivamente, dentro de la matriz austenítica; se procedió a variar la cantidad de esferas y distribución de las mismas; sin aumentar el porcentaje de precipitados presentes dentro de dicha matriz, es decir se mantuvo siempre para todos los modelos la consideración hecha de que el porcentaje de precipitados esferoidales es de 10,22%. Básicamente se tomó el mismo concepto de los dos primeros modelos, pues la matriz sería la misma y lo que se cambia es el número de esferas.

Para los siguientes dos modelos (M2.1 y M2.2) compuestos de dos esferas en la celda (M2), lo único que se hizo fue dividir el volumen inicial de la esfera entre dos y

se hizo el cálculo del nuevo radio. El proceso de cálculo se realizó mediante los siguientes pasos:

a) El volumen de la primera esfera se divide entre dos, por desear dos esferas en la nueva celda.

$$\text{volumen esfera}_2 = \text{volumen esfera}_1 / 2 \quad \text{Ec. 3.3}$$

$$\text{volumen esfera}_2 = 255,4 \text{ mm}^3 / 2$$

$$\text{volumen esfera}_2 = 127,7 \text{ mm}^3$$

b) Luego con el volumen de la esfera 2, se procede mediante la ecuación 3.2 a calcular el nuevo radio para las dos esferas en la celda.

$$\text{volumen esfera} = \frac{4\pi}{3} \times r_1^3 \quad \text{Ec. 3.2}$$

Despejando el radio nos queda:

$$r_2 = \sqrt[3]{\text{volumenesfera}_2 \times \frac{3}{4\pi}}$$

Sustituyendo:

$$r_2 = \sqrt[3]{127.7 \text{ mm}^3 \times \frac{3}{4\pi}}$$

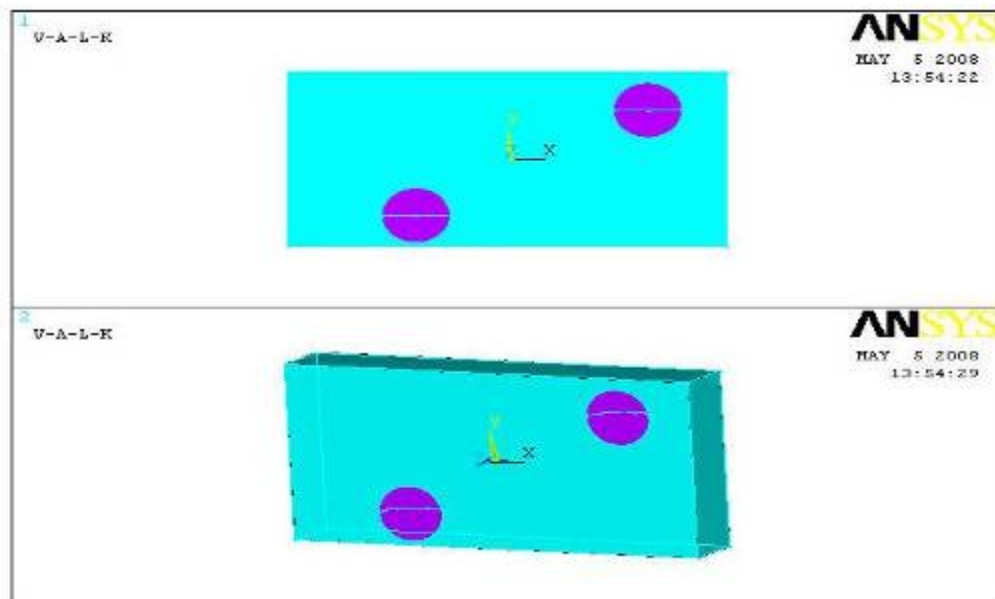
Donde:

$$r_2 = 3,1239 \text{ mm}$$

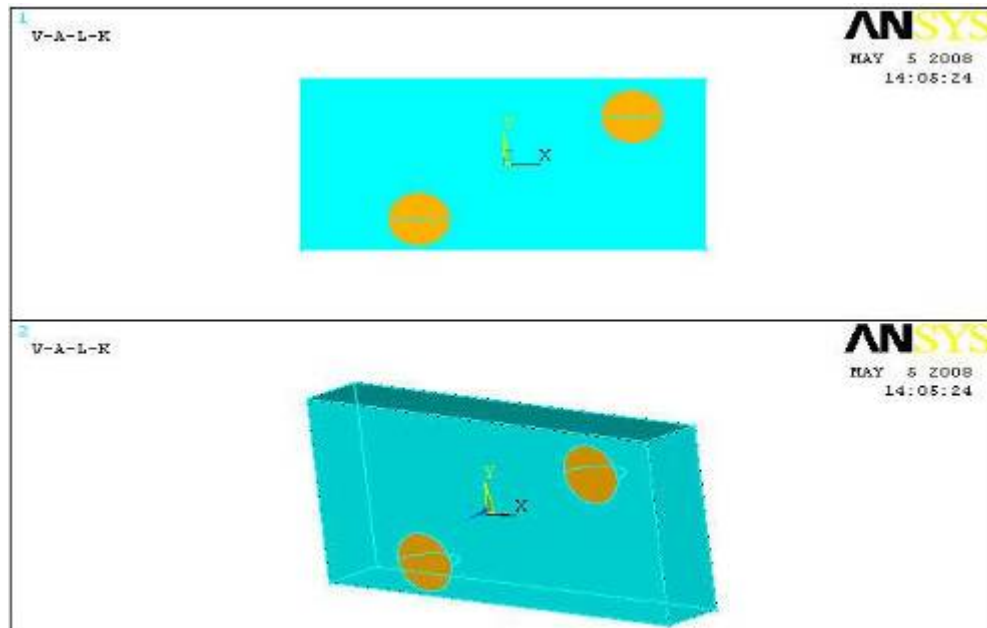
Las figuras 3.10 y 3.11 muestran los modelos (M2.1 y M2.2) para los dos tipos de precipitados en estudio. Es necesario decir que para la distribución de los mismos dentro de la matriz no se fijó ningún patrón, es decir se hizo de forma aleatoria y arbitrariamente. Las figuras 3.10 y 3.1 muestran vistas de estos dos modelos.

### 3.4.3 Celda con Tres Esferas (M3.1 con Fase Sigma y M3.2 Carburo $M_{23}C_6$ )

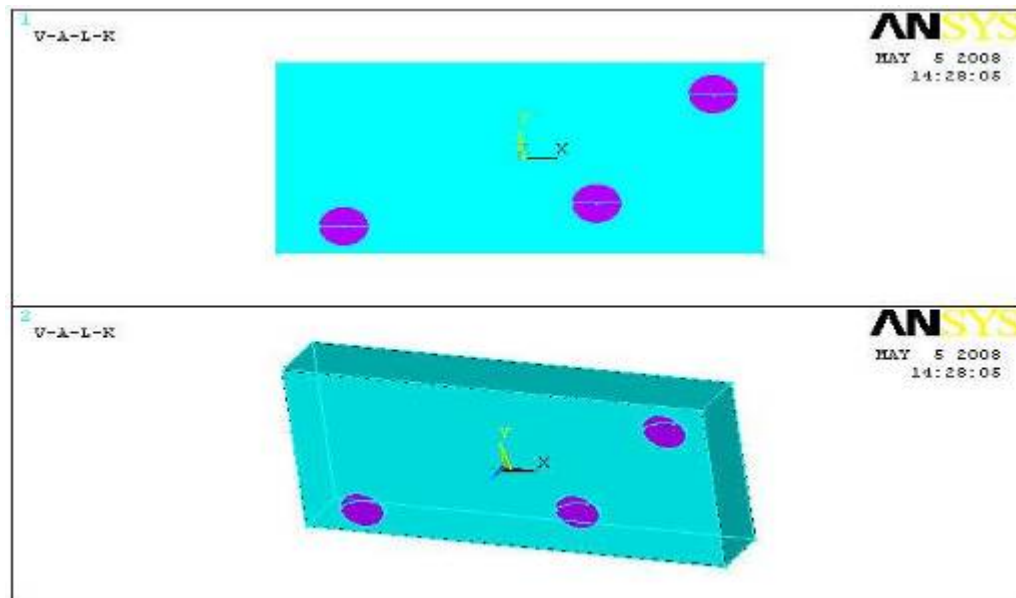
Para la celda con tres esferas se procedió igual que para el caso anterior y los modelos generados con este tipo de celda fueron: M3.1 con tres precipitados de radio 2,7289 mm de fase sigma y M3.2 con tres precipitados de carburo  $M_{23}C_6$  de igual radio. Las figuras 3.12 y 3.13 muestran vistas de estos dos modelos.



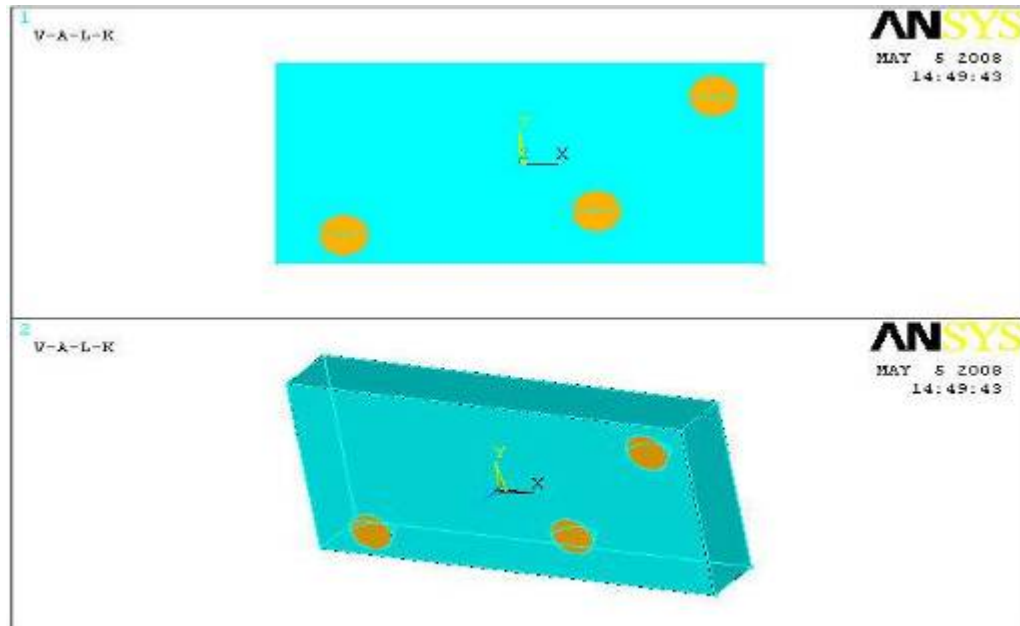
**Figura 3.10.** Modelo M2.1 de dos esferas de fase sigma de radio ampliado de 3,1239 mm en dos visuales (frontal y en 3D). [Fuente Propia].



**Figura 3.11.** Modelo M2.2 de dos esferas de carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado de 3,1239 mm, en dos visuales (frontal y en 3D). [Fuente Propia].



**Figura 3.12.** Modelo M3.1 de tres esferas de fase sigma de radio ampliado de 2,7289 mm, en dos visuales (frontal y en 3D) [Fuente Propia]

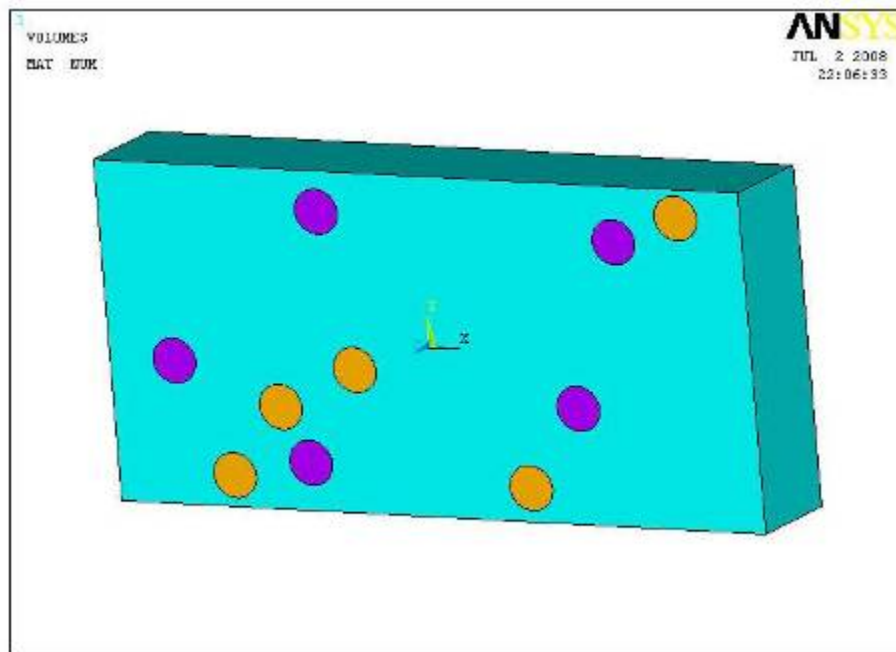


**Figura 3.13.** Modelo M3.2 de tres esferas de carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado de 2,7289 mm en dos visuales (frontal y en 3D). [Fuente Propia].

#### 3.4.4 Celda con diez Esferas (M10 con Combinación de Fase Sigma y Carburo $M_{23}C_6$ )

Una vez realizados los modelos donde se insertaron esferas de un mismo tipo dentro de la matriz austenítica, se procedió a realizar un modelo de 10 esferas combinando en cantidades iguales precipitados de fase sigma y carburos  $M_{23}C_6$  dentro de la matriz.

Para obtener el radio de las esferas, se usó el mismo procedimiento descrito previamente, obteniéndose un radio  $r_{10}$  igual a 1,8268 mm. En la figura 3.14 se puede observar la combinación de fases precipitadas dentro de la celda de matriz austenítica.



**Figura 3.14.** Modelo M10 de diez esferas de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado de 1,8268 mm [Fuente Propia].

En la tabla 3.7 se presenta un resumen de las características de las celdas y modelos creados.



**Tabla 3.7.** Características de las celdas y modelos creados.

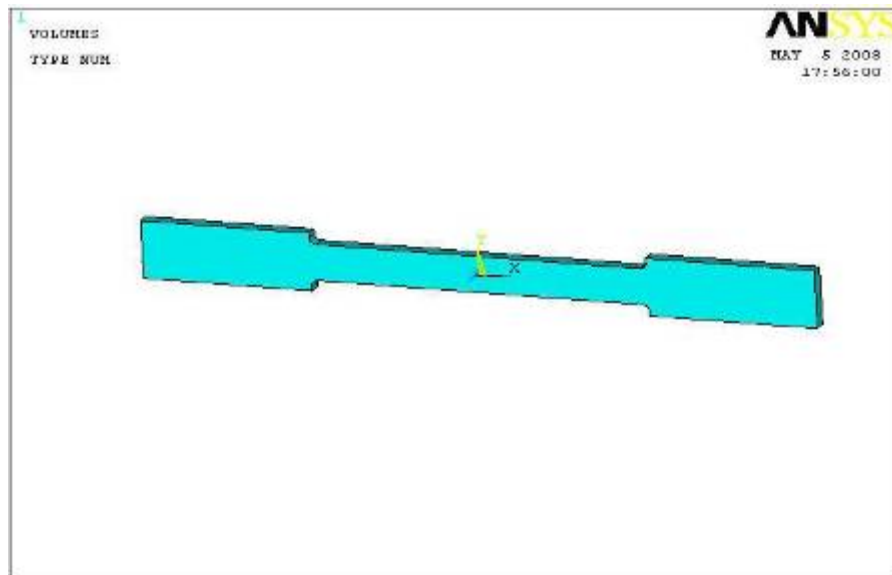
<i>Dimensiones de celda (mm): 12,5x25x8</i>							
<i>Volumen de celda (mm<sup>3</sup>): 2.500,0</i>							
<i>Volumen total de precipitados (mm<sup>3</sup>): 255,4</i>							
<i>Porcentaje de precipitados (%): 10,22</i>							
<b>Celda</b>	<b>M1</b>		<b>M2</b>		<b>M3</b>		<b>M10</b>
<b>Modelo</b>	<i>M1.1</i>	<i>M1.2</i>	<i>M2.1</i>	<i>M2.2</i>	<i>M3.1</i>	<i>M3.2</i>	<i>M10</i>
<b>Tipo de precipitado</b>	sigma	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	sigma	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	sigma	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Sigma M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
<b>Tipo de Matriz</b>	γ	γ	γ	γ	γ	γ	γ
<b>Número de precipitados por celda</b>	1	1	2	2	3	3	10
<b>Radio de precipitado (mm)</b>	3,936	3,936	3,124	3,124	2,729	2,729	1,829
<b>Volumen/ precipitado (mm<sup>3</sup>)</b>	255,4	255,4	127,7	127,7	85,12	85,12	25,54

### 3.4.5 Creación de Probetas Basadas en las Celdas y Modelos Utilizados para Simulación del Comportamiento Bajo Carga

Se modelaron probetas constituidas por los diferentes tipos de celdas y modelos descritos en los párrafos anteriores, esto se hizo con el objetivo de realizar un estudio que permitiera la observación y el análisis de los esfuerzos cuando se aplica una carga determinada a dichas probetas. Mediante el software se creó un modelo de probeta plana según la geometría indicada en la normativa ASTM 370.

### 3.4.5.1 Modelo de Probeta Original (PO)

La primera probeta que se modeló fue una sin ningún tipo de precipitado, es decir, esta se consideró representativa de la condición original donde existe solo una fase que es 100% austenita. La geometría y dimensiones de la probeta se presentan en la figura A.1 y en un extracto de la norma A-370 en el apéndice A. La probeta modelada mediante el software de elementos finitos se puede observar en la figura 3.15.



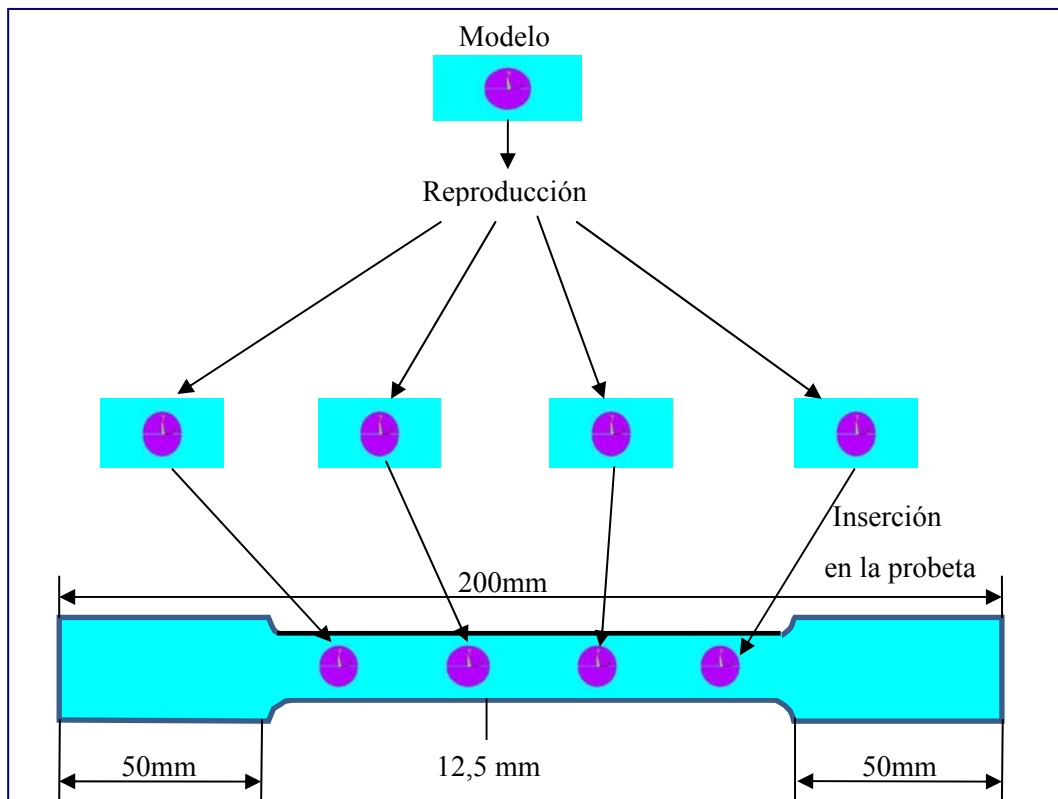
**Figura 3.15.** Modelo de probeta en estado original. [Fuente Propia].

Es necesario destacar que al igual que en los modelos anteriores se trabajó con simetría en el plano x-y para facilitar las posteriores ejecuciones del software en cuanto a cálculos.

### 3.4.5.2 Modelo de Probetas con Precipitados (PP)

Básicamente lo que se hizo fue modelar una probeta para ensayo de tracción como la que se muestra en la figura 3.15, y se le insertaron celdas de los diferentes modelos de

manera repetitiva dentro de la misma. Es decir, se insertaron celdas de una, dos, tres y diez esferas de fase sigma y de carburos dentro de la matriz austenítica. Cada tipo de celda se reprodujo varias veces en la longitud de ensayo de la probeta. Dichas reproducciones se unen formando un conjunto de esferas en la sección de la probeta. En la figura 3.16 se puede observar a manera de ejemplo, un esquema representativo de la forma como se crea un modelo de probeta en base a la celda modelo M1.1 (primer modelo con esfera de fase sigma), reproducido cuatro veces en la sección de ensayo o longitud calibrada de la probeta.



