

01173



UNAM  
POSGRADO 

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE  
MÉXICO

---

PROGRAMA DE POSGRADO EN INGENIERÍA

Modelo de Superficie de Respuesta de las  
Propiedades Mecánicas de un Acero Inoxidable  
Duplex (Werkstoff 1.4462)

T E S I S  
PARA OBTENER EL GRADO DE:  
MAESTRO EN INGENIERÍA MECÁNICA  
(METAL-MECÁNICA)

P R E S E N T A  
Ing. Miguel de Nazareth Pineda Becerril

DIRECTOR DE TESIS:  
Dr. Armando Aguilar Márquez.



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

ESTA TESIS NO SALE  
DE LA BIBLIOTECA

# AGRADECIMIENTOS

A Dios

Por la vida que me dio

A mis Padres (Miguel P. Y Lucina B.)

Por todo el apoyo que me han brindado, por estar siempre conmigo, por confiar en mi, por sus motivaciones, por la gran educación que me han dado, y por muchas cosas mas gracias

Papa y Mama

A mis Hermanos (Carlos y Sarahi)

Por la gran compañía que me han brindado en las buenas y en las malas.

A mi tia (Lucrecia)

Por apoyarme y soportarme.

A mi director de tesis Dr. Armando Aguilar M.

Por su apoyo en la realización de este trabajo, por su comprensión, asesoramiento, disposición y por su gran motivación a seguir adelante

Gracias

A la Dra. Frida M. Leon

Por sus grandes consejos y sus valiosas aportaciones al presente trabajo

A el M. I. Enrique Curiel.

Por la ayuda brindada en la realización de este trabajo de investigación

Agradecimiento especial al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnologia (CONACYT) por su apoyo brindado durante los estudios de maestria, ya que sin ellos no hubiese sido posible la realización del este trabajo.

A todos mis compañeros de trabajo.

Por el apoyo brindado en la realización de mi tesis

A mi Novia.

Por ese apoyo incondicional que siempre me ha brindado.

A la FESC y a la UNAM por la educación brindada

## INDICE

<b>1. INTRODUCCION</b>	<b>1</b>
<b>2. ANTECEDENTES</b>	<b>5</b>
<b>2.1. ACEROS INOXIDABLES DUPLEX.</b>	<b>6</b>
<b>2.2. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES.         EN LOS ACEROS INOXIDABLES.</b>	<b>9</b>
<b>2.2.1. CROMO.</b>	<b>9</b>
<b>2.2.2. NIQUEL.</b>	<b>12</b>
<b>2.2.3. MANGANESO.</b>	<b>12</b>
<b>2.2.4. SILICIO.</b>	<b>13</b>
<b>2.2.5. FÓSFORO.</b>	<b>13</b>
<b>2.2.6. MOLIBDENO.</b>	<b>13</b>
<b>2.3. PRECIPITACIÓN DE CARBUROS EN LOS         ACEROS INOXIDABLES.</b>	<b>14</b>
<b>2.4. PROPIEDADES MECANICAS DEL MATERIAL.</b>	<b>14</b>
<b>2.4.1. PRUEBA O ENSAYO DE TENSIÓN.</b>	<b>15</b>
<b>2.4.1.1. RESISTENCIA A LA TENSIÓN.</b>	<b>17</b>
<b>2.4.1.2. MODULO DE YOUNG.</b>	<b>18</b>
<b>2.4.1.3. COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO.</b>	<b>18</b>
<b>2.4.1.4. CARGA MÁXIMA.</b>	<b>18</b>
<b>2.4.1.5. CARGA EN LA RUPTURA.</b>	<b>19</b>
<b>2.4.1.6. ESFUERZO DE CEDENCIA.</b>	<b>19</b>
<b>2.4.1.7. ENERGÍA ABSORBIDA.</b>	<b>20</b>
<b>2.4.2. PRUEBA DE DUREZA.</b>	<b>20</b>
<b>2.4.3. MICROSCOPIA ÓPTICA.</b>	<b>22</b>
<b>3. MODELO DE SUPERFICIE DE RESPUESTA.</b>	<b>24</b>
<b>3.1. CONTRASTES LINEALES ENTRE MEDIAS DE TRATAMIENTOS.</b>	<b>28</b>
<b>3.2. SUPERFICIE DE RESPUESTA.</b>	<b>29</b>

<b>4. MATERIAL Y METODOS.</b>	<b>32</b>
<b>4.1. DISEÑO EXPERIMENTAL.</b>	<b>32</b>
<b>4.2. PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS.</b>	<b>33</b>
<b>4.3. TRATAMIENTO TERMICO.</b>	<b>36</b>
<b>4.4. ENSAYO DE TENSIÓN.</b>	<b>36</b>
<b>4.5. ENSAYO DE DUREZA.</b>	<b>37</b>
<b>4.6. MICROSCOPIA ÓPTICA.</b>	<b>38</b>
<b>5. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.</b>	<b>40</b>
<b>5.1. ENSAYO DE TENSIÓN.</b>	<b>40</b>
<b>5.1.1. MODULO DE YOUNG.</b>	<b>40</b>
<b>5.1.2. RESISTENCIA A LA TENSIÓN.</b>	<b>47</b>
<b>5.1.3. ESFUERZO DE CEDENCIA.</b>	<b>53</b>
<b>5.1.4. CARGA MÁXIMA.</b>	<b>59</b>
<b>5.1.5. CARGA EN LA RUPTURA.</b>	<b>64</b>
<b>5.1.6. COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO.</b>	<b>70</b>
<b>5.1.7. ENERGÍA ABSORBIDA.</b>	<b>75</b>
<b>5.2. PRUEBA DE DUREZA.</b>	<b>81</b>
<b>5.3 RESULTADOS DE LA PRUEBA DE MICROSCOPIA ÓPTICA.</b>	<b>87</b>
<b>6. CONCLUSIONES.</b>	<b>97</b>
<b>ANEXOS.</b>	<b>100</b>
<b>ANEXO 1 CURVAS ESFUERZO DEFORMACIÓN.</b>	<b>100</b>
<b>ANEXO 2 CUADROS DE ANALISIS DE VARIANZA.</b>	<b>116</b>
<b>BIBLIOGRAFÍA.</b>	<b>120</b>

## **1. INTRODUCCION**

La importancia de los materiales en nuestra cultura es mayor a lo que habitualmente se cree. Prácticamente cada acto de nuestra vida cotidiana está influido en mayor o menor grado por los materiales que usamos. Por ejemplo en el transporte, en la vivienda, en la vestimenta, en la comunicación, en el embalaje de los alimentos, etc., los materiales utilizados tienen una importancia determinante.

El progreso de la tecnología, ha traído consigo una mejor calidad de vida al aumentar la confortabilidad de nuestra existencia, y este avance tecnológico se encuentra directamente relacionado con la existencia y disponibilidad de materiales adecuados.

Comprender las propiedades y el comportamiento de un tipo de material es el punto de partida de toda innovación tecnológica.

El estudio de los materiales tiene como principal objetivo investigar la relación entre su estructura y sus propiedades. La investigación de un nuevo material se fundamenta en el estudio de las relaciones estructura-propiedades y en determinar si se puede diseñar o proyectar la estructura del material a fin de conseguir un conjunto predeterminado de propiedades.

El acero ha sido uno de los materiales con mayor influencia en el desarrollo tecnológico de nuestra civilización.

Los aceros son aleaciones de hierro carbón con concentraciones apreciables de otros elementos aleantes. Existen miles de aceros que tienen distintas composiciones y que han sido sometidos a diferentes tratamientos térmicos. Las propiedades mecánicas dependen fundamentalmente del contenido de carbono, que suele ser inferior al 1%.

Los aceros más comunes se clasifican según su contenido de carbono que puede ser, bajo, mediano y alto. Además, en cada grupo existen subclases de acuerdo con la concentración de otros elementos. Los aceros al carbono solo contienen concentraciones residuales de otros elementos distintos al carbono. Los elementos de aleación se añaden intencionadamente en concentraciones específicas, con el objeto de obtener propiedades especiales, por ejemplo resistencia a la corrosión, la que se consigue al añadir cromo, níquel y molibdeno, obteniendo lo que se conoce como acero inoxidable.

Un acero inoxidable resiste a la corrosión en muchos ambientes, especialmente el atmosférico. El cromo es el principal elemento de aleación, en una concentración mínima del 11 %. El acero tendrá mayor resistencia a la corrosión con adiciones de níquel y molibdeno. Las adiciones de los elementos de aleación en concentraciones significativas producen dramáticas alteraciones en el diagrama de fase hierro-carbono.

Los aceros inoxidables se clasifican en función de su microestructura constituyente, que puede ser martensítica, ferrítica, austenítica y austenoferrítica. Esta última también conocida como duplex.

La amplia gama de propiedades mecánicas combinadas con la excelente resistencia a la corrosión hacen que los aceros inoxidables, sean materiales muy versátiles. Algunos se utilizan en ambientes rigurosos a temperaturas elevadas, debido no sólo a su resistencia a la corrosión sino también a su integridad mecánica al trabajar en estas condiciones.

La denominación duplex 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 y mitad de fase austenita.



Desde fines de la década de los ochentas, los aceros inoxidable duplex se han fabricado porque con ellos se ha logrado obtener una resistencia mecánica superior a la que se consigue con las aleaciones de ferrita y austenita. En las aplicaciones industriales, utilizar aceros duplex implica necesitar menores espesores en comparación a los requeridos al usar otros materiales, lo cual se traduce en ahorro y en disminución de costos. Además el acero inoxidable duplex, posee una buena soldabilidad y una dureza adecuada.

Los aceros inoxidable duplex tienen una resistencia a la corrosión similar a la de los aceros inoxidable austeníticos, pero la diferencia es que su límite de fluencia es el doble o triple, y la resistencia a la tracción es 25% más grande. Mantienen buena ductilidad a temperaturas normales de operación y aunque los aceros inoxidable ferríticos son altamente resistentes a la fatiga, son más difíciles de fabricar y soldar que los aceros inoxidable duplex.

La principal razón para el uso y aplicación extensiva de los aceros dúplex es el costo. Al tener un menor porcentaje de níquel (que es un elemento caro) resulta obvio que será más económico utilizar este material. Debido a su alta resistencia a la fluencia es capaz de soportar grandes esfuerzos, lo que reduce hasta en un 25% el peso de los componentes industriales fabricados con este acero, lo que trae consigo la disminución de los costos de la instalación industrial.

El acero duplex es relativamente más fácil de maquinar con herramientas de acero rápido, que con herramientas de carburo cementado en relación a un acero inoxidable austenítico de similar contenido de aleación.

Ya que los aceros inoxidable duplex son de gran importancia en la industria y que además se han realizado diferentes estudios relacionados con las propiedades mecánicas de este acero, es importante contar con modelos consistentes que nos permitan predecir con cierto grado de exactitud las diferentes propiedades

mecánicas del material sujeto a diferentes condiciones durante el tratamiento térmico de templado.

Un modelo es el que nos permite predecir la respuesta del material para diferentes condiciones de temple. Contar con un modelo que describa las propiedades mecánicas del material es de gran utilidad, ya que permite conocer la respuesta de éste, en todo el intervalo experimental estudiado, no únicamente en las condiciones tiempo-temperatura fijadas en el estudio y permite determinar las regiones óptimas y críticas para cada propiedad mecánica de interés.

El objetivo del presente trabajo es desarrollar el modelo de respuesta del material sometido a diferentes condiciones en el tratamiento térmico de temple.

Aunque las propiedades mecánicas del acero duplex templado son conocidas, estas se refieren sólo a algunas condiciones de tiempo-temperatura en el tratamiento térmico, pero no hay una descripción del comportamiento de la propiedad mecánica en el intervalo experimental, comportamiento que desde luego no se puede asumir como lineal.

Describir el cambio de la propiedad mecánica en el intervalo experimental de tiempo-temperatura por aproximación polinomial da como resultado una superficie de respuesta la cual permite conocer el comportamiento del material en todo el intervalo experimental y en todas las diferentes combinaciones tiempo-temperatura.

Modelar estas superficies de respuesta a partir de los datos experimentales obtenidos en laboratorio, constituye el objetivo central del presente trabajo de Tesis.

## **2. ANTECEDENTES**

Se denomina acero a toda aleación hierro-carbono, forjable, cuyo contenido de carbono esta comprendido generalmente entre 0.1 y 1.76% y se denomina fundición a toda aleación hierro-carbono no forjable que contiene porcentajes de carbono entre 2.5 y 4%.

El acero inoxidable es el término que se utiliza para identificar a un gran grupo de aleaciones especiales a base de hierro que contiene como mínimo 11% de cromo. El cromo hace al acero inoxidable mas resistente a la corrosión y a la oxidación.

Los aceros inoxidables tienen aplicaciones resistentes a la corrosión y al calor. La propiedad de la resistencia a la corrosión se debe a una película delgada, adherente que protege al acero contra muchos medios corrosivos. Esta propiedad existe solo cuando el contenido de cromo excede el 10%.

Los aceros inoxidables se clasifican en función del contenido de cromo, níquel y manganeso, ya que estos elementos son sus componentes principales. De acuerdo a su estructura metalúrgica, en la actualidad, se distinguen cinco tipos diferentes de aceros inoxidables: austeníticos, martensíticos, ferríticos, endurecidos por precipitación y duplex.

Se conoce el intervalo general de las propiedades mecánicas, características de fabricación, cualidades de endurecimiento y propiedades físicas para cada uno de estos aceros pero resultaría interesante determinar su comportamiento en todo el intervalo experimental.

Por ser el acero duplex el material de interés en el presente trabajo a continuación revisaremos en forma general sus principales características.

## **2.1. ACEROS INOXIDABLES DUPLEX.**

La primera generación de los aceros duplex no contenía nitrógeno. Cuando existían condiciones de aplicación de soldadura, se formaban regiones continuas de ferrita en la zona afectada por el calor, con un resultado de una reducción en la dureza y en la resistencia a la corrosión. A la segunda generación se le añadió nitrógeno lo que mejoró la estabilidad estructural, la resistencia a la corrosión y la soldabilidad.

Los aceros inoxidable duplex contienen una estructura formada por la austenita y la ferrita, es decir contienen dos fases, una de austenita y la otra de ferrita, las cuales deben de estar en una proporción de 50-50%.

En la actualidad a los aceros inoxidable duplex se les añade de 25 a 27% de Cromo, de 3 a 4% de Molibdeno, de 0.15 a 0.30% de Nitrógeno y a algunos se les añade Cobre y Tungsteno.

Para poder conseguir la relación ferrita/austenita se necesita un equilibrio determinado por los elementos alfégenos (como silicio, cromo, molibdeno, titanio, aluminio o vanadio) y los elementos gammágenos (como el carbono, manganeso, nitrógeno y níquel).

Los aceros inoxidable duplex son homogenizados a una temperatura de 1050°C, para obtener la relación de 50/50 de ferrita y austenita y posteriormente reciben un templado en agua para suprimir cualquier precipitación.

Los aceros inoxidable duplex se solidifican a 1450°C como ferrita y a 1300°C se inicia la transformación a la estructura bifásica de ferrita-austenita. Es importante considerar la velocidad de enfriamiento, ya que ejerce una influencia determinante sobre la distribución cuantitativa de la ferrita-austenita en la estructura a la temperatura ambiente.

Cuando a los aceros inoxidable se les calienta y se enfrían rápidamente adquieren mejores propiedades físicas y químicas, y adquieren una máxima ductilidad.

Los aceros inoxidable duplex son ferromagnéticos. Algunos tipos de estos aceros son insensibles a la corrosión ínter granular y pueden ser endurecidos por precipitación, además son menos dúctiles que los aceros inoxidable austeníticos y poseen un límite elástico mas elevado, que permite reducir las dimensiones de las piezas sometidas a esfuerzos mecánicos

La propiedad de tener excelente resistencia a la corrosión se debe a las propiedades de la parte ferrítica y la de tener una buena resistencia mecánica y mejor mecanizado se debe a la parte austenítica.

Las aleaciones duplex ofrecen ventajas sobre los aceros austeníticos, ya que la resistencia a la fluencia es dos o tres veces mayor y la resistencia a la tensión es un 25% más grande, mientras que mantienen una buena ductilidad a temperaturas normales de operación.

Estos aceros tienen una resistencia intermedia a la corrosión por fatiga inducida por cloruros.

Las aleaciones duplex presentan las siguientes características:

- Resistencia a la corrosión en general y por picado mejor que los aceros austeníticos en muchos ambientes corrosivos.
- Resistencia a la corrosión ínter granular, debido al bajo contenido de carbono.

- Un coeficiente de expansión térmica cercano al del acero al carbono, lo cual puede resultar en menores tensiones en las soldaduras que involucren inoxidable con acero al carbono.

Se puede formar una fase intermetálica llamada sigma cuando los aceros inoxidables duplex se mantienen en un intervalo de temperaturas 650°C y 950°C. La fase sigma causa fragilidad a temperatura ambiente y cuando se encuentra en cantidades apreciables, la resistencia a la corrosión disminuye.

Otro fenómeno que ocurre a alta temperatura es el conocido como fragilización. La fragilización puede ocurrir cuando una aleación duplex se mantiene o se enfría lentamente a un intervalo de temperaturas entre 315°C y 540°C.

La aceptación que han recibido los aceros duplex se debe a su alta resistencia a la corrosión y a sus propiedades mecánicas, pero la principal singularidad dentro de los aceros inoxidables radica en un mejor comportamiento ante el fenómeno de corrosión bajo tensiones, proceso en el cual presentan muy baja resistencia los aceros inoxidables convencionales.

Una reducción adicional de costos se produce por la disminución de espesores, debido a los valores superiores de tensión y dureza que presentan los aceros inoxidables duplex al compararlos con los aceros inoxidables austeníticos.

En resumen, los principales argumentos para la utilización de estos tipos de aceros son: resistencia a la corrosión, prolongado ciclo de vida, buenas propiedades mecánicas, soldabilidad aceptable y bajo costo en el mantenimiento.

El cuadro 1, se presenta la composición de los aceros inoxidables duplex de mayor demanda en la actualidad.

*Cuadro 1. Composición de los aceros duplex.*

Códigos UNS	Cr	Ni	Mo	N	Otros
UNS S32304	21.5-24.5	3.5 – 5	0.05 – 0.6	0.05 – 0.2	Cu 0.05-0.6
EN 1.4362 X2 Cr Ni23-4	22-24	3.5 – 5.5	0.10 – 0.6	0.05 – 0.2	Cu 0.10-0.6
UNS S31803	21-23	4.5 – 6.5	2.5 – 3.5	0.08 – 0.2	-
EN 1.4462 X2 CrNiMoN2253	21-23	4.5 – 6.5	2.5 – 3.5	0.10 – 0.22	-
UNS S32205	22-23	4.5 – 6.5	3.0 – 3.5	0.14 – 0.20	-
UNS S32550 <sup>(1)</sup>	24-27	4.5 – 6.5	2.9 – 3.9	0.10 – 0.25	Cu 1.5-2.5
UNS S32520	24-26	5 – 5.8	3.0 – 5.0	0.20 – 0.35	Cu 0.5-3
EN 1.4507 X2 CrNiMoN2563	24-26	6.6 – 7.9	2.7 – 4	0.15 – 0.30	Cu 1-2.5
UNS S32750 <sup>(2)</sup>	24-26	6.0 – 8.0	3.0 – 5.0	0.24 – 0.32	Cu 0.5 máx.
EN 1.4410 X2CrNiMoN2574	24-26	6.0 – 8.0	3.0 – 4.5	0.20 – 0.35	
UNS 32760 <sup>(3)</sup>	24-26	6.0 – 8.0	3.0 – 4.0	0.20 – 0.30	Cu0.5-100 W0.5-1.00
EN 1.4501	24-26	6.0 – 8.0	3.0 – 4.0	0.20 – 0.30	Cu0.5-100
X2CrNiMoCuWN 2574					W0.5-1.00

Fuente: [www.fae.com.ar](http://www.fae.com.ar), mail: [fae@pecom.com.ar](mailto:fae@pecom.com.ar)

(1) FERRALIUM es una marca de Langley Alloys, Ltd

(2) S32750 es una marca de Sandvik AB

(3) S32760 es una marca de Weir Material Services, Ltd

## **2.2. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LOS ACEROS INOXIDABLES**

Los aceros inoxidables varían en su composición desde una aleación simple de hierro, hasta aleaciones complejas donde el contenido de cromo es de 30%, cantidades substanciales de níquel y otros elementos efectivos. Estas pueden estar presentes en cantidades residuales a causa del proceso o pueden ser adicionados deliberadamente.

### **2.2.1. CROMO**

Concentraciones más bajas de cromo del 11% son suficientes en algunos casos para retardar el ataque corrosivo, pero es solamente con esta cantidad que se forma espontáneamente una película pasiva, transparente, estable y la aleación puede ser considerada como inoxidable. Cuando existen cantidades más altas de

cromo causan un incremento en la resistencia a la corrosión fortaleciendo la película y provocando que ésta se repare si sufre algún daño. Contenidos de 30% cromo son usados en los aceros inoxidable duplex.

El cromo es llamado formador de la ferrita porque tiende a suprimir la transformación de ferrita-austenita, observada durante el calentamiento del hierro o acero al carbono o en el caso de los aceros inoxidable duplex el cromo ayuda a la estabilización de la austenita-ferrita.

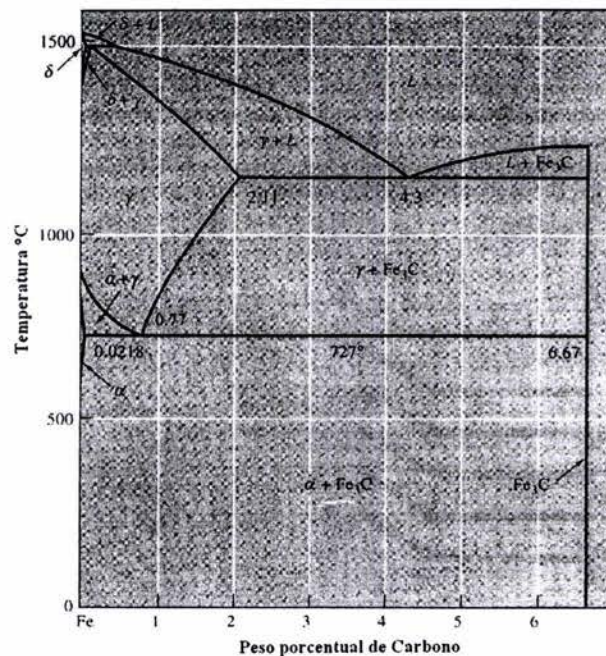


Figura1. Diagrama de fases hierro carbono

De un diagrama de hierro-carbono Figura1 se puede deducir lo siguiente:

- La ferrita de todas las aleaciones hierro-cromo, cuyo contenido de cromo oscila entre 0-12%, se transforma por calentamiento, en austenita o fase gama ( $\gamma$ ). Por enfriamiento rápido hasta la temperatura ambiente se consigue transformar la austenita en martensita.



- Los aceros con porcentajes de cromo arriba del 13% caen en la región de la ferrita o fase alfa ( $\alpha$ ), independientemente de la temperatura a la cual sean calentados. Estas aleaciones serán ferríticas y no sufren ningún cambio. Aún con calentamiento no existe transformación de la fase alfa ( $\alpha$ ) en fase gama ( $\gamma$ ).
- Las aleaciones hierro-cromo con contenidos de cromo entre 12 y 13% forman a temperaturas elevadas estructuras bifásicas ( $\alpha+\gamma$ )
- Las aleaciones hierro-cromo con contenidos de cromo de 25 a 42% y de 48 a 64%, forman una fase ínter metálica llamada fase sigma ( $\sigma$ ), que coexiste con la ferrita cuando la temperatura se encuentra entre 600 y 800 °C.
- En las aleaciones con contenidos de 42 a 48% de cromo, toda la ferrita puede transformarse en fase sigma ( $\sigma$ ). Esta fase es muy dura y frágil, ya que se puede disolver en la ferrita calentándola por encima de los 820 °C.

El contenido de cromo favorece a la fase alfa ( $\alpha$ ) y por esta razón forma parte de los elementos alfégenos.

Las aleaciones hierro-cromo con contenidos de carbono de 0.6%, para obtener el límite de la fase gama, este se obtiene con un contenido de cromo del 18%. Con porcentajes de carbono arriba del 0.6%, ya no se amplía el límite de la fase gama, y el exceso de carbono queda en el acero, formando distintos tipos de carburos de hierro y cromo que dependen de la temperatura y los contenidos de cromo y carbono.

La fase alfa ( $\alpha$ ) pura desaparece con aleaciones hierro cromo con un porcentaje de carbono arriba del 1%.

### **2.2.2. NIQUEL.**

El níquel está presente en la mayoría de los aceros inoxidable. El níquel promueve y amplía el campo de estabilidad de la austenita. El níquel es formador de austenita y aumenta su estabilidad.

Con la presencia de níquel en los aceros inoxidable la temperatura a la que ocurre la transformación ( $\alpha$ - $\gamma$ ) será menor, de tal manera que la aleación hierro níquel con 25% de níquel, presenta una estructura austenítica a temperatura ambiente.

La presencia del níquel aumenta la capacidad de temple de los aceros al carbono, ya que el níquel reduce la velocidad crítica de enfriamiento. Además cuanto mayor es el contenido de carbono, menor es el níquel necesario para conseguir estructuras austeníticas, ya que el carbono es también un elemento gamágeno.

En las aleaciones hierro-cromo-níquel la fase sigma ( $\sigma$ ) se forma más lentamente que en las aleaciones hierro-cromo. La precipitación de la fase sigma es más rápida en las aleaciones de estructura bifásica que en las austeníticas.

En las aleaciones de cromo se aumenta la capacidad de temple con pequeñas cantidades de níquel y se transforman en austeníticas a temperatura ambiente con grandes cantidades de níquel. Según la proporción de cromo y níquel se pueden conseguir aleaciones con estructura bifásica ( $\alpha$ + $\gamma$ ) a temperatura ambiente.

### **2.2.3. MANGANESO.**

El manganeso es el elemento que más favorece la formación de la austenita, el manganeso lo que hace es aumentar su estabilidad. La influencia que tiene el manganeso en los aceros al cromo es la mitad que la del níquel.

El manganeso favorece la formación de la fase sigma ( $\sigma$ ) en los aceros ferríticos con contenidos de 25 a 30% de cromo. Con contenidos mayores del 10% de manganeso se consiguen aceros austeníticos. El manganeso también inhibe la fragilidad en caliente al formar sulfuro de manganeso.

#### **2.2.4. SILICIO.**

El silicio es un elemento alfégeno, ya que favorece la formación de la ferrita y por consiguiente, la formación de la fase sigma en los aceros ferríticos con contenidos de cromo entre 25 y 30%, y en los austeníticos con contenidos superiores a 19%.

El silicio amplía los intervalos de composición y temperatura en que resulta estable la fase sigma ( $\sigma$ ). El silicio favorece la formación de las estructuras bifásicas ( $\alpha+\gamma$ ), en general los aceros duplex. El silicio aumenta la resistencia en caliente de los aceros.

#### **2.2.5. FÓSFORO.**

El fósforo es nocivo para los aceros, se emplean en cantidades superiores al 0.1% en los aceros de gran maquinabilidad. El fósforo en cantidades mayores al 1% dificulta la ejecución de la soldadura y disminuye la resistencia a la corrosión.

#### **2.2.6. MOLIBDENO.**

El molibdeno es un elemento alfégeno. El molibdeno aumenta la resistencia mecánica en caliente de los aceros. También el molibdeno favorece la pasividad y la resistencia química en presencia de ácidos reductores y de iones de cloro. En las aleaciones de níquel cromo con un contenido de 3% molibdeno, éste favorece la formación de la fase sigma.

El molibdeno aumenta la resistencia de los aceros ferríticos en los ácidos orgánicos. En los aceros con contenidos de 17% de cromo y 2% de molibdeno resisten el ataque del ácido acético hirviendo y de las soluciones tartáricas y cítricas hirvientes y están protegidas de la corrosión por picadura.

En los aceros austeníticos, cuando el contenido de molibdeno se encuentra por arriba del 1 al 3%, para un mismo contenido de cromo, el contenido de níquel debe aumentarse aproximadamente en un 4%, para que se mantenga una estructura completamente austenítica.

### **2.3. PRECIPITACIÓN DE CARBUROS EN LOS ACEROS INOXIDABLES.**

Cuando los aceros inoxidable se hallan a temperaturas comprendidas entre los 450 y 900°C, durante determinado tiempo o se les enfría lentamente, se origina una precipitación de carburos de hierro y cromo. Esta precipitación es más intensa en el intervalo de los 600 a los 850°C.

Por lo general los carburos se precipitan en las uniones de los granos, disminuyendo la cohesión de estos y haciendo que las zonas contiguas queden empobrecidas de cromo, con lo que pierde su carácter de inoxidable en estas zonas. De esta manera en ciertos medios corrosivos se puede producir un ataque ínter granular, cuya densidad dependerá de la temperatura a que han estado expuestos y del tiempo transcurrido, así como de la composición química y del tratamiento previo realizado en el acero.

### **2.4. PROPIEDADES MECANICAS DEL MATERIAL**

Cuando a los aceros inoxidable se les calienta y se les enfría rápidamente adquieren mejores propiedades mecánicas.

La caracterización del material incluye el ensayo de tensión, dureza y microscopia óptica.

El ensayo de tensión nos proporciona gran parte de las propiedades del material como son: resistencia a la tensión, modulo de Young, carga en la ruptura, coeficiente de endurecimiento, esfuerzo máximo, esfuerzo de cedencia y energía absorbida.

Como el propósito fundamental del presente trabajo es modelar las superficies de respuesta mecánica del acero duplex, es importante revisar los parámetros que lo caracterizan.

#### **2.4.1. PRUEBA O ENSAYO DE TENSIÓN.**

Cuando a un cuerpo se le aplica una fuerza externa que tiende a cambiar su forma o tamaño, el cuerpo se resiste a esa fuerza, la resistencia interna del cuerpo se conoce como esfuerzo y los cambios en las dimensiones del cuerpo que la acompañan se llaman deformaciones o alargamientos.

Cuando una pieza se somete a una fuerza de tensión uniaxial, se produce una deformación del material. Si el material vuelve a sus dimensiones originales cuando la fuerza cesa se dice que el material ha sufrido una deformación elástica. El número de deformaciones elásticas en un material es ilimitado ya que aquí los átomos del material son desplazados de su posición original, pero no hasta el extremo de que tomen nuevas posiciones fijas. Así cuando la fuerza cesa, los átomos vuelven a sus posiciones originales y el material adquiere su forma original. Si el material es deformado hasta el punto que los átomos no pueden recuperar sus posiciones originales, se dice que ha experimentado una deformación plástica.

La prueba de tensión es la utilizada para determinar importantes propiedades mecánicas en el material. Consiste en someter una muestra o probeta preparada específicamente, a una carga axial por medio de un sistema de carga de palanca, mecánica o hidráulica. Si se conoce el área transversal original de la muestra, puede calcularse el esfuerzo desarrollado a cualquier carga. La deformación o alargamiento unitario se mide en una longitud establecida, mediante un disco llamado extensómetro. La deformación unitaria se determina dividiendo el alargamiento medido entre la longitud original marcada en la probeta.

Con el esfuerzo unitario y la deformación unitaria se construyen las graficas esfuerzo-deformación. Se pueden obtener dos tipos de gráficas esfuerzo-deformación, una que es la ingenieril y la otra es la verdadera. Es decir podemos obtener las deformaciones unitarias ingenieril y verdadera, así como el esfuerzo unitario ingenieril y verdadero.

*Esfuerzo Ingenieril (MPa)*

$$\sigma_{ing} = \frac{P}{A_0}$$

donde:

$P$  = Carga expresada en *Newton*.

$A_0$  = Área de la sección transversal inicial  $mm^2$ .

*Deformación Ingenieril*

$$\varepsilon_{ing} = \frac{l_f - l_i}{l_f}$$

donde:

$l_f$  = longitud final  $mm$ .

$l_i$  = longitud inicial  $mm$ .

*Esfuerzo Verdadero (MPa)*

$$\sigma_v = \frac{P}{A_i}$$

donde:

$P$  = Carga expresada en Newton.

$A_i$  = Área de la sección transversal  $mm^2$ .

*Deformación Verdadera*

$$\varepsilon_v = \ln(\varepsilon_{ing} + 1)$$

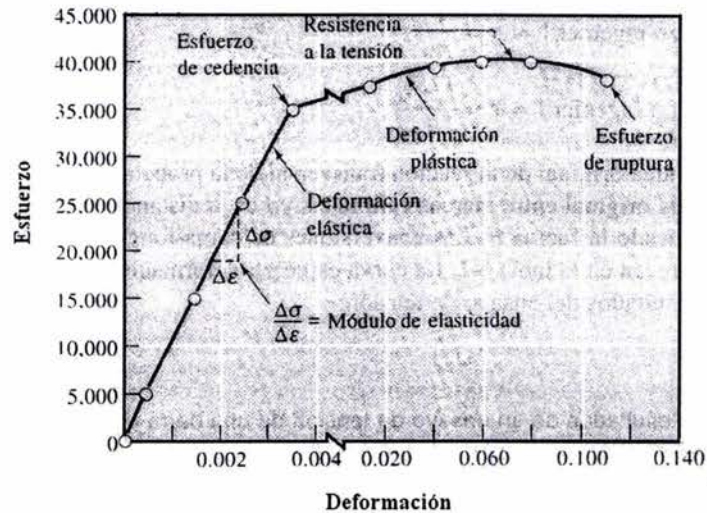


Figura 2. Curva esfuerzo-deformación

#### 2.4.1.1. RESISTENCIA A LA TENSIÓN.

El esfuerzo obtenido de la fuerza más alta aplicada es la resistencia a la tensión, y se localiza en el punto mas alto de la curva esfuerzo-deformación ingenieril como lo muestra la Figura2. En muchos materiales dúctiles, la deformación no se mantiene uniforme. Un material frágil se rompe cuando es llevado a la resistencia a la tensión, en tanto que un material dúctil continuara alargándose. La resistencia

a la tensión es el esfuerzo al cual se inicia el encuellamiento o estricción en materiales dúctiles.

#### **2.4.1.2. MODULO DE YOUNG.**

Considérese la porción recta de la curva esfuerzo deformación, la ecuación de esta línea recta es  $y=mx+b$ , donde  $y$  es el esfuerzo y el eje  $x$  es la deformación. La pendiente de esta recta se le conoce como la constante de proporcionalidad entre esfuerzo y deformación cuando se esta por debajo del limite de proporcionalidad, se conoce como modulo de elasticidad o modulo de Young como lo muestra la Figura 2.

El modulo es una medida de la rigidez del material. Un material rígido, con un alto modulo de Young, conserva su tamaño y su forma incluso al ser sometido a una carga en la región elástica.

#### **2.4.1.3. COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO.**

Es el efecto que tiene la deformación en la resistencia resultante del material. Un material con un alto coeficiente de endurecimiento por deformación adquiere una elevada resistencia con solo pequeñas cantidades de deformación.

La respuesta de un metal al trabajo en frío está dada por su coeficiente de endurecimiento, que es la pendiente de la porción de la curva-esfuerzo deformación verdadera al graficarla en papel logarítmico.

#### **2.4.1.4. CARGA MÁXIMA.**

La carga máxima nos representa la mayor carga que puede soportar el material, para los materiales frágiles al aplicar una carga mayor a la carga máxima, estos



inmediatamente sufrirán fractura. En los materiales dúctiles, esta carga determina el inicio del encuellamiento, hasta llegar a la carga en la ruptura.

#### **2.4.1.5. CARGA EN LA RUPTURA.**

Para un material dúctil, hasta el punto de resistencia límite, la deformación es uniforme a lo largo de la longitud de la barra. Al esfuerzo máximo, la probeta experimenta una deformación localizada o formación de cuello y la carga disminuye conforme el área decrece. Esta elongación en forma de cuello, es una deformación no uniforme y ocurre rápidamente hasta el punto en que el material falla como lo podemos observar en la Figura 1. La resistencia a la ruptura determinada al dividir la carga en la ruptura entre el área transversal original, es siempre menor que la resistencia límite. Para un material frágil, la resistencia límite y la resistencia en la ruptura coinciden.

#### **2.4.1.6. ESFUERZO DE CEDENCIA.**

Una propiedad mecánica muy importante de los materiales es el esfuerzo de cedencia o límite elástico, es el esfuerzo requerido en los metales para que las dislocaciones se deslicen.

El esfuerzo de cedencia es el que divide los comportamientos elástico y plástico del material, por ejemplo si se desea diseñar un componente que no se deforme plásticamente, se debe tener un material con un límite elástico elevado, para que la fuerza aplicada produzca un esfuerzo que quede por debajo del esfuerzo de cedencia.

Para determinar el esfuerzo de cedencia se traza una línea paralela a la proporción inicial de la curva esfuerzo-deformación pero desplazada en 0.2% del origen, como se muestra en la Figura 2.

#### **2.4.1.7. ENERGÍA ABSORBIDA.**

La energía necesaria para romper un material está relacionada con el área bajo la curva esfuerzo–deformación.

La energía por unidad de volumen que puede absorber un material hasta el punto de fractura se le conoce como tenacidad, que es una propiedad del intervalo plástico, ya que solo una pequeña parte de la energía total absorbida es energía elástica que puede recuperarse cuando se suprime el esfuerzo.

La energía absorbida y la temperatura de transición son muy sensibles a las condiciones de carga. Por ejemplo, con una elevada rapidez en la aplicación de la energía a la muestra se reduce la energía absorbida y se incrementa la temperatura de transición. El tamaño de las probetas también afecta los resultados; debido a que es más difícil que se deforme un material con mayor espesor, se requiere de energías más pequeñas para romperlos.

#### **2.4.2. PRUEBA DE DUREZA.**

Otra propiedad mecánica que es muy importante es la dureza, la cual es una medida de la resistencia de un material a la deformación plástica.

Los primeros ensayos de dureza se basaban en el comportamiento de los materiales, junto con una escala construida según la capacidad del material para rayar a otro más blando.

Un método cualitativo de ordenar de forma arbitraria la dureza es ampliamente conocido y se denomina escala de Mohs, la cual va desde 1 en el extremo blando para el talco hasta 10 para el diamante. A lo largo de los años, se han ido desarrollando técnicas cuantitativas de dureza que se basan en un pequeño

penetrador que es forzado sobre una superficie del material a ensayar en condiciones controladas de carga y velocidad de aplicación de la carga.

En estos ensayos se mide la profundidad o tamaño de la huella resultante, lo cual se relaciona con un número de dureza; cuanto más blando es el material, mayor y más profunda es la huella, y menor es el número de dureza. Las durezas medidas tienen solamente un significado relativo (y no absoluto), y es necesario tener precaución al comparar durezas obtenidas por técnicas distintas.

La dureza no es una propiedad fundamental de un material, sino que está relacionada con las propiedades elásticas y plásticas del material. El valor de la dureza obtenido en una prueba determinada sirve como comparación entre materiales o tratamientos.

El procedimiento de prueba y la preparación de muestras suelen ser sencillos y los resultados obtenidos pueden utilizarse para estimar otras propiedades mecánicas.

La prueba de dureza se utiliza ampliamente para inspección y control. El tratamiento térmico o el trabajo efectuado en una pieza metálica por lo general cambian su dureza.

Para obtener la dureza de un material existen diferentes ensayos, como, Brinell, Rockwell, Knoop y Vickers.

En el ensayo de dureza Vickers se utiliza un penetrador de diamante muy pequeño y de geometría piramidal, el cual es forzado en la superficie de la muestra. Las cargas aplicadas, son mucho menores que en las técnicas Brinell y Rockwell.

La marca resultante se observa al microscopio y se mide; esta medida es entonces convertida en un número de dureza. Es necesario que la superficie de la muestra

haya sido preparada cuidadosamente (mediante desbaste y pulido) para poder asegurar una huella que pueda ser medida con exactitud. Las durezas Vickers se designan por *HV*.

La dureza Vickers se expresa de la siguiente manera:

$$HV = \frac{1.85 L}{d^2}$$

donde:

$L$  = Representa la carga aplicada en *Kg*.

$d^2$  = Es la longitud de la diagonal del cuadrado de la impresión  $mm^2$

### **2.4.3. MICROSCOPIA ÓPTICA.**

A veces conviene examinar los elementos estructurales y defectos que modifican las propiedades de los materiales. La importancia de realizar estas investigaciones radica, en primer lugar, en asegurar la comprensión idónea de la asociación entre propiedades y estructura (y defectos) y, en segundo lugar, en predecir las propiedades de los materiales una vez establecidas estas relaciones

Algunos elementos estructurales son de dimensiones macroscópicas y se observan a simple vista. Por ejemplo, la forma y el tamaño o radio medio de los granos de una muestra policristalina, que son importantes elementos estructurales. En la mayoría de los materiales, los granos constituyentes son de dimensiones microscópicas, con diámetros del orden de micrómetros, y sus detalles se deben investigar mediante algún tipo de microscopio. Tamaño y forma de los granos sólo son dos características de la microestructura.

En las observaciones de microscopio normalmente se utilizan el óptico y el electrónico. Estos instrumentos contribuyen a la investigación de las características

microestructurales de todo tipo de materiales. La mayoría de estas técnicas llevan acoplado un equipo fotográfico; la fotografía que recoge la imagen microscópica se denomina foto micrografía.

Con el microscopio óptico se utiliza la luz para estudiar la microestructura; los sistemas ópticos y de iluminación son los principales elementos.

Las distintas regiones de la microestructura originan diferencias en la reflexión y éstas producen contrastes en la imagen, esta investigación se suele denominar metalográfica, ya que los metales fueron los primeros en ser examinados con esta técnica.

Para revelar los detalles importantes de la microestructura es necesario, preparar cuidadosamente las superficies. La superficie debe desbastarse y pulirse hasta que quede como un espejo. Esta condición se consigue utilizando papeles abrasivos y polvos cada vez más finos. Se revela la microestructura tratando la superficie con un reactivo químico apropiado en un procedimiento denominado ataque. La reactividad química de los granos de un material monofásico depende de la orientación cristalográfica.

Una vez atacado el material se lleva al microscopio para tomar las fotografías de la microestructura.

### 3. MODELO DE SUPERFICIE DE RESPUESTA.

El diseño factorial es un diseño experimental que se caracteriza por utilizar como tratamientos todas las combinaciones posibles de los diferentes niveles de cada una de las dos o más variables conocidas como factores, que se suponen afectan a la variable de respuesta  $Y$ . En un experimento en el que el interés es estudiar dos factores  $A$  y  $B$  con  $a$  niveles y  $b$  niveles respectivamente, se deben ensayar todas las  $(ab)$  combinaciones de niveles, como tratamientos experimentales.

Las observaciones pueden describirse mediante el modelo estadístico lineal:

$$y_{ijk} = \mu + \tau_i + \beta_j + (\tau\beta)_{ij} + \varepsilon_{ijk} \begin{cases} i = 1, 2, \dots, a \\ j = 1, 2, \dots, b \\ k = 1, 2, \dots, n \end{cases}$$

en donde  $\mu$ , es el efecto medio general,  $\tau_i$  es el efecto del  $i$ -ésimo nivel del factor  $A$ ,  $\beta_j$  es el efecto del  $j$ -ésimo nivel del factor  $B$ ,  $(\tau\beta)_{ij}$  es el efecto de la interacción entre  $\tau_i$  y  $\beta_j$  y  $\varepsilon_{ijk}$  es el error aleatorio que se supone normal e independientemente distribuido con media cero y varianza  $\sigma^2$ .

La suposición inicial es que los efectos de los factores y de la interacción son desviaciones con respecto a la media general, es decir que sus efectos son fijos por lo tanto :

$$\sum_{i=1}^a \tau_i = 0 \quad \sum_{j=1}^b \beta_j = 0 \quad \sum_{i=1}^A \sum_{j=1}^B (\tau\beta)_{ij} = 0$$

En un diseño factorial de dos factores el interés consiste en probar hipótesis acerca de la igualdad de los efectos de tratamiento de los factores, conocidos como efectos principales, es decir,

$$H_0 : \tau_1 = \tau_2 = \dots = \tau_a = 0$$

$$H_1 : \text{al menos una } \tau_i \neq 0$$

$$H_0 : \beta_1 = \beta_2 = \dots = \beta_a = 0$$

$$H_1 : \text{al menos una } \beta_i \neq 0$$

El diseño permite determinar si los factores interaccionan, es decir si el efecto del factor  $A$  depende del nivel del factor  $B$ , por lo que es necesario probar,

$$H_0 : (\tau\beta)_{ij} = 0 \quad \text{para toda } ij.$$

$$H_1 : \text{al menos una } (\tau\beta)_{ij} \neq 0$$

para probar esta hipótesis se debe realizar un análisis de varianza bifactorial.

Sea

$y_{i..}$  el total de las observaciones del  $i$ -ésimo nivel del factor  $A$

$y_{.j.}$  el total de las observaciones del  $j$ -ésimo nivel del factor  $B$

$\bar{y}_{ij..}$  El total de las observaciones del  $ij$ -ésimo tratamiento

$y_{...}$  el gran total o total general de las observaciones.

Se definen  $\bar{y}_{i..}, \bar{y}_{.j.}, \bar{y}_{ij..}, \bar{y}_{...}$  como los promedios de los niveles del factor  $A$ , de los niveles del factor  $B$ , de los tratamientos y el general respectivamente.

La suma total de cuadrados corregida puede expresarse mediante:

$$\begin{aligned}
\sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n (y_{ijk} - \bar{y})^2 &= \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n \left[ (\bar{y}_{i..} - \bar{y}_{...}) + (\bar{y}_{.j.} - \bar{y}_{...}) + (\bar{y}_{ij.} - \bar{y}_{i..} - \bar{y}_{.j.} + \bar{y}_{...}) \right. \\
&\quad \left. + (y_{ijk} - \bar{y}_{ij.}) \right]^2 \\
&= bn \sum_{i=1}^a (\bar{y}_{i..} - \bar{y}_{...})^2 + an \sum_{j=1}^b (\bar{y}_{.j.} - \bar{y}_{...})^2 \\
&\quad + n \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b (\bar{y}_{ij.} - \bar{y}_{i..} - \bar{y}_{.j.} + \bar{y}_{...})^2 \\
&\quad + \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n (y_{ijk} - \bar{y}_{ij.})^2 \quad \dots\dots\dots(1)
\end{aligned}$$

Porque los productos cruzados del segundo miembro de la ecuación son iguales a cero. Nótese que en esta expresión la suma total de cuadrados se ha descompuesto en una suma de cuadrados debida al factor  $A$  ( $SC_A$ ), en una suma de cuadrados debida al factor  $B$  ( $SC_B$ ), en una suma de cuadrados debida a la interacción entre  $A$  y  $B$  ( $SC_{AB}$ ), y en una suma de cuadrados debida al error.

La ecuación (1) puede expresarse mediante:

$$SC_T = SC_A + SC_B + SC_{AB} + SC_E$$

los grados de libertad totales son el numero de observaciones menos uno, es decir,  $(abn)$  menos uno. Los factores  $A$  y  $B$  tienen  $a$  y  $b$  niveles, respectivamente, por lo tanto tienen  $(a - 1)$  y  $(b - 1)$  grados de libertad. Los grados de libertad de la interacción son simplemente el producto de los grados de libertad de los factores principales. Dentro de cada una de las  $(ab)$  celdas hay  $(n - 1)$  grados de libertad para las  $n$  replicas, por lo tanto hay  $(ab)(n - 1)$  grados de libertad para el error.

Cada suma de cuadrados dividida entre sus grados de libertad, se denomina cuadrado medio ( $CM$ ) y son una estimación de la varianza, sí las hipótesis nulas son ciertas. Los valores esperados de los cuadrados medios son:



$$E(CM_A) = E\left(\frac{SC_A}{a-1}\right) = \sigma^2 + \frac{bn \sum_{i=1}^a \tau_i^2}{a-1}$$

$$E(CM_B) = E\left(\frac{SC_B}{b-1}\right) = \sigma^2 + \frac{an \sum_{j=1}^b \beta_j^2}{b-1}$$

$$E(CM_{AB}) = E\left(\frac{SC_{AB}}{(b-1)(a-1)}\right) = \sigma^2 + \frac{n \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b (\tau\beta)_{ij}^2}{(b-1)(a-1)}$$

$$E(CM_R) = E\left(\frac{SC_E}{ab(n-1)}\right) = \sigma^2$$

Las razones  $CM_A/CM_E$ ,  $CM_B/CM_E$  y  $CM_{AB}/CM_E$  tienen distribución  $F$  con  $(a-1)$ ,  $(b-1)$  y  $(a-1)(b-1)$  grados de libertad en el numerador respectivamente y  $(ab)(n-1)$  grados de libertad en el denominador. Las regiones críticas corresponden al extremo superior de la distribución.

Las sumas de cuadrados se calculan de la siguiente forma:

$$SC_T = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \sum_{k=1}^n y_{ijk}^2 - \frac{y_{\dots}^2}{abn}$$

$$SC_A = \sum_{i=1}^a \frac{y_{i\bullet\bullet}^2}{bn} - \frac{y_{\dots}^2}{abn}$$

$$SC_B = \sum_{j=1}^b \frac{y_{\bullet j \bullet}^2}{an} - \frac{y_{\dots}^2}{abn}$$

$$SC_{\text{Tratamientos}} = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b \frac{y_{ij\bullet}^2}{n} - \frac{y_{\dots}^2}{abn}$$

$$SC_{AB} = SC_{Tratamientos} - SC_A - SC_B$$

$$SC_E = SC_T - SC_{AB} - SC_A - SC_B$$

$$SC_E = SC_T - SC_{Tratamientos}$$

### 3.1. CONTRASTES LINEALES ENTRE MEDIAS DE TRATAMIENTOS.

Se define una comparación lineal o contraste lineal de los totales de tratamiento como:

$$L = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b l_{ij} y_{ij} \quad \text{donde} \quad \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b l_{ij} = 0$$

La suma de cuadrados debida a la comparación lineal  $L$  tiene un grado de libertad y esta dada por:

$$SC_L = \frac{L^2}{n \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b l_{ij}^2}$$

La razón  $SC_L/CM_E$  sigue una distribución  $F$  con un grado de libertad y los grados de libertad del error, lo cual permite probar si el contraste  $L$  es significativo.

Si la suma de cuadrados de dos contrastes  $L_1$  y  $L_2$  son independientes, es necesario que los contrastes sean ortogonales, es decir dados:

$$L_1 = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b l_{ij} y_{ij} \quad L_2 = \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b m_{ij} y_{ij}$$

son ortogonales si:

$$\sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b l_{ij} m_{ij} = 0$$

Si para un factor  $F$  se tienen  $(h-1)$  grados de libertad se pueden calcular  $(h-1)$  contrastes mutuamente ortogonales y entonces la suma de cuadrados de este factor es igual a:

$$SC_F = SC_{L_1} + SC_{L_2} + \dots + SC_{L_{(h-1)}}$$

La ventaja principal de contar con contrastes ortogonales es que se particiona la suma de cuadrados debido a los factores y a la interacción en varias sumas con un grados de libertad cada una y por lo tanto se extrae toda la información que hay en la suma de cuadrados correspondiente, lo cual permite concluir cuales contrastes son estadísticamente significativos y reducir la ecuación que modela la superficie de respuesta como se indica en los párrafos que siguen.

### **3.2. SUPERFICIE DE RESPUESTA**

Resulta de gran utilidad ajustar una superficie de respuesta a los niveles de los factores cuantitativos estudiados a fin de obtener una ecuación que relacione la respuesta con los factores. Puede usarse esta ecuación para interpolar, es decir, para predecir la respuesta en todo el intervalo experimental.

En situaciones en la que los niveles de los factores son equidistantes se puede utilizar el procedimiento de polinomios ortogonales. Para el caso de un diseño factorial  $4 \times 4$ , se obtiene el efecto lineal, cuadrático y cúbico para cada factor y las interacciones entre estos efectos. Cada efecto tiene un grado de libertad y se prueba comparando su suma de cuadrados con la media de cuadrados del error.

La ecuación del modelo polinomial ortogonal completo para un diseño factorial 4 x 4 es de la forma:

$$\begin{aligned}
 y = & \alpha_0 P_0 + \alpha_1 P_1(y_1) + \alpha_{11} P_2(y_1) + \alpha_{111} P_3(y_1) + \alpha_2 P_1(y_2) + \alpha_{22} P_2(y_2) + \alpha_{222} P_3(y_2) \\
 & + \alpha_{12} P_1(y_1) P_1(y_2) + \alpha_{122} P_1(y_1) P_2(y_2) + \alpha_{1222} P_1(y_1) P_3(y_2) + \alpha_{112} P_2(y_1) P_1(y_2) \\
 & + \alpha_{1122} P_2(y_1) P_2(y_2) + \alpha_{11222} P_2(y_1) P_3(y_2) + \alpha_{1112} P_3(y_1) P_1(y_2) + \alpha_{11122} P_3(y_1) P_2(y_2) \\
 & + \alpha_{111222} P_3(y_1) P_3(y_2) \dots \dots \dots (2)
 \end{aligned}$$

en donde  $\alpha_i$  representa el coeficiente lineal del factor  $A$ ,  $\alpha_{122}$  es el coeficiente de la interacción del efecto lineal del factor  $A$  por el efecto cuadrático del factor  $B$  y así sucesivamente. Estos coeficientes se evalúan de acuerdo a,

$$\hat{\alpha} = \frac{L}{n \sum_{i=1}^a \sum_{j=1}^b l_{ij}^2}$$

Los polinomios se evalúan de acuerdo a,

*Media*       $P_0 = 1$

*Lineal*       $P_1 = \lambda_1 \left[ \frac{y - \bar{y}}{d} \right]$

*Cuadrática*  $P_2 = \lambda_2 \left[ \left( \frac{y - \bar{y}}{d} \right)^2 - \left( \frac{a^2 - 1}{12} \right) \right]$

*Cúbica*       $P_3 = \lambda_3 \left[ \left( \frac{y - \bar{y}}{d} \right)^3 - \left( \frac{y - \bar{y}}{d} \right) \left( \frac{3a^2 - 7}{20} \right) \right]$

$a$  = número de niveles del factor

$\bar{y}$  = media de los niveles del factor

$y$  = valor del factor

$d$  = espaciamiento entre los niveles del factor

$\lambda_i$  = constantes que aseguran que los polinomios tomen valores enteros

A la ecuación 2 se le denomina superficie de respuesta y predice la respuesta en niveles intermedios de los factores  $A$  y  $B$ , y permite determinar la región óptima de la respuesta.

Esta ecuación completa, para el caso de un diseño  $4 \times 4$ , se reduce tomando en cuenta únicamente los contrastes que resultan significativos después de realizar la partición de la suma de cuadrados del factor  $A$ , en su efecto lineal, cuadrático y cúbico,  $A_L$ ,  $A_Q$  y  $A_C$ , del factor  $B$ , en su efecto lineal, cuadrático y cúbico,  $B_L$ ,  $B_Q$  y  $B_C$  y de la interacción en  $A_L \times B_L$ ,  $A_L \times B_Q$ ,  $A_L \times B_C$ ,  $A_Q \times B_L$ ,  $A_Q \times B_Q$ ,  $A_Q \times B_C$ ,  $A_C \times B_L$ ,  $A_C \times B_Q$  y  $A_C \times B_C$ .

## **4. MATERIAL Y METODOS.**

### **4.1. DISEÑO EXPERIMENTAL.**

El planteamiento general de la primera fase del trabajo experimental es el de calentar probetas del material bajo estudio a diferentes temperaturas y durante diferentes tiempos y aplicar choque térmico para conseguir el temple.

Con el fin de que los resultados experimentales sean adecuados para poder obtener el modelo de respuesta, es necesario trabajar conforme a un diseño experimental.

La experimentación se realizó de acuerdo a un diseño factorial  $4 \times 4$ .

Los factores a estudiar fueron, el tiempo y la temperatura en cuatro niveles cada uno de ellos.

Las temperaturas se fijaron en 300, 550, 800 y 1050°C, y los tiempos de tratamiento fueron 5, 15, 25 y 35 horas.

Tanto los niveles de la temperatura como los del tiempo se planeó que estuvieran igualmente espaciados lo que permite calcular polinomios ortogonales con el fin de modelar la superficie de respuesta.

Las distintas combinaciones tiempo-temperatura constituyen los 16 tratamientos a estudiar.

Cada tratamiento se repitió tres veces, es decir, se asignaron 3 probetas a cada uno de ellos.

Todas las probetas fueron numeradas, con el fin de facilitar su identificación. La asignación de las probetas a los tratamientos se muestra en el cuadro 2.

*Cuadro 2. Designación de probetas.*

Tiempo	5	15 hrs.	25 hrs.	35 hrs.
Temperatura	hrs.			
300°C	P- 01	P- 04	P- 07	P- 10
	P- 02	P- 05	P- 08	P- 11
	P- 03	P- 06	P- 09	P- 12
550°C	P- 13	P- 16	P- 19	P- 22
	P- 14	P- 17	P- 20	P- 23
	P- 15	P- 18	P- 21	P- 24
800°C	P- 25	P- 28	P- 31	P- 34
	P- 26	P- 29	P- 32	P- 35
	P- 27	P- 30	P- 33	P- 36
1050°C	P- 37	P- 40	P- 43	P- 46
	P- 38	P- 41	P- 44	P- 47
	P- 39	P- 42	P- 45	P- 48

#### **4.2. PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS.**

A partir de una barra de acero inoxidable duplex se prepararon las probetas experimentales.

La composición química del acero estudiado fue la siguiente: 0.03 % C, 2% de Mn, 1 % de Si, 0.03% de P, entre 21 y 23% de Cr, entre 4.5 y 6.5% de Ni y 2.5 % de Mo.

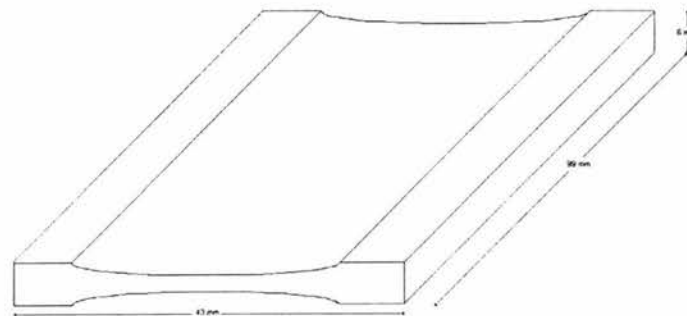
Se procedió a trabajar la barra en la fresadora para dejar los lados totalmente planos y con el fin de lograr una mayor uniformidad se paso por rectificadora.

Las dimensiones de la barra una vez rectificadas fueron las siguientes: 33.42 mm de ancho, 43.18 mm de altura y 99 mm de largo,

La pieza del material rectificado se pasó a una máquina de corte para hacer cuatro cortes, de 43 mm de ancho, 99 mm de largo y 6 mm de alto.

Las cuatro piezas obtenidas se pasaron por una rectificadora colocando la parte más angosta de frente a la rectificadora. Las barras se fijaron con una prensa, ya que la fuerza del imán de la rectificadora no era suficiente para mantenerlas en una posición fija. A la rectificadora se le colocó un disco de 8 pulgadas de diámetro para hacer un arco sobre la barra.

Una vez que se realizó el arco sobre un lado de la pieza se giró para obtener un arco sobre el otro lado quedando como se muestra en la Figura 3.