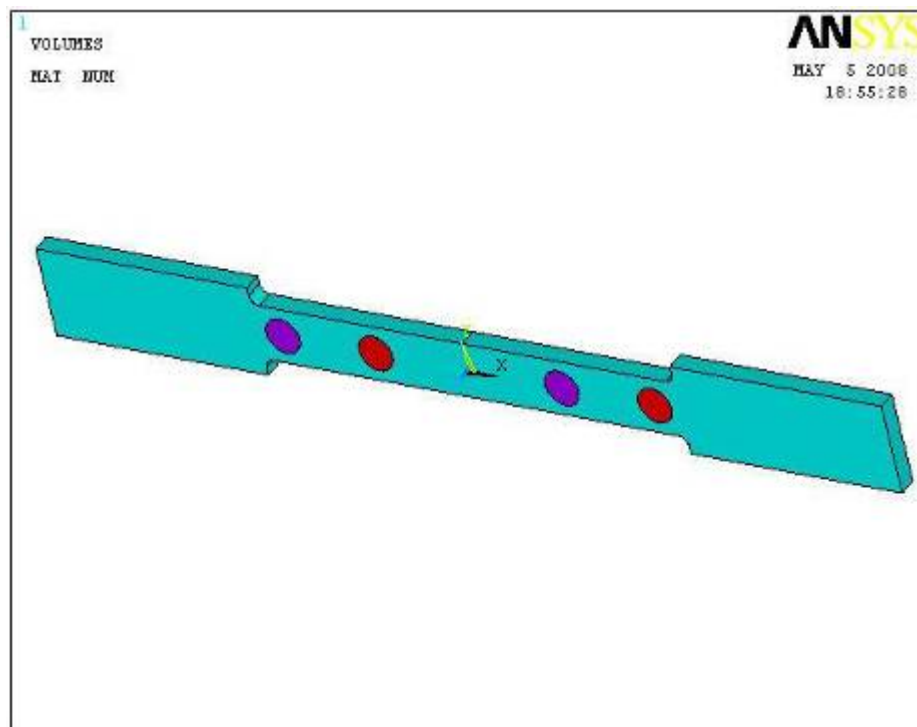
**Figura 3.16** Esquema referencial para la recreación de la probeta de ensayo de tracción con fases precipitadas. [Fuente Propia].

Es necesario destacar que en una probeta de ensayo de tracción los extremos son los que soportan la carga de tensión, pero es en la sección más delgada donde se hacen las evaluaciones de dimensiones para determinar los cambios durante la

aplicación de carga y derivar las propiedades mecánicas. De acuerdo a este razonamiento los precipitados fueron insertados en la parte mas delgada de la probeta, dejando los extremos de la misma como material 100 % austenítico.

Mediante el procedimiento anterior, se crearon cuatro probetas con características estructurales distintas ya que se insertaron en la longitud de ensayo celdas de distintos modelos, tal como se muestra a continuación en las figuras 3.17 hasta 3.20

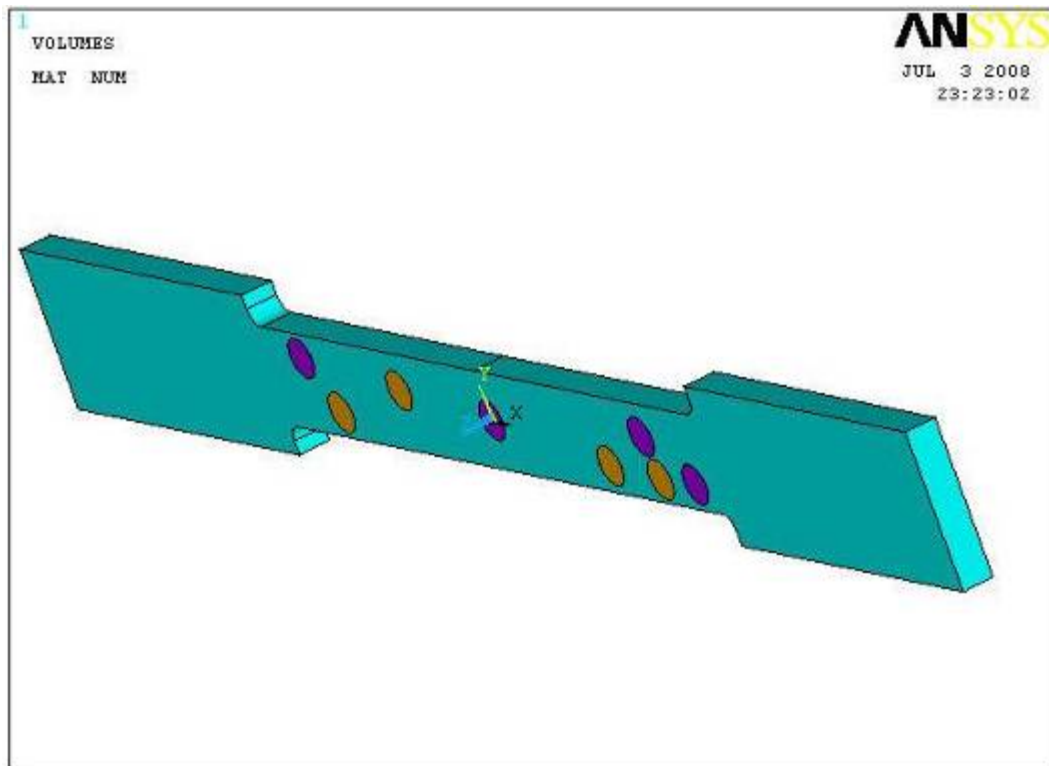
La figura 3.17 muestra el modelo de la probeta PP4 con cuatro esferas y combinando dentro de la misma matriz, carburos y fase sigma en iguales proporciones.



**Figura 3.17.** Modelo de probeta (PP4) con cuatro esferas combinadas de radio ampliado de 3,9359 mm [Fuente Propia].

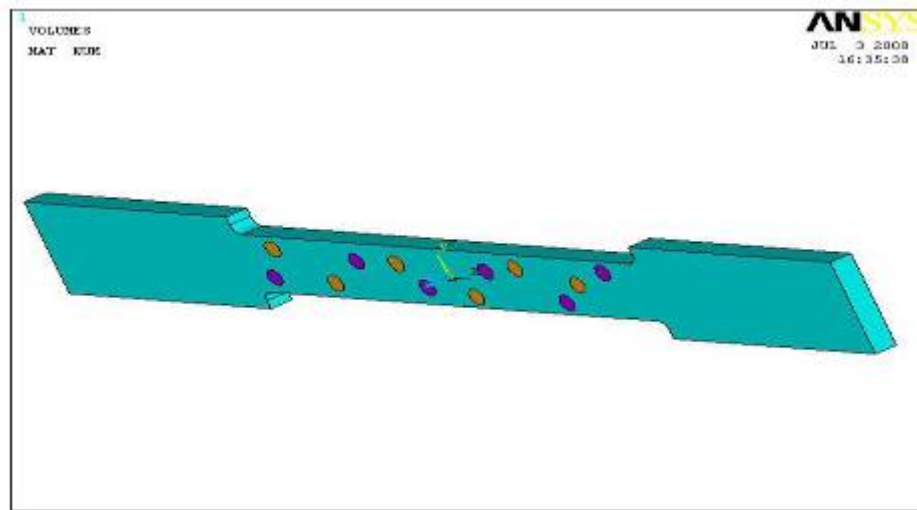
Al insertar en la sección de ensayo una celda del modelo M2.1 y una del modelo M2.2, se obtiene la probeta PP8 con ocho esferas de precipitados combinados de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$ , cada una con radio ampliado de 3,1239 mm de.

En la figura 3.18 se puede observar la combinación de estos precipitados.



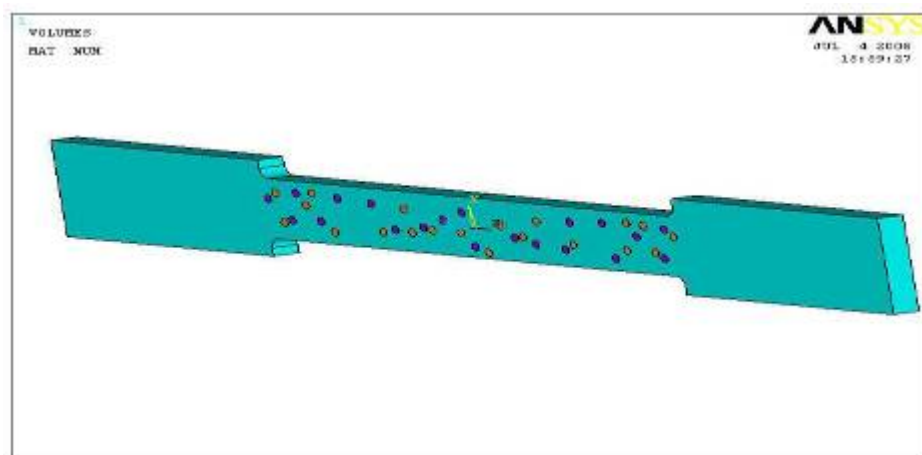
**Figura 3.18.** Modelo de probeta (PP8) con ocho esferas combinadas de radio ampliado de 3,1239 mm. [Fuente Propia].

De igual forma al insertar dos celdas del modelo M3.1 y dos del modelo M3.2 se obtiene la probeta PP12 que contiene 12 esferas de precipitados combinados de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado 2,7289 mm. En la figura 3.19 se puede observar la combinación de estos precipitados en la probeta PP 12.



**Figura 3.19.** Modelo de probeta (PP12) con doce esferas combinadas de radio ampliado de 2,7289 mm. [Fuente Propia].

Al insertar cuatro celdas del modelo M10, se obtiene la probeta PP40 la cual presenta 40 esferas combinadas de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$ . Cada esfera presenta un radio ampliado de 1,8268 mm. En la figura 3.20 se puede apreciar este modelo de probeta.



**Figura 3.20.** Modelo de probeta (PP40) con cuarenta esferas combinadas de radio ampliado de 1,8268 mm. [Fuente Propia].

En la tabla 3.8 se presenta un resumen de las características de las probetas creadas para la simulación del comportamiento bajo carga.

**Tabla 3.8.** Características de las probetas modeladas basadas en la microestructura.

<b>Probeta</b>	<b>PO</b>	<b>PP4</b>	<b>PP8</b>	<b>PP12</b>	<b>PP40</b>
<b>Condición</b>	Original	Precipitada	Precipitada	Precipitada	Precipitada
<b>No. De precipitados en la sección de prueba.</b>	0	4	8	12	40
<b>Tipo de precipitado</b>	Ninguno	Sigma/M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Sigma/M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Sigma/M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Sigma/M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
<b>Radio de precipitado ampliado. (mm)</b>	0	3,9359	3,1239	2,7289	1,8268
<b>No. De precipitados equivalentes de dimensión real en sección de prueba.</b>	0	2,74E+10	5,48E+10	8,23E+10	2,74+11
<b>Porcentaje real de precipitados en sección de prueba. (%v/v)</b>	0	10,22	10,22	10,22	10,22
<b>Porcentaje de matriz en sección de prueba.(%v/v)</b>	100	89,88	89,88	89,88	89,88

### **3.5 Simulación del Comportamiento Mecánico de los Modelos Desarrollados**

Una vez realizados todos los modelos vinculados al proyecto se ejecutó el siguiente paso, que fue aplicar cargas de tensión para observar el comportamiento de las tensiones en los modelos y probetas diseñados. Los pasos ejecutados para aplicar cargas de tensión en el primer modelo son los mismos aplicados para el resto de los modelos. A continuación se describen los pasos ejecutados para el modelo M1.1:

#### **3.5.1 Pasos para Cargar el Modelo.**

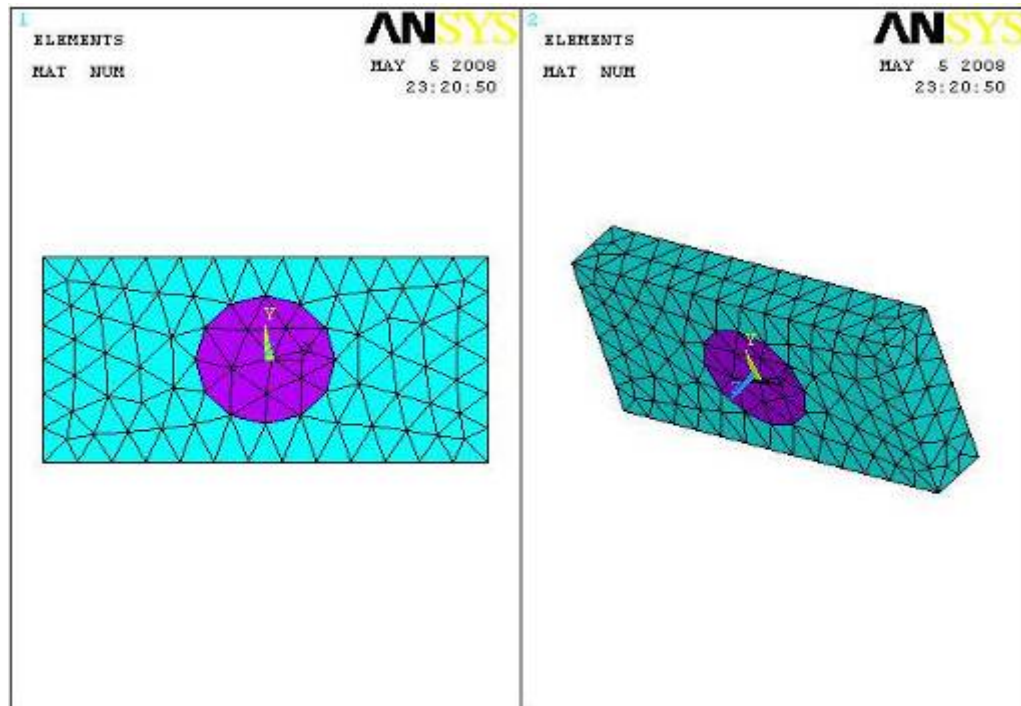
Teniendo el modelo geométrico con sus propiedades definidas, que para este primer caso se toma como ejemplo el modelo M1.1, que es una muestra del acero inoxidable austenítico AISI 309S, el cual posee en su matriz un precipitado esferoidal de radio ampliado de 3,9359 mm correspondiente a la fase sigma; se siguieron los siguientes pasos:

##### **3.5.1.1 Mallado del Modelo**

Para la creación de ésta se aplicó el criterio de la discretización del continuo, que consiste en dividir el área de la pieza en pequeños segmentos de líneas, que permiten divisiones y la razón de cambio en el tamaño de los segmentos, lo cual es importante ya que se puede controlar el tamaño de los elementos en el mallado de la forma más conveniente para el estudio.

En la figura 3.21 se puede observar el primer modelo realizado con su respectivo mallado.





**Figura 3.21.** Mallado para una esfera de fase sigma de radio 3,9359 mm dentro de la matriz austenítica. [Fuente Propia].

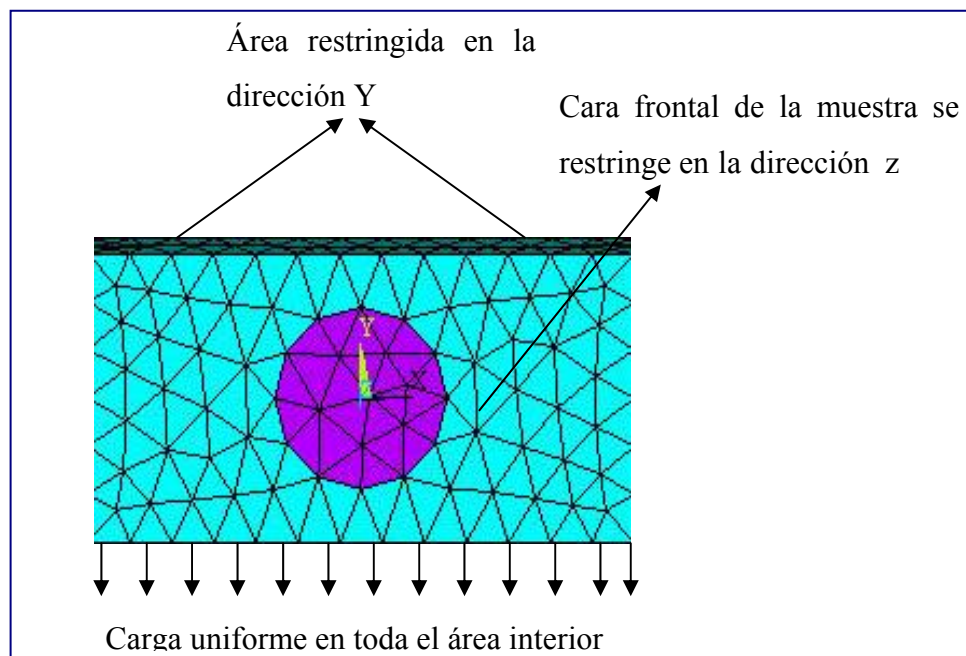
### 3.5.1.2 Aplicación de Condiciones de Borde al Modelo

En esta etapa se definieron las condiciones de carga y restricciones de los desplazamientos en el modelo a simular. Se aplicó una carga de tensión uniforme en el extremo inferior del modelo. El valor de tensión para los modelos es de 20 Mpa, el cual es representado o derivado de un valor de carga de 200Kg, que representa dicha tensión.

Luego se indicaron las restricciones, para después analizar el comportamiento de los esfuerzos una vez simulados.

En la figura 3.22 se muestra un esquema de las condiciones de borde aplicadas al modelo.

En este caso el área superior de la figura se restringe en la dirección del eje Y, ya que la carga fue aplicada en el área contraria. La otra restricción se aplicó para toda el área frontal, la cual fue limitada a moverse en el eje Z, para de esta forma no obtener esfuerzos torsionales no deseados (los cuales pueden afectar el estudio).

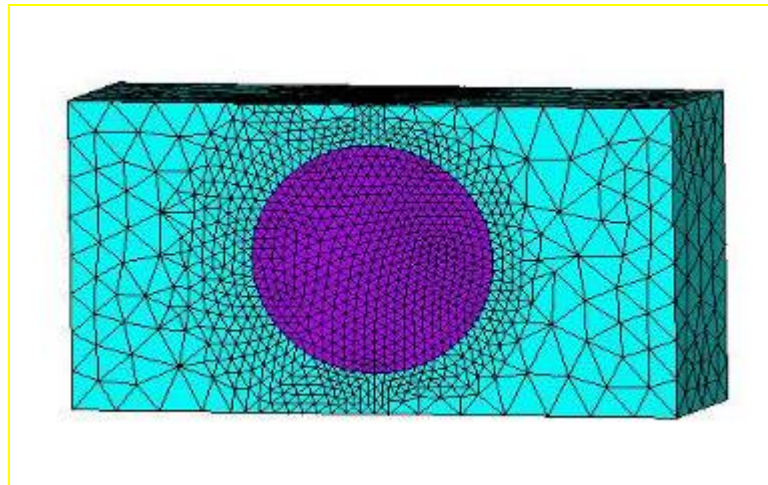


**Figura 3.22.** Restricciones para el modelo. [Fuente Propia]

### 3.5.1.3 Refinación de la Malla

Este proceso es de suma importancia, ya que permite obtener valores mas confiables del esfuerzo máximo en la zona crítica del modelo en estudio; esto se consigue seleccionando un conjunto de elementos considerados en el área del precipitado y en zonas cercanas a la interfase precipitado-matriz, para ser refinado y así disminuir el tamaño de los mismos y aumentar el número de estos.

En la figura 3.23 se puede observar el modelo con la refinación de la malla en el elemento de perturbación de la geometría, que en este caso es el precipitado esferoidal de fase sigma.



**Figura 3.23.** Malla generada y zona refinada en el modelo a simular. [Fuente Propia]

Luego de esto, el software ensambla y resuelve el sistema algebraico de ecuaciones lineales que representa el sistema físico, es decir, se realiza la solución numérica del conjunto de ecuaciones diferenciales parciales y algebraicas del sistema.

#### **3.5.1.4 Simulación de la Carga y Estudio de los Esfuerzos en el Modelo**

Como último paso, el software muestra la solución de forma gráfica, donde se presentan regiones de diferentes colores dependiendo del valor de los esfuerzos en toda la geometría de la pieza, en la cual la zona de color rojo representa la región donde se localiza el esfuerzo máximo y la de color azul oscuro donde se presenta el esfuerzo mínimo.

Con los resultados arrojados por el programa se procede a realizar el análisis de los esfuerzos y a comparar los resultados con otros resultados del mismo tipo de celda pero con precipitados de distinta naturaleza, como es en este primer caso del modelo M1.1 que posee un precipitado de dimensiones similares al modelo M1.2 pero uno es de fase sigma y el otro de carburo  $M_{23}C_6$ .

Para todos los modelos que presentaban la fase sigma como única fase secundaria se analizaron los esfuerzos y se hicieron comparaciones con respecto a los modelos realizados con el precipitado del tipo  $M_{23}C_6$ .

De igual manera se procedió con todos los modelos, realizando luego comparaciones entre los distintos modelos.

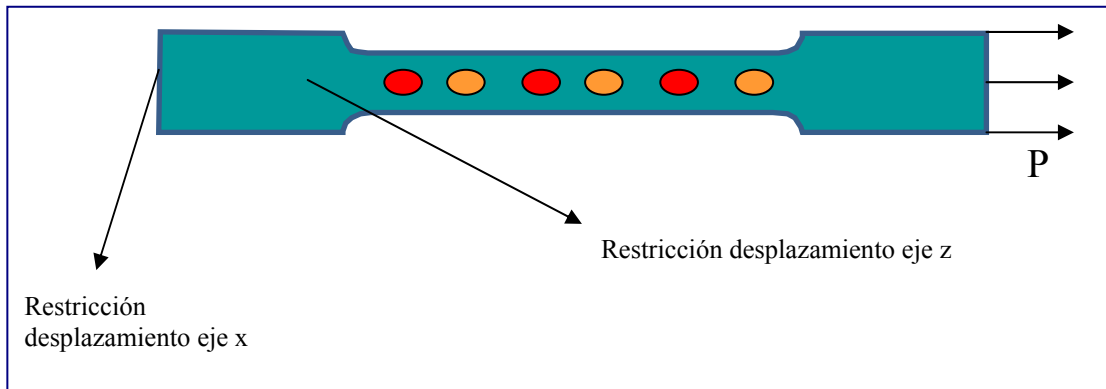
### **3.5.2 Condiciones para los Modelos de Probetas con Combinación de Precipitados**

Para los modelos de las probetas de ensayo de tracción con precipitados esferoidales dentro de su longitud, se realizó todo de manera similar a los modelos anteriores, con la excepción de la aplicación de las condiciones de borde y la dirección de la aplicación de la carga: para los modelos de celdas constitutivas la carga fue aplicada en el eje Y, mientras que para las probetas la aplicación de carga se hizo en la dirección del eje X.

Al igual que en los primeros modelos se conformó y se refinó la malla, en las zonas de discontinuidades geométricas y/o estructurales.

Las condiciones de simetría y restricciones fueron las mismas para todas las probetas modeladas.

En la figura 3.24 se aprecia la restricción del movimiento en la cara del lado izquierdo de la probeta y la aplicación de la carga del lado derecho.



**Figura 3.24.** Condición de borde para el modelo representativo de la probeta de ensayo de tracción. [Fuente Propia].

El valor de carga propuesto para este estudio es igual que para los modelos de celdas, es decir, 20 Mpa. Al obtener los resultados de cada modelo de probeta plana, se efectuó el análisis de los esfuerzos en cuatro puntos sobre cada probeta: a) en la matriz a mitad de longitud de ensayo, b) en la zona de cambio de sección en los extremos de la probeta o entalla, c) en precipitados de fase sigma, d) en carburos  $M_{23}C_6$ .

Para ubicar los valores de esfuerzo en los puntos indicados, se utilizó la función de análisis nodal del programa. De esta forma, se ubicaron cuatro nodos para cada una de las ubicaciones indicadas en el párrafo anterior y se tomó el promedio de valores de cada punto.

En el Apéndice C, se presentan figuras correspondientes al análisis nodal; específicamente se presenta la zona de donde se tomaron los nodos y sus respectivos valores alrededor del punto central o medio de la longitud de ensayo para los distintos modelos de probetas cargadas en tensión.

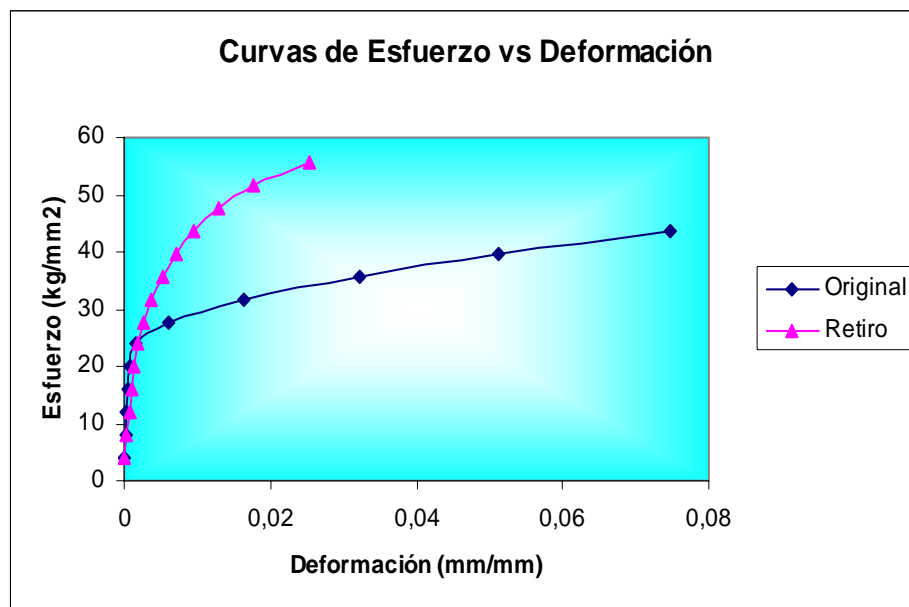


## CAPÍTULO 4

### ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS



#### 4.1 Propiedades del Material

En la figura 4.1 y en el Apéndice C (figuras C1 y C2) se muestran las curvas esfuerzo-deformación del acero inoxidable austenítico AISI 309S en su estado original, y luego de ser retirado de servicio. En la tabla 4.1 se presentan las características más relevantes que diferencian estas dos condiciones tanto desde el punto de vista de propiedades mecánicas como desde el punto de vista microestructural. En la tabla B.1 del Apéndice B, se presenta la composición química de la aleación, según la norma del fabricante y la composición real analizada por vía espectrométrica.



**Figura 4.1** Curva esfuerzo deformación para el acero AISI 309S en su estado original. [1]

**Tabla 4.1** Resultados obtenidos de la caracterización del acero AISI 309S.

Características y parámetros		Condición		Variación de Característica (%)
		Original	Retiro	
Microestructura				No aplica
Fases secundarias. (Promedio de métodos planimétrico y gravimétrico) (%)	<i>austenita</i>	100	75,76	-24,24
	<i>Precipitado P1</i>	0	8,66	5,33*
	<i>Precipitado P2</i>	0	5,58	10,0*
	<i>Precipitado P3</i>	0	10,00	2,70*
Mecánicas	$\sigma_{0.2\%}$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	21,06	32,50	+54,32
	$\sigma_{max}$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	52,73	67,92	+28,88
	$\sigma_R$ (Kg/mm <sup>2</sup> )	56,58	67,22	+18,81
	% <i>Elongación</i>	67,2	7,79	-88,41
	% <i>Estricción</i>	77,0	5,54	-92,81

\* Variación entre los dos métodos aplicados para evaluación de fases.

Tal como se indicó previamente en el capítulo anterior, el acero AISI 309S presentó precipitación de fases secundarias luego de estar en servicio por diez años. La exposición prolongada a temperatura en el rango 427-760°C, ocasionó la variación microestructural en la que resultó una disminución del porcentaje de austenita (desde 100 a 75,76%) y la precipitación de fases secundarias (24,24%), tal como se indica en la tabla 4.1.

Los porcentajes de los precipitados obtenidos mediante los dos métodos ejecutados (planimétrico y gravimétrico), realizados a la fotomicrografía del acero



inoxidable austenítico AISI 309S dieron resultados similares, observándose que de la totalidad de los precipitados la menor cantidad corresponden a los precipitados tipo P2 (5,58% de precipitados de forma irregular) y la mayor cantidad son del tipo P3 (10% precipitados de forma esférica). La mayor dispersión de valores entre los dos métodos se observó para los precipitados tipo P2 (10% de variación), mientras que la menor dispersión se obtuvo para los precipitados P3 (2,70 % de variación) seguido de los P1 de forma acicular (5,33 % de variación) que representan 8,66% del total de precipitados.

El proceso de precipitación dio como resultado una modificación sustancial del comportamiento mecánico de la condición original en comparación con la condición de retiro de servicio, tal como se puede apreciar de las curvas que se presentan en la figura 4.1, y de los valores de características mecánicas indicados en la tabla 4.1.

En las curvas esfuerzo- deformación destaca que el acero retirado del servicio (con fases precipitadas) se deforma mucho menos (88,41% de reducción en porcentaje de elongación y 92,81% de reducción en la estricción) que en su condición original (sin fases precipitadas). Este cambio microestructural originó un leve incremento en la resistencia pero una notable pérdida de ductilidad en relación a la condición original. Con respecto a la fluencia, ocurre un incremento porcentual alto de esta característica (54,32%) con respecto a la condición original, lo cual quiere decir que el acero empieza a deformarse a un nivel de carga mucho mayor. A pesar de soportar mayores cargas, el acero con precipitados, termina convirtiéndose en un material frágil, por efecto de las fases secundarias lo cual es evidente también por la cercanía en los valores de esfuerzo de rotura y esfuerzo máximo indicados en la tabla 4.1 para la condición de retiro del material. Dicha cercanía de valores es común en materiales frágiles.

En resumen, el material se hace más resistente a los esfuerzos, pero no presenta características de ductilidad; lo cual es indicativo de que el material se ha endurecido por precipitación pero a la vez se incrementa su susceptibilidad a la fractura de tipo frágil.

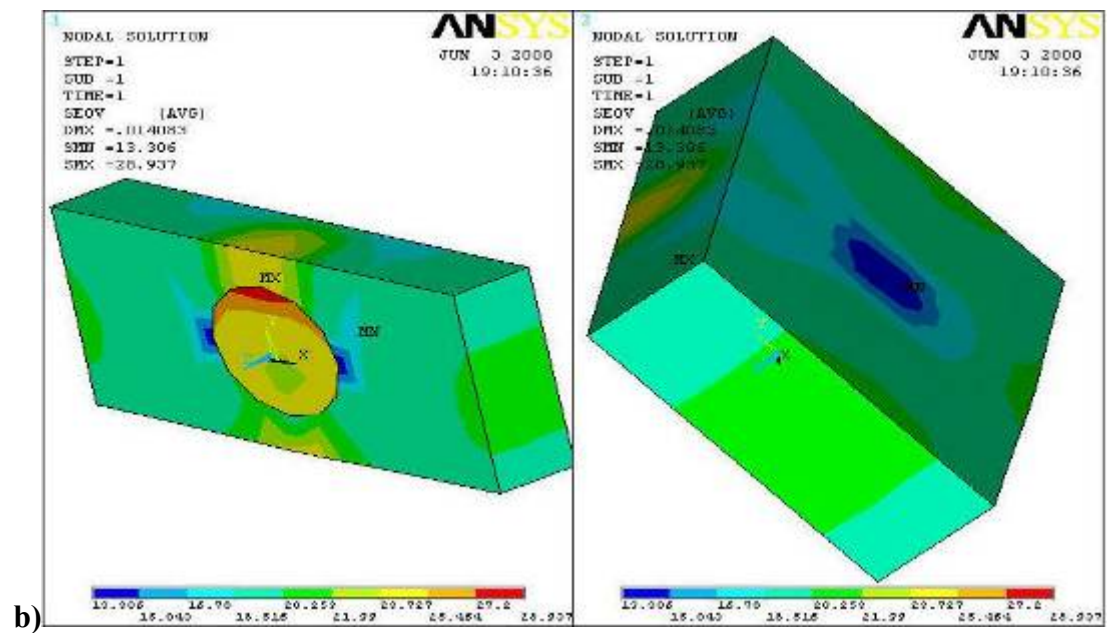
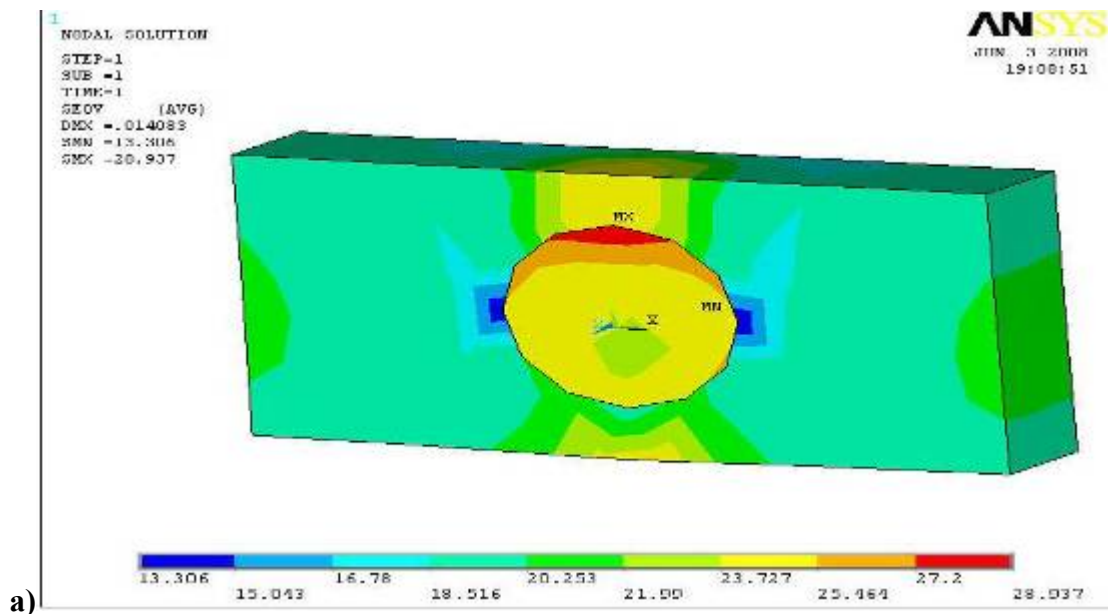
#### **4.2 Análisis de la Distribución y Magnitud de los Esfuerzos al Aplicar Carga Uniaxial de Tracción en los Modelos de Celdas Constitutivas**

A continuación se presentan los resultados del estudio de los esfuerzos para los modelos M1.1, M1.2, M2.1, M2.2, M3.1, M3.2 y M10. La distribución de esfuerzos para cada modelo se presentará en tres imágenes: una general y dos de diferentes vistas de la imagen general.

##### **4.2.1 Distribución de Esfuerzos en los Modelos M1.1 y M1.2.**

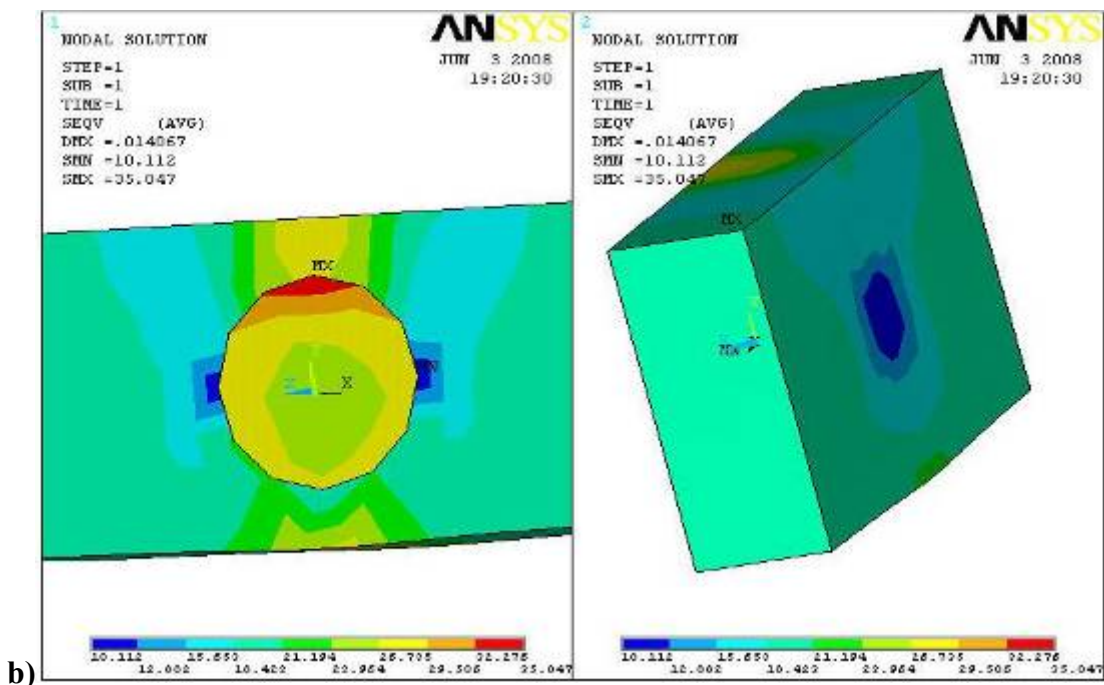
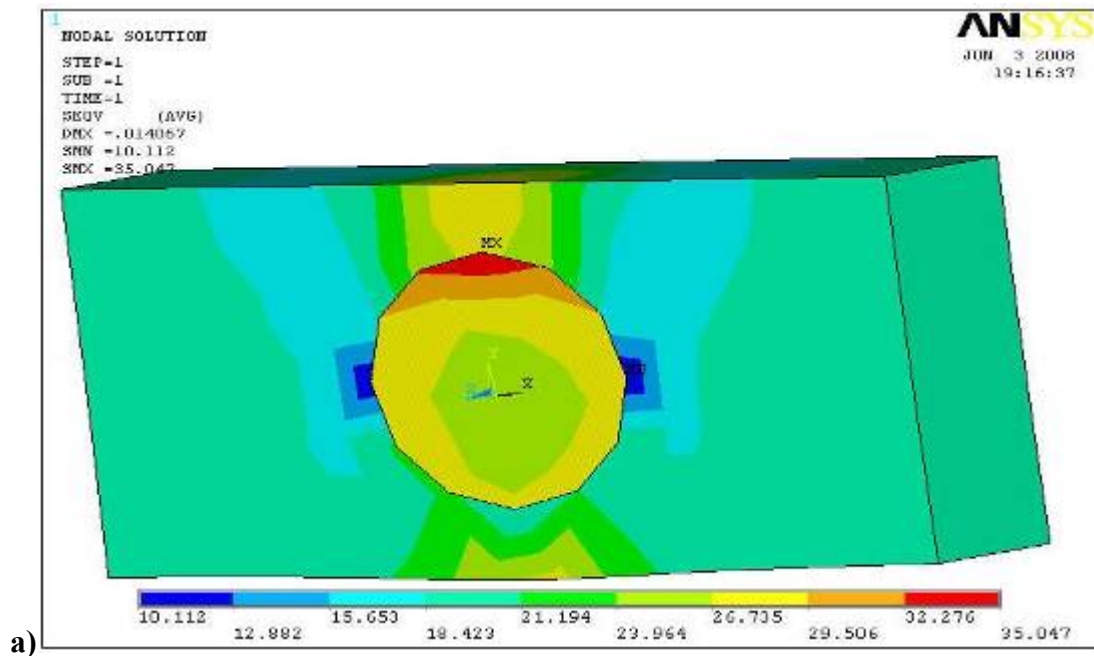
Las figuras 4.2 y 4.3 muestran la distribución de esfuerzos, así como el valor del máximo que se obtiene al cargar los modelos M1.1 y M1.2 formados respectivamente por un precipitado fase sigma y un carburo  $M_{23}C_6$  en matriz austenítica.

En las gráficas 4,2 y 4,3 se apreció que la distribución de los esfuerzos se produce de manera similar para ambas muestras. Esto es lógico debido a que los modelos propuestos poseen características geométricas iguales, y la carga aplicada fue igual para ambas. Se puede observar el máximo esfuerzo concentrado en la periferia de los precipitados del lado contrario a la aplicación de la carga. Esto significa que la actuación del precipitado puede describirse como un concentrador de esfuerzos dentro de la matriz austenítica ya que la magnitud del esfuerzo es máxima en la periferia del precipitado y paulatinamente disminuye a medida que nos alejamos desde la interfase partícula-matriz hacia la matriz.



**Figura 4.2. a)** Esfuerzos en un precipitado esférico sigma de radio ampliado 3,9359 mm dentro de la matriz austenítica (Modelo M1.1). **b)** Vistas de la imagen 4.2 a

[Fuente Propia]



**Figura 4.3 a)** Esfuerzos en precipitado esférico carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado de 3,9359 mm dentro de la matriz austenítica (Modelo M1.2). **b)** Vistas de la imagen

4.3 a. [Fuente Propia].