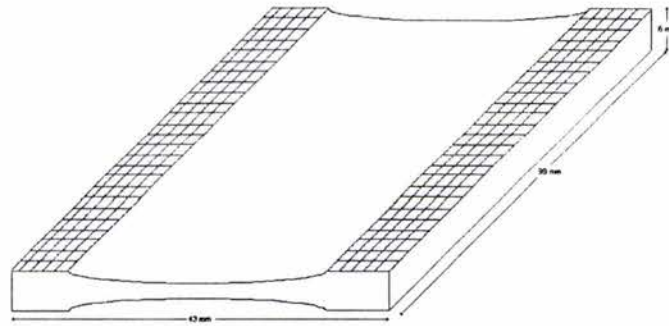


*Figura 3. Muestra de los arcos realizados con la rectificadora en la barra de acero*

Una vez realizados los arcos en las cuatro piezas, se procedió a cepillarlas para marcar líneas transversales (tipo moleteado), con el fin de que las probetas resultantes, de tamaño pequeño, tengan un mejor agarre en la máquina de ensayo de tensión.



La Figura 4, muestra las piezas después del cepillado.

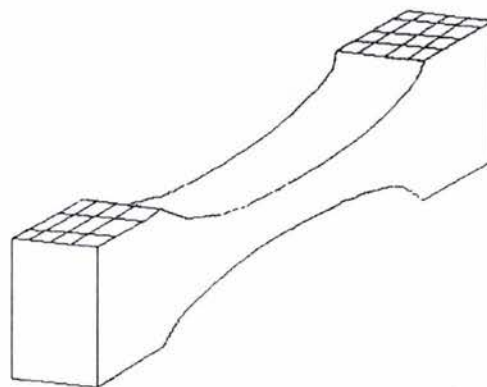


*Figura 4. Barras trabajadas en el cepillo.*

Las cuatro piezas así tratadas se llevaron a una cortadora de disco, en la cual se sujetaron con una prensa para realizar los cortes en forma precisa.

De cada pieza se obtuvieron un promedio de 15 probetas.

Las dimensiones de las probetas resultantes fueron de 6mm alto x 5 mm ancho x 43 mm de largo (Figura 5), en conformidad a la Norma ASTM E-8.



*Figura 5 . Probetas Experimentales*

### **4.3. TRATAMIENTO TERMICO.**

El tratamiento térmico se realizó en una mufla. Las probetas dentro de la mufla, se colocaron en contenedores rellenos de grafito de carbón con el fin de que las probetas no sufrieran descarburación.

Se controló la temperatura de la mufla hasta alcanzar el nivel deseado. Una vez estabilizada la temperatura, se introdujeron las probetas en los contenedores durante los tiempos establecidos.

Transcurridos éstos, las probetas se retiraron de la mufla y se colocaron en un contenedor con agua para lograr el temple, por medio de choque térmico.

A cada probeta se le realizó la prueba de tensión, dureza y microscopía.

### **4.4. ENSAYO DE TENSIÓN.**

Las probetas tratadas térmicamente fueron sometidas al ensayo de tensión en una Máquina Universal Instron, Serie IX, que consta de un sistema automático de pruebas versión 1.04 con una interfase integrada de serie 4200.

El orden de ejecución del ensayo de tensión fue completamente al azar, con el fin de aleatorizar las variaciones comunes o error experimental y se muestra en el cuadro 3.

Con los resultados obtenidos en éste ensayo, se calcularon las deformaciones ingenieril y verdadera, así como los esfuerzos ingenieril y verdadero.

*Cuadro 3. Orden de ejecución del ensayo de tensión.*

CORRIDA	PROBETA	TRATA- MIENTO	CORRIDA	PROBETA	TRATA- MIENTO	CORRIDA	PROBETA	TRATA- MIENTO
1	27	T <sub>4</sub> -t <sub>1</sub>	17	41	T <sub>4</sub> -t <sub>2</sub>	33	12	T <sub>1</sub> -t <sub>4</sub>
2	15	T <sub>2</sub> -t <sub>1</sub>	18	20	T <sub>2</sub> -t <sub>3</sub>	34	32	T <sub>3</sub> -t <sub>3</sub>
3	45	T <sub>4</sub> -t <sub>3</sub>	19	03	T <sub>1</sub> -t <sub>1</sub>	35	25	T <sub>3</sub> -t <sub>1</sub>
4	11	T <sub>1</sub> -t <sub>4</sub>	20	06	T <sub>1</sub> -t <sub>2</sub>	36	42	T <sub>4</sub> -t <sub>2</sub>
5	02	T <sub>1</sub> -t <sub>1</sub>	21	37	T <sub>4</sub> -t <sub>1</sub>	37	04	T <sub>1</sub> -t <sub>2</sub>
6	14	T <sub>2</sub> -t <sub>1</sub>	22	19	T <sub>2</sub> -t <sub>3</sub>	38	33	T <sub>3</sub> -t <sub>3</sub>
7	18	T <sub>2</sub> -t <sub>2</sub>	23	16	T <sub>2</sub> -t <sub>2</sub>	39	29	T <sub>3</sub> -t <sub>2</sub>
8	07	T <sub>1</sub> -t <sub>3</sub>	24	35	T <sub>3</sub> -t <sub>4</sub>	40	01	T <sub>1</sub> -t <sub>1</sub>
9	39	T <sub>4</sub> -t <sub>1</sub>	25	40	T <sub>4</sub> -t <sub>2</sub>	41	24	T <sub>2</sub> -t <sub>4</sub>
10	31	T <sub>3</sub> -t <sub>3</sub>	26	22	T <sub>2</sub> -t <sub>4</sub>	42	26	T <sub>3</sub> -t <sub>1</sub>
11	08	T <sub>1</sub> -t <sub>3</sub>	27	46	T <sub>4</sub> -t <sub>4</sub>	43	28	T <sub>3</sub> -t <sub>2</sub>
12	13	T <sub>2</sub> -t <sub>1</sub>	28	44	T <sub>4</sub> -t <sub>3</sub>	44	05	T <sub>1</sub> -t <sub>2</sub>
13	47	T <sub>4</sub> -t <sub>4</sub>	29	38	T <sub>4</sub> -t <sub>1</sub>	45	23	T <sub>2</sub> -t <sub>4</sub>
14	43	T <sub>4</sub> -t <sub>3</sub>	30	21	T <sub>2</sub> -t <sub>3</sub>	46	48	T <sub>4</sub> -t <sub>4</sub>
15	30	T <sub>3</sub> -t <sub>2</sub>	31	36	T <sub>3</sub> -t <sub>4</sub>	47	17	T <sub>2</sub> -t <sub>2</sub>
16	10	T <sub>1</sub> -t <sub>4</sub>	32	34	T <sub>3</sub> -t <sub>4</sub>	48	09	T <sub>1</sub> -t <sub>3</sub>

Una vez realizado el ensayo de tensión hasta la rotura de las probetas, la parte más grande de cada probeta se utilizó para el ensayo de dureza y la otra para la microscopía óptica.

#### **4.5. ENSAYO DE DUREZA.**

Otra propiedad mecánica que es sumamente importante considerar es la dureza, la cual es una medida de la resistencia de un material a la deformación plástica.

El ensayo de dureza se realizó en un Durómetro Amsler Otto Wolper modelo D-6700. el cual trabaja durezas, Rockwell, Brinell y Vickers y esta calibrado según la Norma ASTM E-18 DIML-39.

En esta prueba se utilizó la escala de Vickers, con un penetrador con punta de diamante. La carga que se seleccionó fue de dos kilogramos en todas las probetas.

La superficie de la muestra se preparó cuidadosamente (mediante desbaste y pulido) para poder asegurar una huella que pueda ser medida con exactitud.

Las probetas se prepararon aplicando un desbaste en la superficie plana de cada probeta, utilizando una pulidora de banda rotatoria, con lijas de los números 100, 200, 800 y 1 000, con el fin de tener una superficie plana, sin ralladuras para poder medir correctamente la penetración del punto de diamante.

Las medidas de las indentaciones se tomaron con una plantilla micrométrica.

Se aplicaron 10 penetraciones a las probetas, las medidas obtenidas se convirtieron dureza Vickers.

Se obtuvo la media de las penetraciones, y las estas se manejaron para realizar los análisis estadísticos de dureza.

#### **4.6. MICROSCOPIA ÓPTICA.**

Para realizar la prueba de microscopía óptica se utilizó un Microscopio Vesamet, Unión 6510, con una cámara fotográfica acoplada Canon SX100, con la cual se obtuvieron las fotografías de cada probeta.

Se seleccionó una probeta de cada tratamiento al azar. Las probetas seleccionadas se muestran en el cuadro 4.

La parte de cada probeta de prueba, se desbastó y pulió a superficie espejo, utilizando papeles abrasivos y polvos cada vez más finos. Se revela la microestructura tratando la superficie con un reactivo químico apropiado en un procedimiento denominado ataque.

*Cuadro 4. Probetas seleccionadas para prueba de Microscopia óptica.*

Tratamiento	Probeta
1.	P- 02
2.	P- 05
3.	P- 08
4.	P- 11
5.	P- 14
6.	P- 17
7.	P- 20
8.	P- 23
9.	P- 27
10.	P- 29
11.	P- 33
12.	P- 36
13.	P- 38
14.	P- 41
15.	P- 43
16.	P- 48

Cuando se tuvieron seleccionadas las partes de las probetas correspondientes, se realizo un desbaste de la parte plana de la probeta, utilizando una pulidora de banda rotatoria con lijas (papeles abrasivos) 100, 200, 500, 800 y 1000.

Para lograr el acabado tipo espejo se utilizó una pulidora de banda rotatoria con una superficie de paño húmedo a la cual se le agregó alúmina de grano fino (0.3).

Una vez obtenida la superficie con acabado espejo se realizó un ataque químico usando una solución de 50 ml de ácido oxálico ( $H_2C_2O_4$ ), en 50 ml de agua destilada. Se colocaron las probetas dentro de la solución, y se paso corriente eléctrica (carga de una pila), por la superficie que tenia acabado espejo.

Posteriormente se colocaron al microscopio para obtener las fotografías de su microestructura.

## **5. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.**

### **5.1. ENSAYO DE TENSIÓN.**

A partir de los datos obtenidos en este ensayo, se obtuvieron las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdadera, correspondientes a cada una de las distintas probetas, las cuales se muestran en el Anexo 1. A partir de éstas curvas se determinó el módulo de Young, el esfuerzo máximo, la carga en la ruptura, el esfuerzo de cedencia, la carga máxima, el coeficiente de endurecimiento y la energía absorbida, como se señaló en el capítulo 1.

#### **5.1.1. MODULO DE YOUNG.**

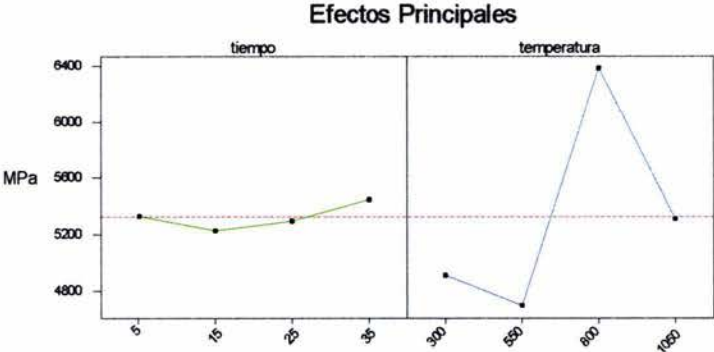
Con el valor del módulo de Young calculado para cada una de las probetas, se realizó el ANOVA correspondiente a un diseño factorial 4 X 4, completamente al azar, de efectos fijos, detectando únicamente efecto significativo de la temperatura sobre el módulo de Young ( $P < 0.05$ ), como se muestra en la Figura 6.1.

La Figura 6.1, muestra los efectos principales de la temperatura y del tiempo. Como se observa no se detectan diferencias significativas en el módulo de Young para los diferentes tiempos, pero si para las diferentes temperaturas ( $P < 0.05$ ).

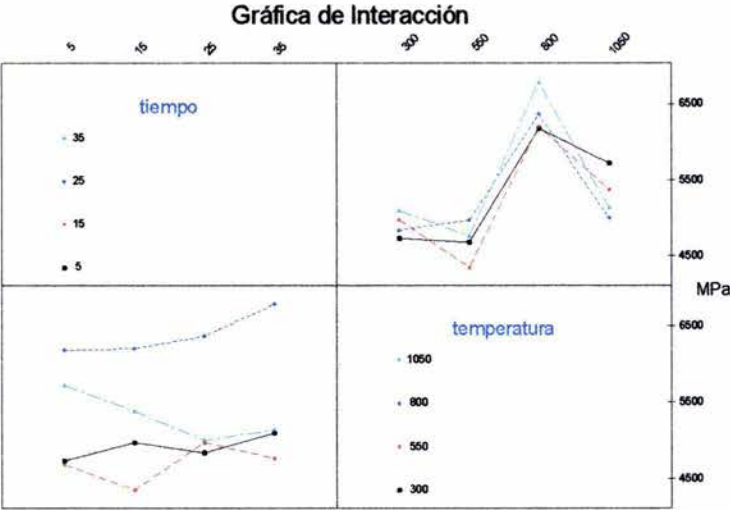
En el cuadro 5, se resumen los valores promedios del módulo de Young y sus desviaciones estándar para cada temperatura. De la Figura 6.1 y del cuadro 5 observamos que el valor mayor del modulo de Young se obtiene al mantener las probetas a una temperatura de 800 °C. A temperaturas bajas se obtienen valores menores del módulo y al aumentar la Temp. A 1050 disminuye el valor con respecto al obtenido a 800 °C.

# MODULO DE YOUNG

**Figura 6.1**



**Figura 6.2**



# MODULO DE YOUNG

Figura 7.1

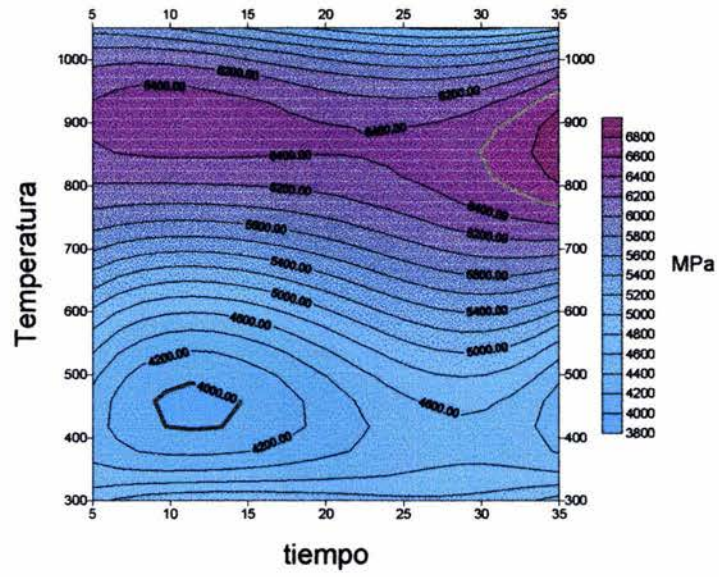
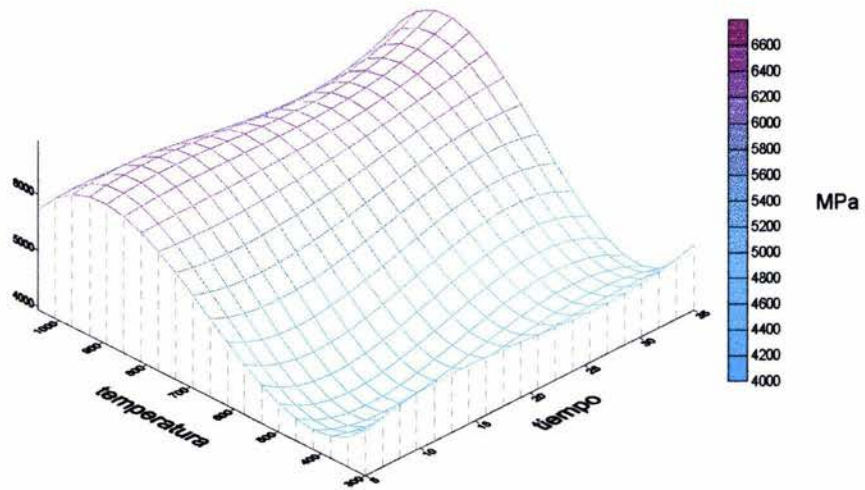


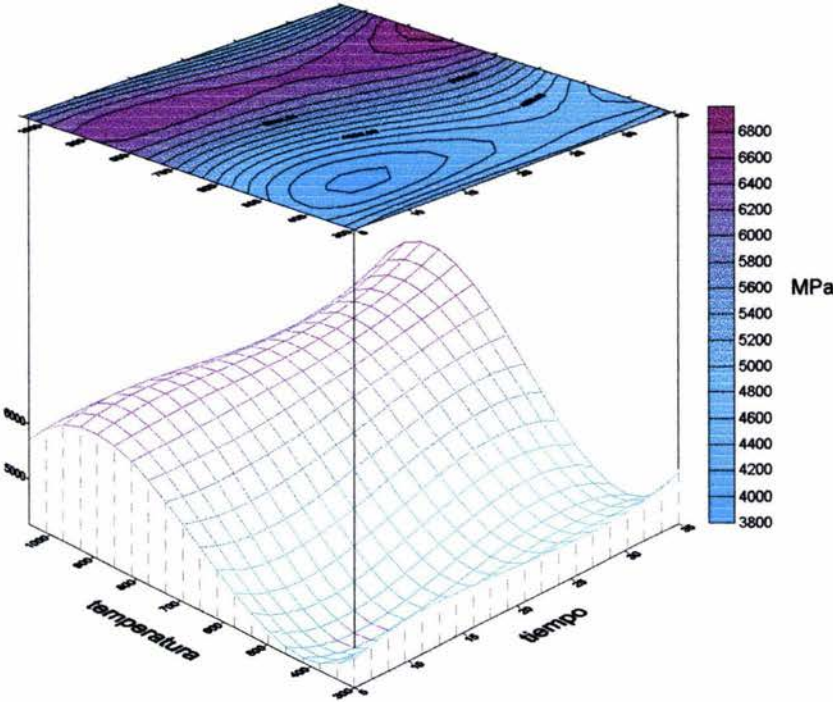
Figura 7.2





# MODULO DE YOUNG

Figura 7.3



Cuadro 5. Valores de las medias del modulo de Young.

Temperatura	Media	Desviación estándar
300	4912	541
550	4692	382
800	6387	723
1050	5311	538

Para determinar que valores de los módulos de Young obtenidos a las distintas temperaturas son significativamente diferentes, se aplicó la prueba de Tukey, calculando los intervalos de confianza al 95%, para las comparaciones que resultaron ser significativas ( $P < 0.05$ ).

A partir de este análisis concluimos:

- No se detecta diferencia significativa en el módulo de Young para las probetas tratadas a 300 y 550°C.
- No se detecta diferencia significativa en el módulo de Young para las probetas tratadas a 300 y 1050°C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que el modulo de Young se incrementa entre 865 y 2085 MPa, cuando se aumenta la temperatura de tratamiento de 300 a 800°C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que el modulo de Young se incrementa entre 1085 y 2305 MPa cuando se aumenta la temperatura de tratamiento de 550 a 800°C.

- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que el modulo de Young disminuye entre 466 y 1686 MPa cuando se incrementa la temperatura de tratamiento de 800 a 1050°C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que el modulo de Young se incrementa entre 9 y 1229 MPa cuando se aumenta la temperatura de tratamiento de 550 a 1050°C.

No se detectó en el ANOVA, diferencia significativa en el módulo de Young debido a la interacción tiempo x temperatura, como se muestra en la Figura 2.2.

No se observa un cambio significativo en el comportamiento del modulo de Young en las diferentes temperaturas para los diferentes niveles de tiempo.

Se subdividieron las sumas de cuadrados de los factores tiempo y temperatura y de la interacción en comparaciones ortogonales con un grado de libertad resultando significativos los términos lineal, cuadrático y cúbico del factor Temperatura.

La ecuación polinomial que relaciona el módulo de Young con la Temperatura es la siguiente:

$$Mod. Young = 0.24721 - 56.1501T + 0.097811T^2 - 0.00004999T^3$$

donde:  $T - ^\circ C$  y  $t - horas$

Graficando esta ecuación obtenemos la superficie de respuesta del comportamiento del modulo de Young en el intervalo experimental, tal y como se muestra en las Figuras 7.1, 7.2 y 7.3.

La superficie de respuesta del modulo de young nos muestra que el máximo valor del módulo de young lo obtendremos con un tratamiento a temperaturas entre 770 y 950°C, durante 29 a 35 horas.

La región óptima se puede observar en toda la franja comprendida entre 900 y 1000°C para cualquier tiempo de tratamiento.

El modulo de Young disminuye muy homogéneamente para todo el intervalo del tiempo al disminuir la temperatura llegando a su mínimo en la franja comprendida entre 400 y 425°C.

En la Figura de contorno la isolínea con el valor mínimo del modulo de young de 4000, es el círculo resaltado con el color blanco.

La prueba de microscopia óptica de las probetas correspondientes a la región óptima, es decir las tratadas a 800°C, muestran la presencia de carburos en la zona de la ferrita, y aborde de cristal de la austenita, como se observa en las Figuras 26.1 y 27.1.

Estos carburos dan fragilidad al material y esto explica que el módulo de Young encuentre sus máximos valores entre 800 y 1000°C. El comportamiento en esta región también lo podemos atribuir a un aumento en la zona plástica del material.

En las temperaturas de 300 y 550°C el valor del modulo de Young es menor debido a que en estas temperaturas las fases de austenita y ferrita no sufren demasiada alteración, como se puede observar por microscopia óptica, Figuras 24.1 y 25.1 y se supone que su región elástica no disminuye.

### 5.1.2. RESISTENCIA A LA TENSIÓN.

Se calculó la resistencia a la tensión que soporta cada una de las probetas tratadas y se realizó el ANOVA correspondiente, detectando únicamente efecto significativo de la temperatura sobre la resistencia a la tensión ( $P < 0.05$ ), como se muestra en la Figura 8.1.

La Figura 8.1, muestra los efectos principales de la temperatura y del tiempo. No se detectan diferencias significativas en la resistencia a la tensión para los diferentes tiempos de tratamiento, pero sí para las diferentes temperaturas ( $P < 0.05$ ).

En el cuadro 6, se resumen los valores promedios de la resistencia a la tensión y sus desviaciones estándar para cada temperatura. Las probetas tratadas a una temperatura de 800 °C, tienen menor resistencia a la tensión.

A las temperaturas de 300 y 550°C se obtienen los mayores valores de la resistencia a la tensión, y a 1050°C disminuye el valor con respecto al obtenido con tratamientos a bajas temperaturas.

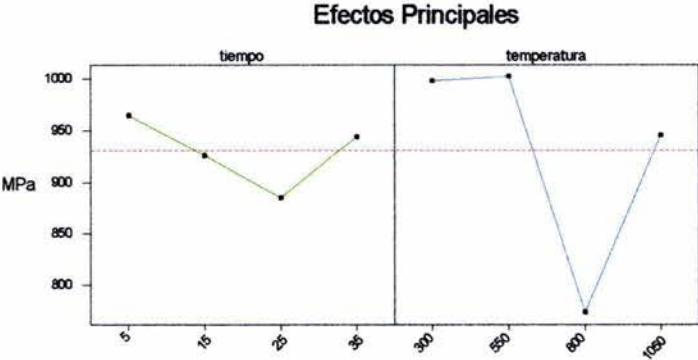
*Cuadro 6. Valores de las medias de la resistencia a la tensión.*

Temperatura	Media	Desviación estándar
300	997.5	50.3
550	1002.5	53.7
800	773.9	83.8
1050	946.1	126.2

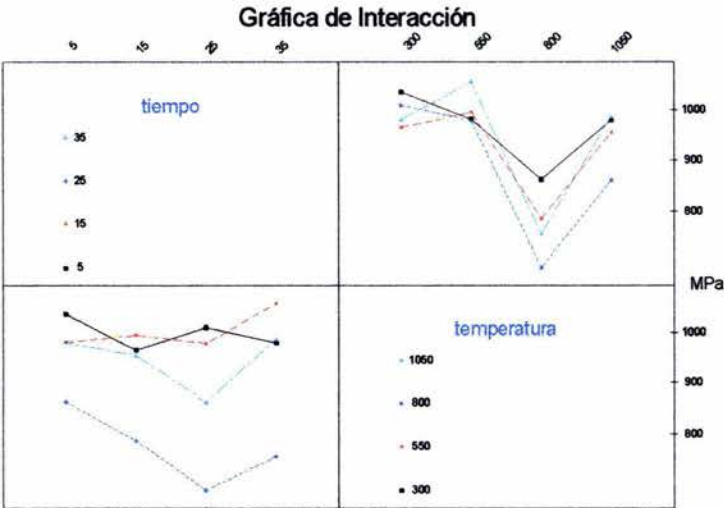
Para determinar que valores de la resistencia a la tensión obtenidos a las distintas temperaturas son significativamente diferentes, se aplicó la prueba de Tukey, concluyendo lo siguiente:

# RESISTENCIA A LA TENSIÓN

**Figura 8.1**



**Figura 8.2**



# RESISTENCIA A LA TENSIÓN

Figura 9.1

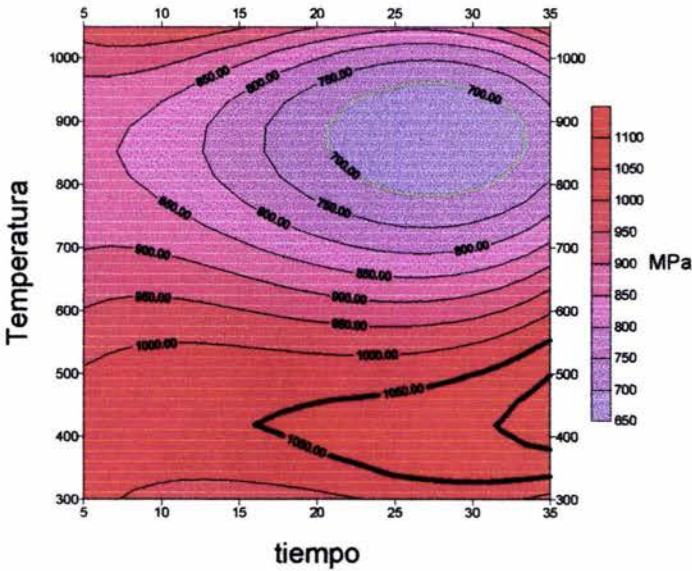
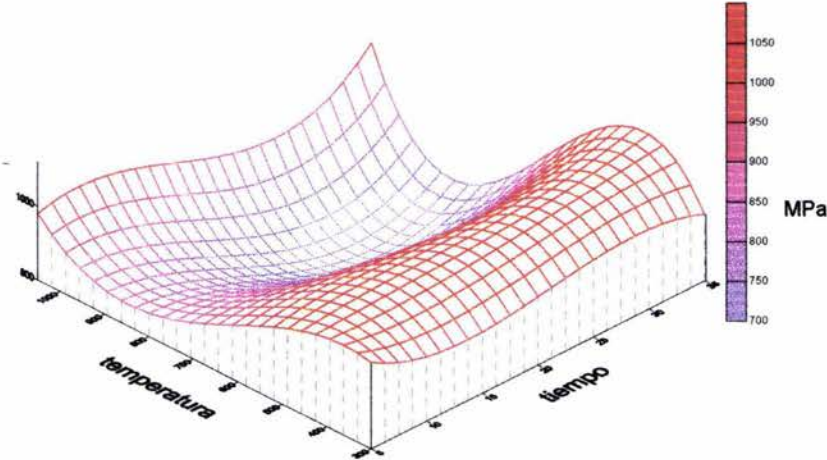
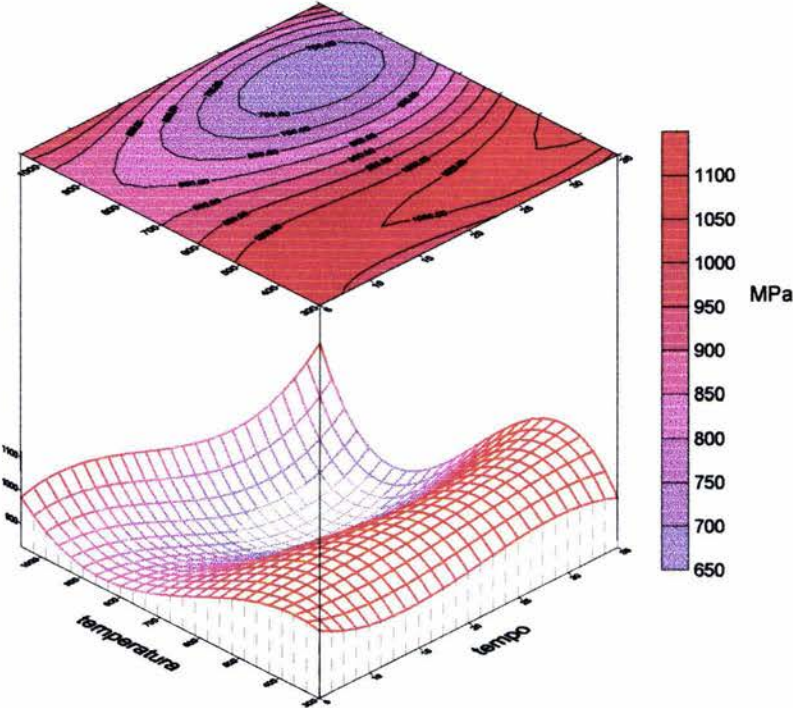


Figura 9.2



# RESISTENCIA A LA TENSIÓN

Figura 9.3





- No se detecta diferencia significativa en la resistencia a la tensión para las probetas tratadas a 300 y 550°C.
- No se detecta diferencia significativa en la resistencia a la tensión entre las probetas tratadas a temperaturas bajas (300 y 500 °C) y las tratadas a temperaturas altas (1050°C).
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que la resistencia a la tensión disminuye entre 131.1 y 316 MPa cuando se incrementa la temperatura de tratamiento de 300 a 800°C y entre 136.1 y 321.0 MPa, cuando se aumenta la temperatura de 550 a 800°C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que la resistencia a la tensión se incrementa entre 264.6 y 797.0 MPa cuando la temperatura de tratamiento pasa de 800 a 1050°C.