En la tabla 4.2 se ha resumido el comportamiento de las máximas tensiones obtenidas en los modelos M1.1 y M1.2 mostradas en las figuras 4.2 y 4.3 Se observa que los valores de los esfuerzos en la muestra con el precipitado esferoidal de carburo  $M_{23}C_6$  resultaron mayores y con mayor amplitud del rango de tensiones máximas en el interior de los precipitados que los obtenidos en la muestra con el precipitado esferoidal de fase sigma

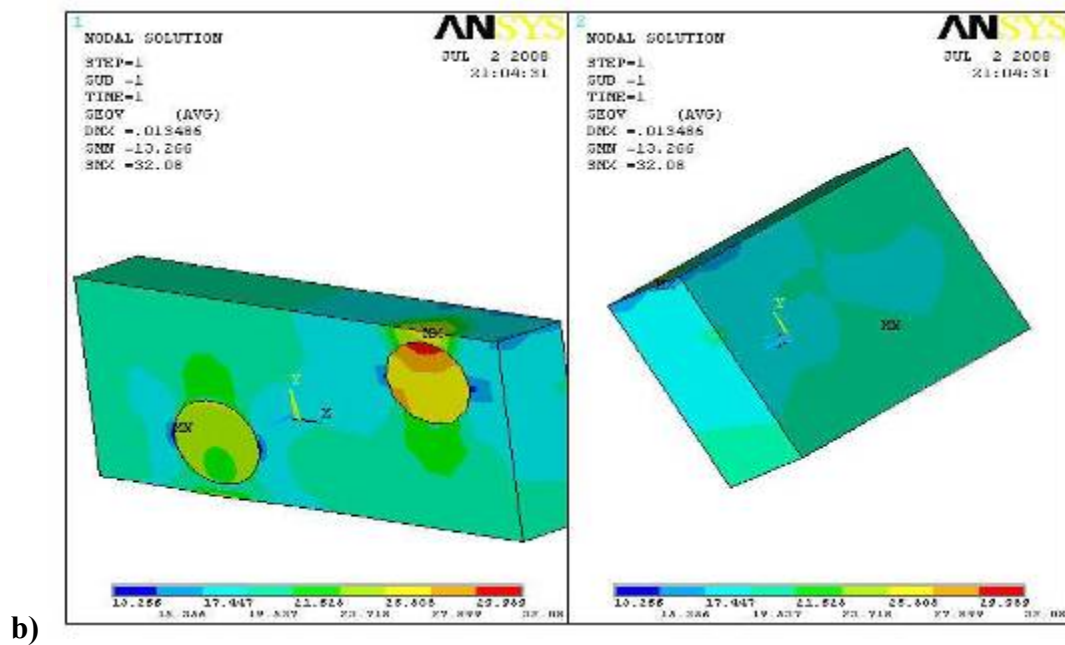
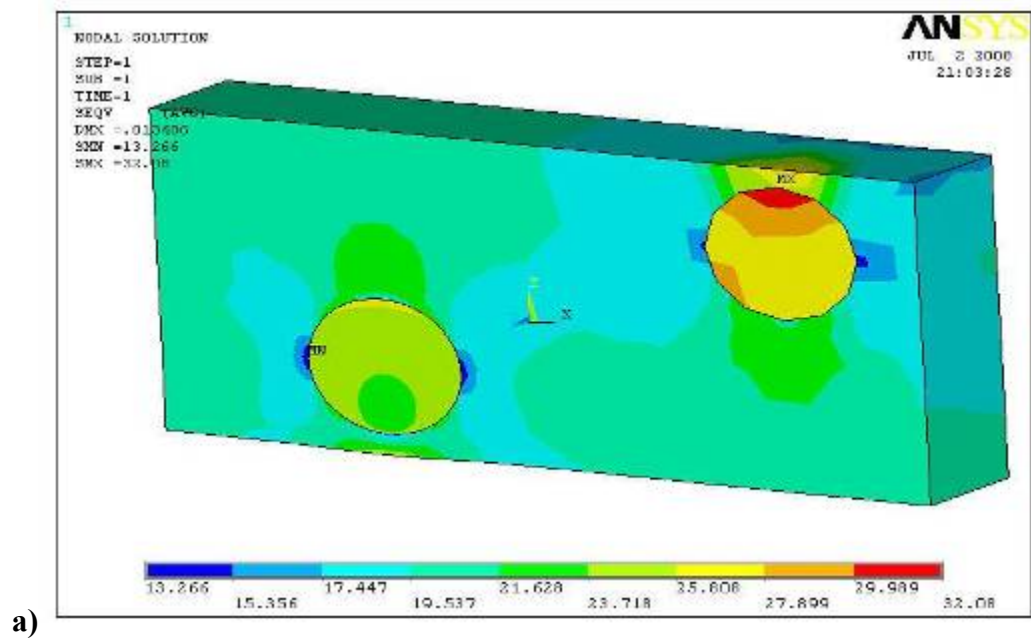
**Tabla 4.2.** Tensiones máximas en los modelos con una esfera precipitada.

Celda	Modelo	Precipitado	Smax (Kg/mm <sup>2</sup> )	Ubicación de Smax	Rango mayores esfuerzos (Kg/mm <sup>2</sup> )
M1	M1.1	Sigma	28,94	Interior del precipitado	25,46-28,94
	M1.2	$M_{23}C_6$	35,05	Interior del precipitado	29,51-35,05

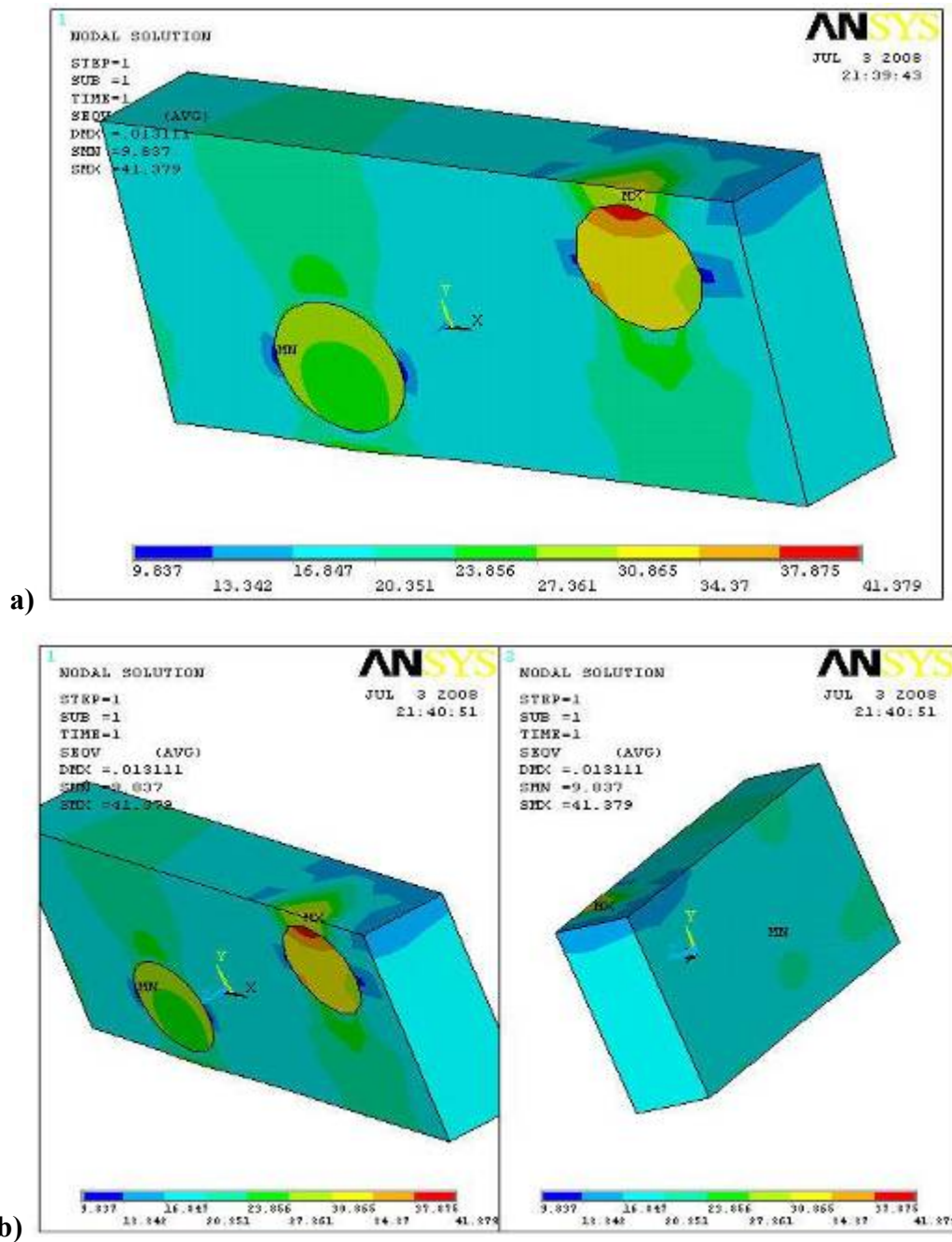
#### 4.2.2 Distribución de Esfuerzos en los Modelos M2.1 y M2.2.

Al igual que en el caso anterior, las figuras 4.4 y 4.5 muestran la distribución de esfuerzos, así como el valor que se obtiene para los mismos al cargar los modelos M2.1 y M2.2 formados respectivamente por dos precipitados de fase sigma y de carburo  $M_{23}C_6$  ambos insertados en matriz austenítica.

Al analizar el comportamiento de los esfuerzos en las figuras 4,4 y 4,5 para ambos casos se observó que el esfuerzo máximo se produce en la esfera más lejana a la zona de aplicación de la carga. Esto es debido a que al encontrarse el área de arriba restringida de movimiento en el eje Y, los esfuerzos más altos se producirán con la tendencia a estar cerca de esa zona, por lo tanto, los precipitados cercanos a dicha zona presentarían mayor tendencia a decohesionarse de la matriz. Se apreció una amplia diferencia entre los valores de esfuerzos producidos por ambos modelos dependiendo de la ubicación de los precipitados.



**Figura 4.4 a)** Esfuerzos en dos precipitados esferoidales de fase sigma de radio ampliado 3,1239 mm dentro de la matriz austenítica (modelo M2.1) **b)** Vistas de la imagen 4.4 a. [Fuente Propia]



**Figura 4.5 a)** Esfuerzos en dos precipitados esféricos de carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado 3,1239 mm dentro de la matriz austenítica (Modelo M2.2). **b)** Vistas de la imagen 4.5 a. [Fuente Propia]

En general los valores de esfuerzo son mayores que en los modelos de una esfera, por lo tanto se interpreta que a pesar de mantenerse el mismo porcentaje de precipitado en la muestra, con la variación de cantidad, distribución y tamaño de éstos, los valores de esfuerzo producidos serán mayores porque se encuentran en varios puntos dentro de la matriz austenítica y los campos de esfuerzos interaccionan de tal manera que se logra un incremento de las tensiones máximas.

El precipitado de carburo, al igual que en los primeros modelos, presenta una concentración de esfuerzos más alta que los de fase sigma, lo cual se puede verificar en la tabla siguiente.

**Tabla 4.3.** Tensiones máximas en los modelos con una y dos esferas precipitadas.

Celda	Modelo	Precipitado	Smax (Kg/mm <sup>2</sup> )	Ubicación de Smax	Rango mayores esfuerzos (Kg/mm <sup>2</sup> )
M1	M1.1	Sigma	28,94	Interior del precipitado	25,46-28,94
	M1.2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	35,05	Interior del precipitado	29,51-35,05
M2	M2.1	Sigma	32,08	Precipitado cercano a la restricción del modelo	27,90-32,08
	M2.2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	41,39	Precipitado cercano a la restricción del modelo	34,74-41,39

Una observación adicional con respecto al modelo M2.2 con precipitados de carburos, es que al observar la imagen de la figura 4.5 (b), destaca que en la parte posterior de la muestra existe una concentración de esfuerzo mayor que para la fase sigma, lo que confirma la tendencia del carburo a ser mayor concentrador de esfuerzos que la fase sigma, debido a sus propiedades.



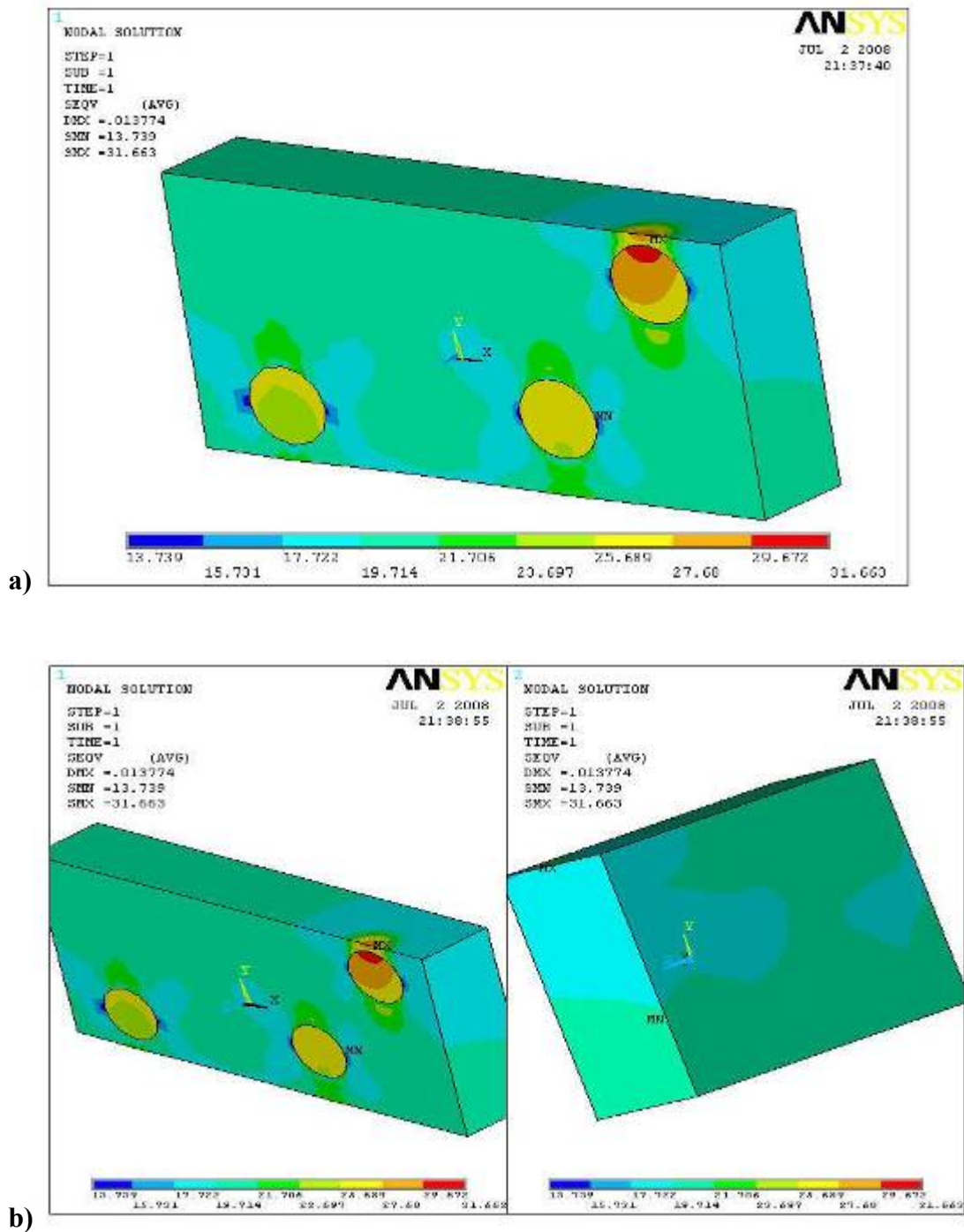
### 4.2.3 Distribución de Esfuerzos en los Modelos M3.1 y M3.2.

Los resultados obtenidos para estos modelos con tres esferas de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$  cada uno, se pueden apreciar en las figuras 4.6 y 4.7, mientras que los resultados más relevantes se comparan con los obtenidos en los otros modelos en la tabla 4.4.

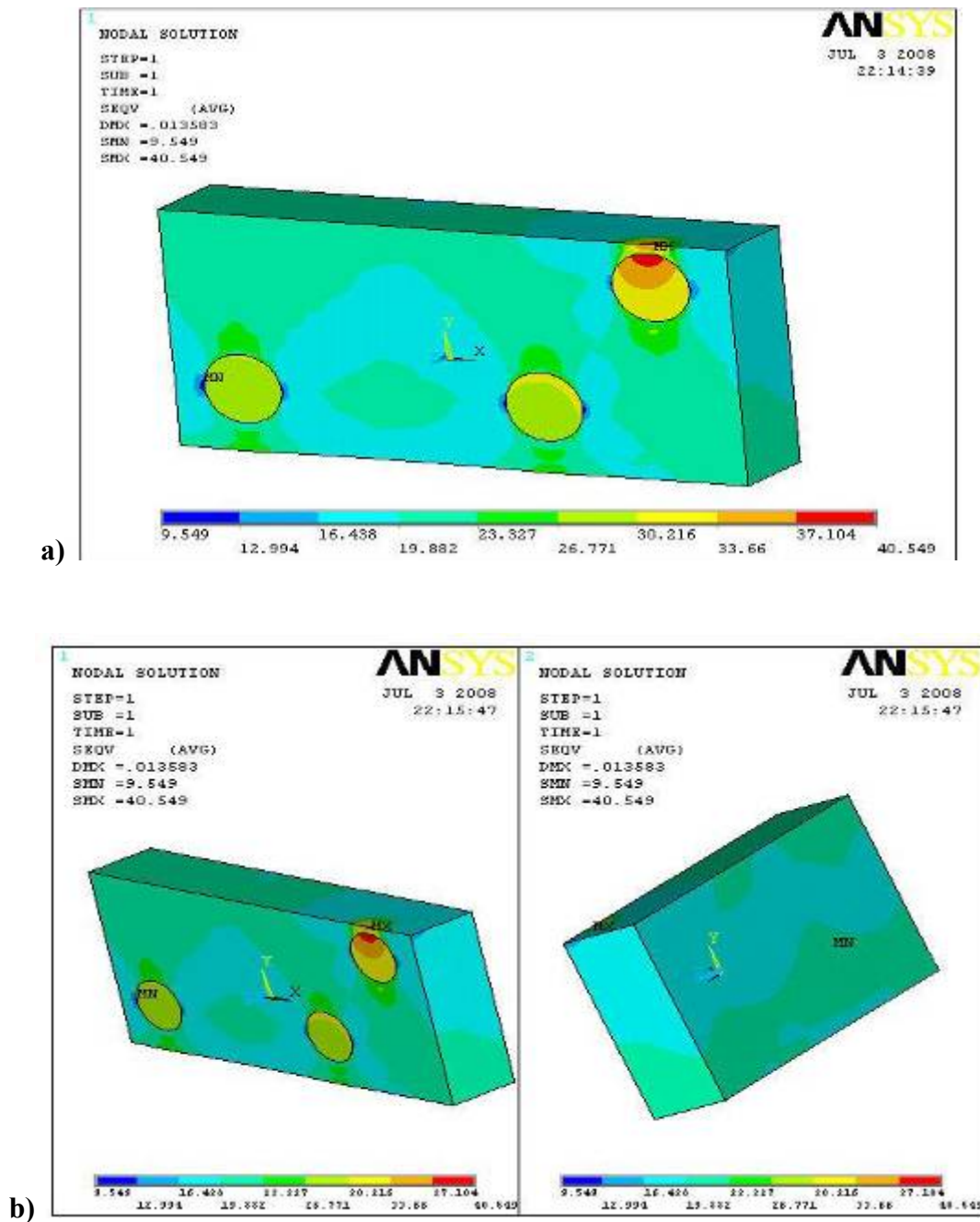
Para los modelos con tres esferas, al igual que para el de dos, los valores del esfuerzo máximo se pueden apreciar en la esfera que esta mas cercana a la parte superior de la muestra; esto se produce por lo explicado anteriormente sobre las condiciones de borde aplicadas al modelo para producir una apreciación efectiva de los esfuerzos en todas las direcciones para el acero.

Para las dos primeras celdas (M1 y M2), se aprecia la tendencia del carburo a producir esfuerzos mayores que la fase sigma. Esto es bastante lógico ya que el módulo de elasticidad del carburo es mayor que el de la fase sigma, y en la literatura se indica que el carburo es mucho más duro (60-65 HRC <sup>[19]</sup>) que la fase sigma (80-85 HRB <sup>[20]</sup>), por lo tanto este será más efectivo para concentrar tensiones de mayor valor dentro de sí mismo y en sus adyacencias.

Adicionalmente, se puede observar a partir de la distribución de tensiones en la matriz, que los tres precipitados afectan menos la matriz, ya que los campos de tensiones alrededor de cada precipitado modifican la condición original de la matriz en menor proporción. Los valores del esfuerzo máximo de los modelos con tres precipitados (M3.1 y M3.2), son menores que los obtenidos para los cuatro modelos anteriores (M2.1, M2.2, M1.1 y M1.2), con dos y una esfera de sigma y carburo, respectivamente.



**Figura 4.6 a)** Esfuerzos en tres precipitados esfereoidales de fase sigma de radio ampliado 2,7289 mm dentro de la matriz austenítica (Modelo M3.1). **b)** Vistas de la imagen 4.6 a. [Fuente Propia].



**Figura 4.7 a)** Esfuerzos en tres precipitados esféricos de carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado 2,7289 mm dentro de la matriz austenítica (Modelo M3.2). **b)** Vistas de la imagen 4.7 a. [Fuente Propia].

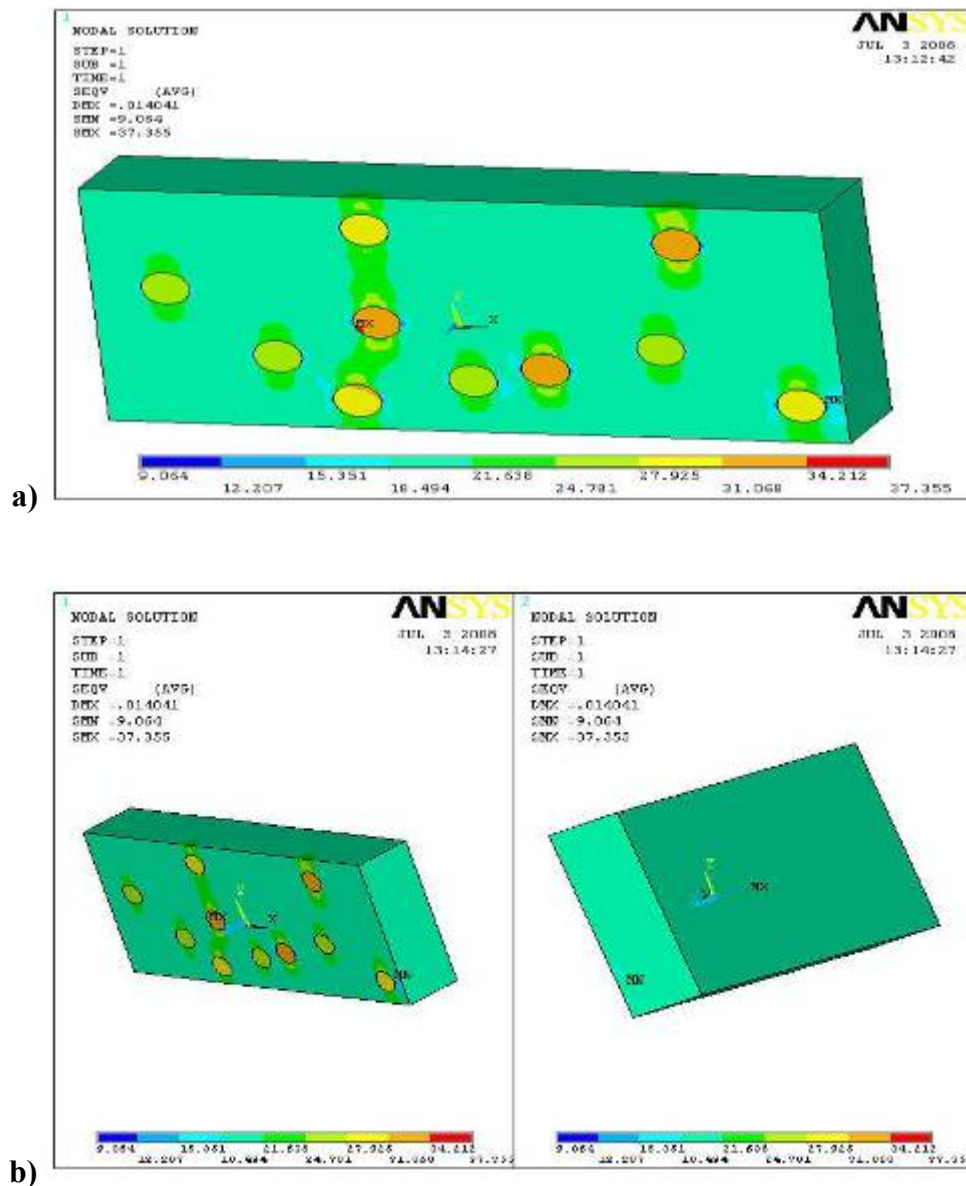
En vista de los resultados obtenidos para los modelos hasta ahora analizados, no se puede decir que el efecto de incremento de tensiones máximas en los precipitados presenta una tendencia lineal con el número de éstos. Para llegar a tal conclusión se tendría que hacer un estudio del tamaño del precipitado con respecto al tamaño total de la matriz. La comparación de los valores de tensiones máximas obtenidos en los modelos analizados hasta ahora, se presenta en la tabla 4.4.

**Tabla 4.4.** Tensiones máximas en los modelos con una, dos y tres esferas precipitadas.

<b>Celda</b>	<b>Modelo</b>	<b>Precipitado</b>	<b>S<sub>max</sub> (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Ubicación de S<sub>max</sub></b>	<b>Rango mayores esfuerzos (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>
M1	M1.1	Sigma	28,94	Interior del precipitado	25,46-28,94
	M1.2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	35,05	Interior del precipitado	29,51-35,05
M2	M2.1	Sigma	32,08	Precipitado cercano a la restricción del modelo	27,90-32,08
	M2.2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	41,39	Precipitado cercano a la restricción del modelo	34,74-41,38
M3	M3.1	Sigma	31,66	Precipitado cercano a la restricción del modelo	27,68-31,66
	M3.2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	40,55	Precipitado cercano a la restricción del modelo	33,66-40,55

#### 4.2.4 Distribución de esfuerzos en los modelos M10.

La distribución de esfuerzos para el modelo con diez esferas, donde cinco de ellas son de fase sigma y las cinco restantes son de carburo, se presenta en la figura 4.8.



**Figura 4.8** a) Esfuerzos en precipitados esféricos de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$  de radio ampliado de 1,8268 mm (Modelo M10). b) Vista tridimensional del modelo.

[Fuente Propia].

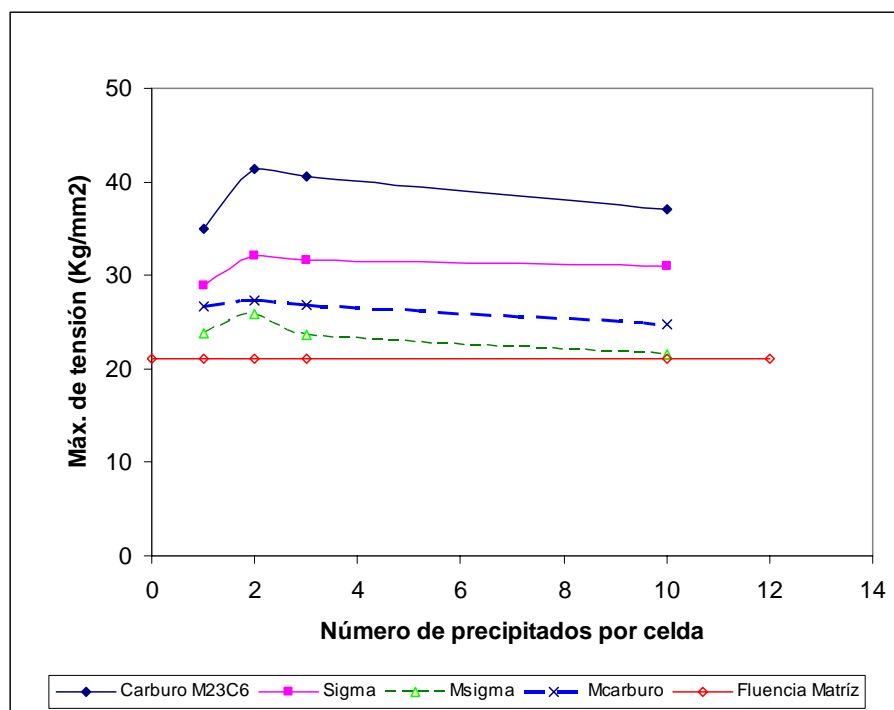
Al tener una combinación de precipitados dentro de la matriz, el análisis de los esfuerzos confirma la tendencia de los primeros tres modelos en cuanto a los valores máximos de esfuerzo producidos por los precipitados esferoidales de carburo  $M_{23}C_6$ . En este modelo se registran valores de esfuerzo máximo que son menores que en la celda de tres precipitados, obteniéndose entre 34 y 37 Kg/mm<sup>2</sup> para los carburos, mientras que para la fase sigma se obtienen valores entre 21 y 26 Kg/mm<sup>2</sup>.

En este modelo, al igual que en los otros casos, se observa que cada precipitado tiene un campo de tensión asociado, pero en este caso destaca que cuando los precipitados llegan a estar muy cercanos y/o alineados, los campos de tensiones forman bandas donde se pueden registrar valores ligeramente más altos que el esfuerzo de fluencia del material de la matriz, lo cual sería indicativo de un efecto de endurecimiento o de incremento de resistencia (concentración de esfuerzos) en muchas pequeñas zonas localizadas de la matriz. En la tabla 4.5 se presenta los valores de tensión en los precipitados y en el campo de esfuerzo asociado a los precipitados en la matriz para cada celda, así como el esfuerzo de fluencia de la matriz austenítica y el incremento porcentual de resistencia debido a los campos de tensión en la matriz, interpretado como un porcentaje de endurecimiento.

**Tabla 4.5.** Características del endurecimiento por efecto de las tensiones de los precipitados en las celdas diseñadas.

Celda		M1	M2	M3	M10
Número precipitados		1	2	3	10
Tensión máxima en precipitados (kg/mm <sup>2</sup> )	Carburo $M_{23}C_6$	35,05	41,39	40,55	37,00
	Sigma	28,94	32,08	31,66	31,00
Campo de tensión en matriz (kg/mm <sup>2</sup> )	Carburo $M_{23}C_6$	26,74	27,36	26,77	24,78
	Sigma	23,73	25,81	23,69	21,64
Esf. Fluencia matriz (kg/mm <sup>2</sup> )		21,06	21,06	21,06	21,06
Endurec. Matriz por efecto de carburo (%)		26,97	29,91	27,11	17,66
Endurec. Matriz por efecto de sigma (%)		12,68	22,55	12,49	2,75

La intensidad del efecto endurecedor o de incremento de resistencia de la matriz a causa de los precipitados, se puede observar en la figura 4.9, donde mediante líneas punteadas se han graficado los mayores valores de esfuerzos localizados en la matriz para cada modelo (el mayor valor que se registra en el campo de tensiones asociado a cada tipo de precipitado). También en esta gráfica se puede observar la tendencia del comportamiento de los máximos de esfuerzo localizados en cada tipo de precipitado en función del número de éstos por celda.



**Figura 4.9.** Comportamiento de las tensiones en precipitados y matriz en función del número de precipitados.

La tendencia general en la matriz con carburos (línea punteada en color azul y con leyenda *Mcarburo*), es que los carburos incrementan el valor de resistencia por encima del valor de fluencia de la matriz (línea continua de color rojo) en mayor proporción (17,66-29,91%) que la fase sigma (2,75-22,55%), que en la gráfica se ha

representado con la línea punteada en color verde y con leyenda *Msigma*. Este comportamiento de incremento de resistencia de la matriz por encima del valor de esfuerzo de fluencia, es más pronunciado cuando existen dos precipitados por celda constitutiva y para un gran número de precipitados como en la celda M10, el efecto de incremento de resistencia de la matriz es menos pronunciado y mucho menor cuando se trata de los precipitados sigma.

En cuanto a los máximos observados en los precipitados, destaca que estos valores se incrementan con el número de precipitados hasta que se alcanza un cierto valor de radio, a partir del cual los máximos comienzan a disminuir y de la misma forma disminuye el tamaño del campo de tensiones asociados a estos. Sin embargo, la cercanía que impone un mayor número de precipitados de radio pequeño ocasiona solapamiento de los pequeños campos de tensiones que se extienden poco por los menores valores de máximos en el interior de los precipitados. Esta parece ser la razón por la cual a mayores cantidades de partículas de radio menor que uno de tamaño crítico (3,1239 mm para el presente caso), la matriz cambia muy poco su patrón de endurecimiento y los valores de esfuerzos registrados en ella se disminuyen a una muy baja tasa de reducción cuando el radio del precipitado disminuye y/o la cantidad de partículas aumenta.

#### **4.3 Análisis de la Distribución y Magnitud de los Esfuerzos al Aplicar Carga Uniaxial de Tracción a los Modelos de Probetas Diseñadas**

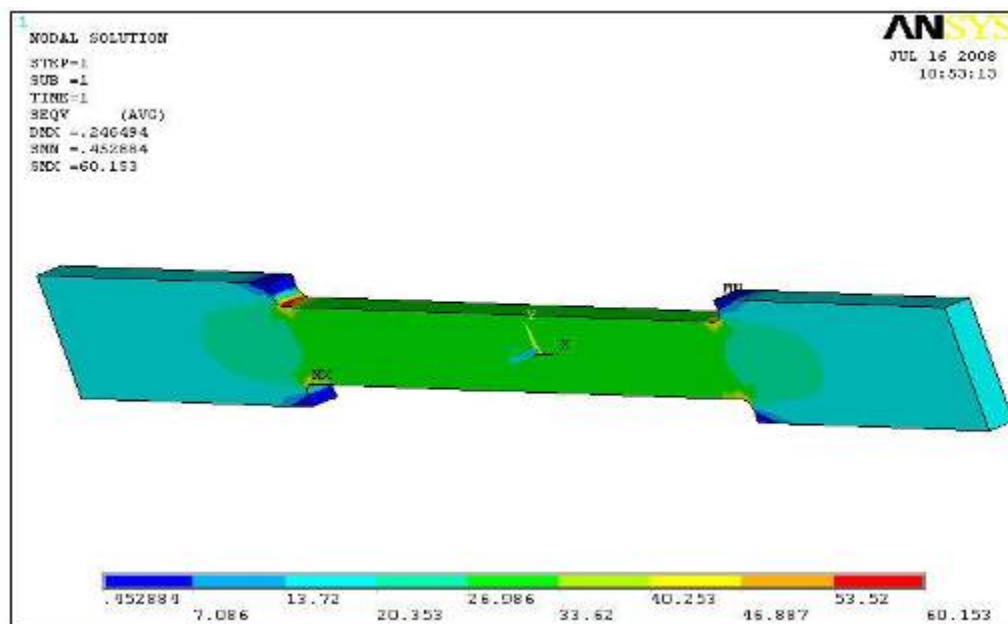
La distribución y magnitud de los esfuerzos al someter a carga los modelos de probetas diseñadas según la geometría de la probeta de tracción plana indicada en la norma ASTM 370, considerando el material sin precipitados como en la condición original (probeta PO), y con iguales proporciones de precipitados de distintos tamaños de fase sigma y carburos (probetas PP4, PP8, PP12, PP40); se muestra en las



figuras 4.10 hasta 4.14. Los análisis correspondientes a cada modelo se realizan a continuación:

#### 4.3.1 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PO Sin Precipitados

Al someter a carga la probeta PO, representativa de la condición original del material, se obtuvo el patrón de distribución de esfuerzos que se muestra en la figura 4.10.



**Figura 4.10** Distribución de esfuerzos en probeta de acero inoxidable AISI 309S en estado original (PO) sin precipitados. [Fuente Propia].

Para esta probeta original se puede observar claramente que el esfuerzo máximo ( $60,153 \text{ kg/mm}^2$ ) se ubica alrededor de la curvatura existente entre la zona de ensayo y la zona de agarre o extremo de la probeta cercano a la restricción de la probeta. Este comportamiento es obvio, puesto que los esfuerzos tienden a concentrarse en zonas de cambio de sección como las curvaturas, entallas y otras discontinuidades geométricas y/o estructurales.

Como en este caso, la probeta no presenta discontinuidades microestructurales (ausencia de precipitados) por estar constituida de una única fase de solución sólida de austenita, la concentración de tensiones ocurre en las zonas de cambio de sección.

Los valores de esfuerzo en estas zonas son altos ( $56,41 \text{ kg/mm}^2$  promedio) en relación con los valores de esfuerzo obtenidos en la zona central o longitud calibrada de la probeta ( $32,00 \text{ kg/mm}^2$  promedio de cuatro nodos). Esto puede constatarse a partir de los colores indicativos de los niveles de esfuerzo en la figura 4.10, de la tabla C.1 y de las figuras C3 hasta C7, obtenidas del análisis nodal que se presentan en el Apéndice C. y de las figuras obtenidas del análisis nodal que se presentan en el anexo C.

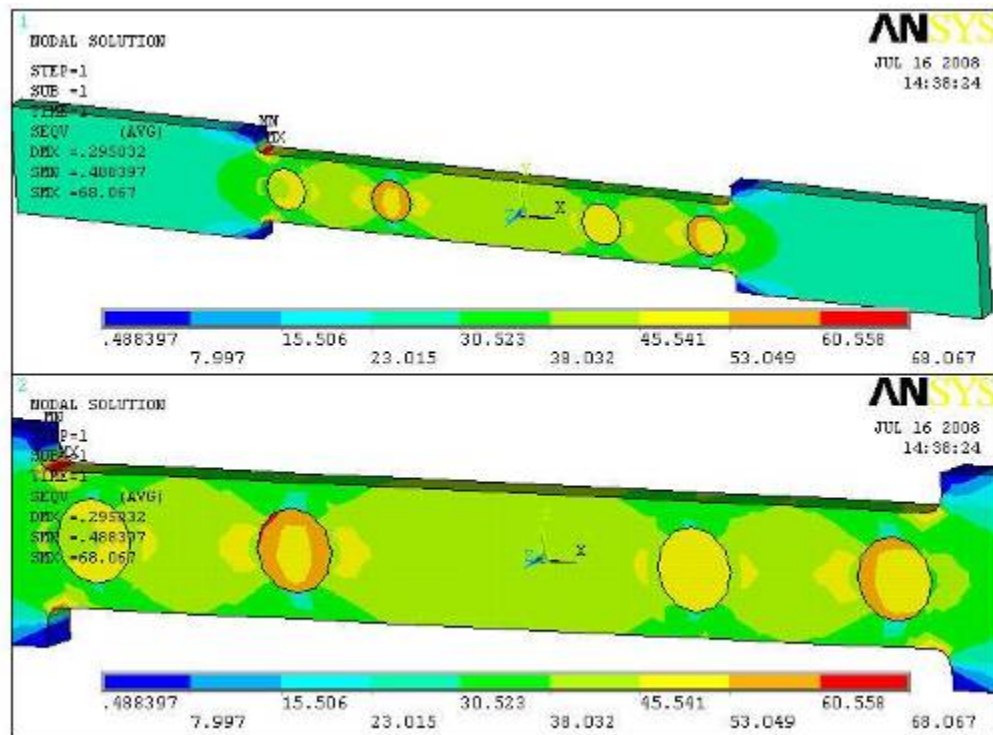
Cabe destacar que la diferencia de valores (5,19%) entre la tensión evaluada a mitad de longitud de ensayo y el valor de fluencia del material con solo fase austenítica, estaría relacionado con las deformaciones ocasionadas por la carga aplicada.

#### **4.3.2 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP4 con Cuatro Precipitados Combinados**

Al evaluar los valores de los máximos obtenidos en los cuatro precipitados que se insertaron en la probeta que se muestra en la figura 4.11, se puede apreciar que al igual que con los primeros modelos, el carburo produce mayores esfuerzos ( $58,83 \text{ kg/mm}^2$  promedio) que la fase sigma ( $52,13 \text{ kg/mm}^2$  promedio). Sin embargo, el máximo absoluto ( $68,067 \text{ kg/mm}^2$ ) se obtiene nuevamente en el cambio de sección en el extremo cercano a la restricción en el eje X.

Al comparar el máximo de esfuerzo obtenido en esta probeta PP4, con el máximo de la probeta original sin precipitados PO ( $60,153 \text{ kg/mm}^2$ ), se detecta un

incremento de resistencia de 13,16%, incremento que solo puede ser atribuido a la presencia de precipitados, ya que todas las demás condiciones permanecieron constante.



**Figura 4.11** Distribución de esfuerzos en probeta (PP4) con cuatro precipitados esferoidales combinados de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$ . [Fuente Propia].

En cuanto a los valores de tensión registrados en la matriz (41,08 kg/mm<sup>2</sup> promedio de cuatro nodos) específicamente en la mitad de la longitud de ensayo, el promedio excede (28,38%) al valor de la probeta original PO. En este incremento de resistencia están involucrados los campos de tensiones que se generan alrededor de cada precipitado y la distancia media entre ellos.

Se observa que los campos de esfuerzo son amplios (eje Y), con valores de esfuerzo altos en la interfase precipitado –matriz, disminuyendo de valor a medida

que el campo se extiende fuera de los precipitados, pero los campos de esfuerzo se solapan (superposición de tensiones) entre precipitados adyacentes, haciendo que el campo de tensiones aumente su amplitud en la distancia que media entre dos precipitados cercanos al centro de la probeta. Esto se puede observar en la región comprendida entre los dos precipitados adyacentes a la mitad de la longitud de ensayo en la figura 4.11.

Cabe destacar, que adicional al refuerzo que ocurre en la matriz por efecto de la deformación ocasionada por la carga y los campos de tensiones de los precipitados, ésta a su vez influye en el incremento de la resistencia de otros precipitados, así como también lo hace la cercanía a las restricciones del modelo y a los concentradores de esfuerzo geométricos como son las zonas de cambio de sección; por tal razón, los valores de esfuerzo en la matriz y en los precipitados cercanos a las restricciones y zonas de cambio de sección presentan mayores valores de esfuerzo, y por esta misma razón el máximo absoluto se ubica hacia esas zonas.

### **4.3.3 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP8 Con Ocho Precipitados Combinados**

La distribución de esfuerzos en la probeta con ocho precipitados combinados, se muestra en la figura 4.12.

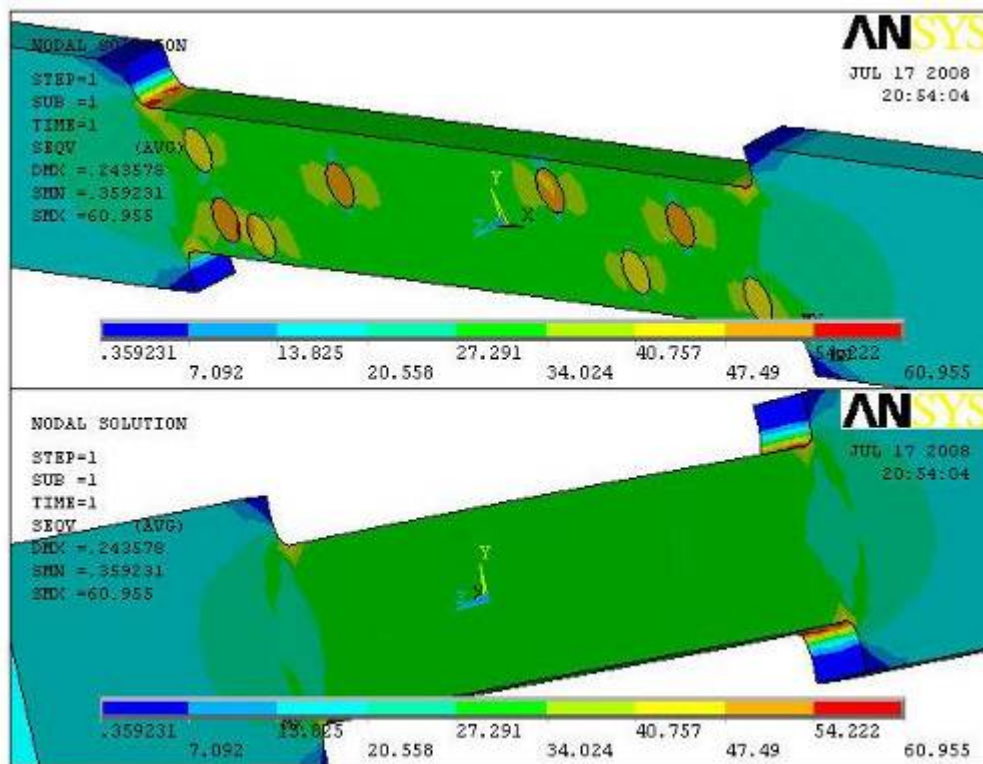
Los valores para el promedio de tensiones que se registra en los carburos ( $48,95 \text{ kg/mm}^2$ ) y en la fase sigma ( $45,20 \text{ kg/mm}^2$ ) son menores (16,79 % y 13,33%, respectivamente) que los obtenidos en la probeta con cuatro precipitados.