No se detecta diferencia significativa en la resistencia a la tensión debido a la interacción tiempo x temperatura, como se muestra en la Figura 8.2.

Al subdividir los grados de libertad de cada fuente de variación resultaron significativos los términos lineal, cuadrático y cúbico del factor temperatura, del factor tiempo el término cuadrático y de la interacción los términos  $t_L \times T_C$  y  $t_C \times T_L$ .

Tomando en cuenta estos términos y realizando los polinomios ortogonales se determinó que la ecuación que describe la superficie de respuesta de la resistencia a la tensión en función de la temperatura y el tiempo es la siguiente:

$$\begin{aligned} \text{Re. Tensión} = & 121.1129t + 1.88408T - 0.00594t^2T + 0.26835 \times 10^{-5}T^3 - 0.004765T^2 \\ & + 0.204096 \times 10^{-6}tT^3 - 0.0004132tT^2 + 4.2367t^2 - 0.06653t^3 + 0.35089tT \\ & + 0.0600985t^3T + 2879.384 \end{aligned} \quad \text{donde : } T - ^\circ\text{C} \text{ y } t - \text{horas}$$

Los valores máximos de la resistencia a la tensión, como se puede observar en las Figuras 9.1, 9.2, y 9.3, se obtienen en la región comprendida entre 400 y 450°C para cualquier tiempo de tratamiento, así como a temperaturas muy altas.

La región más desfavorable es la comprendida entre 790 y 950°C durante tiempos de 20 a 33 horas.

En la superficie de respuesta se observa que a temperaturas bajas se mantienen los valores mayores de la resistencia a la tensión durante cualquier tiempo. Conforme aumenta la temperatura el valor de la resistencia disminuye hasta llegar a 800-950 °C, que es donde se presentan los valores menores de la resistencia a la tensión. Pero al sobrepasar estas temperaturas el valor de la resistencia a la tensión aumenta.

En la parte superior del intervalo experimental de la temperatura las isolíneas corresponden a los valores menores de la resistencia a la tensión, y en la parte inferior se muestran las combinaciones de tiempo-temperatura que permiten obtener los valores mayores.

La presencia de los valores máximos de la resistencia a la tensión en las regiones de bajas temperaturas se puede explicar por la no-precipitación de carburos y al tamaño de grano de la austenita como los muestran las Figuras 24.1, 25.1 y 26.1, lo que hace que el material sea dúctil. Cuando el material se trata a 800°C, se hace frágil debido a la presencia de la fase sigma como se observa en las Figuras 26.2, 27.2 y 28.2, lo que disminuye la resistencia a la tensión.

Si se aplican tratamientos con temperaturas arriba de 1000°C el material se hace más dúctil, es por eso que el valor de la resistencia aumenta, y con la prueba de microscopia observamos que el tamaño de la austenita aumento y por consiguiente el material se hace dúctil pero a su vez más blando.

Cuando el material se hace frágil y el esfuerzo realizado sobrepasa al esfuerzo máximo, el material se romperá inmediatamente, esto le ocurriría a las probetas si aplicamos el tratamiento de las zonas más desfavorables.

### 5.1.3. ESFUERZO DE CEDENCIA.

Se detectó efecto significativo de la temperatura ( $P < 0.05$ ) sobre el esfuerzo de cedencia. En la Figura 10.1, se muestran los efectos del tiempo y de la temperatura sobre el esfuerzo de cedencia.

Los valores promedios del esfuerzo de cedencia y sus desviaciones estándar para cada temperatura se muestran en el cuadro 7.

El mayor esfuerzo de cedencia se obtiene al calentar las probetas a 800 °C. A temperaturas bajas se obtienen valores ligeramente mayores que al calentarlas a una temperatura alta (1050°C).

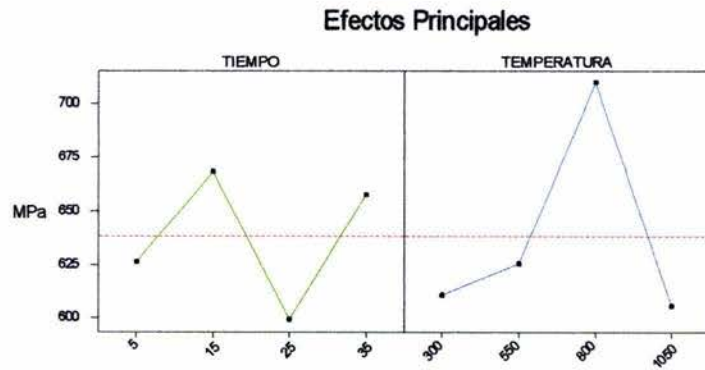
*Cuadro 7. Valores de las medias del esfuerzo de cedencia.*

Temperatura (°C)	Media (MPa)	Desviación estándar
300	610.7	96.7
550	625.8	127.1
800	709.7	70.9
1050	605.5	55.8

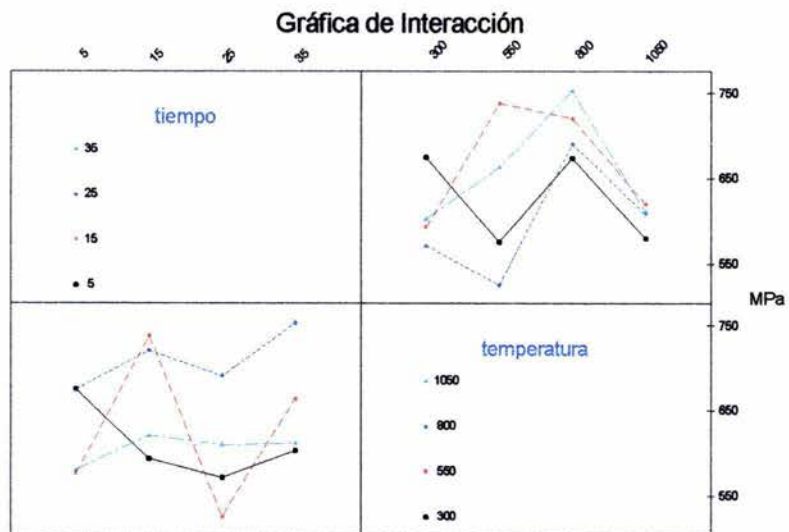
La grafica 10.2 muestra la interacción de los factores.

# ESFUERZO DE CEDENCIA

**Figura 10.1**



**Figura 10.2**



# ESFUERZO DE CEDENCIA

Figura 11.1

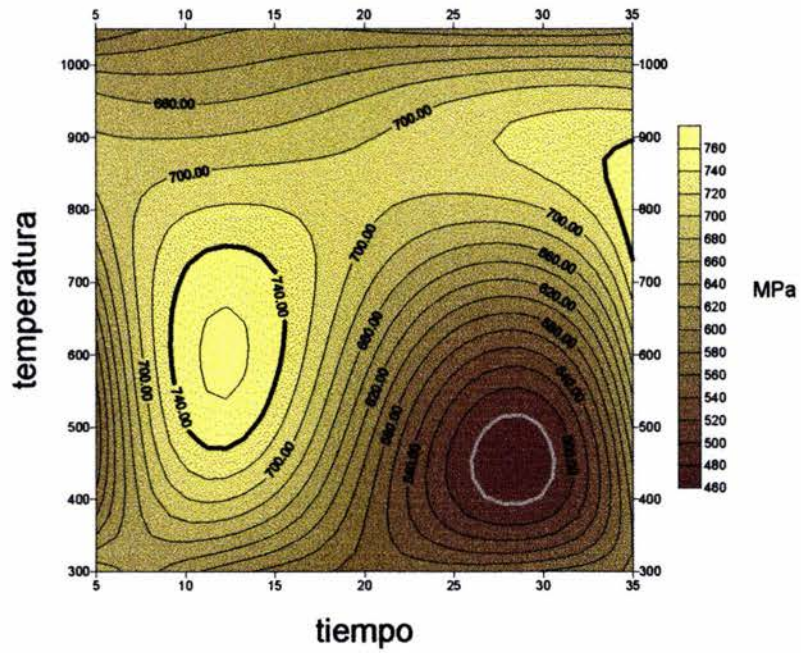
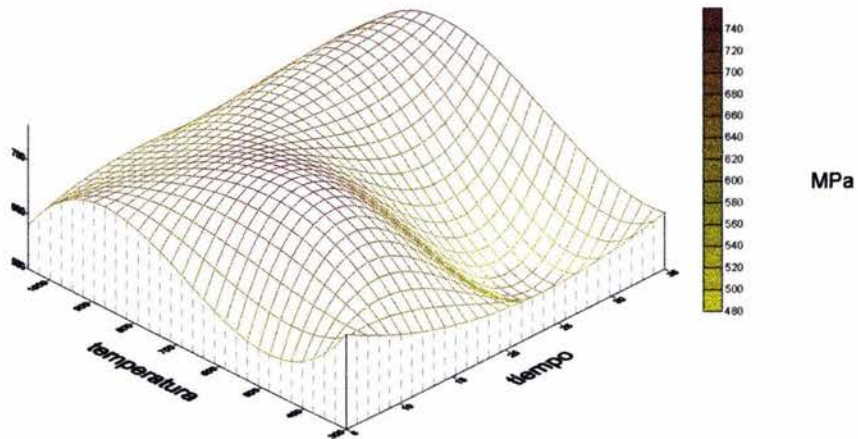
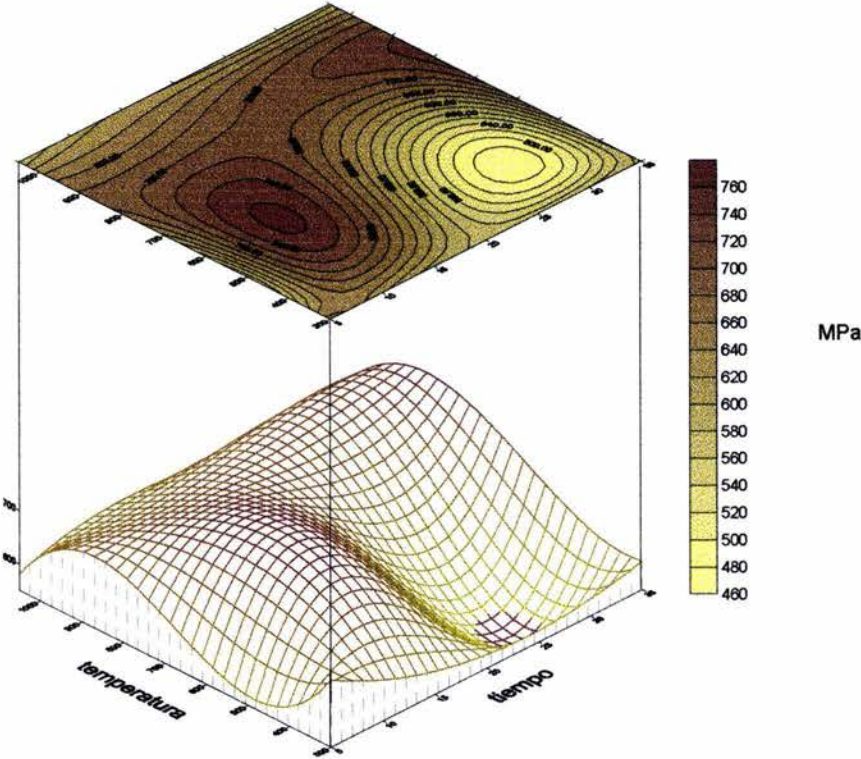


Figura 11.2



# ESFUERZO DE CEDENCIA

Figura 11.3



Aplicando la Prueba de Tukey para la comparación de los esfuerzos de cedencia promedios para cada temperatura, concluimos:

- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que el esfuerzo de cedencia disminuye entre 4.20 y 204.3 MPa cuando se incrementa la temperatura de tratamiento de 800 a 1050°C.
- En los demás niveles de temperatura no se aprecia diferencia significativa en el esfuerzo de cedencia.
- No se detecta diferencia significativa en el esfuerzo de cedencia debido a la interacción tiempo x temperatura, pero al subdividir los grados de libertad encontramos que es significativo el término de interacción del efecto cúbico del tiempo x el efecto cuadrático de la temperatura,  $t_C \times T_Q$ , así como el término de interacción de los efectos cúbicos del tiempo y la temperatura,  $t_C \times T_C$ .

El esfuerzo de cedencia del material en función del tiempo y de la temperatura, lo podemos estimar por la siguiente ecuación, que describe la superficie de respuesta del material:

$$\begin{aligned}
 \text{Esf. Ced.} = & -853.5743t - 20.7021T - 0.6849 \times 10^{-8} t^3 T^3 - 0.1863 \times 10^{-3} t^2 T^3 - 0.00001485T^3 \\
 & + 0.317T^2 + 0.3090 \times 10^{-5} tT^3 - 0.006815tT^2 + 51.4718t^2 - 0.8578t^3 + 4.5793tT \\
 & 0.00460t^3T + 5685.5045
 \end{aligned}$$

*donde :T – °C y t – horas.*

La superficie de respuesta, Figura 11.1 nos muestra dos regiones perfectamente bien definidas, por el tiempo de tratamiento de 20 horas.

Para tiempos menores de 20 horas, la región óptima se localiza entre 525 y 650°C entre 12 y 14 horas de tratamiento y la región más desfavorable se encuentra en

el intervalo de temperaturas entre 400 y 500°C para 5 horas de tratamiento. Figura 11.2.

Para tiempos mayores de 20 horas se encuentra altos valores en el esfuerzo de cedencia entre 725 y 900°C para 35 horas de tratamiento. Para casi toda la franja entre estas temperaturas para cualquier tiempo mayor de 20 horas, se obtiene buena respuesta del material. Al bajar la temperatura, el esfuerzo de cedencia disminuye en forma muy homogénea para casi todo el intervalo del tiempo.

En comportamiento del tratamiento favorable por arriba de las 20 horas se debe a que el esfuerzo de cedencia es igual al esfuerzo máximo, ya que si aplicamos este tratamiento obtendremos un material frágil, con un comportamiento totalmente plástico, además con la prueba de microscopia óptica observamos que existe la presencia de carburos y la formación de la fase sigma, por esta razón el valor del esfuerzo de cedencia se incrementara substancialmente en relación con las otras condiciones de tratamiento como se observa en las Figuras 25.2, 26.2 y 27.2.

Si se aplica el tratamiento óptimo por debajo de las 20 horas el material tendrá un comportamiento elástico-plástico, y se obtienen los mejores valores de esfuerzo de cedencia. En la prueba de microscopia se observa la existencia de pequeños cristales de austenita en mayor proporción, Figuras 22.1 y 23.1.

En las condiciones desfavorables, el material tiene un comportamiento elástico-plástico, más plástico que elástico, lo cual hace que el valor del esfuerzo de cedencia disminuya con relación al comportamiento totalmente plástico.



### 5.1.4. CARGA MÁXIMA.

El efecto de la temperatura es significativo (Figura 12.1), sobre la carga máxima pero depende de los niveles del tiempo puesto que se detectó diferencia significativa en la interacción tiempo x temperatura. Por lo tanto es de utilidad conocer el efecto de la interacción más que el efecto significativo de la temperatura.

En la Figura 12.2 se muestra las Figuras de la interacción tiempo x temperatura para la carga máxima que soporta el material.

Como se puede observar, si se calienta la probeta a 800°C, nunca hay que exceder de un tiempo de trabajo de cinco horas, ya que un tiempo de tratamiento mayor, hace que decrezca sustancialmente la carga máxima. Si el tiempo de tratamiento es de cinco horas, es conveniente trabajar a una temperatura de 300°C, pero si el tiempo de trabajo es de 25 horas trabajar a cualquier otra temperatura resultaría más eficiente.

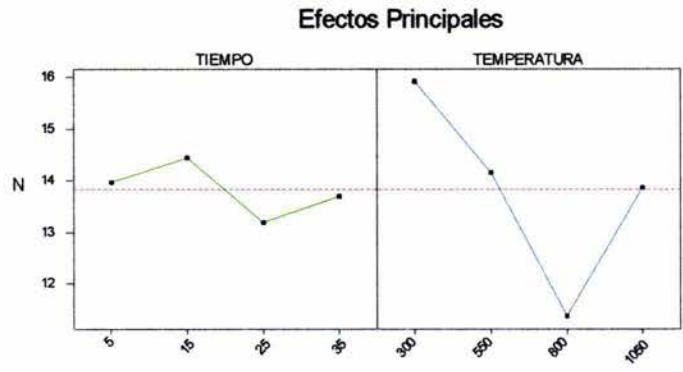
Para las comparaciones de las medias de tratamientos que resultaron significativas de acuerdo a la prueba de Tukey, se resumen sus intervalos de confianza al 95% en el cuadro 8.

*Cuadro 8. Comparaciones significativas de los tratamientos*

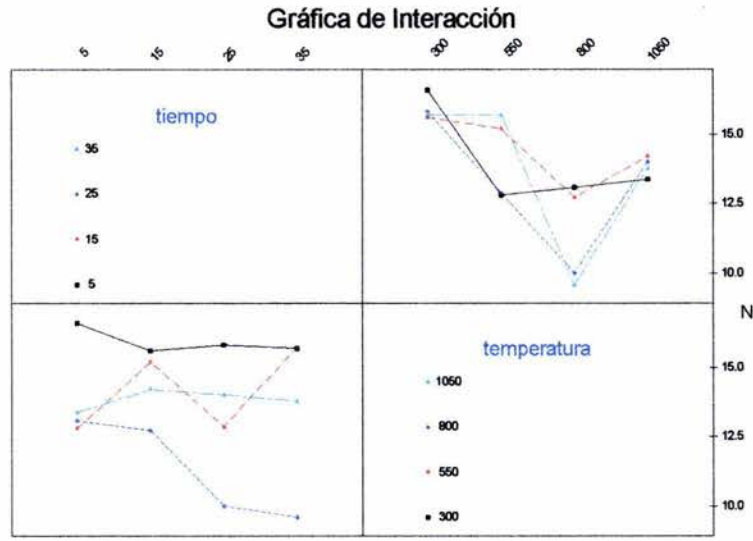
<b>Comparación Significativa</b>	<b>Intervalo de Confianza</b>	<b>Comparación Significativa</b>	<b>Intervalo de Confianza</b>
$T_1t_1 - T_2t_1$	0.013 - 7.545	$T_3t_3 - T_2t_4$	1.925 - 9.457
$T_1t_1 - T_3t_2$	0.077 - 7.609	$T_3t_4 - T_1t_1$	3.224 - 10.757
$T_3t_3 - T_1t_1$	2.801 - 10.334	$T_3t_4 - T_1t_2$	2.247 - 9.780
$T_3t_3 - T_1t_2$	1.824 - 9.357	$T_3t_4 - T_1t_3$	2.448 - 9.981
$T_3t_3 - T_1t_3$	2.025 - 9.558	$T_3t_4 - T_1t_4$	2.328 - 9.861
$T_3t_3 - T_1t_4$	1.905 - 9.438	$T_3t_4 - T_2t_2$	1.844 - 9.377
$T_3t_3 - T_2t_2$	1.421 - 8.954	$T_3t_4 - T_2t_4$	2.348 - 9.880

# CARGA MÁXIMA

**Figura 12.1**



**Figura 12.2**



# CARGA MÁXIMA

Figura 13.1

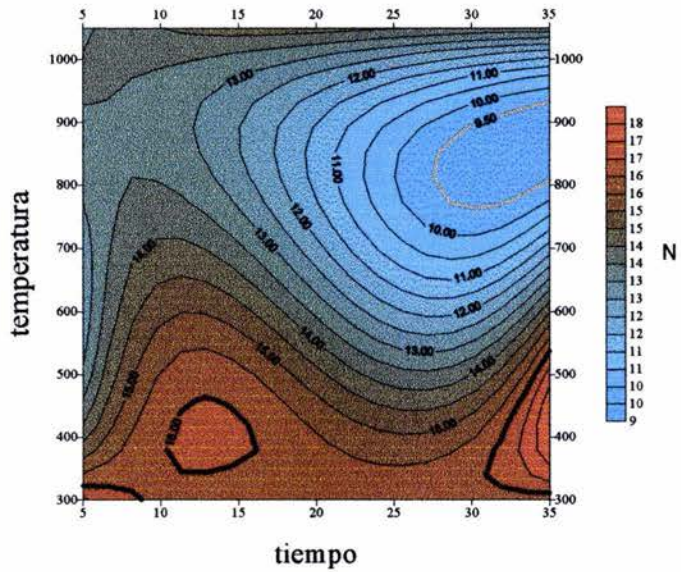
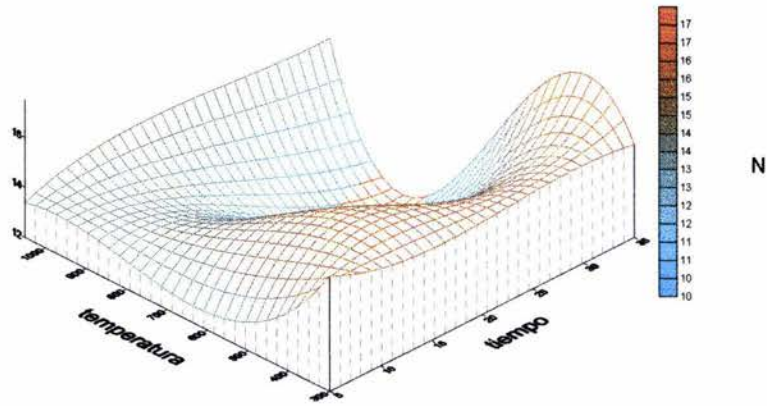
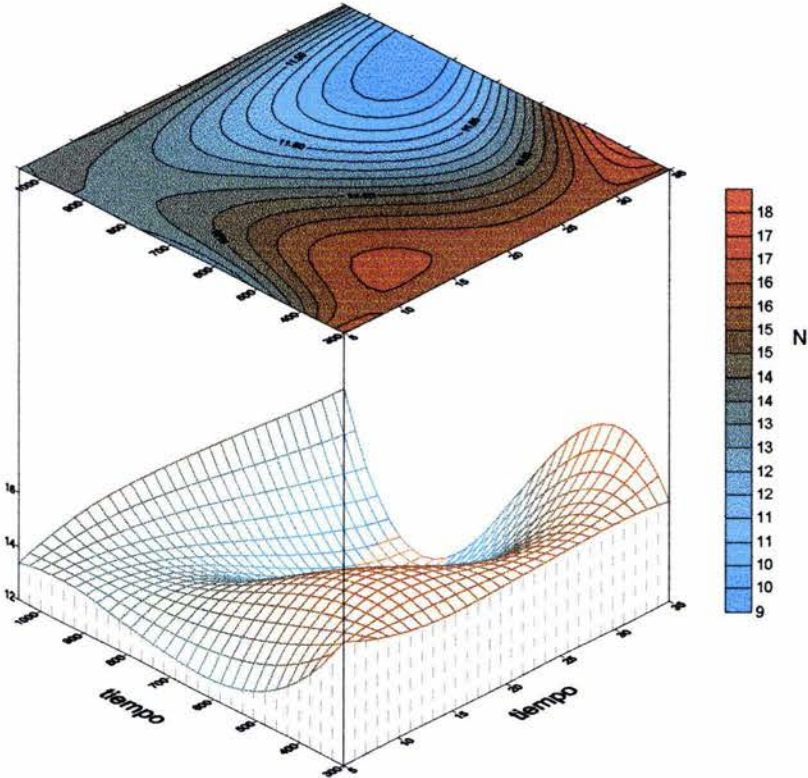


Figura 13.2



**CARGA MÁXIMA**

**Figura 13.3**



La aproximación polinomial para la carga máxima está dada por la ecuación:

$$\begin{aligned} \text{Carga Máx.} = & 28.5377t + 0.5380T + 0.27086 \times 10^{-6} t^3 T^2 + 0.00994 t^2 T - 0.00001625 t^2 T^2 \\ & - 0.1337 \times 10^{-9} t^3 T^3 + 0.8025 \times 10^{-8} t^2 T^2 + 0.4558 \times 10^{-6} T^3 - 0.0009060 T^2 \\ & - 0.1264 \times 10^{-6} t T^3 + 0.00002560 t T^2 - 1.8092 t^2 + 0.03015 t^3 - 0.1566 t T + 52.7014 \end{aligned}$$

donde :  $T - ^\circ C$  y  $t - \text{horas}$

La superficie de respuesta se muestra en la Figura 13.1. Para temperaturas menores de  $800^\circ C$  observamos que las isolíneas muestran una forma de distribución gaussiana con sesgo a la derecha y se consigue la misma carga máxima con tiempos prolongados pero a menores temperaturas.

Los valores óptimos de carga máxima se consiguen a temperaturas bajas y tiempos extremos, y a temperaturas altas con tiempos prolongados de tratamiento, Figura 13.2 y Figura 13.3.

Las condiciones más desfavorables se localizan a temperaturas entre  $700$  y  $950^\circ C$  pero, para tiempos de tratamiento entre  $20$  y  $35$  horas.

En las regiones donde se obtiene los valores mayores de carga máxima el material tiene un comportamiento elástico plástico, y en las condiciones más desfavorables el material se comporta en forma totalmente plástica, porque en estas temperaturas de tratamiento se precipitan carburos y se forma la fase sigma en la zona de la ferrita, lo cual hace que el material resista menor carga, Figura 26.1, 27.1 y 28.1.

Cuando se trabaja en las zonas de menor carga máxima, el material se hace frágil y se aplica una carga superior ésta, se romperá inmediatamente. Las condiciones favorables de tratamiento se deben a que el material presenta una mejor distribución de la austenita, la cual tiene más presencia que la ferrita, Figuras 22.1 y 23.1.

### 5.1.5. CARGA EN LA RUPTURA.

La interacción tiempo x temperatura para la carga en la ruptura es significativa ( $P < 0.05$ ).

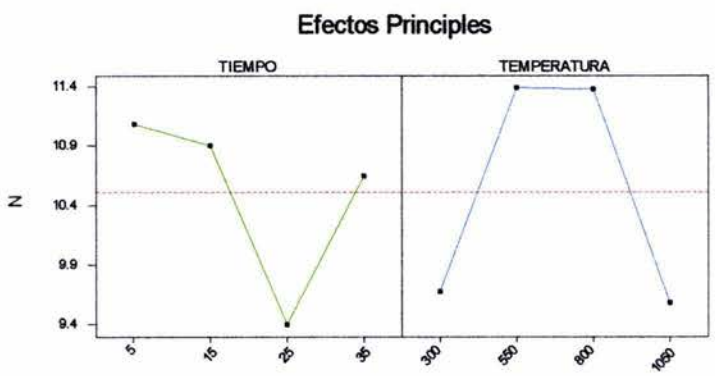
La Figura 14.1, muestra los efectos principales del tiempo y de la temperatura sobre la carga en la ruptura y la Figura 14.2 muestra la interacción de los factores. El cuadro 9 muestra los valores medios de la carga en la ruptura y sus desviaciones estándar para cada tratamiento.

*Cuadro 9. Promedios y desviaciones estándar de los tratamientos*

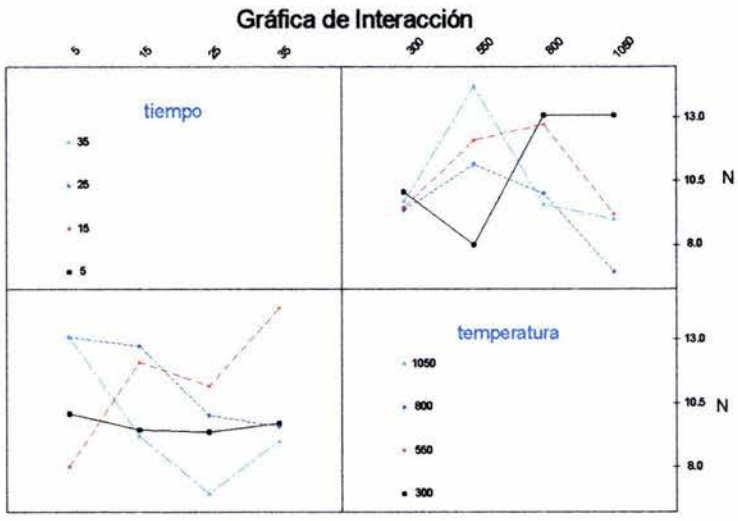
Tratamientos	Carga en la ruptura promedio (N)	Desviación Estándar
T <sub>1</sub> t <sub>1</sub>	10.097	0.630
T <sub>1</sub> t <sub>2</sub>	9.482	0.776
T <sub>1</sub> t <sub>3</sub>	9.385	0.493
T <sub>1</sub> t <sub>4</sub>	9.728	0.767
T <sub>2</sub> t <sub>1</sub>	8.007	0.313
T <sub>2</sub> t <sub>2</sub>	12.127	0.886
T <sub>2</sub> t <sub>3</sub>	11.190	0.078
T <sub>2</sub> t <sub>4</sub>	14.223	1.163
T <sub>3</sub> t <sub>1</sub>	13.103	0.150
T <sub>3</sub> t <sub>2</sub>	12.750	2.910
T <sub>3</sub> t <sub>3</sub>	10.034	1.094
T <sub>3</sub> t <sub>4</sub>	9.604	1.347
T <sub>4</sub> t <sub>1</sub>	13.100	0.521
T <sub>4</sub> t <sub>2</sub>	9.233	1.565
T <sub>4</sub> t <sub>3</sub>	6.970	3.69
T <sub>4</sub> t <sub>4</sub>	9.020	2.62

# CARGA EN LA RUPTURA

**Figura 14.1**



**Figura 14.2**



# CARGA EN LA RUPTURA

Figura 15.1

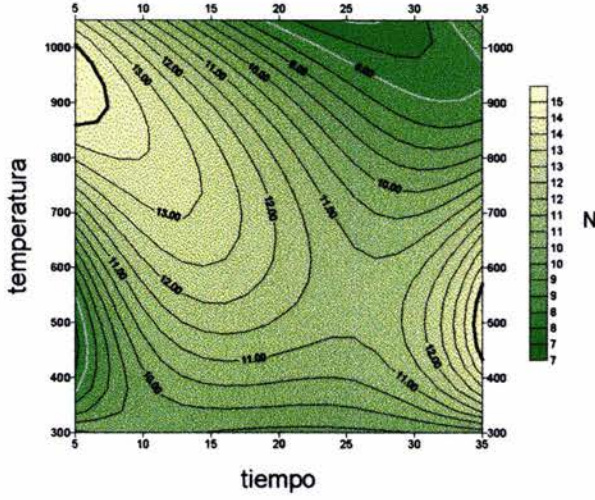
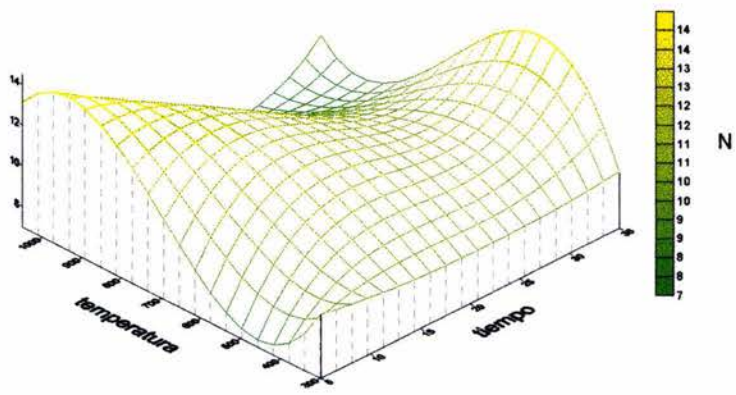


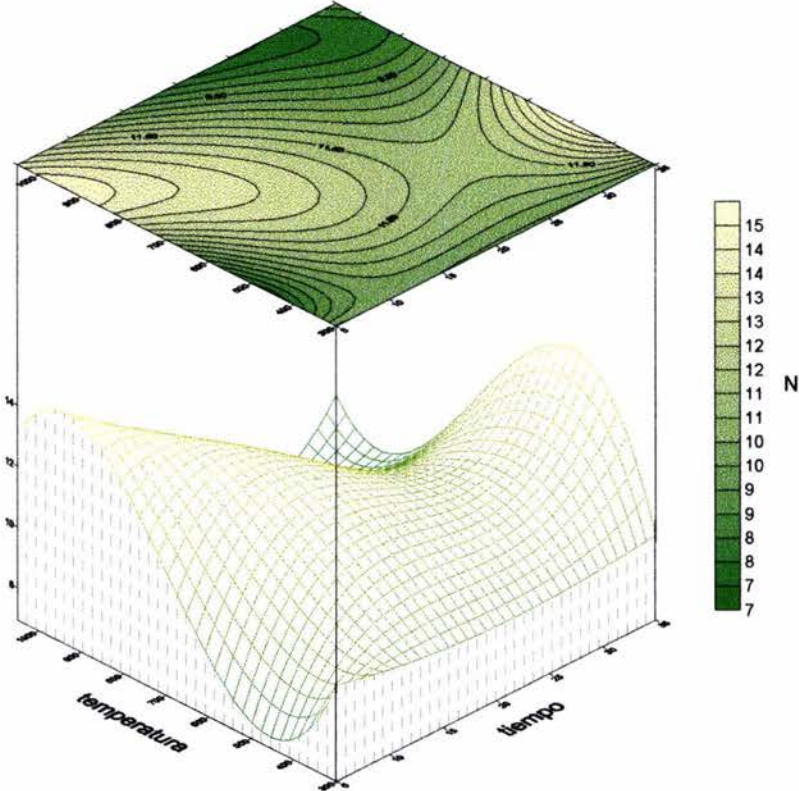
Figura 15.2





# CARGA EN LA RUPTURA

Figura 15.3



En el cuadro 10, se muestran los intervalos de confianza al 95% para estimar las diferencias en la carga máxima entre los tratamientos que se indican. Estos intervalos se calcularon únicamente para las comparaciones que resultaron significativas.

*Cuadro 10. Comparaciones significativas de los tratamientos*

<b>Comparación Significativa</b>	<b>Intervalo de Confianza.</b>
$T_1t_2 - T_2t_4$	0.031 – 9.451
$T_1t_3 - T_2t_4$	0.128 – 9.548
$T_2t_1 - T_2t_4$	1.506 – 10.926
$T_2t_1 - T_3t_1$	0.386 – 9.806
$T_2t_1 - T_3t_2$	0.036 – 9.456
$T_2t_2 - T_4t_3$	0.449 – 9.869
$T_2t_4 - T_4t_2$	0.280 – 9.70
$T_2t_4 - T_4t_3$	2.546 – 11.966
$T_2t_4 - T_4t_4$	0.495 – 9.915
$T_3t_1 - T_4t_3$	1.426 – 10.846
$T_3t_2 - T_4t_3$	1.076 – 10.496
$T_4t_1 - T_4t_3$	1.422 – 10.842

Con el fin de obtener la superficie de respuesta de la carga en la ruptura del material estudiado se obtuvieron el componentes lineal, cuadrático y cúbico del tiempo y la temperatura, así como los componentes de interacción de un grado de libertad cada uno

Tomando en cuenta únicamente los componentes significativos de este análisis se obtiene la carga en la ruptura en función del tiempo y la temperatura, es decir, la ecuación que modela la superficie de respuesta de la carga en la ruptura del material.

La aproximación polinomial para la carga en la ruptura está dada por la ecuación:

$$\begin{aligned}
 \text{Carga Rup.} = & -2.2384t - 0.2326T - 0.00009266t^2T + 0.8040 \times 10^{-7} t^2T^2 - 0.1694 \times 10^{-6} T^3 \\
 & 0.0003674T^2 + 0.8473 \times 10^{-8} tT^3 + 0.00002118tT^2 - 0.01760t^2 + 0.00068t^3 \\
 & + 0.15010tT + 69.6826 \qquad \qquad \qquad \text{donde : } T - ^\circ\text{C y } t - \text{ horas.}
 \end{aligned}$$

Se observa un punto de silla en la superficie de respuesta del comportamiento de la carga en la ruptura, Figuras 15.1, 15.2 y 15.3, entre 550 y 700°C para tiempos entre 24 y 26 horas aproximadamente.

Para tiempos menores a los del punto de silla los valores mayores de la carga en la ruptura se consiguen tratando el material a temperaturas comprendidas entre 860 y 1010°C con tiempos muy cortos de tratamiento entre 5 y 7 horas. Resultados muy pobres en esta región se obtendría si se trataran las probetas durante estos tiempos, pero a temperaturas entre 400 y 500°C.

Por arriba del punto de silla los valores máximos de la carga en la ruptura se obtienen tratando el material entre 420 y 580°C en tiempos prolongados mayores de 32 horas. La franja de los valores menores en esta región se encuentra comprendida arriba de 1000°C durante tiempos de tratamiento 22 y 32 horas aproximadamente.

Si aplicamos las condiciones óptimas de tratamiento antes del punto de silla, el material tendrá una mejor carga en la ruptura, lo cual se debe a que ésta es igual a la carga máxima, debido a que el material es frágil.

En el tratamiento por arriba del punto silla se adquieren los valores máximos reales de la carga en la ruptura, y esto se debe a que el material, es muy dúctil. Es decir, que si se aplica una carga la deformación será mayor que la de un material frágil.

En las regiones desfavorables después del punto silla, aumenta el tamaño de grano de la austenita y disminuye el valor de la carga en la ruptura, como se puede observar en las Figuras 30.1 y 31.1

### 5.1.6. COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO.

Se detectó únicamente efecto significativo de la temperatura sobre el coeficiente de endurecimiento ( $P < 0.05$ ), como se muestra en la Figura 16.1 y en el cuadro 11, donde se resumen los coeficientes medios de endurecimiento para cada nivel de este factor.

El valor mayor del coeficiente de endurecimiento se obtiene al mantener las probetas a una temperatura de 800 °C.

*Cuadro 11. Valores de las medias del coeficiente de endurecimiento.*

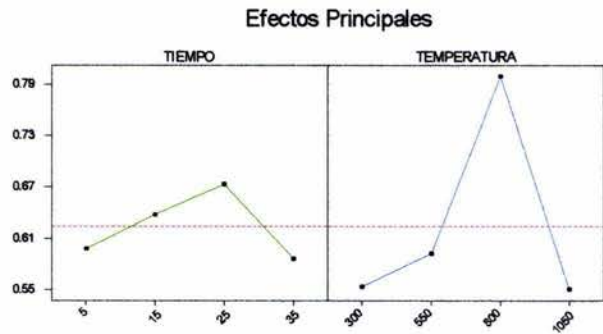
Temperatura (°C)	Media	Desviación estándar
300	0.5541	0.0613
550	0.5924	0.0566
800	0.7995	0.1471
1050	0.5503	0.0875

Las conclusiones después del análisis de las medias, se pueden resumir de la manera siguiente:

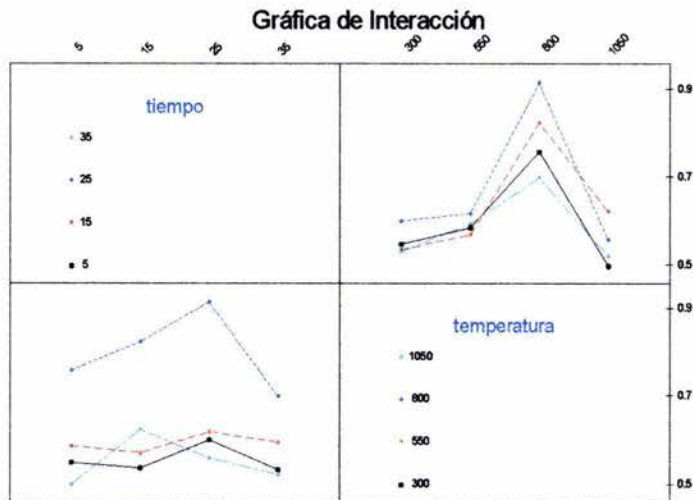
- No se detecta diferencia significativa en el coeficiente de endurecimiento para las probetas tratadas a 300, 550 y 1050°C.
- Se detecta diferencia significativa en el coeficiente de endurecimiento para las probetas tratadas a 800 °C en comparación a las tratadas con las otras temperaturas.

# COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO

**Figura 16.1**



**Figura 16.2**



# COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO

Figura 17.1

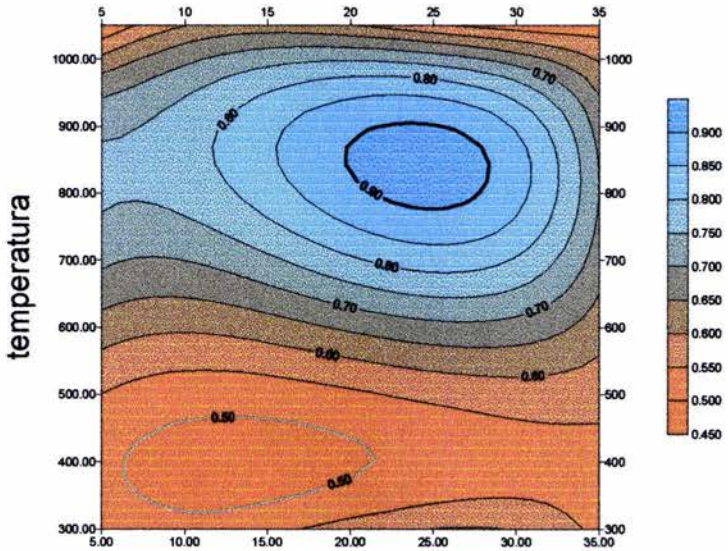
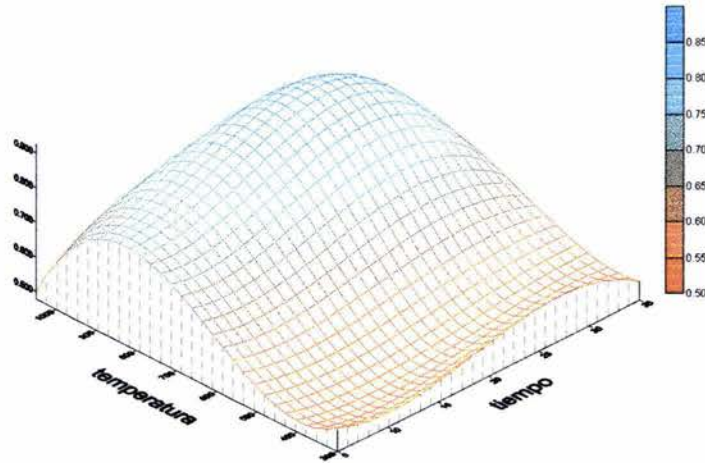
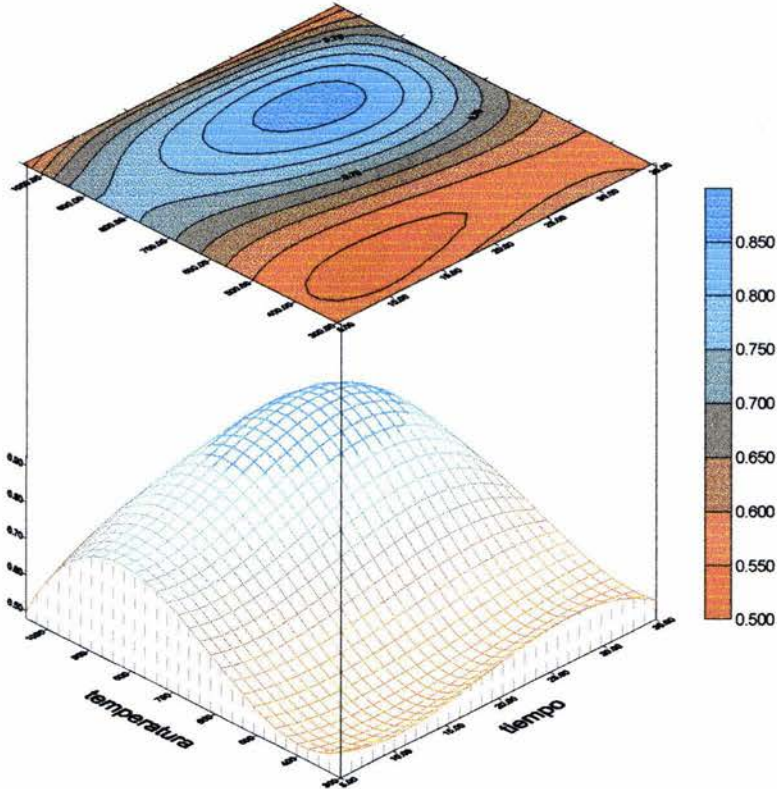


Figura 17.2



# COEFICIENTE DE ENDURECIMIENTO

Figura 17.3



- Se estima que el coeficiente de endurecimiento se incrementa entre 0.14145 y 0.34920 cuando se aumenta la temperatura de tratamiento de 300 a 800°C y entre 0.10316 y 0.31092, cuando se aumenta de 550 a 800°C, mientras que disminuye entre 0.14524 y 0.35299 al pasar de 800 a 1050°C la temperatura de tratamiento.
- No se detectó diferencia significativa en el coeficiente de endurecimiento debido a la interacción tiempo x temperatura, como se muestra en la Figura 16.2.

Los términos lineal, cuadrático y cúbico del factor temperatura, el término cuadrático del tiempo, y el término de interacción del efecto cuadrático del tiempo x el efecto cúbico de la temperatura,  $t_Q \times T_C$ , resultaron significativos.

Tomando en cuenta estos términos se obtuvo la ecuación que modela la superficie de respuesta del coeficiente de endurecimiento del material en función del tiempo y de la temperatura:

$$\begin{aligned} \text{Coef. End.} = & 1.5763 - 0.004555t^2 + 0.1822t - 0.00009477T + 0.1670 \times 10^{-5} T^2 - 0.1392 \times 10^{-8} T^3 \\ & 0.1917 \times 10^{-10} t^2 T^3 - 0.3883 \times 10^{-7} t^2 T^2 + 0.00002375t^2 T - 0.7671 \times 10^{-9} t T^3 \\ & 0.1553 \times 10^{-5} t T^2 - 0.0009503tT \end{aligned} \quad \text{donde: } T - ^\circ\text{C} \text{ y } t - \text{horas.}$$

La superficie de respuesta del coeficiente de endurecimiento Figura 17.2, muestra que el máximo valor del coeficiente de endurecimiento se obtiene con un tratamiento a temperaturas entre 770 y 900°C, durante 19 a 29 horas.

La región de valor mínimo del coeficiente de endurecimiento, (Figura17.1) se observa en la franja definida entre 320 y 460 °C y 7 a 19 horas.



Al bajar la temperatura, el coeficiente de endurecimiento disminuye, siendo mas pronunciado este decremento para tiempos cortos de tratamiento.

Las mejores condiciones se presentan en las regiones en donde se adquieren valores menores, ya que es cuando el material presenta un comportamiento elástico-plástico, es decir que se obtienen esfuerzos mayores con grandes cantidades de deformación y en las condiciones en donde se obtienen los valores mayores del coeficiente de endurecimiento el material se hace más frágil o tiene comportamiento totalmente plástico, y con esfuerzos grandes se obtienen pequeñas cantidades de deformación.

Si se aplican las condiciones en donde se adquieren los valores mayores del coeficiente de endurecimiento, habrá formación de fase sigma y precipitación de carburos, Figuras 27.1 y 28.1. En las condiciones de los valores menores, se obtendrá un material con una excelente ductilidad, es decir que una vez sobrepasada la carga máxima el material tardará en romperse.

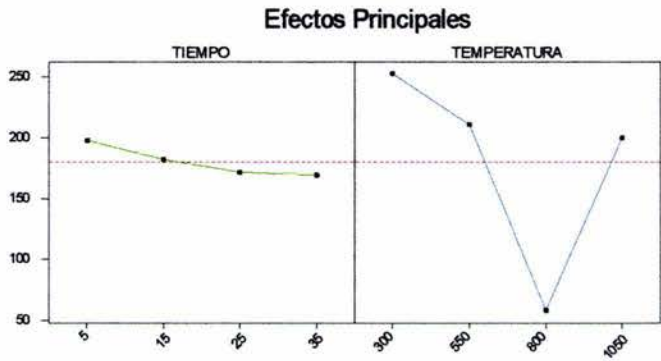
### **5.1.7. ENERGÍA ABSORBIDA**

La Figura 18.1 muestra los efectos principales de la temperatura y del tiempo y la Figura 18.2 la interacción tiempo x temperatura. No se detectan diferencias significativas en la energía absorbida para los diferentes tiempos, ni para la interacción tiempo x temperatura, pero si para las diferentes temperaturas ( $P < 0.05$ ).

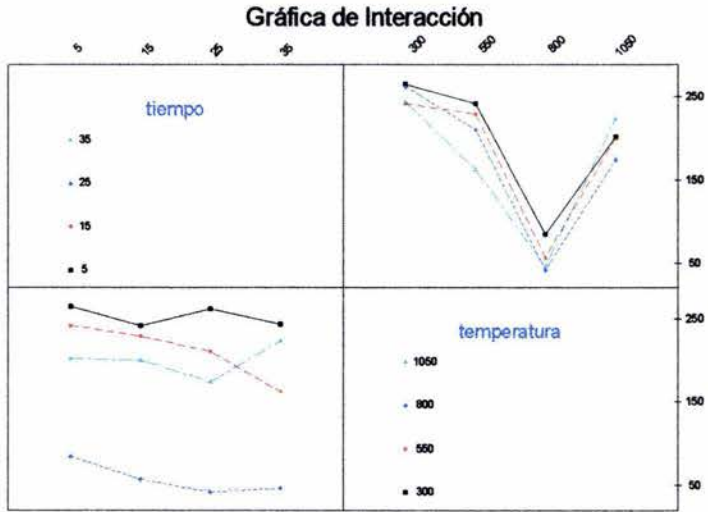
Como se indica en la Figura 18.1 y en el cuadro 12, el valor mayor de la energía absorbida se obtiene al mantener las probetas a una temperatura de 300 °C. El valor de la energía absorbida disminuye sustancialmente al mantener las probetas a temperaturas de 800°C, y vuelve a aumentar cuando se incrementa la temperatura a 1050°C.

# ENERGÍA ABSORBIDA

**Figura 18.1**



**Figura 18.2**



## ENERGÍA ABSORBIDA

Figura 19.1

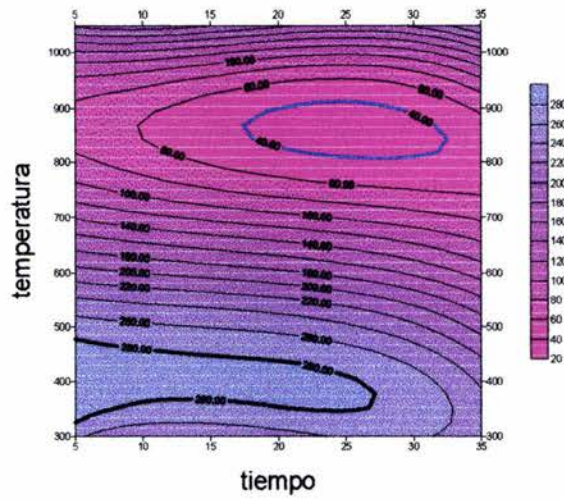
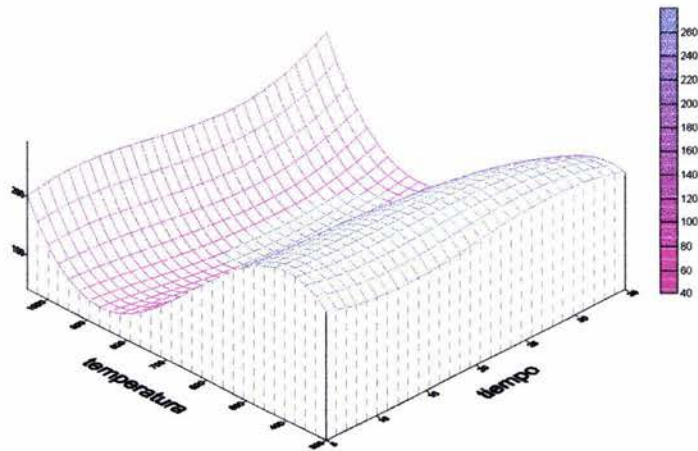
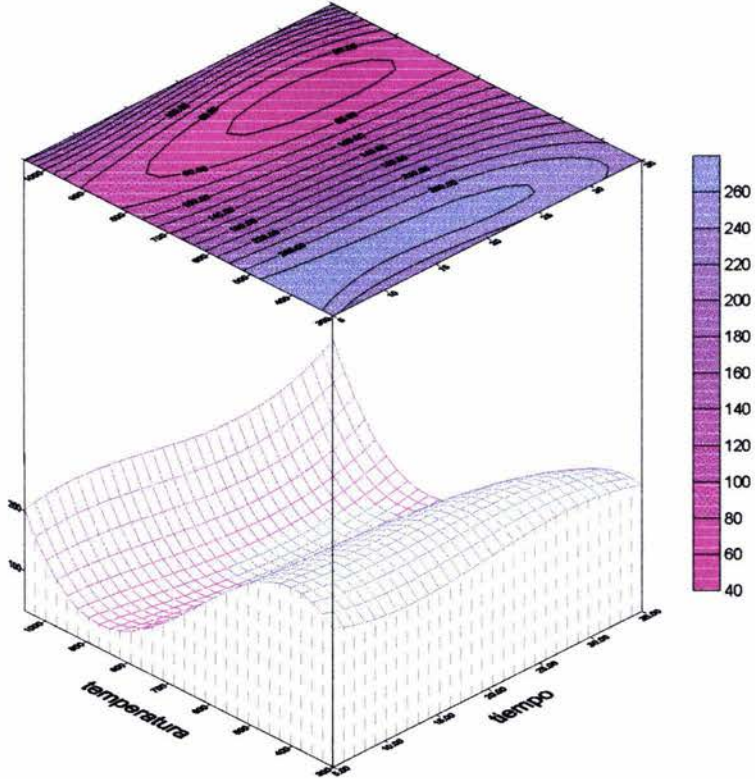


Figura 19.2



# ENERGÍA ABSORBIDA

Figura 19.3



*Cuadro 12. Valores de las medias de la energía absorbida.*

Temperatura (°C)	Media	Desviación estándar
300	252.95	14.59
550	211.0	62.30
800	53.10	19.89
1050	199.9	60.00

Las conclusiones las podemos resumir de la manera siguiente:

- No se detecta diferencia significativa en la energía absorbida para las probetas tratadas a 300 y 550°C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, quede la energía absorbida disminuye entre 145.8 y 243.9 cuando se incrementa la temperatura de tratamiento de 300 a 800 °C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que la energía absorbida disminuye entre 3.9 y 102.1 cuando se incrementa la temperatura de tratamiento de 300 a 1050 °C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, quede la energía absorbida disminuye entre 103.9 y 202.0 cuando se incrementa la temperatura de tratamiento de 550 a 800 °C.
- No se detecta diferencia significativa en la energía absorbida para las probetas tratadas a 550 y 1050°C.
- Se puede asegurar con 95 % de confianza, que la energía absorbida se incrementa entre 92.8 y 190.9, cuando se aumenta la temperatura de tratamiento de 800 a 1050°C.

Los términos lineal, cuadrático y cúbico del factor Temperatura, el término lineal del tiempo y de la interacción  $t_L-T_Q$ , resultaron significativos

La superficie de respuesta del esfuerzo de cedencia del material en función del tiempo y de la temperatura está dada por la ecuación:

$$\text{Eng. Abs.} = -150.2240 + 4.82586t + 4.6597T - 0.0008337T^2 + 0.4328 \times 10^{-5}T^3 \\ 0.00001535tT^2 - 0.2072tT \quad \text{donde: } T - ^\circ\text{C} \text{ y } t - \text{horas}$$

La superficie de respuesta de la energía absorbida, muestra que el máximo valor de la energía absorbida lo obtendremos con tratamientos entre 320 y 480°C, durante 5 a 26 horas.

La región de valor mínimo de la energía absorbida (Figura 19.1), se observa en una franja muy bien definido entre 800 y 900°C, durante tiempos de 16 a 33 horas.

En la mayor parte del intervalo experimental de la temperatura el comportamiento la energía absorbida es muy homogénea para todo el intervalo de tiempo.

Los valores mayores en las temperaturas bajas a cualquier tiempo se deben a que las probetas absorben mayor energía, debido a que el material se hace muy tenaz por la mayor presencia de austenita en granos pequeños como se puede observar en las Figuras 22.1 y 23.1.

En la superficie de respuesta se observa que a temperaturas altas y con tiempos largos también se obtienen buenos resultados de la energía absorbida, esto indica que el material es dúctil, pero también mas blando debido a que en estas condiciones de tratamiento aumento el tamaño de grano de la austenita como se observa en las Figuras 30.1 y 31.1.

En las condiciones menos favorables el área bajo la curva es menor, lo cual indica que el material adquiere fragilidad, debido a la formación de la fase sigma y a la presencia de carburos, Figuras 26.1, 27.1 y 28.1.

## 5.2. PRUEBA DE DUREZA.

Se detectó efecto significativo del tiempo, de la temperatura y de la interacción tiempo x temperatura sobre la dureza del material. Como se detecta interacción, éste efecto es el importante a analizar.

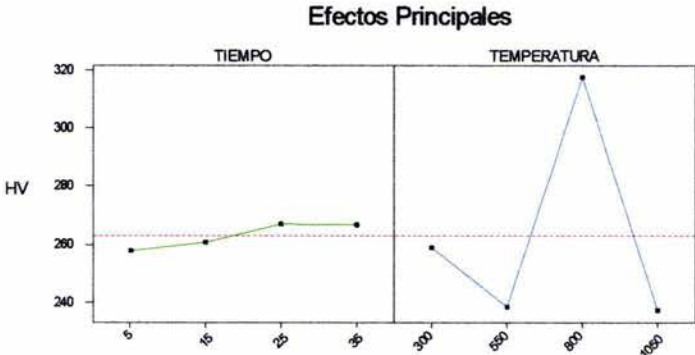
La Figura 20.1, muestra los efectos principales del tiempo y de la temperatura sobre la dureza y la Figura 20.2 muestra la interacción de los factores. En el cuadro 13 se presentan los promedios de la dureza y sus desviaciones estándar para cada combinación tiempo x temperatura.