En concordancia con esto, en la matriz se registran menores valores de resistencia ( $31,84 \text{ kg/mm}^2$ ) en comparación con la matriz de la PP4, observándose disminución (31,28%) del endurecimiento, ya que los campos de tensión alrededor de

cada precipitado en la matriz también se reducen y solo se registran altos valores localizados de tensión en ésta cuando existen dos o más precipitados cercanos.

El efecto global de este comportamiento también se ve reflejado en el máximo absoluto ubicado igualmente en el cambio de sección ( $60,955 \text{ kg/mm}^2$ ), el cual también disminuye su valor (10,44%), con respecto a la probeta con cuatro precipitados.

Estos resultados, al igual que en el caso de los modelos de las celdas constitutivas, implican que además de las variables previamente consideradas (deformación por efecto de carga, cercanía a restricciones y concentradores de tensión geométricos, presencia de precipitados y composición de los mismos), el tamaño y dispersión de los precipitados, contribuyen en la definición del comportamiento mecánico del material con fases precipitadas.

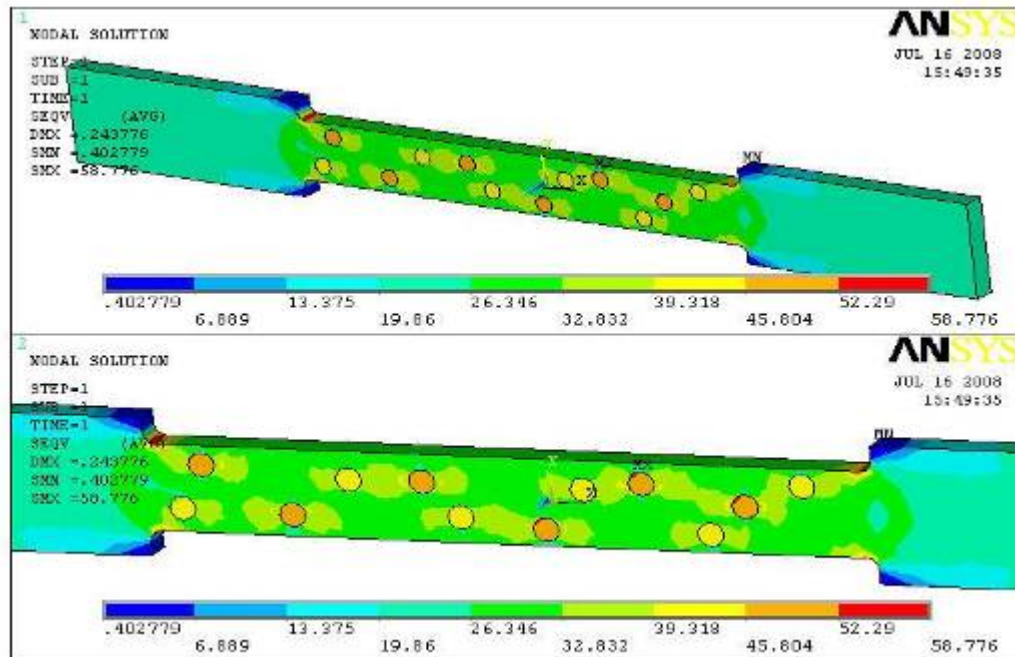


**Figura 4.12** Distribución de esfuerzos en probeta (PP8) con ocho precipitados esferoidales combinados de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$ . [Fuente Propia].

#### 4.3.4 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP12 Con Doce Precipitados Combinados

En la figura 4.13 se presenta la distribución de esfuerzos en la probeta con doce precipitados combinados. En la sección de ensayo de esta probeta se observa similitud con lo observado en las celdas constitutivas M3.1 y M3.2, en cuanto a la distribución de esfuerzos alrededor de precipitados pequeños y cercanos; donde se observaron bandas de tensión cuando los precipitados se encuentran alineados. En este caso, se observa que dentro de la longitud de ensayo se ubican varios puntos de tensión máxima alrededor de los precipitados, específicamente en los de  $M_{23}C_6$  que están alineados con precipitados de fase sigma. El máximo de resistencia (58,776

$\text{kg/mm}^2$ ) está localizado en un precipitado de carburo y este valor es levemente mayor al encontrado en el cambio de sección ( $57,203 \text{ kg/mm}^2$ ), donde se registra una disminución (6,2%) con respecto al mismo punto en la probeta anterior.



**Figura 4.13** Distribución de esfuerzos en probeta (PP12) con doce precipitados esferoidales combinados de fase sigma y carburo  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ . [Fuente Propia].

El alto valor de tensión ( $50,69 \text{ kg/mm}^2$  promedio) alcanzado por los precipitados  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , es mayor a lo obtenido para los mismos precipitados en las probetas PP8 (3,5%) y PP4 (13,83%). Este incremento de resistencia se puede relacionar a las características intrínsecas del precipitado, a su nuevo tamaño, así como al hecho de encontrarse dentro o muy cercano a campos de tensión originados por otros precipitados del mismo tipo y de fase sigma. Sin embargo, en la resistencia de los precipitados de fase sigma ( $45,20 \text{ kg/mm}^2$  promedio), no se registra incremento con respecto a la anterior probeta, en este caso se obtuvo una leve disminución (3,5%) igual al incremento de resistencia en los carburos.

En cuanto al comportamiento de la matriz, se observó que la resistencia de ésta ( $31,91 \text{ kg/mm}^2$ ) permanece casi inalterada con respecto a la PP8 ya que el valor de resistencia se incrementó en muy bajo porcentaje (2,29%).

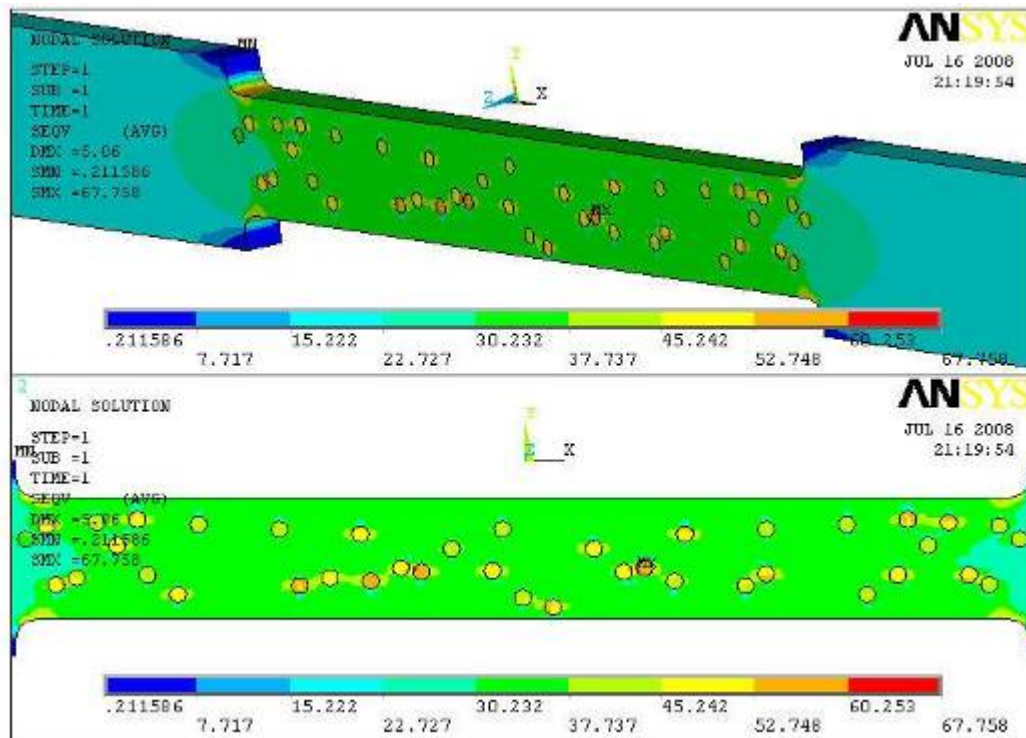
#### **4.3.5 Distribución de Esfuerzos en el Modelo de Probeta PP40 Con Cuarenta Precipitados Combinados**

Finalmente, en la figura 4.14, se presenta la distribución de esfuerzo para la probeta con mayor cantidad de precipitados. Esta condición supone una finísima dispersión de precipitados muy pequeños en toda la sección.

Se aprecia de la figura 4.14, que esta condición origina coalescencia de precipitados pequeños que al igual que en el caso anterior, generan máximos locales de esfuerzo y bandas de tensión cuando los precipitados se alinean, condición que puede conllevar a microfisuras en el seno de la matriz por las altas tensiones localizadas, especialmente cuando hay alineación de muchos precipitados de carburos.

El máximo absoluto ( $67,758 \text{ kg/mm}^2$ ) se ubica en un precipitado de carburo lejano a la sección del extremo cercano a la restricción en el eje X y este se ha incrementado (15,28%) con respecto al máximo de la probeta anterior con doce precipitados.





**Figura 4.14** Distribución de esfuerzos en probeta (PP 40) con cuarenta precipitados esferoidales combinados de fase sigma y carburo  $M_{23}C_6$ . [Fuente Propia].

La resistencia promedio de los precipitados de carburo ( $59,54 \text{ kg/mm}^2$ ) y fase sigma ( $51,75 \text{ kg/mm}^2$ ) también se ha incrementado (17,4% y 18,74%, respectivamente) con respecto a la probeta anterior; mientras que en la matriz prácticamente no hay incremento de resistencia (0,11%).

Este comportamiento sugiere que los precipitados muy pequeños no tienen un efecto relevante en el incremento de la resistencia global de la matriz, solo se observa incremento de la resistencia en zonas muy cercanas a los precipitados, pues sus campos de esfuerzos son muy reducidos como para afectar ampliamente las zonas de la matriz en la que no hay precipitados. Sin embargo, tal como se indicó anteriormente, cuando estos pequeños precipitados están alineados y muy cerca de

otros concentradores, pueden incrementar la resistencia localmente hasta valores superiores a los encontrados como máximo absoluto en otras probetas como la PP4, donde se registró el mayor valor de máximo (68,067 kg/mm<sup>2</sup> en el cambio de sección) de todas las probetas. Nótese que prácticamente no existe diferencia entre este máximo global o absoluto y el máximo localizado (67,758 kg/mm<sup>2</sup>) en una pequeña zona de un precipitado de ésta probeta.

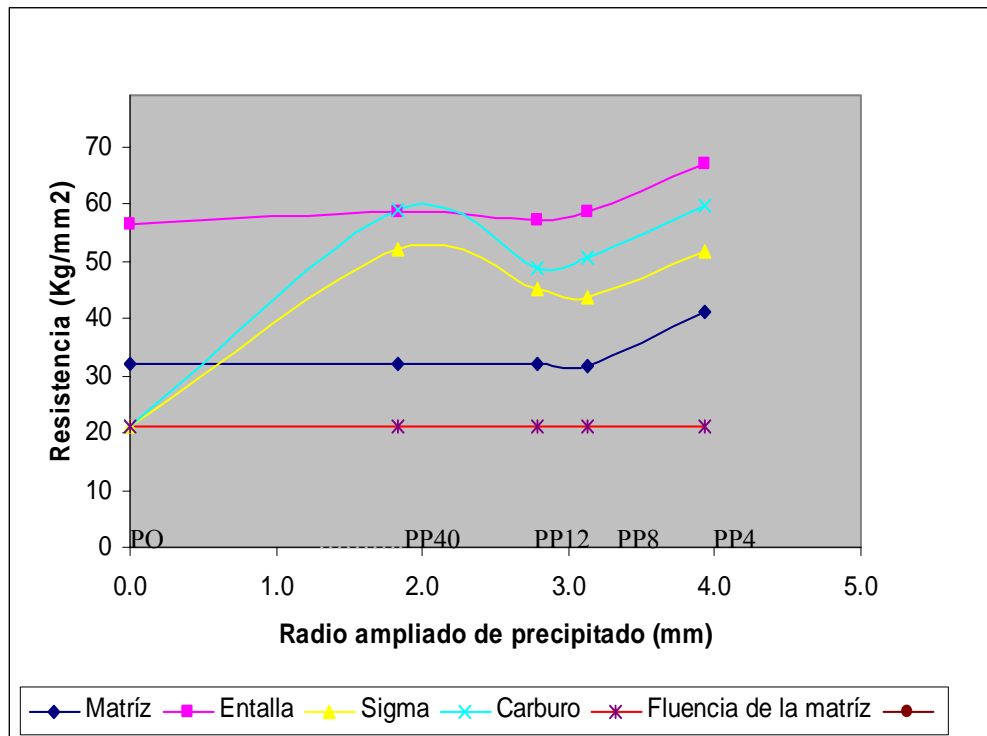
#### 4.4 Análisis de las Tendencias del Comportamiento Mecánico de las Probetas

Finalmente, a fin de comprender las tendencias de la resistencia en función del tamaño y dispersión de los precipitados insertados en los distintos modelos de probetas diseñados, se han recopilado los valores promedio de resistencia obtenidos en la matriz, entalla o cambio de sección, y en los precipitados de carburo y fase sigma de las probetas analizadas, así como el radio de los precipitados.

Los valores obtenidos se presentan en la tabla 4.6 y han sido representados en la gráfica que se muestra en la figura 4.15.

**Tabla 4.6.** Resistencia promedio evaluada en diferentes zonas de los modelos

Probeta	Radio De precipitado (mm)	% Fases				Fluencia de la matriz (kg/mm <sup>2</sup> )
		Matríz	Entalla	Sigma	Carburo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	
PO	0	32	56,41	21,06	21,06	21,06
PP40	1,826	31,95	58,68	52,14	58,83	21,06
PP12	2,790	31,91	57,20	45,20	48,96	21,06
PP8	3,124	31,84	58,57	43,58	50,69	21,06
PP4	3,936	41,08	66,95	51,75	59,54	21,06



**Figura 4.15.** Resistencia en función del radio de los precipitados. [Fuente Propia].

Al cargar los modelos aplicando un esfuerzo de  $20 \text{ kg/mm}^2$ , destacaron los siguientes aspectos que se derivan de la figura 4.15:

- a) De modo general, para todas las probetas los mayores valores de resistencia se obtienen en las entallas independientemente de la presencia y del tamaño de los precipitados.
- b) No se observan grandes variaciones en la resistencia de las entallas, ni de la matriz, cuando los precipitados son pequeños y menores a  $2,7289 \text{ mm}$ . Sin embargo, para partículas de radio mayor a éste, la tendencia es a que la resistencia aumente tanto en las entallas como en la matriz.

- c) El tamaño límite de los precipitados para que no se observe incremento apreciable de resistencia es 2,7289 mm, que sería equivalente a tener en la sección de ensayo  $8,23 \times 10^{10}$  precipitados de 1,4 micras de radio real.
- d) Los mayores incrementos de resistencia por encima del valor de fluencia del material, tanto en las entallas como en la matriz se obtiene cuando el radio de precipitado es 3,9359 mm, el cual fue considerado como valor crítico por ocasionar altos valores de tensión en los precipitados, y en la matriz, por el amplio campo de tensión asociado a éstos. Este radio proporcionaría  $2,74 \times 10^{10}$  precipitados de radio real 2,07 micras en la longitud de ensayo.
- e) La resistencia de los precipitados varía en función de su naturaleza (sigma o carburo), del radio y de la interdistancia entre ellos. Los mayores valores que estos alcanzan están relacionados con los radios pequeños. En este caso, los máximos de resistencia en los precipitados se consiguen cuando el radio es un poco mayor a 1,8268 mm, equivalente a  $2,74 \times 10^{11}$  precipitados de radio real 0,91 micras.
- f) Una condición de disminución de resistencia (equivalente a un ablandamiento) parece suceder cuando hay coalescencia de precipitados pequeños. Esto se puede apreciar a partir de los valores de resistencia obtenidos en las probetas PP12 y PP8, donde se observó precipitados alineadas y coalescencia de otros, quedando grandes áreas sin precipitados.

#### **4.5 Validación de los Modelos de Probetas Diseñadas**

Para validar los modelos de probetas con 10,22% de fases precipitadas con morfología esferoidal donde 50% de los precipitados son de fase sigma y 50% de de

carburo  $M_{23}C_6$ , se ha considerado una ley de mezclas para determinar la resistencia que presentaría el acero, como se establece en la ecuación siguiente:

$$\sigma_{Acero} = \frac{(\%sigma)(\sigma_{sigma}) + (\%carburo)(\sigma_{carburo}) + (\%austenita)(\sigma_{austenita})}{100}$$

Donde:

$\sigma_{acero}$  : Es la resistencia que presentaría el acero en un ensayo uniaxial de tracción en  $kg/mm^2$ .

$\% Sigma$  : Porcentaje de sigma introducido en el modelo.

$\% Carburo$  : Porcentaje de carburo  $M_{23}C_6$  introducido en el modelo.

$\% Austenita$  : Porcentaje de austenita introducido en el modelo.

$\sigma_{sigma}$  : Resistencia promedio de la fase sigma obtenida en la simulación en  $kg/mm^2$ .

$\sigma_{carburo}$  : Resistencia promedio del carburo  $M_{23}C_6$  obtenida en la simulación en  $kg/mm^2$ .

$\sigma_{austenita}$  : Resistencia promedio de la austenita obtenida en la simulación en  $kg/mm^2$

Aplicando la ecuación anterior se obtuvo la resistencia del acero. Los resultados se muestran en la tabla 4.7

**Tabla 4.7.** Resistencia del acero calculado a partir de los resultados de la simulación.

Modelo	Resistencia de fases (kg/mm <sup>2</sup> )			% Fases			Resistencia Simulada Acero (kg/mm <sup>2</sup> )
	<i>Sigma</i>	<i>Carburo</i>	<i>austenita</i>	<i>Sigma</i>	<i>Carburo</i>	<i>austenita</i>	
<b>P*</b>	0	0	21,06	0	0	100	21,06
<b>PO</b>	0	0	32,00	0	0	100	32,00
<b>PP4</b>	52,14	58,83	41,08	5,11	5,11	89,78	42,55
<b>PP8</b>	45,2	48,96	31,84	5,11	5,11	89,78	33,40
<b>PP12</b>	43,58	50,70	31,91	5,11	5,11	89,78	33,47
<b>PP40</b>	51,75	59,54	31,95	5,11	5,11	89,78	34,37

**P\*:** Probeta sin carga y resistencia a la fluencia del acero AISI 309S en su condición original.

Con los datos anteriores, se calculó la carga que sería requerida para obtener la resistencia en el acero con y sin precipitados.

Los resultados de cargas fueron utilizados para verificar la resistencia obtenida por M.Ramos [1], cuando realizó ensayos experimentales en el acero AISI 309S en su condición original y con precipitados.

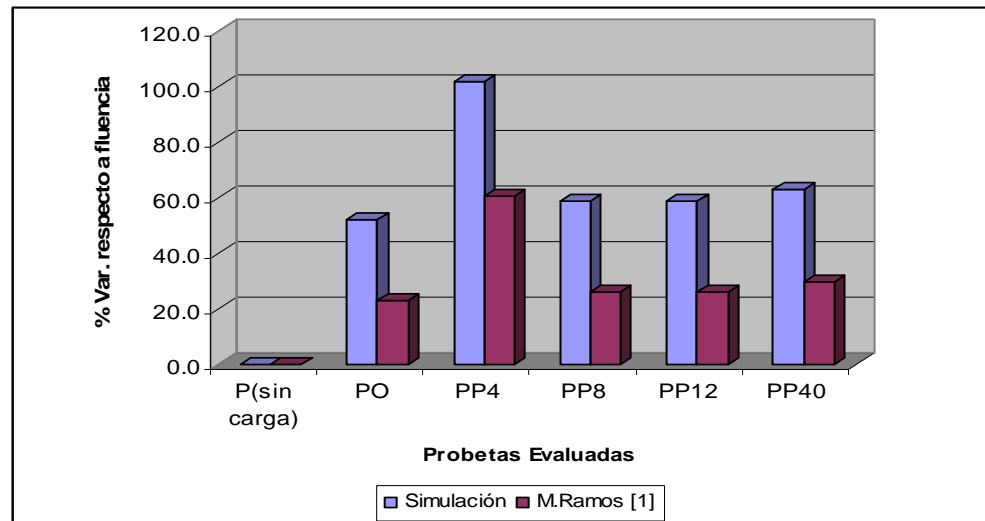
Los datos de carga se llevaron a las curvas (figura 4.1) y se tomó el valor correspondiente de resistencia. Los resultados se muestran en la tabla 4.8.