*Cuadro 13. Promedios y desviaciones estándar por tratamiento*

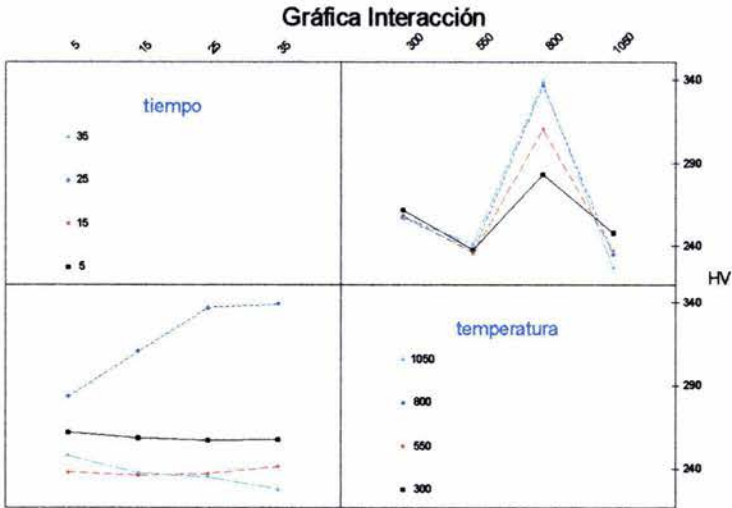
Tratamientos	Dureza promedio HV	Desviación Estándar
T <sub>1</sub> t <sub>1</sub>	261.85	15.36
T <sub>1</sub> t <sub>2</sub>	258.62	7.54
T <sub>1</sub> t <sub>3</sub>	257.27	8.48
T <sub>1</sub> t <sub>4</sub>	257.86	11.69
T <sub>2</sub> t <sub>1</sub>	238.16	5.10
T <sub>2</sub> t <sub>2</sub>	236.19	7.58
T <sub>2</sub> t <sub>3</sub>	237.33	7.61
T <sub>2</sub> t <sub>4</sub>	241.31	7.52
T <sub>3</sub> t <sub>1</sub>	283.38	1.68
T <sub>3</sub> t <sub>2</sub>	310.58	5.52
T <sub>3</sub> t <sub>3</sub>	337.25	0.00
T <sub>3</sub> t <sub>4</sub>	339.35	5.12
T <sub>4</sub> t <sub>1</sub>	247.93	10.22
T <sub>4</sub> t <sub>2</sub>	237.53	15.75
T <sub>4</sub> t <sub>3</sub>	235.19	4.47
T <sub>4</sub> t <sub>4</sub>	227.72	6.47

# DUREZA

**Figura 20.1**



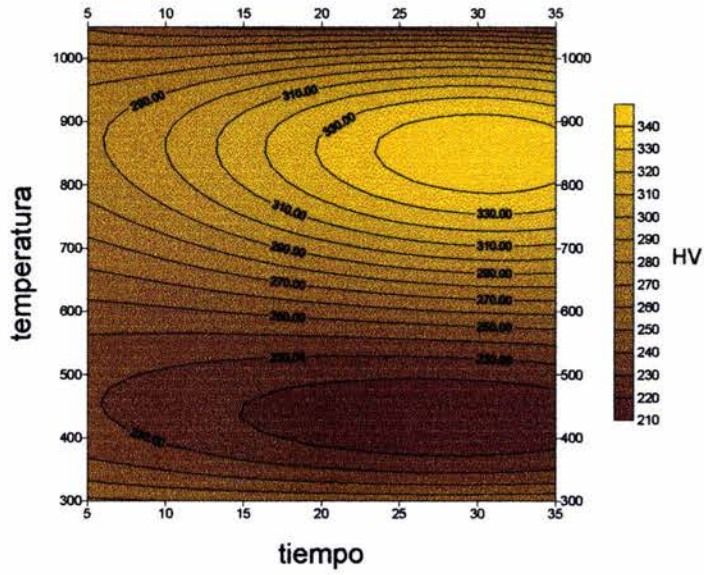
**Figura 20.2**



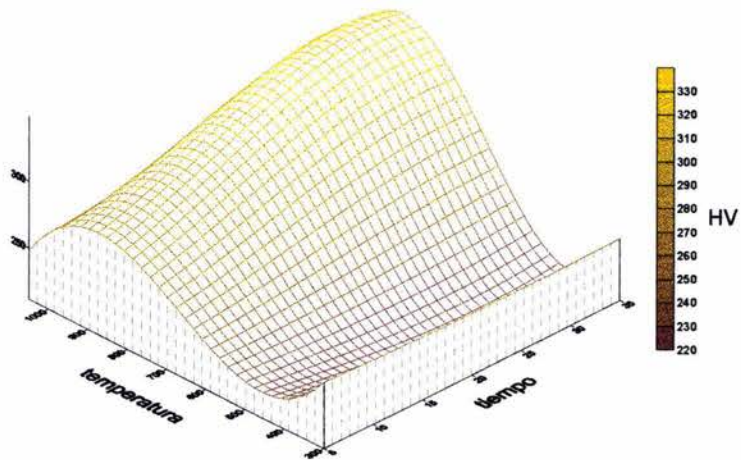


**DUREZA**

**Figura 21.1**

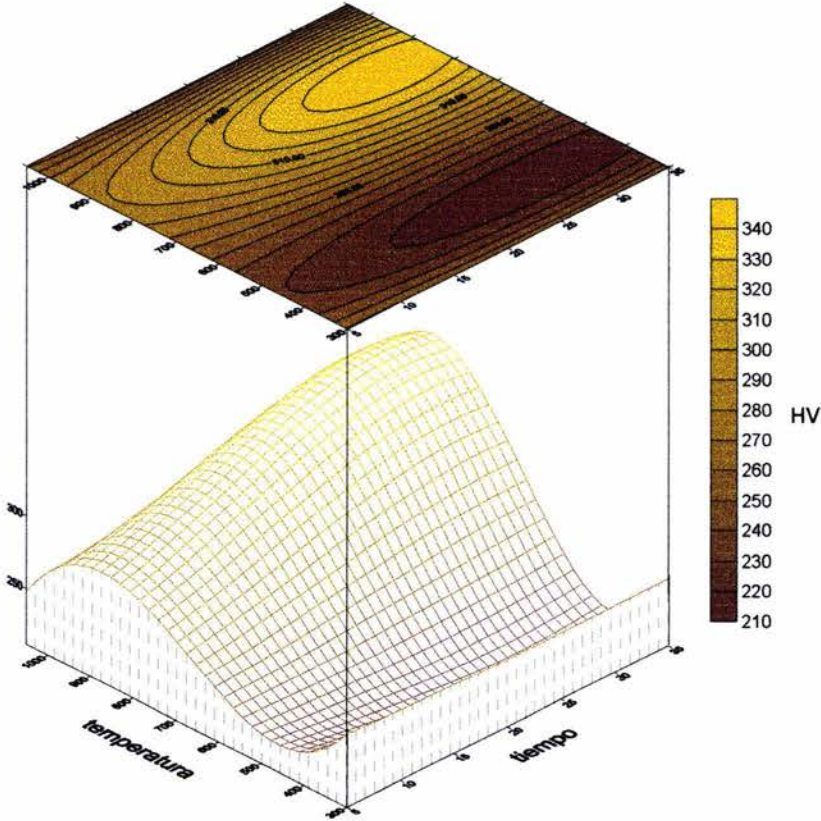


**Figura 21.2**



**DUREZA**

**Figura 21.3**



Las estimaciones de las diferencias en la dureza entre los tratamientos se indican en el cuadro 14, con sus intervalos de confianza al 95% para las comparaciones significativas.

Cuadro 14. Comparaciones significativas de los tratamientos

Comparación Significativa	Intervalo de Confianza	Comparación Significativa	Intervalo de Confianza	Comparación Significativa	Intervalo de Confianza
$T_{3t_1} - T_{1t_3}$	0.21-2.01	$T_{3t_3} - T_{2t_1}$	73.19-25.0	$T_{4t_1} - T_{4t_3}$	63.4-158
$T_{3t_1} - T_{2t_1}$	19.3-71.1	$T_{3t_3} - T_{2t_2}$	75.1-126.9	$T_{4t_1} - T_{4t_4}$	65.5-117
$T_{3t_1} - T_{2t_2}$	21.2-73	$T_{3t_3} - T_{2t_3}$	74.02-125.0	$T_{4t_2} - T_{4t_1}$	19-71.7
$T_{3t_1} - T_{2t_3}$	20.1-71.9	$T_{3t_3} - T_{2t_4}$	70.0-121.8	$T_{4t_2} - T_{4t_2}$	47.1-98
$T_{3t_1} - T_{2t_4}$	16.2-67.9	$T_{3t_3} - T_{3t_1}$	27.9-79.77	$T_{4t_2} - T_{4t_3}$	73.8-125
$T_{3t_2} - T_{1t_1}$	22.8-74.6	$T_{3t_3} - T_{3t_2}$	0.77-52.58	$T_{4t_2} - T_{4t_4}$	75.9-127
$T_{3t_2} - T_{1t_2}$	26-77.86	$T_{3t_4} - T_{1t_1}$	51.6-103.1	$T_{4t_1} - T_{1t_1}$	0.7-52.5
$T_{3t_2} - T_{1t_3}$	27.4-79.2	$T_{3t_4} - T_{1t_2}$	54.8-106.6	$T_{4t_1} - T_{4t_1}$	22.2-74
$T_{3t_2} - T_{1t_4}$	26.8-78.6	$T_{3t_4} - T_{1t_3}$	56.1-107.9	$T_{4t_1} - T_{4t_2}$	49.4-101
$T_{3t_2} - T_{2t_1}$	46.5-98.3	$T_{3t_4} - T_{1t_4}$	55.5-107.4	$T_{4t_1} - T_{4t_3}$	76.1-127
$T_{3t_2} - T_{2t_2}$	48.4-100	$T_{3t_4} - T_{2t_1}$	75.2-127.1	$T_{4t_1} - T_{4t_4}$	78.2-130
$T_{3t_2} - T_{2t_3}$	47.3-95.2	$T_{3t_4} - T_{2t_2}$	77.2-129.0	$T_{4t_4} - T_{1t_1}$	8.2-60.0
$T_{3t_2} - T_{2t_4}$	43.3-95.1	$T_{3t_4} - T_{2t_3}$	76.1-127.9	$T_{4t_4} - T_{1t_2}$	5.0-56.8
$T_{3t_2} - T_{3t_1}$	1.2-53.10	$T_{3t_4} - T_{2t_4}$	72.1-123.9	$T_{4t_4} - T_{1t_3}$	3.6-55.4
$T_{3t_3} - T_{1t_1}$	49.5-101	$T_{3t_4} - T_{3t_1}$	30.0-81.88	$T_{4t_4} - T_{1t_4}$	4.2-56.0
$T_{3t_3} - T_{1t_2}$	52.7-104	$T_{3t_4} - T_{3t_2}$	2.87-54.68	$T_{4t_4} - T_{4t_1}$	29.7-81
$T_{3t_3} - T_{1t_3}$	54-105.88	$T_{4t_1} - T_{4t_1}$	9.55-61.63	$T_{4t_4} - T_{4t_2}$	56.9-108
$T_{3t_3} - T_{1t_4}$	53.49-105	$T_{4t_1} - T_{4t_2}$	36.7-88.53	$T_{4t_4} - T_{4t_3}$	83.6-135

Para obtener la superficie de respuesta se tomaron en cuenta los términos significativos que resultaron ser el lineal del tiempo, el cuadrático y cúbico de la temperatura, y los términos de interacción de efecto lineal del tiempo x efecto cuadrático de la temperatura, efecto lineal del tiempo x efecto cúbico de la temperatura y el efecto cuadrático del tiempo x el efecto cúbico de la temperatura.

$$\begin{aligned}
 \text{Dureza} = & 32.0058t - 0.9880T - 0.8133 \times 10^{-6} T^3 + 0.0003179tT^2 - 0.1861tT \\
 & - 0.1625 \times 10^{-6} tT^3 - 0.5430t^2 + 0.2459 \times 10^{-8} t^3 T^3 - 0.4980 \times 10^{-5} t^2 T^2 + 0.00304t^2 T \\
 & + 0.001632T^2 + 7456.83 \quad \text{donde: } T \text{ } ^\circ\text{C y } t \text{ - horas}
 \end{aligned}$$

La superficie de respuesta queda definida por la ecuación anterior y se muestra gráficamente en las Figuras 21.1, 21.2, y 21.3.

La superficie de respuesta muestra que en las temperaturas de la región entre 760 y 920°C con tiempos de tratamiento mayores de 19 horas se obtienen los valores máximos de la dureza.

La región donde se localizan los valores menores de la dureza se encuentra en las temperaturas de 360 y 500°C con tiempos mayores de 15 horas.

La respuesta que se busca en el material es una dureza intermedia, la cual se localiza en la región comprendida entre 610 y 660°C a cualquier tiempo de tratamiento.

La mayor dureza, se debe a que la presencia de carburos, ya que el material se hace totalmente frágil con un comportamiento plástico, como se puede observar en las fotografías de microscopia, Figuras 26.2, 27.2 y 28.2.

En las temperaturas bajas de tratamiento para cualquier tiempo se observa una disminución de la dureza, que se debe a una mejor distribución de las fases de austenita y de ferrita. En la prueba de microscopia se puede observar como la fase de la austenita es de menor tamaño pero tiene mayor presencia en el material, Figuras 22.2, 23.2 y 24.2.

La superficie de respuesta nos muestra que si sometemos el material a temperaturas altas a cualquier tiempo, se obtienen valores de dureza bajos, debido a que el material se hace dúctil y blando, porque crece el tamaño de la austenita en relación con la ferrita, como se muestra en las Figuras 29.1, 30.1 y 31.1.

### 5.3. RESULTADOS DE LA PRUEBA DE MICROSCOPIA ÓPTICA.



Figura 22.1. Prueba de Microscopia a 100X a 300°C durante 15 horas, se muestra la presencia de las dos fases ferrita y austenita.

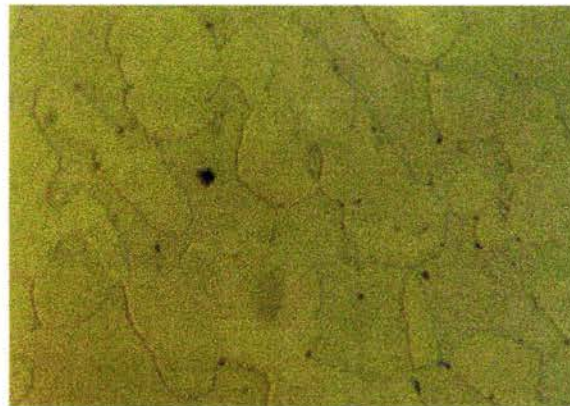


Figura 22.2. Prueba de Microscopia a 400X a 300°C durante 15 horas se muestra la fase de la ferrita y de la austenita y algunas impurezas del material.



Figura 23.1. Prueba de Microscopia a 100X con 300°C durante 35 horas, la prueba muestra como aumenta la presencia de la austenita pero no incrementa su tamaño de grano.



Figura 23.2. Prueba de Microscopia a 00X 300°C durante 35 horas, con este aumento se puede observar como el tamaño de grano de la austenita se esta reduciendo.

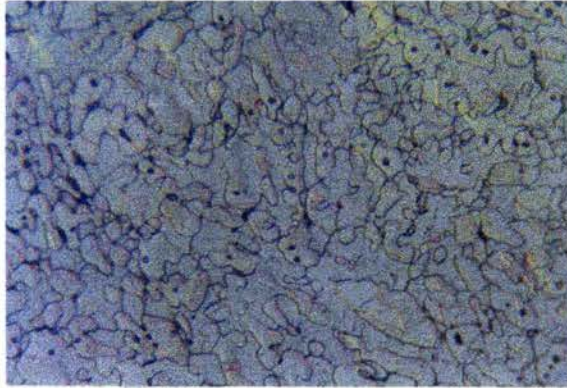


Figura 24.1. Prueba de Microscopia a 100X con 550°C durante 15 horas, en estas condiciones de tratamiento se observa la presencia de algunos carburos a borde del cristal de la austenita.



Figura 24.2. Prueba de Microscopia a 400X con 550°C durante 15 horas, con este aumento se observa la presencia de carburos a borde de cristal en la estructura de la austenita.

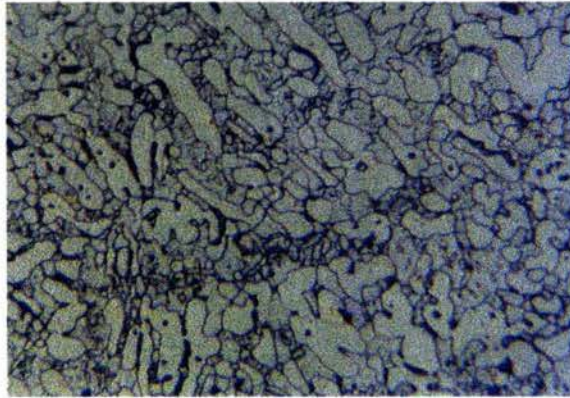


Figura 25.1. Prueba de Microscopia a 100X con 550°C durante 35 horas, la precipitación de carburos aumenta en la fase de la austenita y los granos tienden a agruparse.

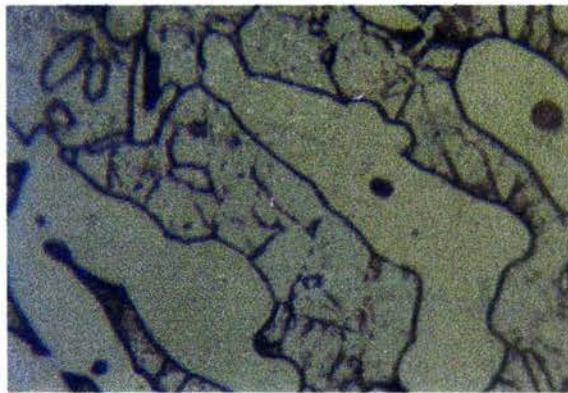


Figura 25.2. Prueba de Microscopia a 400X con 550°C durante 35 horas, los cristales de austenita empiezan a coalescer y empieza a aparecer un cierto porcentaje de la fase sigma.



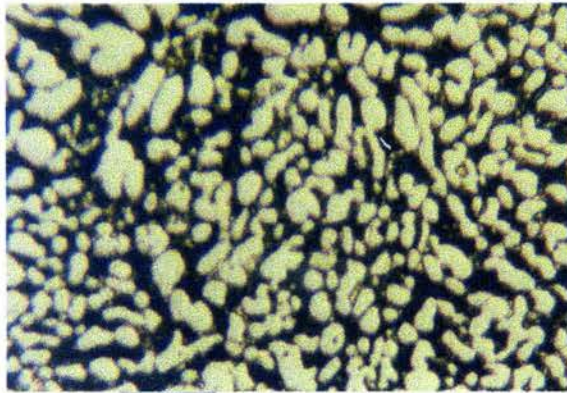


Figura 26.1. Prueba de Microscopia a 100X con 800°C durante 5 horas, en esta fotografía se observa la aparición de la fase sigma en la fase de la ferrita

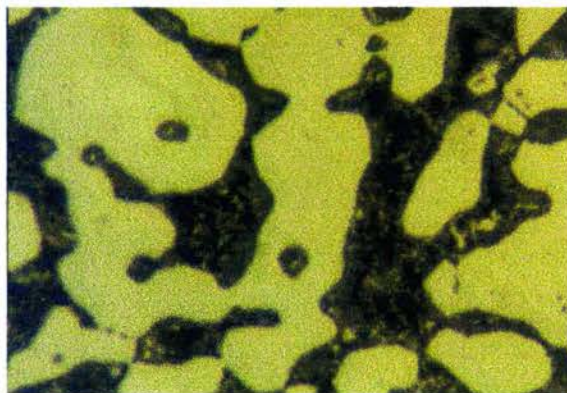


Figura 26.2. Prueba de Microscopia a 400X con 800°C durante 5 horas, con este aumento se observa como se la fase sigma invade a la fase de la ferrita.

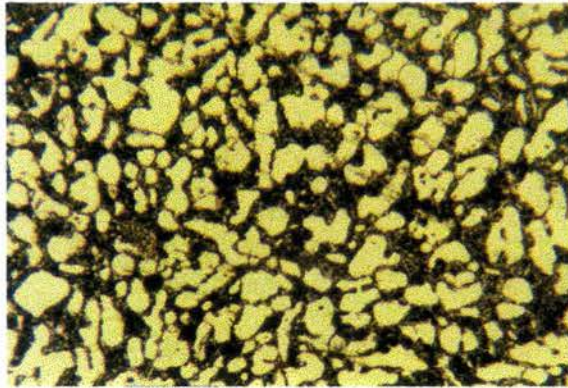


Figura 27.1. Prueba de Microscopia a 100X con 800°C durante 25 horas, con este tratamiento observamos que el porcentaje de la fase sigma va disminuyendo y el tamaño de granos de austenita se mantiene.

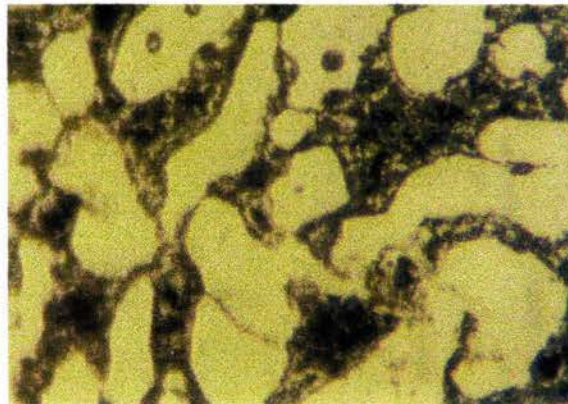


Figura 27.2. Prueba de Microscopia a 400X con 800°C durante 25 horas, con este aumento observamos que los granos de austenita empieza a separarse y la presencia de la fase sigma disminuye.

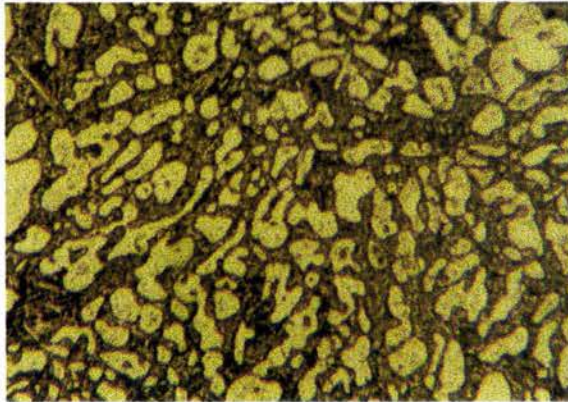


Figura 28.1. Prueba de Microscopia a 100X con 800°C durante 35 horas, aquí se muestra que los cristales de austenita disminuyeron de tamaño y su vez disminuye la presencia de la fase sigma.

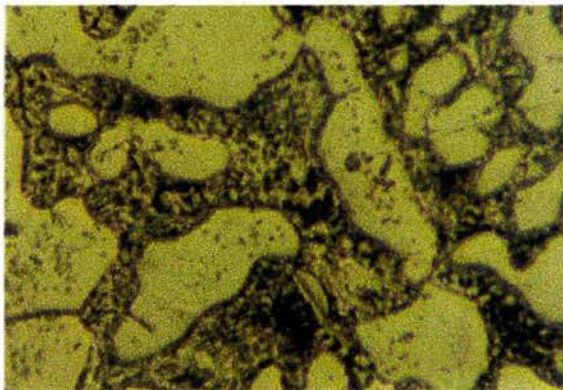


Figura 28.2. Prueba de Microscopia a 400X con 800°C durante 35 horas, se observa de manera mas clara la disminución de la fase sigma y como los el tamaño de grano de austenita se va haciendo más pequeño.

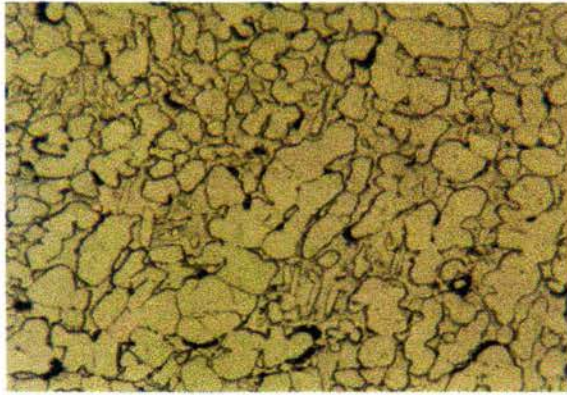


Figura 29.1. Prueba de Microscopia a 100X con 1050°C durante 5 horas, con este tratamiento desaparece la fase sigma y aumenta la presencia de la austenita así como su tamaño de grano.

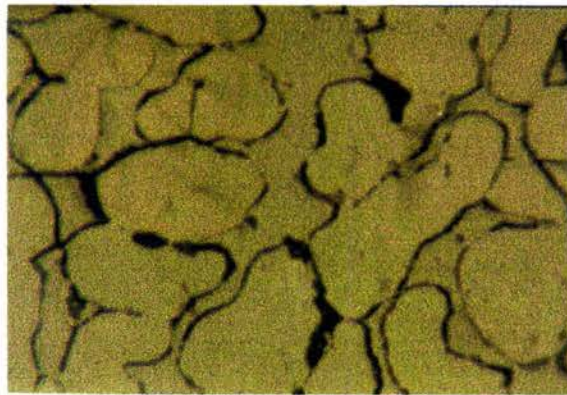


Figura 29.2. Prueba de Microscopia a 400X con 1050°C durante 5 horas, Fotografía a 400X, se observan la precipitación de carburos a borde de cristal de la austenita.

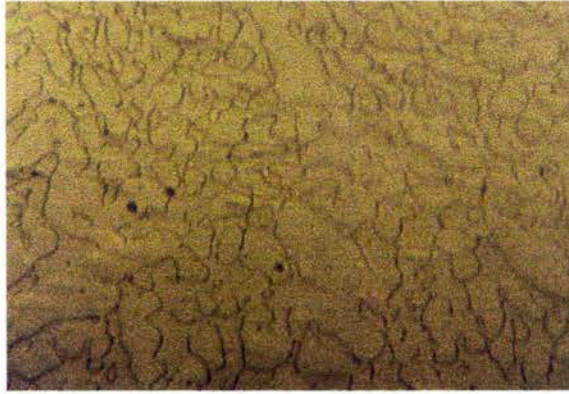


Figura 30.1. Prueba de Microscopia a 100X con 1050°C durante 15 horas, con este tratamiento en el material desaparecen los carburos, la fase sigma en la fase de la ferrita y el tamaño de grano de la austenita aumenta considerablemente.

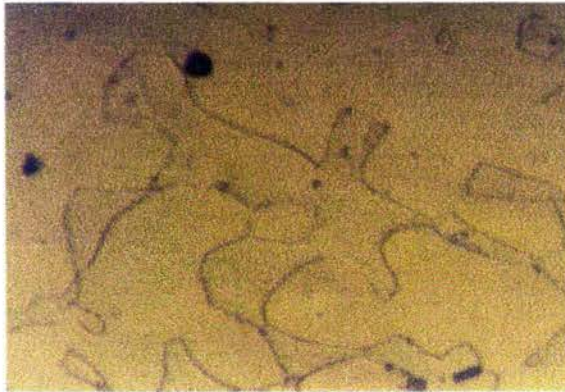


Figura 30.2. Prueba de Microscopia a 400X con 1050°C durante 15 horas, se observa como el tamaño de grano de la austenita crece y la presencia de esta es superior a la de la ferrita.

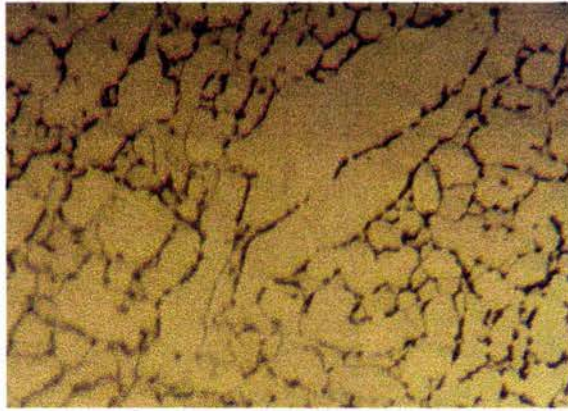


Figura 31.1. Prueba de Microscopia a 100X, con 1050°C durante 25 horas, observamos que para con este tratamiento se incrementa el tamaño de grano de la austenita y es mínima la presencia de la ferrita.

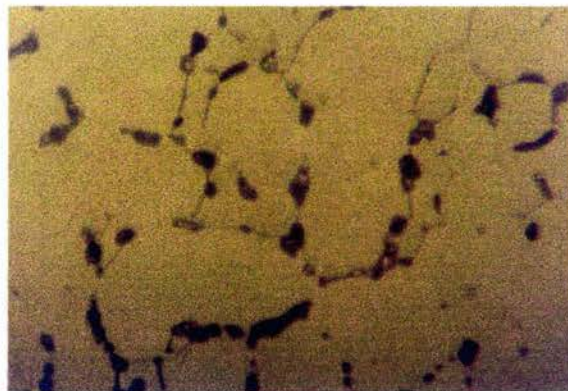


Figura 31.2. Prueba de Microscopia a 400X, con 1050°C durante 25 horas, podemos observar como se presentan algunos carburos a borde de cristal en la fase de la austenita.

## 6. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos indican que en el acero inoxidable duplex estudiado, la modificación de las condiciones tiempo temperatura se traducen en una notable alteración de la respuesta mecánica del material.

La importancia de las superficies de respuesta obtenidas para las diferentes propiedades del material, consiste en que con estos modelos se puede determinar la mejor combinación de tiempo temperatura para el temple, de acuerdo a las características de operación a las que se desea someter al material.

Con estos modelos se pueden predecir las respuestas del material para las diferentes combinaciones tiempo temperatura del tratamiento térmico de temple.

Si se requiere un valor específico de una propiedad, con el uso de la superficie de respuesta se obtienen las combinaciones de tiempo-temperatura para lograr el valor deseado.

Por ejemplo, si se necesita que el material tenga excelente resistencia a la tensión, el modelo de superficie de respuesta indica que los mejores valores se encuentran en la franja de las temperaturas bajas a cualquier tiempo, pero hay que prestar atención, a que en estas condiciones y de acuerdo con las superficies de respuesta obtenidas se tendrán valores bajos en el modulo de Young, en la dureza, en el coeficiente de endurecimiento y en la carga en la ruptura, y valores altos en la carga máxima, en el esfuerzo de cedencia y en la energía absorbida. Por lo que es necesario aplicar criterio ingenieril en la selección de la combinación tiempo temperatura del tratamiento de temple, a fin de obtener una respuesta balanceada en todas las propiedades del material.

Teniendo en consideración el modelo de superficie de respuesta de este acero, resulta claro que una variación de las condiciones del tratamiento puede implicar la formación y el crecimiento de precipitados y fases intermetálicas.

La fase sigma sigue siendo la que merece más atención, debido a que porcentajes reducidos de dicha fase son suficientes para provocar efectos muy perjudiciales sobre la ductilidad y la tenacidad del acero, lo que se corrobora con el análisis de las superficies de respuesta obtenidas para las diferentes propiedades mecánicas del material.

La fase sigma se forma preferentemente en las interfases ferrita/austenita y se desarrolla hacia el interior de los granos de ferrita, debido a que los granos ferríticos tienen una menor compacidad.