**Tabla 4.8.** Resultados de la simulación y comparación con resultados de M.Ramos [1].

	Carga (kg)	Resistencia del Acero (kg/mm <sup>2</sup> )		Variación con Respecto a fluencia (%)		Diferencia (%)
		Simulación	M. Ramos [1]	Simulación	M. Ramos [1]	
<b>P*</b>	2106	21,06	21,06	0,0	0,0	0,0
<b>PO</b>	3200,0	32,00	25,93	51,95	23,124	23,4
<b>PP4</b>	4254,9	42,55	33,83	102,04	60,636	25,8
<b>PP8</b>	3339,7	33,40	26,53	58,58	25,973	25,9
<b>PP12</b>	3347,0	33,47	26,60	58,93	26,306	25,8
<b>PP40</b>	3437,0	34,37	27,31	63,20	29,677	25,9

De la tabla 4.8 se puede constatar que para las cargas determinadas, el acero con precipitados muestra valores de resistencia mayores que el esfuerzo de fluencia del material estudiado, el mayor endurecimiento se verifica para la probeta PP4 con cuatro precipitados, y tanto en la simulación como de la data de M.Ramos esto es verificado al obtenerse para esta probeta, la mayor variación o incremento de resistencia con respecto al valor de fluencia del material (102,04% con la simulación y 60,64% con la data experimental), demostrándose una vez más, el endurecimiento producido por las partículas.

Sin embargo, al comparar los resultados de la simulación con los obtenidos de las curvas experimentales, se observan diferencias que oscilan entre 23,4 y 25,9 %. Tales diferencias, se representan porcentualmente en la figura 4.16.



**Figura 4.16.** Porcentaje de variación de la resistencia obtenida en la simulación y en los ensayos experimentales de M.Ramos [1] con respecto al valor de fluencia del material original. [Fuente Propia].

Las variaciones porcentuales que se observan en la figura 4.16, podrían explicarse en función de los aspectos que diferencian la situación real de los modelos utilizados, como son:

1. El comportamiento asumido fue isotrópico, linealmente elástico, tanto para los precipitados como para la matriz, pero realmente el comportamiento de la matriz austenítica es no lineal, elástico, sino multilíneamente elástico.

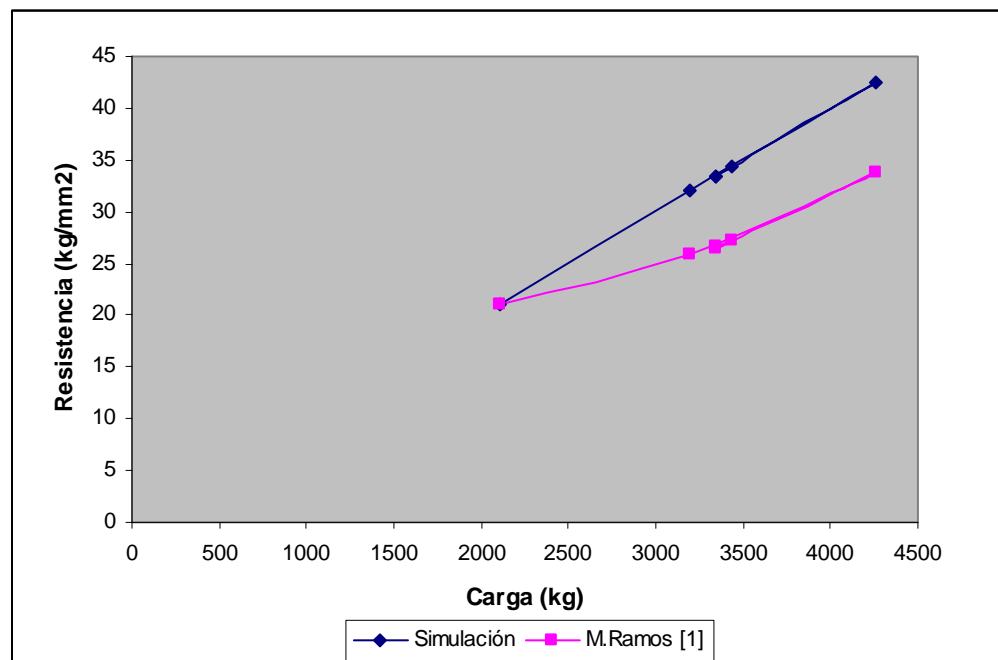
2. El comportamiento de cada celda al aplicarle carga conlleva a la formación de esfuerzos no uniformes en escala microscópica, lo cual es un problema complejo de analizar, pero en este estudio fue simplificado en términos de esfuerzos globales, considerándolos como valores promedios obtenidos en las esferas y sus adyacencias, asumiendo que los valores promedios son representativos del comportamiento de cada fase en el material.



3. Los valores experimentales obtenidos por M. Ramos, proceden del ensayo de probetas cilíndricas y en la simulación se trabajó con probetas planas.

4. El material ensayado experimentalmente, posee en su microestructura un mayor porcentaje de fases precipitadas con diferentes morfologías, y en este estudio se trabajó solo con 10% de los precipitados de morfología esferoidal y se consideró que existe una distribución igualitaria de fase sigma y de carburo.

Todas estas razones justificarían las diferencias que se observan en la figura 4.17, entre los valores de resistencia obtenidos en la simulación y los obtenidos utilizando la data experimental para varios valores de carga aplicada en el material.



**Figura 4.17.** Resistencia obtenida en el acero AISI 309S mediante simulación y mediante la data experimental para varios niveles de carga. [Fuente Propia].

## CAPÍTULO 5

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

#### 5.1 Conclusiones

- 1) Un ejemplo de aplicación del método de elementos finitos para la comprensión del comportamiento mecánico de un acero inoxidable con precipitación de fases secundarias ha sido elaborado, tomando como base de los modelos la constitución microestructural y se ha confirmado la versatilidad del método en el análisis del comportamiento macroscópico, al obtener valores de resistencia que están relacionados con lo que físicamente sucede en un proceso de endurecimiento por precipitación.
- 2) Los resultados de las tensiones en las simulaciones y la predicción del comportamiento mecánico global están en concordancia cualitativa con los resultados obtenidos por M. Ramos [1].
- 3) Se obtuvo un rango de tensiones en los precipitados, cuyos valores están comprendidos entre 45,67 y 60,55 kg/mm<sup>2</sup>, mientras que en la matriz que los contiene se encontraron valores que oscilan entre 32 y 41,84 kg/mm<sup>2</sup> y estos valores son superiores al esfuerzo de fluencia (21,06 kg/mm<sup>2</sup>) del material sin precipitados, lo cual sugiere un proceso de endurecimiento o de aumento de resistencia por la presencia de precipitados.
- 4) Los esfuerzos máximos se producen en los precipitados de las fases sigma y carburo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, y estos actúan como concentradores de esfuerzo dentro de la matriz austenítica.

- 5) Para la fracción volumétrica de 0,102 (10,22%v/v) de precipitados estudiados, la máxima resistencia se obtiene con los precipitados de 3,9359 mm de radio.
- 6) Un porcentaje de 10,22% de precipitados tanto de carburos como de fase sigma es suficiente para cambiar las propiedades macroscópicas del acero inoxidable austenítico.
- 7) En las celdas constitutivas los máximos esfuerzos se logran cuando existen dos precipitados por celda (M2.1 y M2.2) y en las probetas esto se logra cuando la celda constitutiva posee un precipitado por celda (PP4).
- 8) Los esfuerzos máximos obtenidos en las celdas constitutivas son menores que los obtenidos en las probetas formadas por el mismo tipo de celda con precipitados combinados.
- 9) El tamaño y la interdistancia en los precipitados es un parámetro que afecta notablemente la resistencia de la matriz austenítica de los aceros inoxidables afectados por precipitación de fase secundarias.
- 10) El incremento de resistencia o endurecimiento por precipitación de fases secundarias, acerca al acero a su valor de resistencia a la fractura.
- 11) Los precipitados esféricos de fase sigma son concentradores de esfuerzo menos severos que los precipitados esféricos del carburo  $M_{23}C_6$ .
- 12) Los precipitados de fase sigma de dimensiones inferiores a 2,7289 mm, no tienen un efecto apreciable sobre la resistencia de la matriz austenítica.

## 5.2 Recomendaciones

1. Realizar estudios similares a este, cambiando el porcentaje de precipitados y el modelo de comportamiento lineal elástico e isotrópico de la matriz, por uno multilínealmente elástico e isotrópico; De manera tal de observar el comportamiento de la misma para esta característica.
2. Estudiar el efecto del cambio de morfología de los precipitados en la resistencia del material, utilizando solo fase sigma en los precipitados.
3. Modelar la microestructura real con todas sus fases y morfologías en una sola probeta cilíndrica, a fin de lograr un mayor acercamiento a lo que sería la condición física de las probetas ensayadas experimentalmente.
4. Realizar investigaciones similares a la presente, pero considerando el análisis de formación y propagación de grietas en el material.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1]. Ramos, M; **“Identificación del Origen de la Fragilización de los Tensores del Cono Radiante del Horno H-1 de la DA-2 de la refinería Corpoven, S.A. Puerto La Cruz”** , Informe de Pasantía, Universidad de Oriente (1996).
- [2]. Caripa, J; **“Aceros Inoxidables Duplex”**, Trabajo de Investigación, Universidad de Oriente (2004).
- [3]. Blanco, J; **“Determinación Del Factor Teórico de Concentración de Esfuerzo en Árboles Huecos Cortos con Filete de Hombro Sometidos a Tensión, para las Relaciones t/h: 0,25; 0,50; y 3.”** Trabajo de Investigación, Universidad de Oriente (2005).
- [4]. Teodoro, V; **“Evaluación y Análisis de la Estructura del Vehículo para Transporte Mixto Productos-Montacargas de una Planta Cervecera, empleando el Método de los Elementos Finitos”**, Informe de Pasantía, Universidad de Oriente (2005).
- [5]. Chawla, N; Ganesh, V. **“Modelado mediante los elementos finitos de la visualización tridimensional de una microestructura heterogénea”**. Artículo del departamento de mecánica, Escuela de Ingeniería Faltón. Arizona. USA (2005)
- [6]. Avner, S; **“Introducción a la Metalurgia Física”**, Editorial McGraw Hill, Segunda Edición. México (1982)
- [7]. Colomber, R; Desmond, R; **“Aceros Inoxidable-Aceros Refractarios”**. Segunda Edición. Ediciones Urmo, España (1972)
- [8]. Fontana, M; **“Ingeniería de Corrosión”**. Editorial Mc Graw Hill Book Company. EEUU, 1985.

[9]. Dieter, G; **“Metalurgia Mecánica”**. Segunda Edición. Editorial Mc Graw Hill, EEUU, 1976.

[10]. García, J. Hernández, L. **“La Precipitación de Carburos Intergraníticos y su Efecto en las Propiedades Mecánicas de un Acero Inoxidable Austenítico tipo 309S”**. México (2007).

[11]. Peckner and Berstein. **“El Libro Del Acero Inoxidable”**. Segunda Edición. Editorial McGraw-Hill, U.S.A. (1977).

[12]. Shigley, J; Mischke, C; **“Diseño em Ingeniería Mecánica”**. Cuarta Edición Editorial McGraw-Hill. España (1991).

[13]. Timoshenko, G; **“Mecánica De Materiales”**. Cuarta Edición. Editorial Iberoamerica S.A. México (1990)

[14]. Popov, E; **“Introducción a la Mecánica de Sólidos”**. Segunda Edición Editorial Limusae S.A. México (1993).

[15]. Smith, W; **“Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales”**. Tercera Edición Editorial McGraw-Hill. España (1998).

[16]. Segerlind, L; **“Análisis Aplicado de Elementos Finitos”**. Editorial John Wiley & Son. New York (1976)

[17]. Zienkiewicz, O; **“El Método de los elementos Finitos”**. Editorial Reverté S.A España (1980)

[18]. **“ANSYS”** Empresa Ingecyber. Disponible en:

<http://www.ingeciber.com/productos/workbench.php>

[19]. Parkway-Kew Corporation; **“Recubrimientos de: carburos, aleaciones de metal, cerámicas y deposición de vapor”**. (2007). Disponible en:  
<http://www.parkwaykew.com/Recubrimientos.pdf>

[20]. Perdomo; J. Spry; T. **“Sigma Phase Formation of Type 310 Stainless Steel in a Lime Kiln Burner Nozzle ”**. (2007). Disponible en:  
<http://web.nace.org/content/publications/mp/2007/0703054.pdf>

### **Bibliografía Citada**

[1]. Reed, H; **“Principios de la Metalurgia Física”**. Primera Edición. Editorial Van Nostrand Reinhold. New York (1964).

[2]. Sreir, L; **“Corrosión metal and Enviroment”**, Segunda Edición. Editorial Van Hazell watson & viney ltd. London (1975).

[3]. Morral, F.R. Y otros, **“Metalurgia General”** Tercera edición, Editorial Reverté, S.A. España (1982).

[4]. Beer, J; Johnston, R; **“Mecánica de Materiales”**, Tercera Edición. Editorial McGraw-Hill, Colombia (1995).

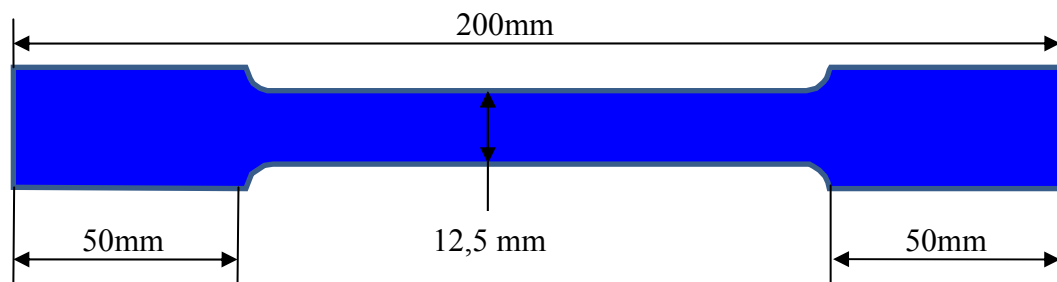
[5]. Rojas, C., **“Manual para la presentación del proyecto y de la tesis de Pregrado en ingeniería”** Primera Edición. Venezuela (1998).

[6].Avallone E., **“Manual del Ingeniero Mecánico”**, Novena Edición. Editorial McGraw-Hill, México, Tomo II, (2001).

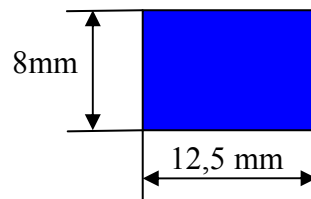


## APENDICE

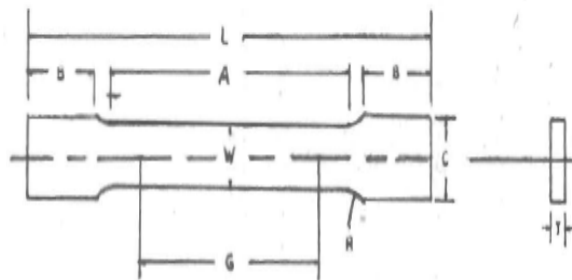
## APENDICE A



**Figura A.1.** Dimensiones para probetas planas de 12,5 mm. Según normativa ASTM A370 [Fuente Propia].



**Figura A.2.** Área de sección transversal en el centro de la probeta [Fuente Propia].

 A 370


## DIMENSIONS

	Standard Specimens				Subsize Specimen	
	Plate-Type, 1½-in. Wide		Sheet-Type, ½-in. Wide		½-in. Wide	
	in.	mm	in.	mm	in.	mm
G—Gage length (Notes 1 and 2)	8.00 ± 0.01	200 ± 0.25	2.000 ± 0.005	50.0 ± 0.10	1.000 ± 0.003	25.0 ± 0.08
W—Width (Notes 3, 5, and 6)	1½ + ⅛ - ¼	40 + 3 - 6	0.500 ± 0.010	12.5 ± 0.25	0.250 ± 0.002	6.25 ± 0.05
T—Thickness (Note 7)			thickness of material			
R—Radius of fillet, min (Note 4)	½	13	½	13	¼	6
L—Over-all length, min (Notes 2 and 8)	18	450	8	200	4	100
A—Length of reduced section, min	9	225	2¼	60	1¼	32
B—Length of grip section, min (Note 9)	3	75	2	50	1¼	32
C—Width of grip section, approximate (Notes 4, 10, and 11)	2	50	¼	20	⅝	10

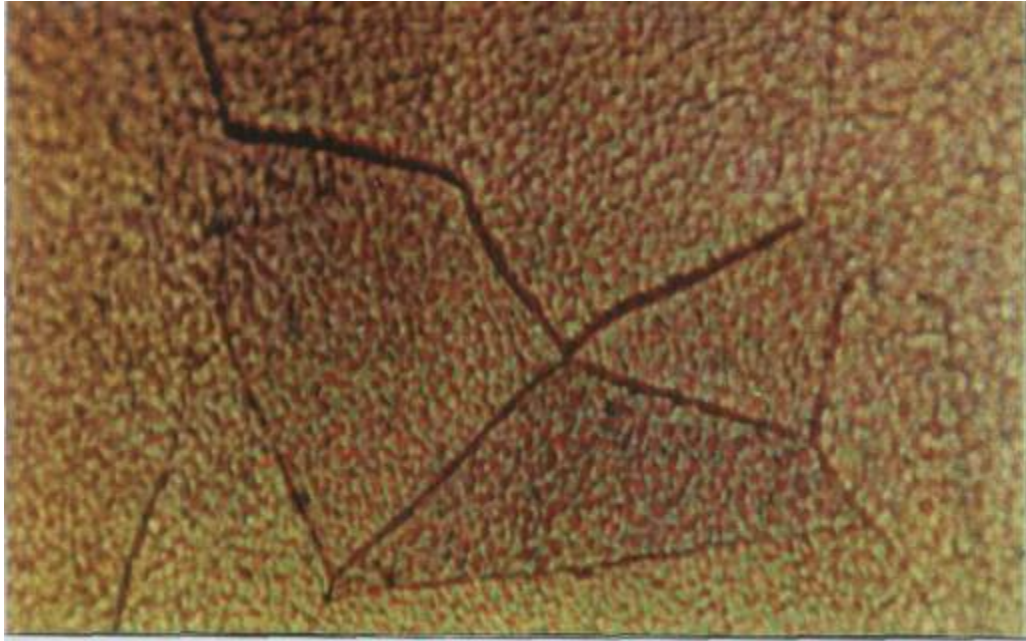
**Figura A.3.** Dimensiones para probetas planas para ensayar uniaxialmente a tracción.