Es bien conocido, que la fase sigma aumenta la resistencia y dureza del acero, a costa de reducir fuertemente la ductilidad y la tenacidad. Esta tendencia se ha evidenciado en las superficies de respuesta obtenidas de cada una de las propiedades investigadas del acero inoxidable duplex.

Con los modelos obtenidos se puede evitar la formación de la fase sigma, seleccionando la combinación adecuada de tiempo temperatura para la propiedad de interés.

El porcentaje de fase sigma que se forma en un acero dúplex depende principalmente, de la temperatura, del tiempo, de la composición química y del grado de deformación que se aplica al material. Con la utilización adecuada de los modelos obtenidos se puede controlar la formación y la presencia de la fase.



En la mayoría de las superficies de respuesta obtenidas se estima que el acero, tratado de 700 a 975°C, forma fase sigma, de 450 a 800°C, precipitan carburos y de 350 a 525°C se vuelve quebradizo.

El material estudiado presenta altos valores de tensión de fluencia y de rotura. Factor principal para que esto ocurra es que posee un pequeño tamaño de grano menor a los de otros materiales, debido a que la microestructura de las dos fases presentes restringe el crecimiento del tamaño. Como es conocido, un tamaño de grano pequeño favorece la resistencia y la tenacidad de los materiales.

Para las diferentes propiedades del material la temperatura de transición es muy importante, ya que en la que el material cambia de un comportamiento dúctil a uno frágil. Si el material tratado esta sujeto a cargas de impacto durante las condiciones de servicio debe tener una temperatura de transición por debajo de la temperatura de operación, y con la superficie de respuesta de la energía absorbida se puede tener una buena aproximación del intervalo en el que se encuentra la temperatura de transición.

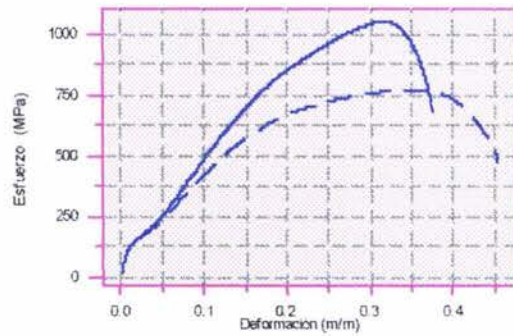
Los modelos de superficie de respuesta que permiten caracterizar al material en todo el intervalo experimental son instrumentos valiosos para la selección del tratamiento de temple de acuerdo a la aplicación que se desee dar al material.