Norma ASTM-A370

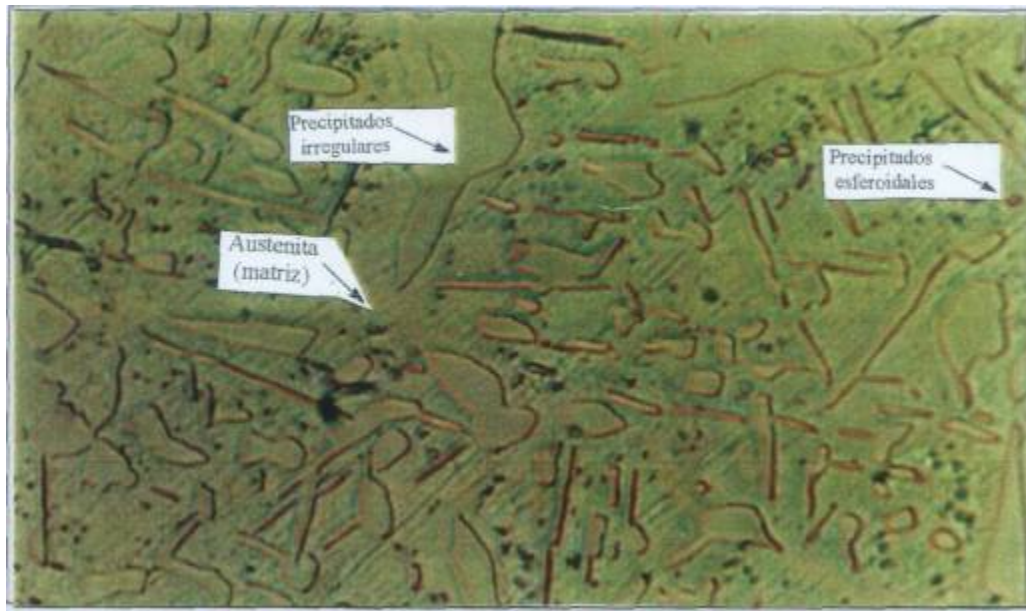
## APENDICE B

**Tabla B.1.** Composición química de la aleación 309S.

ELEMENTO	COMPOSICIÓN QUÍMICA (% en peso)		
	Limites según Fabricante		Real analizada por via Espectrométrica
	Max.	Min.	
<b>C</b>	0,08	-	0,05
<b>Cr</b>	24,0	22,00	22,05
<b>Ni</b>	15,00	12,00	13,213
<b>Mn</b>	2,00	-	2,076
<b>Mo</b>	0,50	-	0,23
<b>Al</b>	-	-	0,007
<b>Cu</b>	-	-	0,19
<b>N</b>	0,002	-	-
<b>P</b>	0,045	-	0,012
<b>Si</b>	1,00	-	0,55
<b>Ti</b>	-	-	0,06
<b>V</b>	-	-	0,06
<b>Fe</b>	-	-	61,48

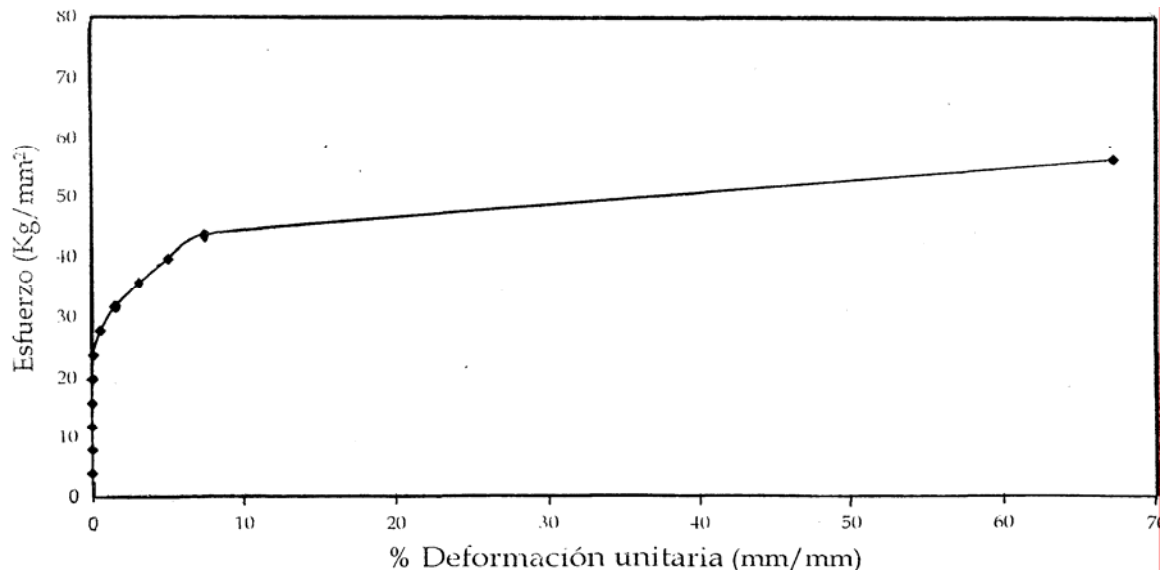


**Figura B.1.** Fotomicrografía del acero en estado original. Magnificación: 1900X

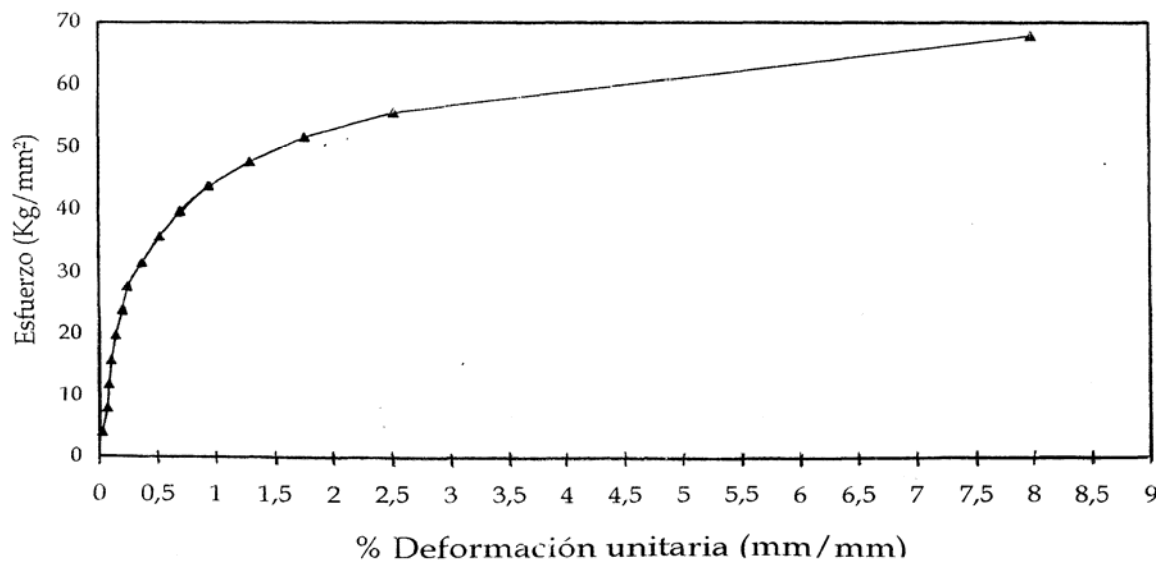


**Figura B.2.** Fotomicrografía del acero con presencia de precipitados. Magnificación:  
1900X

### APENDICE C



**Figura C1.** Curva Esfuerzo deformación para el acero inoxidable austenítico AISI 309S después de haber sido sometido a tratamiento térmico de recocido.



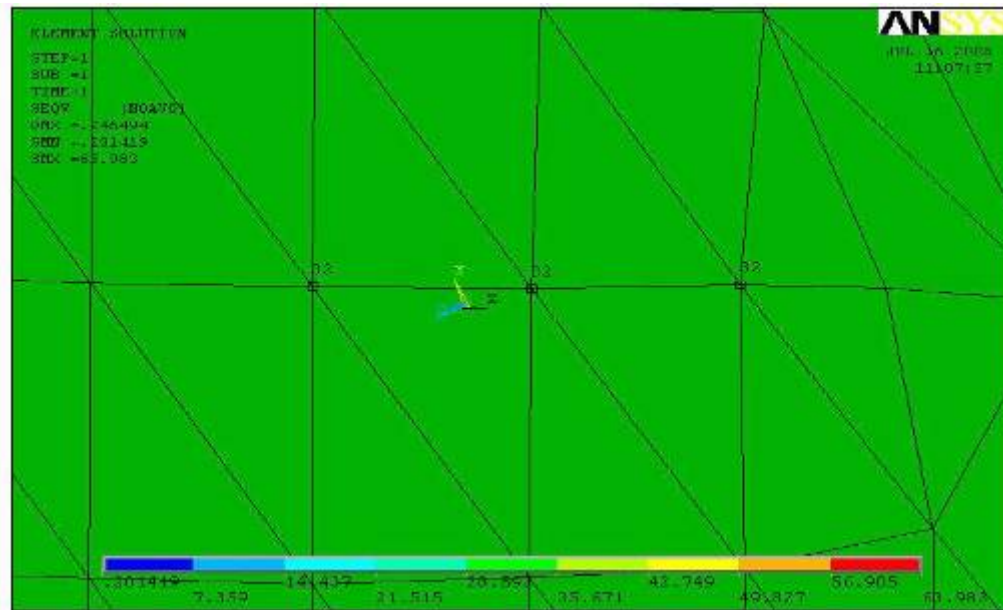
**Figura C2.** Curva Esfuerzo deformación para el acero inoxidable austenítico AISI 309S después de sufrir precipitación de fases.

**Tabla C1.** Datos de esfuerzos evaluados en distintas ubicaciones de la probeta.

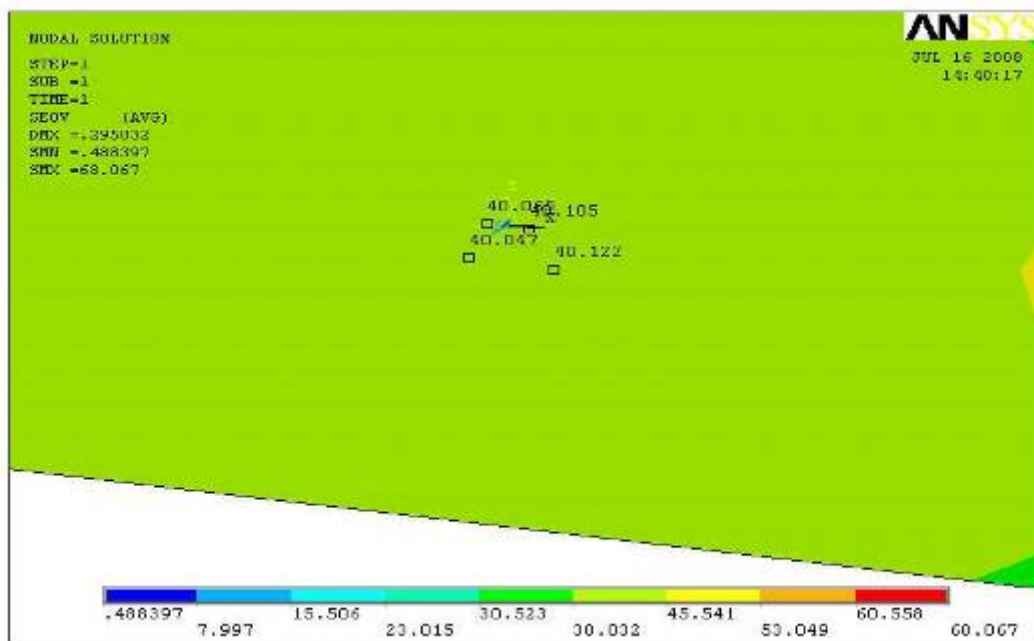
Probeta	Esfuerzos Localizados (Kg/mm <sup>2</sup> )			
	Entalla	Sigma	Carburo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Matriz
<b>PO</b>	57,245+55,722+ 54,52+58,153	-----	-----	32+32+32
<b>Promedio</b>	<b>56,41</b>	<b>-----</b>	<b>-----</b>	<b>32</b>
<b>PP4</b>	66,821+66,212+ 67,922+66,848	51,215+51,723+ 52,215+52,813+52	59,215+58,72+ 59,472+58,612	40,046+40,12 40,038+40,105
<b>Promedio</b>	<b>66,950</b>	<b>52,1376</b>	<b>58,8312</b>	<b>41,077</b>
<b>PP8</b>	58,226+57,821+ 59,723+58,522	44,212+45,83+ 46,015+44,723	48,332+49,25+ 49,373+48,872	32,065+32,30 32,001+32,022
<b>Promedio</b>	<b>58,573</b>	<b>45,1955</b>	<b>48,957</b>	<b>31,84</b>
<b>PP12</b>	57,214+57,818+ 56,921+56,857	43,271+44,07+ 43,116+43,868	51,728+51,06+ 50,93+49,86	32,353+32,09 31,269
<b>Promedio</b>	<b>57,2025</b>	<b>43,58</b>	<b>50,695</b>	<b>31,914</b>
<b>PP40</b>	54,722+55,812 54,332+54,745	42,05+42,65+ 41,985+42,705	49,052+48,54+ 48,411+48,821	32,07+30,98+ 31,757+30,245
<b>Promedio</b>	<b>54,561</b>	<b>42,206</b>	<b>48,743</b>	<b>31,949</b>

**Tabla C.2** Datos de los esfuerzos obtenidos para todas las probetas.

<b>Probeta</b>	<b>Precipitado</b>	<b>Rango mayores esfuerzos (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Smax (Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Ubicación de Smax</b>
P0	-----	53,52-60,153	60,153	Discontinuidad geométrica (Filete)
PP4	Sigma	38,03-53,04	53,049	En las esferas del carburo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	53,050-60,55	60,55	
PP8	Sigma	34,02-47,48	47,48	En las esferas del carburo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	47,49-54,22	54,22	
PP12	Sigma	39,318-45,79	45,79	Esferas del carburo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> cercanas a otros precipitados
	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	45,80-52,38	52,29	
PP40	Sigma	37,73-52,7	52,7	Esferas del carburo M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> cercanas a otros precipitados
	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	52,74-60,25	60,25	

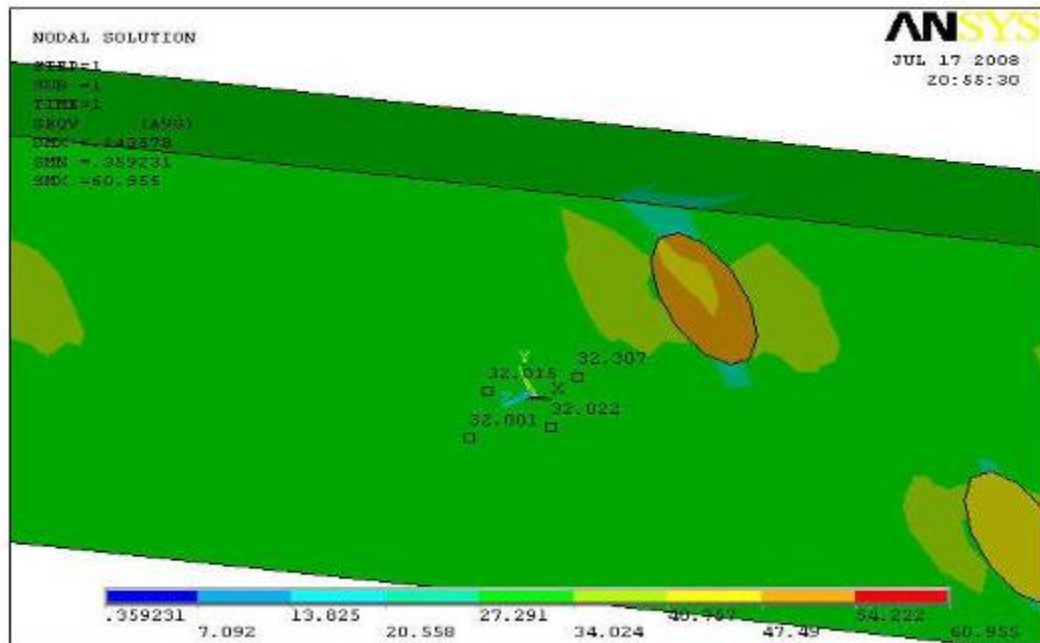


**Figura C.3.** Esfuerzos obtenidos en el centro de la probeta original (PO) mediante el estudio nodal

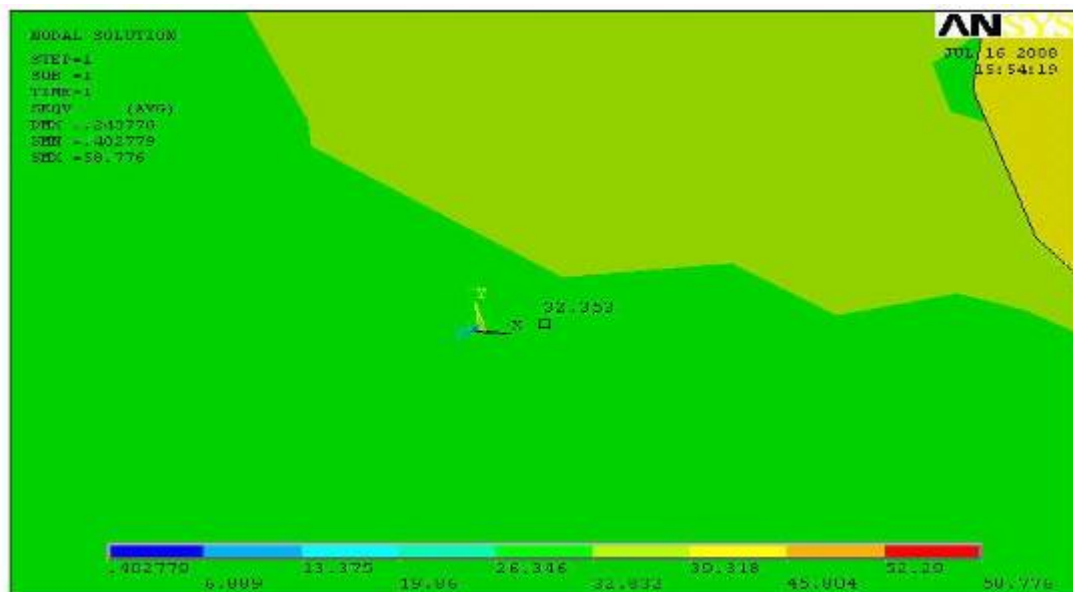


**Figura C.4.** Esfuerzos obtenidos en el centro de la probeta con cuatro esferas (PP4) mediante el estudio nodal





**Figura C.5.** Esfuerzos obtenidos en el centro de la probeta con ocho esferas (PP8) mediante el estudio nodal



**Figura C.6.** Esfuerzos obtenidos en el centro de la probeta con 12 esferas (PP12) mediante el estudio nodal



**METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:**

<b>TÍTULO</b>	<b>“Determinación mediante el uso de los elementos finitos del comportamiento mecánico de un acero inoxidable austenítico AISI 309S con precipitados esferoidales”</b>
<b>SUBTÍTULO</b>	

**AUTOR (ES):**

<b>APELLIDOS Y NOMBRES</b>	<b>CÓDIGO CULAC / E MAIL</b>
<b>López Q., Luis A.</b>	<b>CVLAC: V-16.252.467</b> <b>E MAIL: lopez_luis777@hotmail.com</b>

**PALÁBRAS O FRASES CLAVES****Acero Inoxidable Austenítico AISI 310S****Fase Sigma****Carburo****Precipitados****Esfuerzo****Simulación****Elementos Finitos****Metalografía**

**METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:**

ÁREA	SUBÁREA
Ingeniería y Ciencias Aplicadas	Departamento de Mecánica

**RESUMEN (ABSTRACT)**

En este proyecto se realizó una simulación del comportamiento mecánico de un acero inoxidable austenítico AISI 309S afectado por precipitación de fases secundarias. Esta fue realizada mediante la creación de modelos de la microestructura presente en el acero en las condiciones original y precipitada utilizando un software de elementos finitos. Dichos modelos se realizaron en base a una matriz austenítica para la condición original y con la presencia de precipitados esféricos, específicamente de fase sigma y del carburo del tipo  $M_{23}C_6$ . Las microestructuras modeladas se fundamentaron en la evaluación porcentual y morfológica de las fases presentes en el acero luego de ser este sometido a análisis metalográfico. En los modelos se asumieron las características mecánicas de los microconstituyentes identificados y se varió el radio de los precipitados con morfología esférica manteniendo constante la concentración volumétrica de los mismos en cada modelo. A través del software se realizó la simulación del comportamiento mecánico aplicando cargas de tensión en probetas diseñadas con las microestructuras modeladas. El comportamiento obtenido

fue analizado tomando como referencia los resultados de ensayos de tracción reportados por M. Ramos [1]. Del estudio se obtuvo un rango de tensiones alrededor de los precipitados cuyos valores son superiores al valor de tensión de fluencia del material sin precipitados. Los mayores esfuerzos se producen en los precipitados de carburo  $M_{23}C_6$  los cuales cuando están alineados con otros carburos producen un campo de tensión que aunado al producido por discontinuidades geométricas superan la tensión máxima y de rotura del material. Para la fracción volumétrica de precipitados estudiados, la máxima resistencia se obtiene con los precipitados de 3,9359 mm de radio y los de dimensiones inferiores a 2,7289 mm, no tienen un efecto apreciable sobre la resistencia de la matriz austenítica. Los resultados de las simulaciones de las tensiones y la predicción del comportamiento mecánico global están en concordancia cualitativa con los resultados obtenidos por M. Ramos [1].

**METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:****CONTRIBUIDORES:**

APELLIDOS Y NOMBRES	ROL / CÓDIGO CVLAC / E_MAIL				
	ROL	CA	AS X	TU	JU
Sterlacci, Gaetano	CVLAC:	V- 8.871.360			
	E_MAIL	gsterlacci@yahoo.com			
	E_MAIL				
	ROL	CA	AS	TU	JU X
Payares, Félix	CVLAC:	V-5.976.608			
	E_MAIL	fpayares@gmail.com			
	E_MAIL				
	ROL	CA	AS	TU	JU X
López, Glorys	CVLAC:	V-4.784.899			
	E_MAIL	gloryslopez@cantv.net			
	E_MAIL				
	ROL	CA	AS	TU	JU X

**FECHA DE DISCUSIÓN Y APROBACIÓN:**

AÑO	MES	DÍA
2008	08	07

**LENGUAJE. SPA**

**METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:****ARCHIVO (S):**

NOMBRE DE ARCHIVO	TIPO MIME
TESIS.Luis.Alfonso.Lopez.Quiame.doc	Application/msword

**CARACTERES EN LOS NOMBRES DE LOS ARCHIVOS:** A B C D E F  
 G H I J K L M N O P Q R S T U V W X Y Z. a b c d e f g h i j k l m n o p q r s t u v  
 w x y z. 0 1 2 3 4 5 6 7 8 9.

**ALCANCE**

**ESPACIAL:** \_\_\_\_\_ (OPCIONAL)

**TEMPORAL:** \_\_\_\_\_ (OPCIONAL)

**TÍTULO O GRADO ASOCIADO CON EL TRABAJO:**

\_\_\_\_\_ INGENIERO MECÁNICO \_\_\_\_\_

**NIVEL ASOCIADO CON EL TRABAJO:**

\_\_\_\_\_ PREGRADO \_\_\_\_\_

**ÁREA DE ESTUDIO:**

\_\_\_\_\_ DEPARTAMENTO DE MECÁNICA \_\_\_\_\_

**INSTITUCIÓN:**

\_\_\_\_\_ UNIVERSIDAD DE ORIENTE \_\_\_\_\_

**METADATOS PARA TRABAJOS DE GRADO, TESIS Y ASCENSO:**

**DERECHOS**

**DE ACUERDO AL ARTÍCULO 44 DEL REGLAMENTO DE TRABAJOS DE GRADO: “LOS TRABAJOS DE GRADO SON DE EXCLUSIVA PROPIEDAD DE LA UNIVERSIDAD, Y SOLO PODRAN SER UTILIZADOS CON OTROS FINES CON EL CONSENTIMIENTO DEL CONSEJO DE NÚCLEO RESPECTIVO, QUIEN LO PARTICIPARÁ AL CONSEJO UNIVERSITARIO”.**

**Br. Luis A. López Q.**

**AUTOR**

**Prof. Gaetano Sterlacci**

**TUTOR**

**Prof. Félix Payares**

**JURADO**

**Prof. Glorys López**

**JURADO**

**Prof. Félix Payares**

**POR LA SUBCOMISION DE TESIS**