## ANEXO

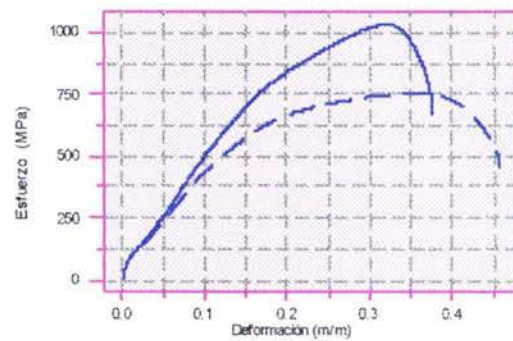
### ANEXO 1. CURVAS ESFUERZO-DEFORMACIÓN

Tatamiento térmico 01 a 300°C por 5 horas

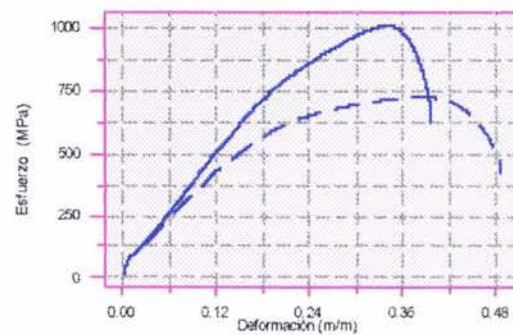
Probeta 01



Probeta 02

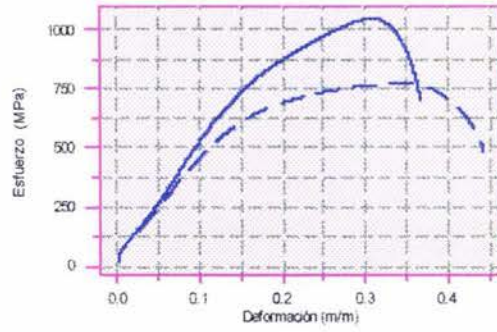


Probeta 03

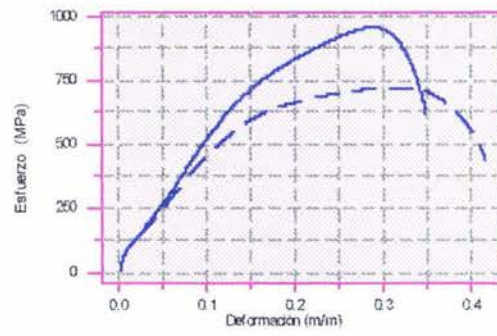


## Tatamiento térmico 02 a 300°C por 15 horas

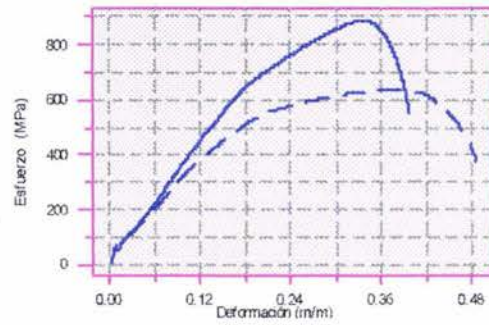
Probeta 04



Probeta 05

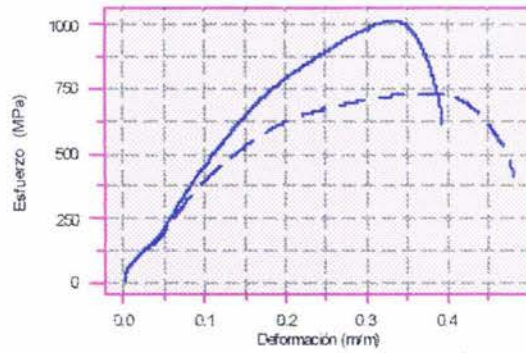


Probeta 06

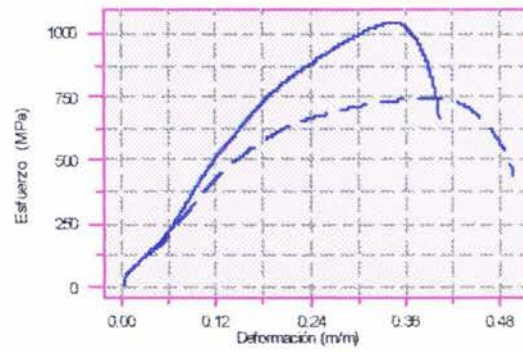


## Tatamiento térmico 03 a 300°C por 25 horas

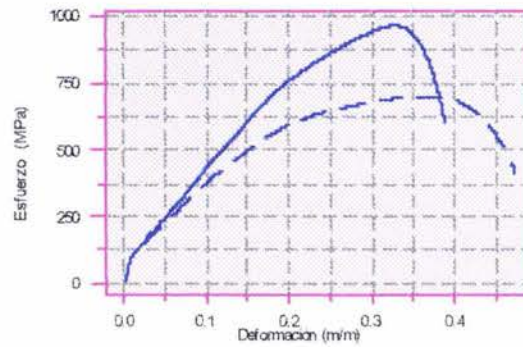
Probeta 07



Probeta 08

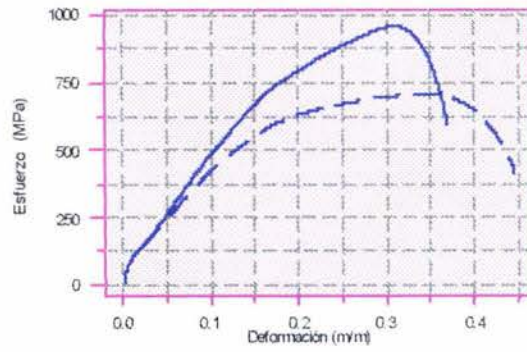


Probeta 09

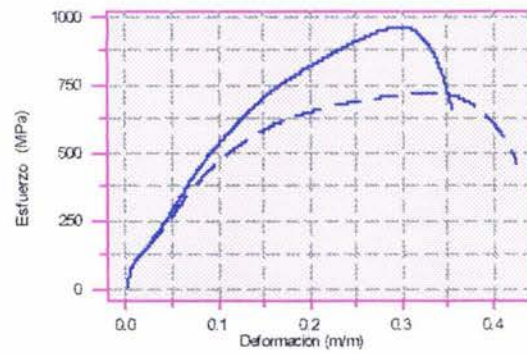


# Tatamiento térmico 04 a 300°C por 35 horas

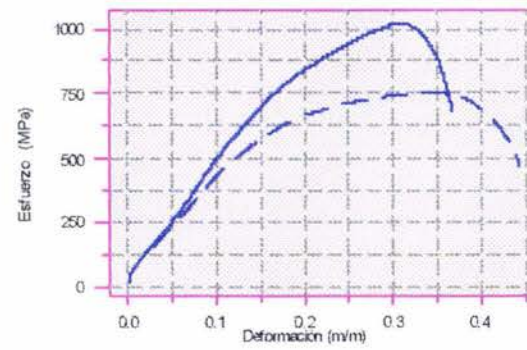
Probeta 10



Probeta 11

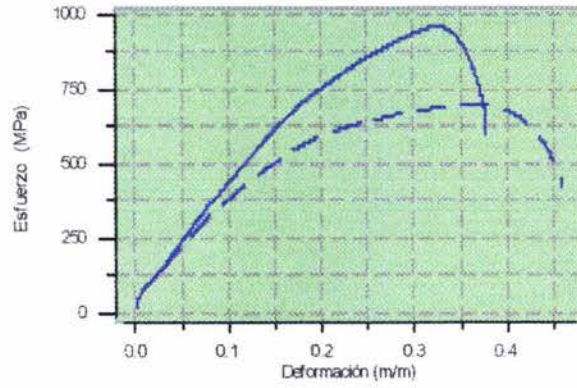


Probeta 12

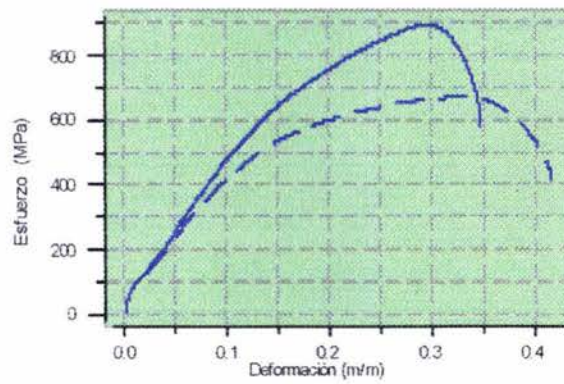


# Tatamiento térmico 05 a 550°C por 5 horas

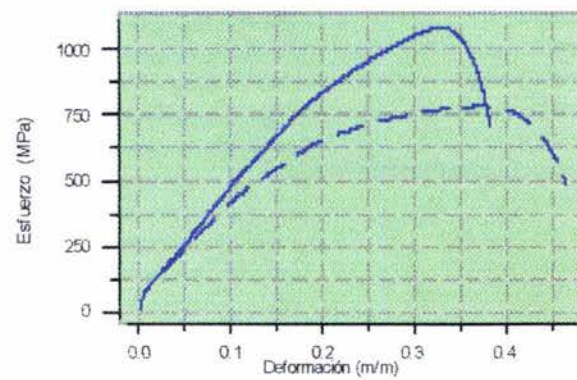
Probeta 13



Probeta 14

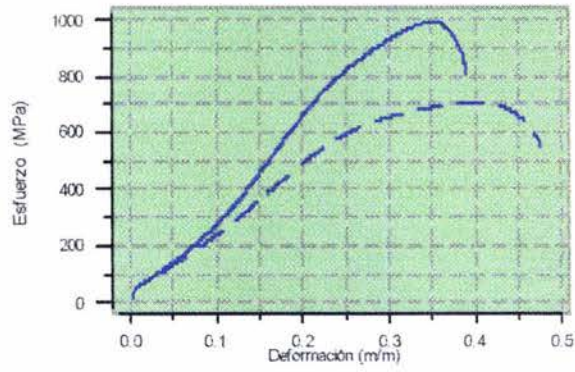


Probeta 15

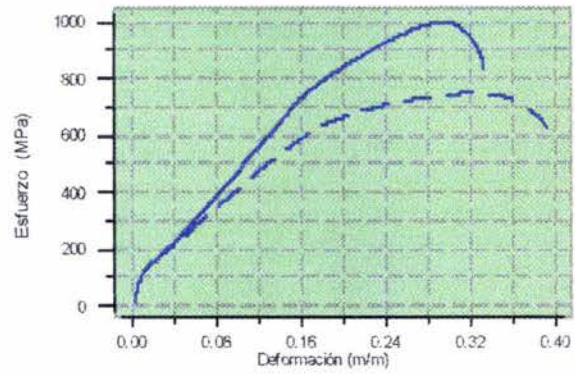


# Tatamiento térmico 06 a 550°C por 15 horas

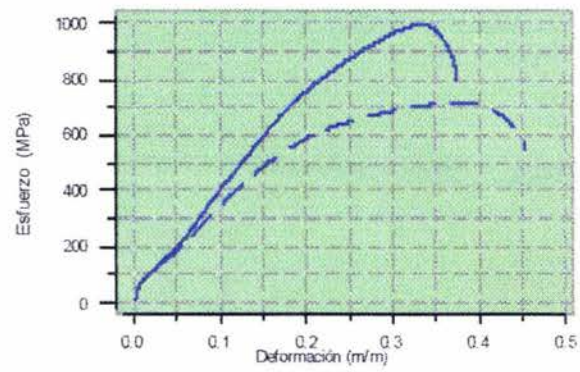
Probeta 16



Probeta 17

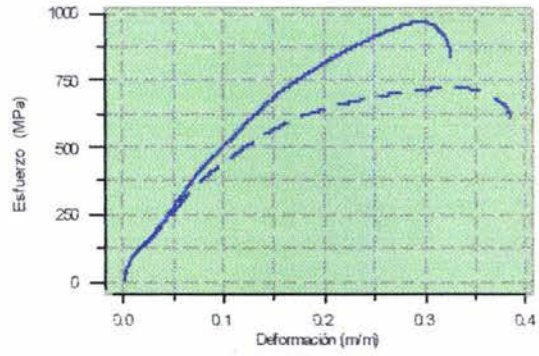


Probeta 18

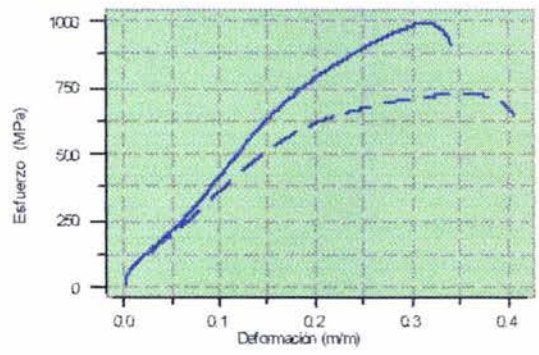


# Tatamiento térmico 07 a 550°C por 25 horas

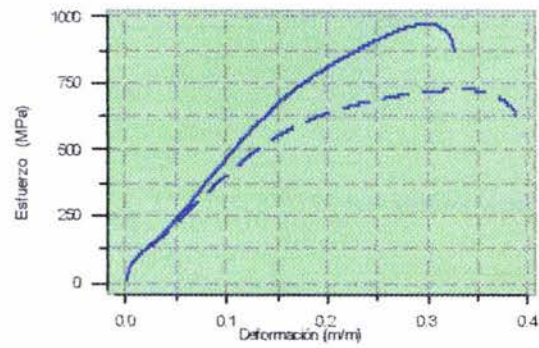
Probeta 19



Probeta 20



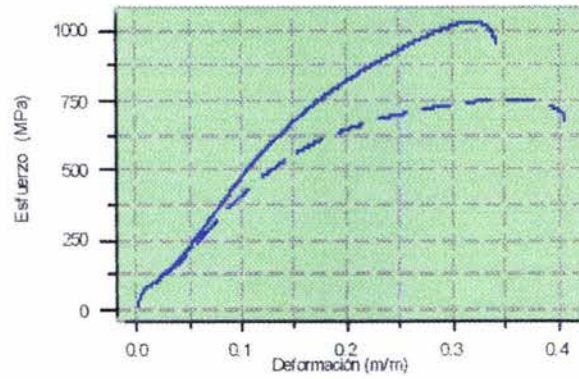
Probeta 21



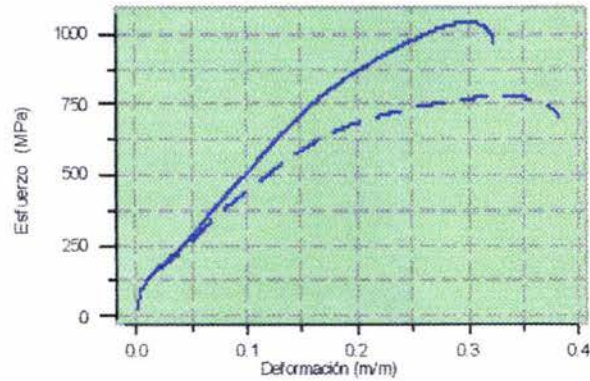


# Tatamiento térmico 08 a 550°C por 35 horas

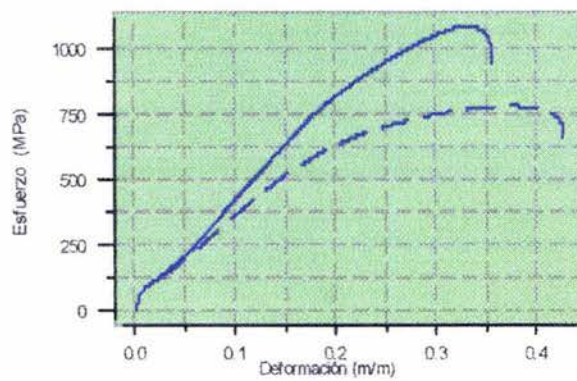
Probeta 22



Probeta 23

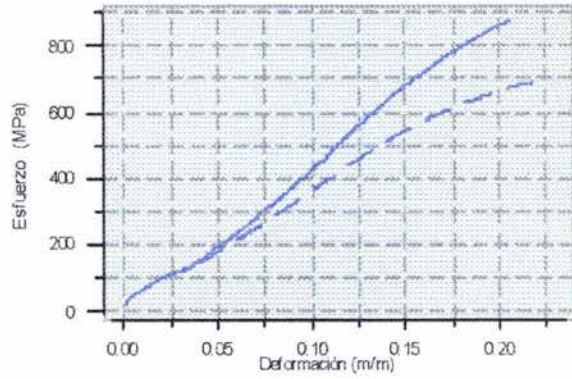


Probeta 24

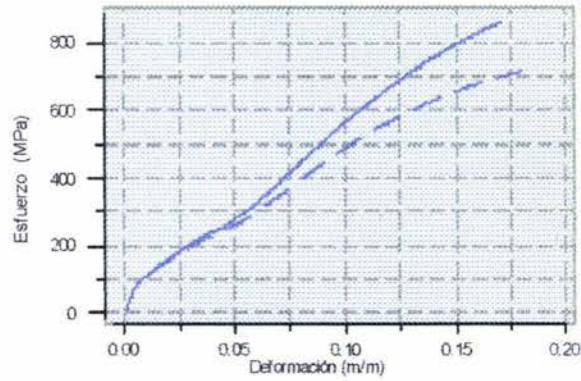


Tatamiento térmico 09 a 500°C por 5 horas

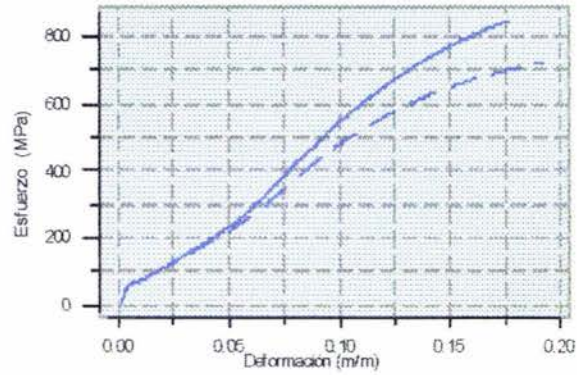
Probeta 25



Probeta 26

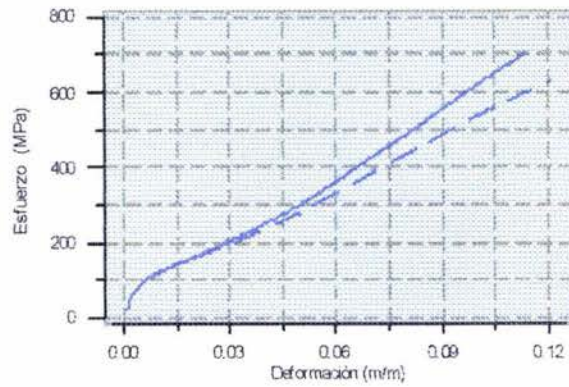


Probeta 27

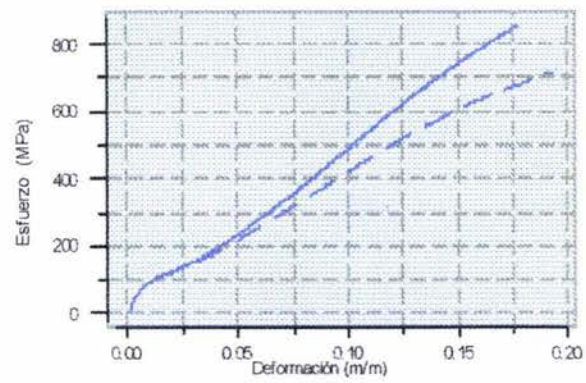


# Tatamiento térmico 10 a 800°C por 15 horas

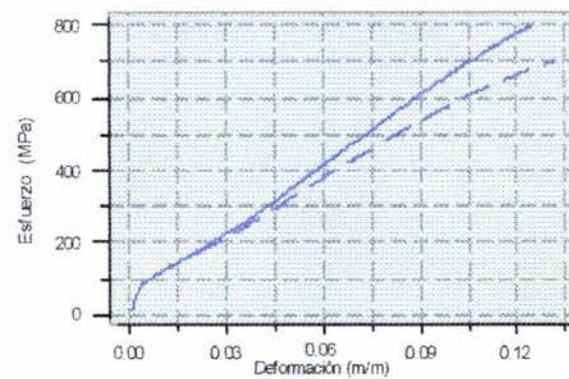
Probeta 28



Probeta 29

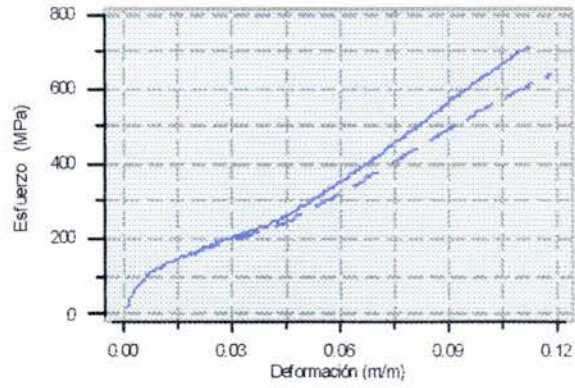


Probeta 30

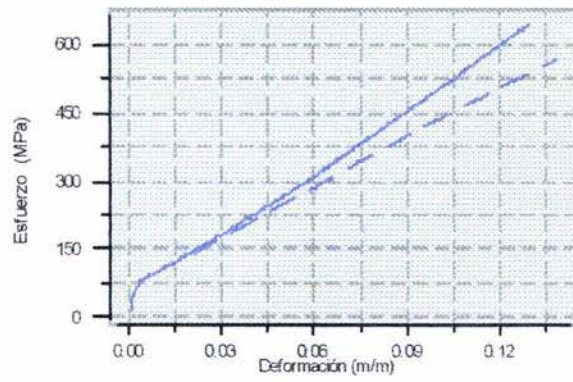


# Tatamiento térmico 11 a 800°C por 25 horas

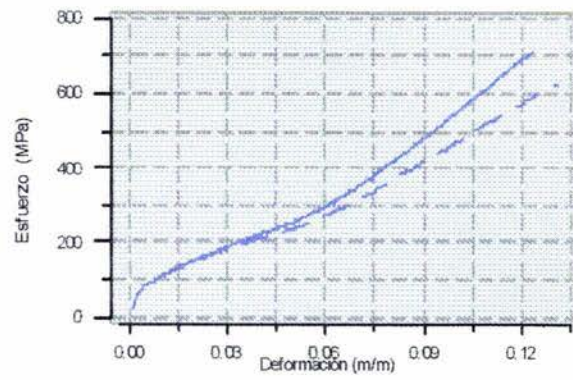
Probeta 31



Probeta 32

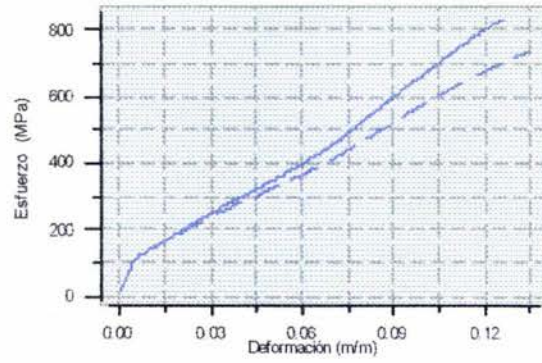


Probeta 33

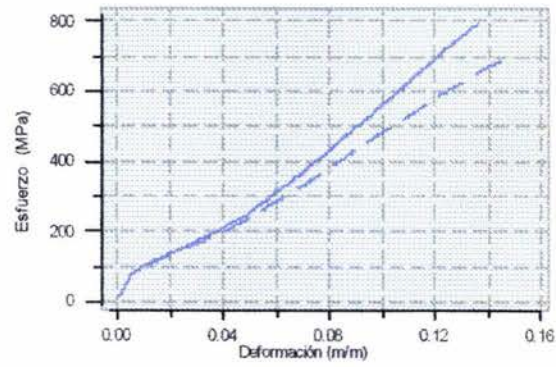


# Tatamiento térmico 12 a 800°C por 35 horas

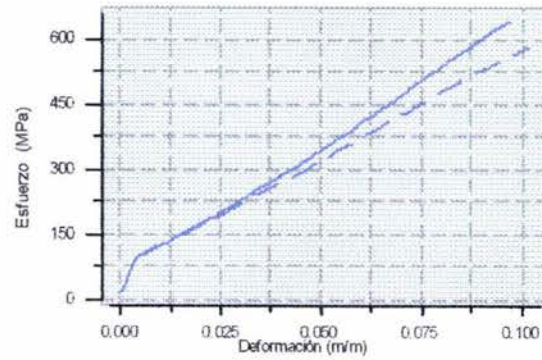
Probeta 34



Probeta 35

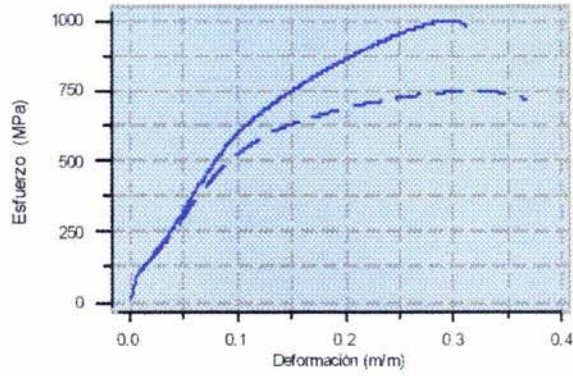


Probeta 36

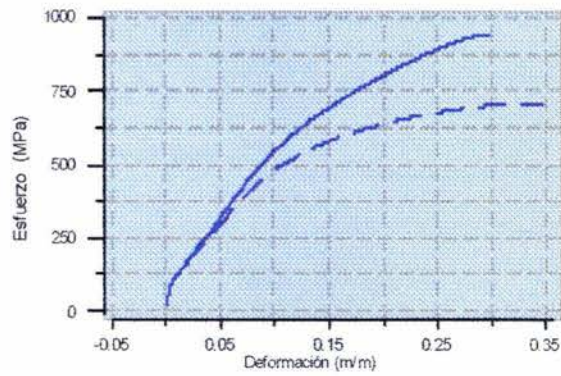


# Tatamiento térmico 13 a 1050°C por 5 horas

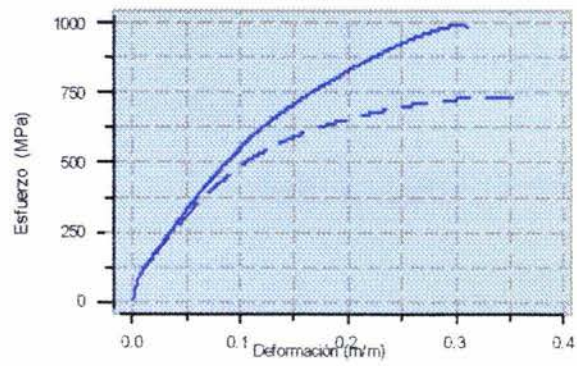
Probeta 37



Probeta 38

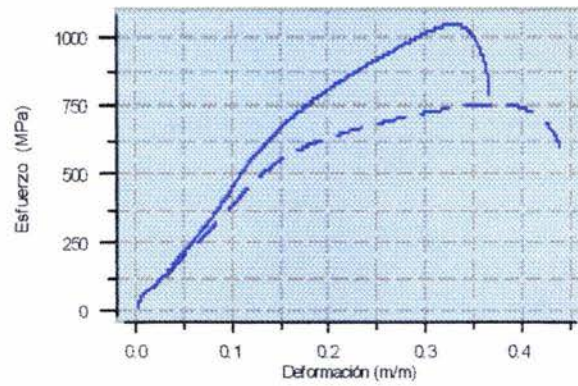


Probeta 39

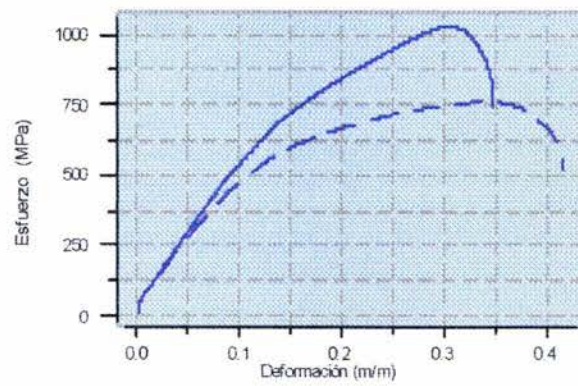


# Tatamiento térmico 14 a 1050°C por 15 horas

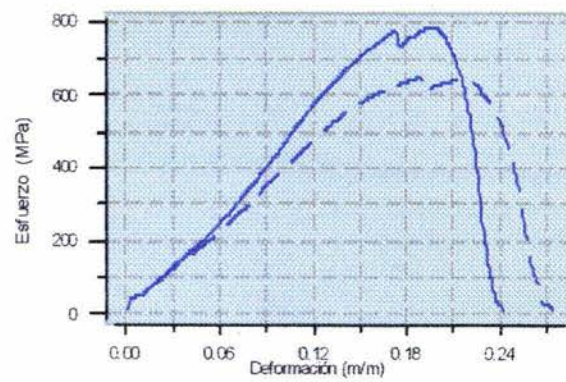
Probeta 40



Probeta 41

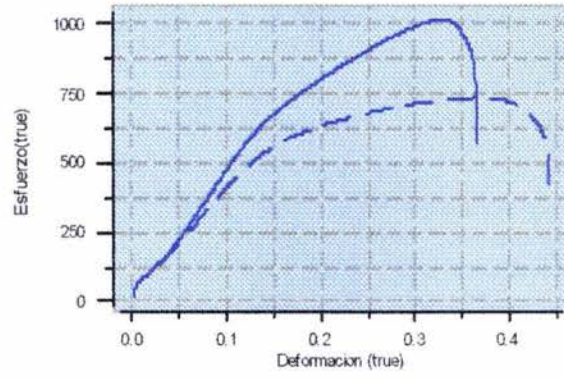


Probeta 42

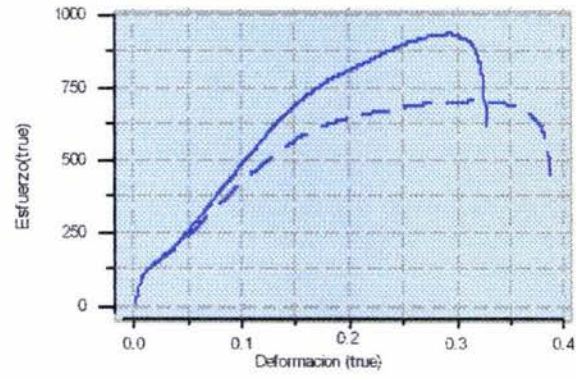


# Tatamiento térmico 15 a 1050°C por 25 horas

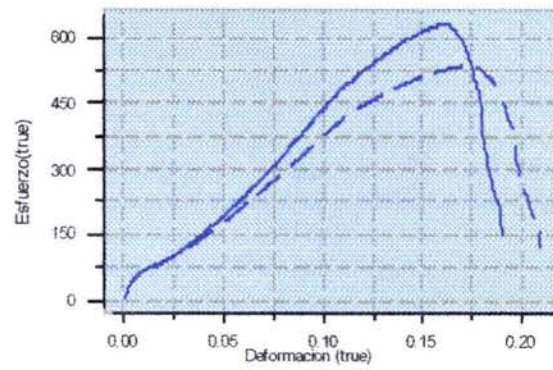
Probeta 43



Probeta 44



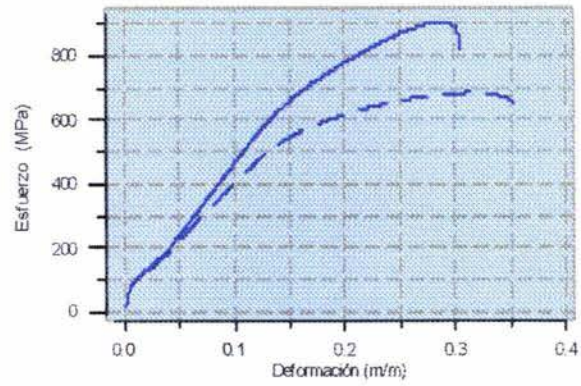
Probeta 45



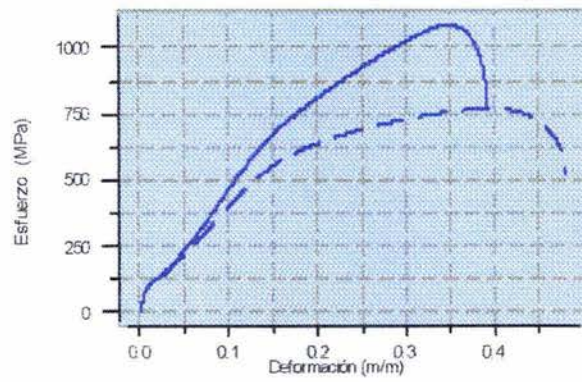


# Tatamiento térmico 16 a 1050°C por 35 horas

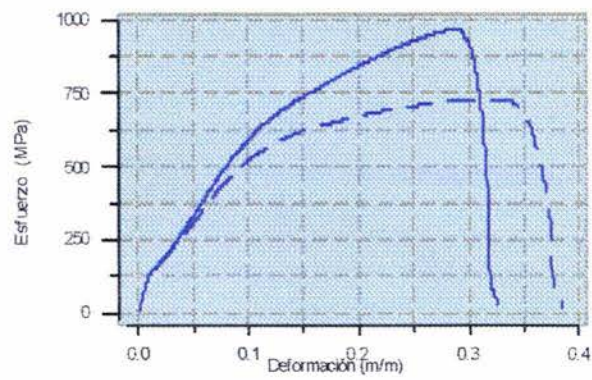
Probeta 46



Probeta 47



Probeta 48



## ANEXO 2. CUADROS DE ANÁLISIS DE VARIANZA

Cuadro A1. Módulo de Young

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	303123	101041	0.29	n.s.
tl	1	104345.91037	104345.91037	0.30	n.s.
tq	1	194323.47521	194323.47521	0.55	n.s.
tc	1	4453.95504	4453.95504	0.01	n.s.
Temperatura	3	20397647	6799215.6667	19.23	*
Tl	1	5021061.888	5021061.888	14.20	*
Tq	1	2196881.400	2196881.4002	6.21	*
Tc	1	13179703.4120	13179703.4120	37.28	*
Tiempo×Temperatura	9	2129597	236621.889	0.67	n.s.
tl×Tl	1	502231.6252	502231.6252	1.42	n.s.
tl×Tq	1	607171.3010	607171.3010	1.72	n.s.
tl×Tc	1	302148.9352	302148.935	0.85	n.s.
tq×Tl	1	102353.7904	102353.7904	0.29	n.s.
tq×Tq	1	125.7769	125.7769	0.00	n.s.
tq×Tc	1	5013.2900	5013.2900	0.01	n.s.
tc×Tl	1	13343.3352	13343.3352	0.04	n.s.
tc×Tq	1	338062.7344	338062.7344	0.96	n.s.
tc×Tc	1	259146.3252	259146.3252	0.73	n.s.
Error	32	11313452	353545.3750		
Total	47	34143819			

Cuadro A2. Resistencia a la Tensión.

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	41219	13739.66667	2.00	n.s.
tl	1	6153.57028	6153.57028	0.90	n.s.
tq	1	28788.48480	28788.48480	4.19	*
tc	1	6276.92360	6276.92360	0.91	n.s.
Temperatura	3	413090	137696.6667	20.04	*
Tl	1	87875.574	87875.574	12.79	*
Tq	1	83837.427	83837.4267	12.20	*
Tc	1	241376.5227	241376.5227	35.12	*
Tiempo×Temperatura	9	54638	6070.889	0.88	n.s.
tl×Tl	1	1801.9752	1801.9752	0.26	n.s.
tl×Tq	1	19.6196	19.6196	0.00	n.s.
tl×Tc	1	27459.2034	27459.203	4.00	*
tq×Tl	1	6180.9440	6180.9440	0.90	n.s.
tq×Tq	1	23.2408	23.2408	0.00	n.s.
tq×Tc	1	624.9408	624.9408	0.09	n.s.
tc×Tl	1	16394.7169	16394.7169	2.39	*
tc×Tq	1	1502.3009	1502.3009	0.22	n.s.
tc×Tc	1	630.8950	630.8950	0.09	n.s.
Error	32	219915	6872.3438		
Total	47	728862			

Cuadro A3. Esfuerzo de Cedencia

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	35388	11796		1.46 n.s.
tl	1	378.85234	378.85234		0.05 n.s.
tq	1	828.34914	828.34914		0.10 n.s.
tc	1	34180.38421	34180.38421		4.24 *
Temperatura	3	85156	28385.3333		3.52 *
Tl	1	2797.998	2797.998		0.35 n.s.
Tq	1	42698.842	42698.8420		5.30 *
Tc	1	39658.6777	39658.6777		4.92 *
Tiempo×Temperatura	9	76688	8520.889		1.06 n.s.
tl×Tl	1	9384.1312	9384.1312		1.16 n.s.
tl×Tq	1	6331.2397	6331.2397		0.79 n.s.
tl×Tc	1	141.9447	141.945		0.02 n.s.
tq×Tl	1	6570.5654	6570.5654		0.81 n.s.
tq×Tq	1	1326.9615	1326.9615		0.16 n.s.
tq×Tc	1	2834.7482	2834.7482		0.35 n.s.
tc×Tl	1	855.7403	855.7403		0.11 n.s.
tc×Tq	1	26342.8031	26342.8031		3.27 *
tc×Tc	1	22899.6333	22899.6333		2.84 *
Error	32	258041	8063.7813		
Total	47	455273			

Cuadro A4. Carga Máxima

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	9.963	3.321		2.14 *
tl	1	2.57189	2.57189		1.66 n.s.
tq	1	0.00330	0.00330		0.00 n.s.
tc	1	7.38743	7.38743		4.77 *
Temperatura	3	126.902	42.3007		27.29 *
Tl	1	48.604	48.604		31.36 *
Tq	1	54.508	54.5076		35.17 *
Tc	1	23.7913	23.7913		15.35 *
Tiempo×Temperatura	9	43.386	4.821		3.11 *
tl×Tl	1	0.6097	0.6097		0.39 n.s.
tl×Tq	1	1.0886	1.0886		0.70 n.s.
tl×Tc	1	29.1428	29.143		18.80 *
tq×Tl	1	1.4911	1.4911		0.96 n.s.
tq×Tq	1	0.0622	0.0622		0.04 n.s.
tq×Tc	1	0.0072	0.0072		0.00 n.s.
tc×Tl	1	0.0391	0.0391		0.03 n.s.
tc×Tq	1	8.4978	8.4978		5.48 *
tc×Tc	1	2.4479	2.4479		1.58 n.s.
Error	32	49.597	1.5499		
Total	47	229.848			

Cuadro A5. Carga en la Ruptura

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	20.825	6.941666667	2.86	*
tl	1	4.72138	4.72138	1.95	n.s.
tq	1	6.11327	6.11327	2.52	*
tc	1	9.99029	9.99029	4.12	*
Temperatura	3	36.965	12.3217	5.08	*
Tl	1	0.052	0.052	0.02	n.s.
Tq	1	36.911	36.9112	15.23	*
Tc	1	0.0017	0.0017	0.00	n.s.
Tiempo×Temperatura	9	128.661	14.296	5.90	*
tl×Tl	1	37.6522	37.6522	15.53	*
tl×Tq	1	15.3136	15.3136	6.32	*
tl×Tc	1	47.3764	47.376	19.55	*
tq×Tl	1	9.4605	9.4605	3.90	*
tq×Tq	1	12.1243	12.1243	5.00	*
tq×Tc	1	0.1411	0.1411	0.06	n.s.
tc×Tl	1	0.1205	0.1205	0.05	n.s.
tc×Tq	1	4.5783	4.5783	1.89	n.s.
tc×Tc	1	1.8938	1.8938	0.78	n.s.
Error	32	77.562	2.4238		
Total	47	264.013			

Cuadro A6. Coeficiente de Endurecimiento

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	0.056215	0.018738333	2.12	*
tl	1	0	0	0	n.s.
tq	1	0.04821	0.04821	5.46	*
tc	1	0.008	0.008	0.91	n.s.
Temperatura	3	0.50508	0.1684	19.08	*
Tl	1	0.023	0.023	2.6	*
Tq	1	0.248	0.2478	28.08	*
Tc	1	0.2343	0.2343	26.55	*
Tiempo×Temperatura	9	0.060163	0.007	0.76	n.s.
tl×Tl	1	0.0003	0.0003	0.03	n.s.
tl×Tq	1	0	0	0	n.s.
tl×Tc	1	0.0017	0.002	0.2	n.s.
tq×Tl	1	0.0129	0.0129	1.46	n.s.
tq×Tq	1	0.001	0.001	0.11	n.s.
tq×Tc	1	0.0194	0.0194	2.2	*
tc×Tl	1	0.0088	0.0088	1	n.s.
tc×Tq	1	0.0082	0.0082	0.93	n.s.
tc×Tc	1	0.0078	0.0078	0.88	n.s.
Error	32	0.282359	0.0088		
Total	47	0.903817			

Cuadro A7. Energía Absorbida

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	6178	2059.333333	0.94	*
tl	1	5655.20125	5655.20125	2.59	*
tq	1	522.65400	522.65400	0.24	n.s.
tc	1	0.40262	0.40262	0.00	n.s.
Temperatura	3	258486	86162.0000	39.51	*
Tl	1	58404.840	58404.840	26.78	*
Tq	1	101271.057	101271.0574	46.44	*
Tc	1	98810.2711	98810.2711	45.31	*
Tiempo×Temperatura	9	13004	1444.889	0.66	n.s.
tl×Tl	1	1002.0183	1002.0183	0.46	n.s.
tl×Tq	1	5526.4325	5526.4325	2.53	*
tl×Tc	1	690.0075	690.008	0.32	n.s.
tq×Tl	1	1637.5673	1637.5673	0.75	n.s.
tq×Tq	1	646.4338	646.4338	0.30	n.s.
tq×Tc	1	880.2489	880.2489	0.40	n.s.
tc×Tl	1	2512.4261	2512.4261	1.15	n.s.
tc×Tq	1	45.7539	45.7539	0.02	n.s.
tc×Tc	1	62.9521	62.9521	0.03	n.s.
Error	32	69789	2180.9063		
Total	47	347457			

Cuadro A8. Dureza

Factores	gl	SC	CM	F	
Tiempo	3	704.5	234.8333333	3.20	*
tl	1	623.13483	623.13483	8.50	*
tq	1	28.86101	28.86101	0.39	n.s.
tc	1	52.50961	52.50961	0.72	n.s.
Temperatura	3	51434.6	17144.8667	233.84	*
Tl	1	117.152	117.152	1.60	n.s.
Tq	1	10761.634	10761.6341	146.78	*
Tc	1	40555.8401	40555.8401	553.14	*
Tiempo×Temperatura	9	6242.4	693.600	9.46	*
tl×Tl	1	9.2576	9.2576	0.13	n.s.
tl×Tq	1	2971.1621	2971.1621	40.52	*
tl×Tc	1	2714.4192	2714.419	37.02	*
tq×Tl	1	42.5884	42.5884	0.58	n.s.
tq×Tq	1	125.6474	125.6474	1.71	n.s.
tq×Tc	1	319.0120	319.0120	4.35	*
tc×Tl	1	30.2419	30.2419	0.41	n.s.
tc×Tq	1	4.7096	4.7096	0.06	n.s.
tc×Tc	1	25.3171	25.3171	0.35	n.s.
Error	32	2346.2	73.3188		
Total	47	60727.7			

## BIBLIOGRAFIA

1. Adhe K. N., Kain V., Madangopal K., "Influence Of Sigma-Phase Formation on the Localized Corrosion Behavior of a Duplex Stainless Steel", *MATER ENG. PERFORM* 5 (4): 500-506, AUG 1996.
2. Anjos M.A., Vilar R., Qiu Y.Y., "Laser cladding of ASTM S31254 stainless steel on a plain carbon steel substrate", *Surf Coat Tech* 92 (1-2): 142-149, JUN 1997.
3. Anglada M., Fargas G., Mateo A., *Influencia de las Fases Intermetálicas en la Conformación de los Aceros Inoxidables Duplex*, VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, pp 77-86, Gandia 2002.
4. Askeland R. D., *Ciencia e Ingeniería en los Materiales*, International Thomson, 3ra edición, México 1999.
5. Askeland R. D., *Ciencia e Ingeniería de Los Materiales*, Internacional Thomson, México 2003.
6. ASM Handbook Vol. 1 *Irons, Steels and High Performance Alloys*, 10th edition, Asm Intl; CD-ROM edition December 2000.
7. ASM Handbook, Volumen 8, *Mechanical Testing*, Metals Handbook, 1992.
8. ASM Handbook, Volumen 10, *Materials Characterization*, Metals Handbook, 1992.
9. Avner S. H., *Introduccion A La Metalurgia Fisica*, McGraw-Hill, Mexico, 1988.
10. Balancin O., Hoffmann W., Jonas J. J., "Influence of Microstructure on the flow Behavior of Duplex Stainless Steels at high Temperatures", *METALL MATER TRANS. A* 31 (5): 1353-1364, MAY 2000.
11. Callister W. D., *Introduccion a la Ciencia e Ingenieria de los Materiales*, Reverte; Mexico 1995.
12. Cvijovic Z. M., Mihajlovic D. V., Knezevic V. R., "Microstructural Morphology and Stability of Rapidly Solidified Duplex Stainless Steel", *MATER SCI. FORUM* 282-2: 323-330 1998.
13. Choe H. C., Hwang K. Y., Kim K. H., "The Surface Characteristics and Corrosion Behavior of Plasma Nitrided Austenitic Stainless Steel Containing Mo", *J. JPN I MET.* 64 (2): 79-84, FEB 2000.
14. Davis J.R., *Stainless Steels*, *ASM Specialty Handbook*, ASM International, 1995.
15. Dawood A. M., Mahallawi E., "Thermal Aging Of 16Cr-5Ni-1Mo Stainless Steel - Part 1 - Microstructural Analysis", *MATER SCI. TECH-LOND* 20 (3): 363-369, MAR 2004.

16. Dawood A. M., Mahallawi E.M., "Thermal Aging Of 16Cr-5Ni-1Mo Stainless Steel - Part 2 - Mechanical Property Characterization", *MATER. SCI. TECH-LOND* 20 (3): 370-374, MAR 2004.
17. Dieter G., *Metalurgia Mecánica*, Madrid, España, Aguilar ediciones, 1997.
18. Duprez L., Cooman B.C., y Akdut N., *Microstructural Changes In Duplex Stainless Steel During Isothermal Annealing*, 6th World Duplex Conference, Venezia, 133-141, 2000.
19. El Koussy M. R., El Mahallawi I.S., Khalifa W., "Effects of thermal aging on microstructure and mechanical properties duplex stainless steel weldments", *MATER SCI. TECH-LOND* 20 (3): 375-381, Mar 2004.
20. Elshawesh F., Elahresh N., Elhoud A., "Effect of Sigma Phase on Pitting Corrosion of 22-5 Duplex Stainless Steel", *BRIT. CORROS. J* 33 (4): 285-287, 1998.
21. Eroglu M., Khan T.I., Orhan N., "Diffusion bonding between Ti-6Al-4V alloy and microduplex stainless steel with copper interlayer", *MATER SCI. TECH-LOND* 18 (1): 68-72, Jan 2002.
22. Femenia M., Pan J., Leygraf C., "In situ local dissolution of duplex stainless steels in 1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 1MNaCl by electrochemical scanning tunneling microscopy", *J. ELECTROCHEM SOC.* 149 (6): B187-B197, Jun 2002.
23. Femenia M., Pan J., Leygraf C., "In Situ Study of Selective Dissolution of Duplex Stainless Steel 2205 By Electrochemical Scanning Tunnelling Microscopy", *CORROS. SCI.* 43 (10): 1939-1951, OCT 2001.
24. Femenia M., Pan J., Leygraf C., In situ study of selective dissolution of duplex stainless steel 2205 by electrochemical scanning tunnelling microscopy, *CORROS. SCI.* 43 (10): 1939-1951, OCT 2001.
25. Singer F., Pytel A., *Resistencia de Materiales 4a Edición: Introducción a la Mecánica de Sólidos*, Oxford University Press Mexico S.A. de C.V.; July 1, 1987.
26. Glowina J., Kalandyk B., Hubner K., "Delta Ferrite Predictions for Cast Duplex Steels with High Nitrogen Content", *MATER CHARACT.* 47 (2): 149-155, AUG 2001.
27. González M., "Aceros Inoxidables, Curso de Metalurgia Física, Ingeniería Mecánica- Ingeniería Naval", 1ra Edición, pp 27-32 ,Octubre 2002.
28. Gregori A., Nilsson J. O., "Decomposition of Ferrite in Commercial Superduplex Stainless Steel Weld Metals; Microstructural Transformations Above 700 Degrees C", *METALL MATER TRANS. A* 33 (4): 1009-1018, APR 2002.
29. Hamalainen E., Laitinen A., Hanninen H. "Mechanical Properties of Power Metallurgy Duplex Stainless Steels", *MATER SCI. TECH. SER.* 13 (2): 103-109, FEB 1997.

30. Han Y.S., Hong S.H., "Microstructural Changes During Superplastic Deformation of Fe-24Cr-7Ni-3Mo-0,14N Duplex Stainless Steel", *MAT. SCI. ENG. A-STRUCT* 266 (1-2): 276-284, JUN 1999.
31. Harvey P. D., *Engineering Properties of Steels, Ohio: American Society for Metals, 1982.*
32. Hilders O.A., Saenz L., Ramos M., "Effect of 475 Degrees Embrittlement on Fractal Behavior And Tensile Properties of a Duplex Stainless Steel", *J MATER ENG. PERFORM* 8 (1): 87-90, FEB 1999.
33. Hong S.H., Han Y.S., "Phenomena and mechanism on superplasticity of duplex stainless steels", *MET. MATER-KOREA* 6 (2): 161-167, APR 2000.
34. Hsu J.W., Tsai S.Y., Shih H.C., "Hydrogen Embrittlement of SAF 2205 Duplex Stainless Steel", *CORROSION* 58 (10): 858-862, OCT 2002.
35. Incharruza Z. A., "*Aceros Inoxidables y Aceros Resistentes al Calor*", Limusa, México D.F. 1981.
36. Iza M. A., Pinol J. A., Urcola J.J., "Microstructural and mechanical behavior of a duplex stainless steel under hot working conditions", *METALL MATER TRANS. A* 29 (12): 2975-2986, DEC 1998.
37. Jeong S.W., Lee Z.H., Lee H.M., "Effect of Si and Mn Additions on Ferrite and Austenite Phase Fractions in 25Cr-7Ni-1.5Mo-3W Base Super Duplex Stainless Steels", *Z. METALLKD* 91 (6): 494-499, JUN 2000.
38. Jimenez J.A., Carsi M., Frommeyer G., "Characterization and Mechanical Properties of a Delta/Gamma Duplex Stainless Steel", *KEY ENG. MAT.* 171-1: 389-394, 2000.
39. Johnson E., Kim Y.J., Chumbley L.S., "Initial Phase Transformation Diagram Determination for the CD3MN Cast Duplex Stainless Steel", *SCRIPTA. MATER* 50 (10): 1351-1354 MAY 2004.
40. Johansson K., *Duplex Stainless Steels: Past, Present and Future*, Proceedings Conference 6th World Duplex 2000, Venezia, pp 13-28, 2000.
41. Khuri A. I. y. Cornell J. A., *Response Surfaces: Designs and Analyses*, Marcel Dekker, New York 1996.
42. Kim J.S., Kwon H.S., "Effects of Tungsten on Corrosion and Kinetics of Sigma Phase Formation Of 25% Chromium Duplex Stainless Steels", *CORROSION* 55 (5): 512-521, MAY 1999.
43. Kim S., Marrow T.J., "Application of Electron Backscattered Diffraction to Cleavage Fracture in Duplex Stainless Steel", *SCRIPTA MATER* 40 (12): 1395-1400, MAY 1999.



44. Kuehl Robert O, *Diseño de Experimentos 2da. Edición*, Thomson Learnig, México D.F. 2001.
45. Latjin Y., Arzamásov B., *Tratamiento Químico Térmico de los Metales*, MIR. Moscú 1977.
46. Lee K.M., Cho H.S., Choi D.C., "Effect of Isothermal Treatment of SAF 2205 Duplex Stainless Steel on Migration of Delta/Gamma Interface Boundary and Growth of Austenite", *J. ALLOY COMPD.* 285 (1-2): 156-161, MAR 1999.
47. Lieu H.Y., Pan Y.T., Hsieh R.L., "Effects of Alloying Elements on the Mechanical Properties and Corrosion Behaviors of 2205 Duplex Stainless Steels", *J. MATER ENG. PERFORM* 10 (2): 231-241, APR 2001.
48. Maki T., Furuhashi T., Tsuzaki K., "Microstructure Development by Thermomechanical Processing in Duplex Stainless Steel", *ISIJ. INT.* 41 (6): 571-579, 2001.
49. Montgomery D. C., *Diseño y Análisis de Experimentos*, Grupo Editorial Iberoamerica, México D.F. 1991.
50. Montgomery D. C., *Diseño y Análisis de Experimentos*, 2º Edición Limusa Wiley, México 2004.
51. Muthupandi V, Srinivasan P.B., "Sundaresan S Influence of Nitrogen Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steel Weld Metals", *STEEL RES.* 73 (9): 409-413, SEP 2002.
52. Nam K.W., Kang C.Y., Do J.Y., "Fatigue Crack Propagation of Super Duplex Stainless Steel with Dispersed Structure and Time-Frequency Analysis of Acoustic Emission", *MET. MATER-KOREA* 7 (3): 227-231, JUN 2001.
53. Nilsson J.O., Kangas P., Karlsson T., "Mechanical Properties Microstructural Stability and Kinetics of Sigma-Phase Formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N Superduplex Stainless Steel", *METALL MATER TRANS A* 31 (1): 35-45, JAN 2000.
54. Park Y.H., Lee Z.H., "The Effect of Nitrogen and Heat Treatment on the Microstructure and Tensile Properties of 25Cr-7Ni-1.5Mo-3W-Xn Duplex Stainless Steel Castings", *MAT SCI ENG A-STRUCT.* 297 (1-2): 78-84, JAN 15 2001.
55. Patankar S.N., Lim C.T., Tan M.J., "Superplastic Forming of Duplex Stainless Steel", *METALL MATER TRANS A* 31 (9): 2394-2396, SEP 2000.
56. Patankar S.N., Tan M.J., "Sigma Phase Precipitation During Superplastic Forming of Duplex Stainless Steel", *MATER HIGH TEMP.* 19 (1): 41-44, 2002.
57. Peckner D., Bernstein I.M., *Handbook of Stainless Steel.*, New York, McGraw-Hill, Inc. 1997.

58. Polak J., Fardoun F., Degallaix S., "Analysis of the Hysteresis Loop in Stainless Steels II Austenitic-Ferritic Duplex Steel and the Effect of Nitrogen", *MAT. SCI. ENG. A-STRUCT.* 297 (1-2): 154-161, JAN 2001.
59. Porter, D. A., Easterling K. E., *Phase Transformations in Metals and Alloys*, London: Chapman and Hall, 1992.
60. Rajeev R., Samajdar I., Raman R., "Origin of hard and soft zone formation during cladding of austenitic/duplex stainless steel on plain carbon steel", *MATER SCI. TECH. SER* 17 (8): 1005-1011, AUG 2001.
61. Raymond M. H., Montgomery D. C., *Response Surface Methodology : Process And Product Optimization Using Designed Experiments*, Wiley, New York, 1995.
62. Samuel H. Maron. y Carl F. Prutton, *Fundamentos de Fisicoquímica*, Limusa, México, 1991.
63. Sato Y. S., Kokawa H., Kuwana T., "Effect of Nitrogen on Sigma Transformation in Duplex Stainless Steel Weld Metal", *SCI. TECHNOL. WELD JOI.* 4 (1): 41-49, 1999.
64. Sato Y.S., Kokawa H., "Preferential Precipitation Site of Sigma Phase in Duplex Stainless Steel Weld Metal", *SCRIPTA MATER* 40 (6): 659-663, FEB 1999.
65. Shek C. H., Wong K. W., Lai L., "Hot Tensile Properties of 25Cr-8Ni Duplex Stainless Steel Containing Cellular (Sigma+Gamma) Structure After Various Thermal Treatments", *MAT. SCI. ENG. A-STRUCT* 231 (1-2): 42-47, JUL 1997.
66. Sinha S. P., "Comparación de Precisión y Sesgo de algunos Diseños Experimentales de Superficie de Respuesta", *Publicación 80-01, I.E.A.C., U.L.A.* 1980.
67. Still J., "How to reduce sigma in offshore pipe fabrications", *WELD J* 78 (11): 61-67, NOV 1999.
68. Strutt A.J., Vecchio K.S., "Simultaneous Oxidation and Sigma-Phase Formation in A Stainless Steel", *METALL MATER TRANS. A* 30 (2): 355-362, FEB 1999.
69. Tsai W.T., Chen M.S., "Stress Corrosion Cracking Behavior of 2205 Duplex Stainless Steel in Concentrated NaCl Solution", *CORROS. SCI.* 42 (3): 545-559, MAR 2000.
70. Voronenko B.I., "Austenitic-Ferritic Stainless Steels: a State-of-the-art Review", *MET. SCI HEAT TREAT.* 39 (9-10): 428-437, OCT 1997.